ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ «ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ»

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

Сборник научных трудов
В 2 книгах

Книга 1

Минск
ФТИ НАН Беларуси
2025

PHYSICAL-TECHNICAL INSTITUTE OF THE NATIONAL
ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS, STATE SCIENTIFIC INSTITUTION

ADVANCED METHODS AND TECHNOLOGIES OF MATERIALS DEVELOPMENT AND PROCESSING

Collection of scientific papers
In 2 volumes

Volume 1

Minsk
PTI NAS Belarus
2025

УДК [621.7+621.9](082)
ББК 30.61я.43
С56

Редакционная коллегия:
В. Г. Залесский (гл. ред., д. ф.-м. н.),
И. П. Смягликов (зам. гл. ред., к. т. н.), А. В. Басалай (к. т. н.),
А. В. Белый (академик НАН Беларуси),
А. Т. Волочко (д. т. н.), В. А. Зеленин (д. т. н.),
А. С. Калиниченко (д. т. н.), В. В. Клубович (академик НАН Беларуси),
В. А. Кукареко (д. ф.-м. н.), А. П. Ласковнев (академик НАН Беларуси),
С. Д. Латушкина (к. т. н.), Ф. И. Пантелеенко (чл.-кор.),
И. Л. Поболь (д. т. н.)

С 56 **Современные** методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. науч. тр. В 2 кн. Книга 1 / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. — Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2025. — 372с. : ил.
ISBN 978-985-6441-78-6

В издании приведены научные и практические результаты работ, выполненных отечественными и зарубежными учеными, молодыми сотрудниками, аспирантами, специалистами промышленных предприятий и производственных компаний в области материаловедения, инженерии поверхности, исследования и создания новых методов синтеза, модификации, упрочнения, испытания материалов различного функционального назначения. Сборник состоит из 2 книг и включает более 60 статей. Издание рассчитано на ученых и специалистов профильных научно-исследовательских институтов, предприятий, аспирантов, студентов высших учебных заведений.

УДК [621.7+621.9](082)
ББК 30.61я.43

ISBN 978-985-6441-79-3 (кн. 1)

ISBN 978-985-6441-78-6

©ФТИ НАН Беларуси, 2025

ПРЕДИСЛОВИЕ

Развитие науки и технологий неразрывно связано с созданием и обработкой новых материалов, которые являются основой для инноваций в таких областях, как машиностроение, электроника, энергетика и медицина. Исследования в этой сфере направлены на повышение эффективности, долговечности и функциональности материалов, что способствует технологическому суверенитету. Сборник научных трудов «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» объединяет ключевые работы, отражающие многогранность и актуальность исследований в области материаловедения и смежных дисциплин. Он отражает современные тенденции и инновации, предлагая читателю актуальные научные и практические решения. Мы надеемся, что это издание станет полезным ресурсом для исследователей, инженеров и студентов, а также послужит стимулом для дальнейших научных работ и сотрудничества.

Сборник входит в Перечень научных изданий Республики Беларусь для опубликования результатов диссертационных исследований, а также включен в Российский индекс научного цитирования.

Редакционная коллегия выражает глубокую благодарность всем авторам и рецензентам статей за их вклад в подготовку издания.

УДК 621.891.923

АЛМАЗНО-ОТРЕЗНОЙ ИНСТРУМЕНТ В ТЕХНОЛОГИЯХ ЛИКВИДАЦИИ ЧРЕЗВЫЧАЙНЫХ СИТУАЦИЙ

[1, 2]В. Е. Бабич

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям,
г. Минск, Республика Беларусь

Представлен анализ завалов формируемых в зонах чрезвычайных ситуаций и их состав. Определен наиболее распространенный аварийно-спасательный инструмент (алмазно-отрезной круг), применяемый спасательными службами при деблокировании пострадавших. Установлены основные задачи, решение которых позволит создать абразивно-отрезной круг, эффективно разрезающий различные материалы в том числе и комбинации формируемых в зонах разрушения строительных конструкций.

Ключевые слова: абразивно-отрезные устройства, алмазные отрезные круги, алмазный сегмент

DIAMOND CUTTING TOOLS IN EMERGENCY RESPONSE TECHNOLOGIES

[1, 2]V. E. Babich

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The analysis of debris formed in emergency zones and their composition is presented. The most widespread rescue tool (diamond cutting wheel) used by rescue services in the process of victim unblocking is determined. The basic problems, the solutions of which will allow to create an abrasive cutting wheel effectively cutting various materials including combinations formed in the zones of destruction of building structures, are established.

Keywords: abrasive cut-off machines, diamond cutting wheels, diamond segments

e-mail: babich83@mail.ru

Бедствия природного и техногенного характера происходят ежедневно в различных частях планеты и сопровождаются разрушениями, а также человеческими жертвами. Для выполнения задач, возложенных на спасательные службы, используется различный механизированный аварийно-спасательный инструмент и оборудование. От оперативности применения и эффективности аварийно-спасательного инструмента зависят жизни людей.

При ликвидации чрезвычайных ситуаций, связанных с необходимостью разбора завалов и проникновения в помещения, возникает необходимость оперативного разрезания различных материалов, в том числе и композиций. В ряде случаев спасателям приходится выполнять операции по разбору завалов, образующихся при землетрясениях и взрывах с целью деблокирования пострадавших в зданиях и сооружениях. В данном случае выполняется резание всевозможных комбинаций различных материалов включающих: бетон, железобетон, пластик, кирпич, стекло, дерево и т. д.

При чрезвычайных ситуациях завалы формируются из элементов, входящих в состав сооружений, а именно из бетона и железобетона (стены, элементы перекрытий), различных видов блоков и кирпича, металлических элементов (двери, решетки, поручни и т. д.), деревянных элементов (полы, мебель и т. д.), пластиковых окон, а также комбинаций перечисленных материалов. При этом основной задачей спасательных служб является разделение строительных материалов входящих в состав завалов, до размеров позволяющих выполнить их удаление из зоны разрушения, позволяя обеспечить поиск и извлечение пострадавших людей.

Универсальное решение, связанное с деблокированием пострадавших из завалов при ликвидации чрезвычайных ситуаций, отсутствует. Спасателям необходимо максимально оперативно (с минимальными временными затратами) и по возможности безопасно выполнить работы по резанию различных материалов.

Эффективность аварийно-спасательных работ и соответственно жизни людей, во многом зависит от технологий и оборудования, применяемых при ликвидации ЧС. Незаменимым инструментом, используемым спасателями, является инструмент с мотоприводом, где в качестве рабочего органа выступает алмазный отрезной круг. Соответственно, применяемый инструмент должен обеспечивать высокоэффективную работу – производительность при разрезании различных материалов сформированных в зонах чрезвычайных ситуаций.

Несмотря на широкое применение спасательными службами инструмента с мотоприводом, необходимо отметить отсутствие специализированного алмазного отрезного инструмента для работы в зонах разрушений строительных конструкций инструмента, а также рекомендаций по его созданию и применению.

Для создания алмазного отрезного инструмента обладающими комплексом свойств, необходимых для выполнения работ в зонах чрезвычайных ситуаций, необходимо применение абразивных материалов, отличающихся высокой прочностью в комбинации с металлическими связками (матрицами) с низкими показателями адгезии.

Алмазно-отрезной инструмент, выступающий в качестве исполнительного органа абразивно-отрезного устройства, и абразивные материалы, входящие в состав инструмента, являются наукоемким высокотехнологическим продуктом, важным звеном в решении эффективной механообработки труднообрабатываемых, композиционных материалов, в том числе сформированных в зоне чрезвычайных ситуаций.

Сочетая свойства абразивных материалов и металлических связок, алмазно-отрезной инструмент является универсальным и высокопроизводительным и оптимальным средством для аварийно-спасательных служб.

Чрезвычайные ситуации (ЧС), связанные с обрушением зданий и сооружений, обычно сопровождаются гибелью людей и возникновением значительного материаль-

ного ущерба. Ликвидация таких ЧС предполагает проведение аварийно-спасательных работ (АСР), отличительной особенностью которых является то, что они выполняются в основном в крайне неблагоприятных внешних условиях, в сжатые сроки, с высокой интенсивностью и с привлечением значительных сил и средств [1].

Эффективность АСР, как свидетельствует опыт их проведения, во многом зависит от применяемых спасателями технологий и оборудования, что обусловливает актуальность использования высокопроизводительного оборудования. Для решения указанных проблем важно иметь представление о характеристиках разрушений, форме и структуре завалов, методах проведения аварийно-спасательных и других неотложных работ в зонах разрушения строительных конструкций.

Анализируя последствия землетрясений в Армении, п. г. т. Нефтегорск**,** на о. Тайвань и в Турции можно сделать вывод, что завалы бывают сплошными и фрагментными (местными). Объем завалов при разрушении жилых зданий составляет 35–50 %, промышленных – 15–20 % строительного объема. Высота завалов жилых зданий составляет 1/5–1/7, промышленных – 1/4–1/10 их первоначальной высоты. Средний угол откосов завалов – 30°. Объем пустот в завалах составляет 40–60 % [2].

По данным [3], в результате землетрясения в Турции обрушилось более 6000 сооружений. На основании этого можно оценить количество серьезно поврежденных сооружений и предсказать объем отходов от сноса, которые будут получены на основе распределения различных типов сооружений. При оценке ущерба, после землетрясения магнитудой 6,8 в Турции (2023 г.), было установлено, что землетрясение привело к обрушению или повреждению примерно 250 000 сооружений. Здания и сооружения в Турции представлены двумя основными типами: железобетонные конструкции (51,7 %) и конструкции из мелкоштучных элементов (кирпичные), укладываемые вручную (48,3 %). Железобетонные конструкции имеют среднюю площадь 4000–5000 м^2, а кирпичные – 400–600 м^2. Очевидно, что разные типы зданий производят разные пропорции материалов, формирующих завалы [4].

Согласно данным [5], основные компоненты и материалы (такие как элементы стен, полов, лестниц, окон, дверей и т. д.) были исследованы до демонтажа, и были установлены пропорции различных компонентов, чтобы оценить долю различных компонентов отходов после разрушения (рис. 1).

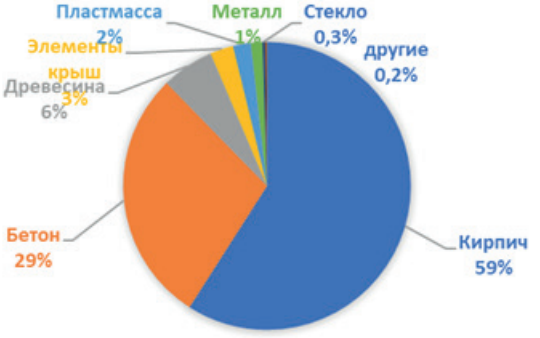
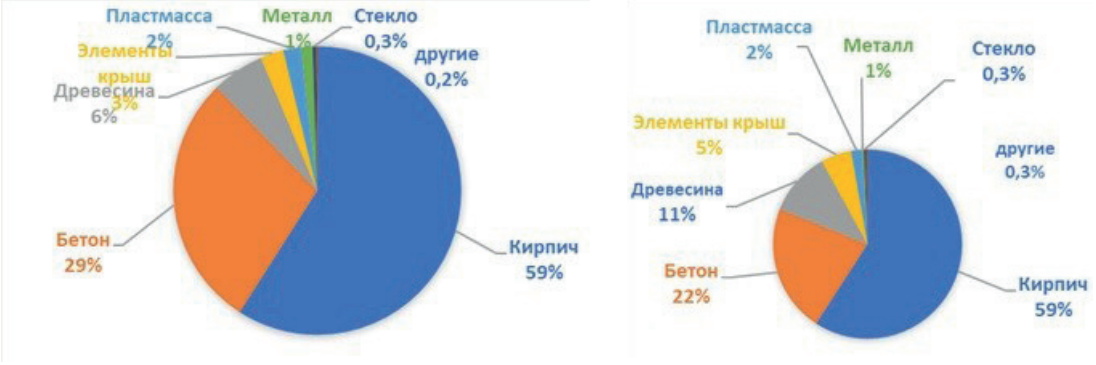


Рис. 1. Распределение общего состава отходов сноса в районе землетрясения

На рис. 2 приведены состав завалов зданий из железобетона (*а*) и каменных построек (*б*) при разрушении. По сравнению с железобетонными конструкциями доля отходов бетона и стальных элементов (арматуры) относительно ниже при сносе каменных конструкций, в то время как доля отходов кирпича, плитки и древесины увеличивается. Из рис. 2 видно, что отходы кирпича и бетона являются основными компонентами отходов от сноса после землетрясений. В связи с этим резание данных двух материалов

(кирпич, бетон) является основным, в меньшей степени резанию будут подвергаться элементы древесины, арматуры и пластика.



а *б*

Рис. 2. Состав отходов зданий из железобетона (*а*) и каменных зданий (*б*) при разрушении

В работе [6] также приводится процентный состав отходов формируемых в зонах землетрясений:

– 13–40 % кирпичные глыбы;

– 10–60 % обломки железобетонных и бетонных конструкций;

– 3–30 % деревянные конструкции;

– 2–10 % металлические конструкции.

Приведенные в работе [5] цифры коррелируют с данными работы [6]. Соответственно, спасателям, выполняющим работы в зонах разрушений строительных конструкций, необходим инструмент, способный эффективно выполнять резание железобетонных, бетонных, кирпичных, деревянных и стальных изделий.

После ликвидации последствий землетрясений разбор завалов и утилизация формирующихся отходов является первоочередной задачей. Эффективные методы и способы демонтажа строительных конструкций позволяют повысить производительность работы спасателей.

Разрушение строений и образование завалов обычно сопровождается гибелью, блокированием, травмированием людей. Из всех пострадавших в завалах примерно 40 % получают легкие травмы, травмы средней тяжести получают 20 %, столько же процентов получают тяжелые и крайне тяжелые травмы и увечья [7].

Пострадавшие могут находиться в верхней, средней, нижней части завала, в заваленных подвалах и подземных защитных сооружениях и технологических помещениях. В отдельных случаях они могут оставаться на разных этажах частично разрушенных помещений, в нишах и пустотах.

Практически во всех завалах оказываются люди, часть из них погибает сразу, часть получает ранения. В первые сутки после ЧС при отсутствии первой помощи в завале погибает примерно 40 % пострадавших. После 3–4 дней после образования завала находящиеся в нем живые люди начинают погибать от жажды, холода, травм. По истечении 7–10 суток в завалах практически не остается живых людей. Травмами, характерными для людей, попавших в завалы, являются переломы, ушибы, сотрясение мозга. Специфической травмой считается длительное сдавливание мышц и внутренних органов – синдром длительного сдавливания [7].

В соответствии с рекомендациями Insarag [8] разборка завала осуществляется спасательным звеном в составе 5–7 человек методом послойного удаления обломков в отвал. Верхний слой обломков убирается после предварительного дробления и резки

арматуры. Мелкие обломки убираются вручную в отвал. Данные операции повторяются до тех пор, пока не будет освобожден пострадавший. Работы по разборке завала производятся с использованием аварийно-спасательного инструмента и оборудования. Основным инструментом, применяемым спасательными службами является абразивно-отрезной инструмент с мотоприводом (бензорезы) (рис. 3).



а *б*

Рис. 3. Применение бензорезов в зонах разрушений строительных конструкций

Одним из важнейших условий эффективности медицинской помощи пострадавшим при любой катастрофе является ее своевременность. Опыт ликвидации последствий землетрясений показал, что число пострадавших, которых удается извлечь из завалов живыми, на третьи-четвертые сутки значительно снижается, а на пятые-шестые – практически сводится к нулю. Организация в очаге землетрясения полномасштабных спасательных работ с применением специальной техники, участием профессиональных работе спасателей, развертыванием медицинских формирований требует времени. В большинстве случаев такие работы удается начать лишь спустя пару суток [7].

При проведении аварийно-спасательных работ широкое применение находит механизированный инструмент с приводом от двигателя внутреннего сгорания: бензомоторные пилы, абразивно-отрезные устройства, ручные режущие машины с круговым вращающимся рабочим органом и т. д. Отличительная особенность инструмента с мотоприводом заключается в его автономности, незначительной массе, удобстве эксплуатации, возможности резать практически любые материалы.

Бензорезы применяют для проникновения в помещения через двери, стены, бетонные перекрытия, крышу и т. д., где возможности другого аварийно-спасательного инструмента ограничены.

Принцип действия бензорезов различных производителей практически не отличаются. Эффективность и непосредственно производительность резания зависит от показателей износостойкости, концентрации алмазных зерен, алмазоудержания, теплопроводности, состава связки алмазных сегментов алмазно-отрезного инструмента, приводимого во вращение бензорезом.

Алмазный отрезной круг, выступающий в качестве режущего инструмента, состоит из двух основных частей – стального корпуса и режущей алмазной кромки. Корпус круга изготавливается из высококачественной закаленной стали. Кромка содержит в себе смесь дозированных с высокой точностью металла и абразивного материала, спрессованных при высоких температурах образуя композиционный абразивный состав.

Корпуса сегментных кругов имеют выступающие поверхности, на которые при изготовлении круга приваривают алмазные сегменты. Конструктивно корпуса сегментных кругов выполняются с различными по форме межсегментными впадинами. Данные впа-

дины необходимы для снижения температуры и уменьшения деформации круга. Формы впадин могут быть разнообразными, их нижнюю часть как правило выполняют радиусной, для уменьшения напряжений, возникающих в процессе работы.

Сегментные круги осуществляют циклический процесс резки, что способствует снижению температуры в зоне контакта и сил резания, повышая эффективность обработки.

Особенностью сегментных кругов является изменение площади контакта режущей поверхности и разрезаемого изделия. Периодическое изменение площади контакта приводит к росту вибраций и появлению ударных нагрузок на инструмент и разрезаемое изделие.

Эксплуатируемые алмазные отрезные круги можно классифицировать по видам обрабатываемых материалов [9]:

Класс 1: бетон, строительные материалы, тротуарная и клинкерная плита, кирпич.

Корпус из низкоуглеродистой высококачественной стали не деформируется при высокой температуре, режущая кромка припаивается лазерной сваркой – это увеличивает срок эксплуатации и повышает производительность.

Класс 2: кровельная черепица, абразивные материалы, шлакобетонные блоки, бетон, песчаник, кирпич.

Сочетает надежность при работе с абразивными материалами и высокую скорость проведения работ.

Класс 3: железобетон, гранит, другие твердые материалы.

Алмазные гранулы покрываются слоем легированного металла, корпус изготавливается из низкоуглеродистой стали;

Класс 4: плитка для стен и пола, керамическая плитка, бетонные плитки, шифер.

Высокая концентрация алмазной крошки, диски со сплошной кромкой, используется только для сухой резки.

Класс 5: твердый и абразивный бетон, штукатурка.

Оптимальны для выборки бетона, выполнения шурфов, швов и разрезов.

Класс 6: высокоабразивные материалы, свежий бетон, асфальт.

Предназначены для легких напольных пил, ручных бензорезов и других механизмов, используются в сухой резке.

Оптимальный подбор отрезных алмазных кругов гарантирует как эффективность и производительность выполнения работ, так и срок службы изделия. При этом должны учитываться всевозможные факторы: диаметр круга, вид резки (мокрая или сухая), мощность используемой машины. На процесс влияют прочность материала, необходимая точность реза. При покупке следует обращать внимание на линейную скорость круга, количество оборотов, количество и качество связующего, качество и величину алмазов.

Конструкция режущих сегментов является важнейшим элементом входящим в систему «отрезной круг – режущий сегмент – обрабатываемое изделие» влияющим на эффективность резания. Правильный выбор формы сегментов позволяет повысить производительность, снизить уровень шума, уменьшить абразивный износ поверхностей круга и сегментов.

В зависимости от используемого оборудования и обрабатываемого материала, круги могут изготавливаться с различным типом конструкции паза (рис. 4).

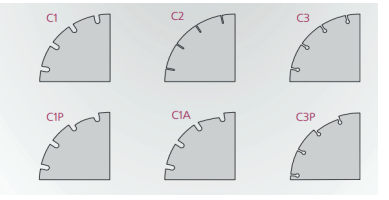


Рис. 4. Типы конструкций сегментных алмазных отрезных кругов

Множество вариантов применения алмазных отрезных сегментных кругов в промышленности привело к разработке разнообразных форм сегментов, а также их расположения вдоль режущего профиля круга.

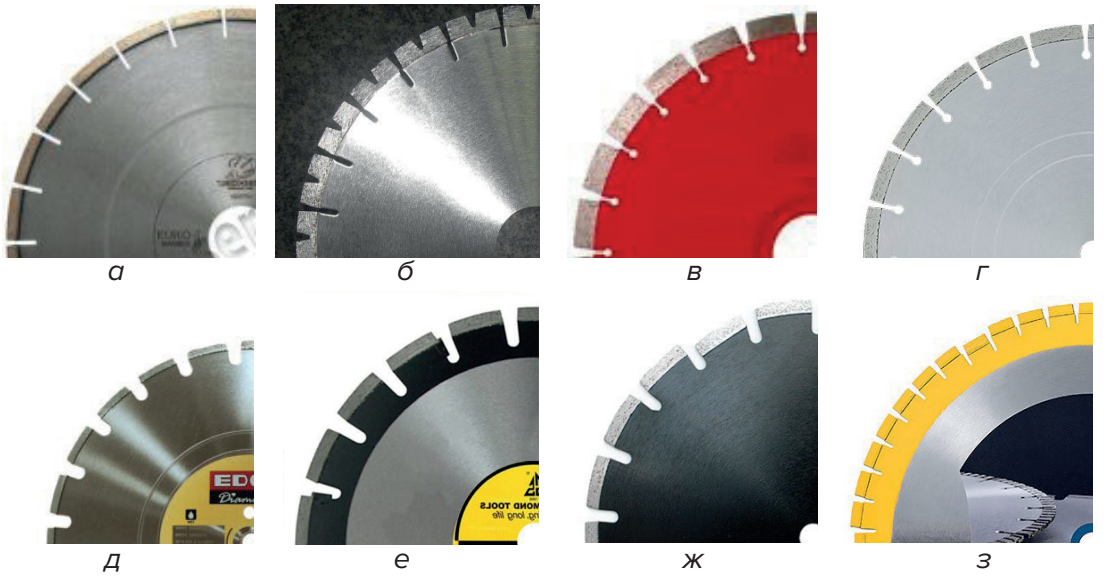
Отрезные сегментные круги со стандартной формой сегментов и узкими межсегментными расстояниями (рис. 5*а*) применяются при резании таких материалов как бетон, кирпич, и обеспечивают высокое качество разрезаемых поверхностей.

Разделяя сегмент на два и более коротких (рис. 5*б*), уменьшают абразивное воздействие шлама на рабочие поверхности круга и обеспечивают введение охлаждающей жидкости в зону резания. Данная форма сегментов позволяет уменьшить уровень шума, за счет устранения естественных резонансных колебаний вызванных множественными контактами сегментов с обрабатываемыми материалами.

Изготовление передней части сегмента с наклоном (рис. 5*в*) и придание межсегментной прорези радиусной формы (рис. 5*г*) препятствуют возникновению усталостных трещин в корпусе круга. Такое конструктивное решение увеличивает срок службы корпуса круга.

Усталостная прочность корпуса круга является важным фактором, влияющим на срок службы алмазных отрезных кругов, эксплуатирующихся в тяжелых условиях. Применение высоких скоростей резания при обработке твердых материалов приводит к повышению усилия резания, которое должно передаваться корпусом круга. Для повышения экономической эффективности процесса резки (возможность повторного использования корпусов) применяются корпуса с широким межсегментным расстоянием (рис. 5*д*).

Широкие межсегментные расстояния позволяют лучше удалять стружку и, следовательно, эффективны при скоростном резании высокоабразивных материалов. Присутствие высокоабразивных частиц в зоне резания приводит к быстрому износу и отрыву сегментов от корпуса круга. Для удаления продуктов износа из зоны резания в передней части сегмента устанавливаются специальные армированные элементы. Каждый сегмент с армированной передней частью эффективно защищает до пяти последующих сегментов, в связи с этим каждый шестой сегмент изготавливается с усиленной передней частью. В некоторых случаях каждый второй межсегментный паз изготавливается с износостойкой усиленной частью (рис. 5*е*). Также для очистки зоны резания и снижения бокового трения, как правило, каждый шестой сегмент углубляется и отличается по ширине от остальных сегментов (рис. 5*ж*).



а *б* *в* *г*

д *е* *ж* *з*

Рис. 5. Варианты периферийных поверхностей алмазных отрезных кругов

В поиске решений по повышению производительности и стойкости инструмента изготавливают различные формы сегментов и комбинируют их варианты расположения (рис. 6).

Дешевым и технологичным является изготовление однородных и простых по форме сегментов, однако, длительные условия эксплуатации в определенных условиях требуют выработки оптимальных форм к конструкции сегментов. К примеру, конические сегменты эффективно применять для снижения потребляемой мощности при распиловке за счет уменьшения бокового трения сегментов о разрезаемый материал.

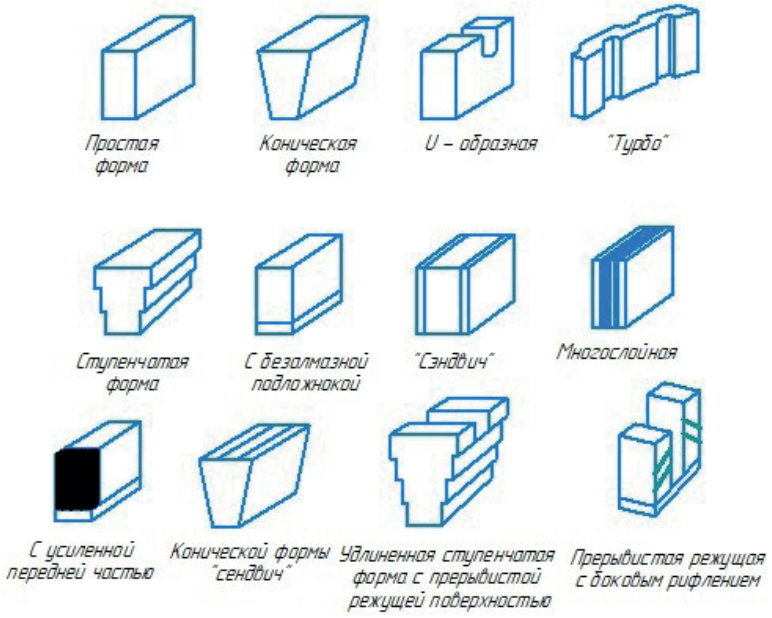


Рис. 6. Основные типы сегментов

Таким образом, алмазные отрезные круги, как и их составные элементы, корпус и сегменты имеют различные конструктивные особенности, как правило, проектируемые для резания одного типа материала. Эксплуатационные характеристики алмазных отрезных кругов помимо оптимальных конструкций корпусов и сегментов в основном определяются составом, структурой композиционных алмазосодержащих материалов, параметров технологических процессов изготовления сегментов, режимов обработки материалов.

Выпускаемые в промышленных масштабах алмазные отрезные круги в соответствии с экономическими, технологическими требованиями потребителей адаптированы для обработки одного или нескольких материалов (бетон, железобетон и т. д.) либо нескольких сортов одного материала, например твердых гранитов. В некоторых случаях составы сегментов адаптированы и к технологии их изготовления, например спеканием.

В Республике Беларусь ведущими производителями алмазных отрезных кругов являются ООО «Бел-Ди-Стар» (г. Лида), ООО «Диавэй» (г. Минск) и ООО «МКД-Техно-Плюс». Основными потребителями инструмента данных производителей выступают строительные организации и дорожные службы. Алмазный отрезной инструмент для нужд спасательных служб в Республике Беларусь не производится.

Исследования в части создания алмазного отрезного инструмента выполняются в ГНУ «Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа». В работе [10] представлено современное состояние процессов синтеза и спекания композитов инструментального назначения на основе алмаза и кубического нитрида бора, в том числе и со специальными свойствами, рассмотрены аппараты высокого давления и условия син-

теза и спекания сверхтвердых материалов, показаны шлифпорошки, алмазно-абразивные инструменты на их основе и лезвийные инструменты, оснащенные композитами из сверхтвердых материалов. Под руководством Л. Н. Дьячковой созданы алмазосодержащие композиционные материалы и инструмент на их основе, предназначенные для резки, сверления и шлифования природного камня и строительных материалов (бетон, железобетон, мозаичные плиты), материалов дорожных покрытий, огнеупоров, а также для применения в стеклообрабатывающей и металлообрабатывающей промышленности.

В ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси» проводятся системные исследования в части разработки научных основ технологического обеспечения качества, управления структурой и свойствами функциональных поверхностей из композиционных, градиентных и гетерогенных материалов инструментами на основе СТМ и алмазов. Под руководством А. М. Кузея и В. Я. Лебедева выполняются исследования в части создания технологий и инструмента повышенной производительности на основе синтетических и природных алмазов и адаптивных связок, а также созданы алмазоабразивные композиционные материалы и технологии их получения для обработки специальных сплавов и сверхтвердых материалов.

В Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Российская Федерация) выполняются исследования в части создания металлических связок для алмазного режущего инструмента под руководством Е. А. Левашова, П. А. Логинова, А. А. Зайцева, Д. А. Сидоренко. Выполнен ряд исследований, направленных на создание комплексно-модифицированных, дисперсно-упрочненных наночастицами многокомпонентных металлических связок для алмазного режущего инструмента [11].

В Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет» под руководством Б. В. Жадановского выполнены исследования направленные на изучение теоретических основ и методологии индустриальной механической обработки бетонных и железобетонных конструкций. В проведенных исследованиях выявлены и обоснованы положения по эффективной технологии резания, шлифования, фрезерования и сверления бетона и железобетона с оптимизацией параметров их механической обработки в условиях стройплощадки, с созданием прогрессивных организационных форм выполнения работ, обеспечивающих их высокое качество, снижение трудовых, энергетических и материальных затрат [12].

В Институте сверхтвердых материалов имени В. Н. Бакуля НАН Украины проводились работы под руководством В. А. Александова включающие теоретические и экспериментальные исследования в области алмазно-абразивного резания природных камней. Рассматривались вопросы теории рабочей поверхности алмазоносного слоя, работы единичных алмазных зерен и их композиций в инструменте. В. Н. Галицким, А. В. Курищуком, В. А. Муровским определены пути создания алмазных инструментов, позволяющие наиболее полно использовать потенциальные возможности шлифующих свойств синтетических алмазов. Приведены результаты комплексных исследований структуры и физико-механических свойств алмазных кругов, установив основные показатели комплексной оценки качества инструмента на металлических связках при обработке различных материалов с определением связи с эксплуатационными показателями инструмента [13].

Несмотря на значительное количество проведенных исследований, направленных на создание алмазных отрезных кругов, рекомендации по изготовлению и эксплуатации алмазного отрезного инструмента для спасательных служб отсутствуют, что негативно сказывается на эффективности выполняемых аварийно-спасательных работ.

Для специализированных служб, таких как органы и подразделения по чрезвычайным ситуациям, выполняющих операции по деблокированию пострадавших, экстренному разрезанию различных конструкций, основными параметрами работы являются скорость выполняемых операций и надежность конструкции алмазно-абразивного инструмента.

В подразделениях МЧС Республики Беларусь используются алмазные отрезные круги различных производителей (Stihl, Hilti, Bosch, Startul, Wurth, Gepard, Бел Ди-Стар, МКД-технoплюс и т. д.). Основными параметрами определяющими выбор алмазного отрезного круга в настоящее время являются: максимальный диаметр, размер посадочного отверстия, возможность резания без охлаждения и минимальная стоимость.

Множество существующих конструкций сегментов, корпусов кругов обусловлено узкой специализацией инструмента к существующему оборудованию, видами обрабатываемого материала, а также технологиями изготовления алмазных отрезных кругов. Очевидной причиной такой специализации является приоритет экономических требований, а также монополизация рынка инструмента крупными производителями (торговыми представителями), следствием этого является отсутствие на рынке инструмента соответствующего требованиям спасательных служб, способного обрабатывать комбинации материалов (железобетон, бетон, металл, пластик, стекло, деревянные элементы и т. д.). По экономической эффективности такие алмазные отрезные круги могут уступать при обработке конкретного материала серийно выпускаемому для этих целей инструменту.

Для создания алмазно-отрезного инструмента эффективно разрезающий различные материалы в зоне чрезвычайных ситуаций (бетон, железобетон, дерево, сталь и т. д.) необходимо исследовать:

– влияние структуры алмазного инструмента на режущую способность инструмента при обработке различных материалов (бетон, железобетон, дерево, сталь);

– механизм контактного взаимодействия алмазосодержащих композиционных материалов при разрезании различных материалов;

– влияние концентрации алмазных зерен и фракционного состава на производительность резания различных материалов;

– влияние легирующих элементов на структурно-фазовые превращения при спекании композиционных материалов системы Fe–Cu;

– закономерности изнашивания алмазных алмазноабразивных кругов.

Таким образом, нет принципиальных ограничений для разработки универсального АОК, с объемным расположением зерен связки, способного длительное время обрабатывать как хрупкие, так и вязкие материалы с максимальными значениями режущей способности. Для этого необходимо решить ряд технологических задач: повысить прочность границ раздела алмаз – связка (алмазоудержание), увеличить концентрацию алмазных зерен в связке, улучшить физико-механические характеристики связки (предел прочности при сжатии, ударную вязкость).

ЛИТЕРАТУРА

1. Маршина, С. В. Профессиональная подготовка спасателя / С. В. Маршина, В. Е. Бабич, Д. М. Булыга. – Минск : УГЗ, 2020. – 316 с.
2. Gunes, O. Turkey's grand challenge: Disaster-proof building inventory within 20 years / O. Gunes // Case Studies in Construction Materials. – 2015. – 2 (1). – Pp. 18–34.
3. An evaluation of seismic hazard and potential damage in Gaziantep, Turkey using site specific models for sources, velocity structure and building stock / A. A. Kelam [et al.] // Soil Dynamics and Earthquake Engineering. – 2022. – 154. – P. 107129.
4. Structural damages observed in buildings after the January 24, 2020 Elazığ-Sivrice earthquake in Türkiye / N. Caglar, [et al.] // Case Studies in Construction Materials. – 2023. – 18. – e01886.

5. Evaluating recycling potential of demolition waste considering building structure types: A study in South Korea / G. W. Cha [et al.] // Journal of Cleaner Production. – 2020. – 256.
6. Одинцов, Л. Г. Технология и технические средства ведения поисково-спасательных и аварийно-спасательных работ : спасательное пособие / Л. Г. Одинцов. – М. : Издательство НЦ ЭНАС, 2004. – 232 с.
7. Нечаев, Э. А. Синдром длительного сдавления : руководство для врачей / Э. А. Нечаев, А. К. Ревской, Г. Г. Савицкий. – М. : Медицина, 1993. –208 с.
8. Insarag guidelines [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.insarag.org/methodology/guidelines/. – Дата доступа: 29.03.2025.
9. Бабич, В. Е. Проблемы создания специализированного и универсального алмазно-абразивного инструмента / В. Е. Бабич // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 3 кн. / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2020. – Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. – С. 6–15.
10. Синтез и спекание сверхтвердых материалов для производства инструмента : монография / Н. П. Беженар [и др.] ; под общей редакцией П. А. Витязя и В. З. Туркевича. – Минск : Беларуская навука, 2021. – 336 с.
11. Разработка нового поколения режущего инструмента из сверхтвердых материалов с наномодифицированной связкой для обработки стали и чугуна / П. А. Логинов [и др.] // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2017. – № 1. – С. 64–75.
12. Жадановский, Б. В. Технология алмазной механической обработки строительных материалов и конструкций / Б. В. Жадановский. – М. : Стройиздат, 2004. – 175 с.
13. Галицкий, В. Н. Алмазно-абразивный инструмент на металлических связках для обработки твердого сплава и стали / В. Н. Галицкий, А. В. Курищук, В. А. Муровский. – Киев : Наук. думка, 1986. – 144 с.

REFERENCES

1. Marshina S. V., Babich V. E., Bulyga D. M. *Professional'naya podgotovka spasatelya* [Professional training of a rescuer]. Minsk, University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus Publ., 2020, 316 p. (in Russian).
2. Gunes O. Turkey's grand challenge: Disaster-proof building inventory within 20 years. *Case Studies in Construction Materials*, 2015, 2 (1), pp. 18–34.
3. Kelam A. A., Karimzadeh S., Yousefibavil K., Akg'n H., Askan A., Erberik M. A., Kozkar M. K., Pekcan O., Ciftci H. An evaluation of seismic hazard and potential damage in Gaziantep, Turkey using site specific models for sources, velocity structure and building stock. *Soil Dynamics and Earthquake Engineering*, 2022, 154, p. 107129.
4. Caglar N., Vural I., Kirtel O., Saribiyik A., Sumer Y. Structural damages observed in buildings after the January 24, 2020 Elazığ-Sivrice earthquake in Türkiye. *Case Studies in Construction Materials*, 2023, 18, e01886.
5. Cha G. W., Moon H. J., Kim Y. C., Hong W. H., Jeon G. Y., Yoon Y. R., Hwang J. H. Evaluating recycling potential of demolition waste considering building structure types: A study in South Korea. *Journal of Cleaner Production*, 2020, 256.
6. Odincov L. G. *Tekhnologiya i tekhnicheskie sredstva vedeniya poiskovo-spasatel'nykh i avariino-spasatel'nykh rabot* [Technology and technical means for conducting search and rescue operations and emergency rescue operations]. Moscow, Izdatel'stvo NTs ENAS Publ., 2004, 232 p. (in Russian).
7. Nechaev E. A., Revskoj A. K., Savickij G. G. *Sindrom dlitel'nogo sdavleniya: Rukovodstvo dlya vrachei* [Crush Syndrome: A Guide for Physicians]. Moscow, Medicina Publ., 1993, 208 p. (in Russian).
8. *Insarag guidelines*. Available at: http://www.insarag.org/methodology/guidelines/. (accessed 29.03.2025).
9. Babich V. E. Problemy sozdaniya spetsializirovannogo i universal'nogo almazno-abrazivnogo instrumenta [Problems of creating specialized and universal diamond-abrasive tools]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Tekhnologii i oborudovanie mekhanicheskoi i fiziko-tekhnicheskoi obrabotki* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. Technologies and Equipment of Mechanical and Physical and Technical Processing]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2020, pp. 6–15. (in Russian).

10. Bezhenar N. P., i dr. *Sintez i spekanie sverkhtverdykh materialov dlya proizvodstva instrumenta* [Synthesis and sintering of superhard materials for tool production]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2021, 336 p. (in Russian).
11. Loginov P. A., Sidorenko D. A., Levashov E. A., Andreev V. A. Razrabotka novogo pokoleniya rezhushchego instrumenta iz sverkhtverdykh materialov s nanomodifitsirovannoi svyazkoi dlya obrabotki stali i chuguna [Development of a new generation of cutting tools made from superhard materials with nano-modified binders for machining steel and cast iron.]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya* [Powder Metallurgy and Functional Coatings], 2017, N° 1, pp. 64–75. (in Russian).
12. Zhadanovskii B. V. *Tekhnologiya almaznoi mekhanicheskoi obrabotki stroitel'nykh materialov i konstrukcii* [Technology of diamond mechanical processing of building materials and structures]. Moscow, Stroiizdat Publ., 2004, 175 p. (in Russian).
13. Galickii V. N., Kurishchuk A. V., Murovskii V. A. *Almazno-abrazivnyi instrument na metallicheskikh svyazkah dlya obrabotki tverdogo splava i stali* [Diamond-abrasive tool on metal bonds for machining hard alloys and steel]. Kiev, Naukovaya dumka Publ., 1986, 144 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 08.06.2025 г.

УДК 66.061.34

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫЩЕЛАЧИВАНИЯ ЛИТИЯ ИЗ ЧЕРНОЙ МАССЫ ОТРАБОТАННЫХ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ МЕТОДОМ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА

С. И. Багаев, А. А. Паршуто, И. П. Смягликов,
Е. А. Степанова-Паршуто, В. Н. Кохнюк,
А. Н. Дробов, Е. А. Климова

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

Методом регрессионного анализа изучен процесс растворения (выщелачивания) лития из «черной массы», полученной из отработанных литий-ионных аккумуляторов, в водных растворах серной кислоты с добавлением пероксида водорода как восстановителя. В качестве входных факторов рассматривали концентрацию серной кислоты, концентрацию пероксида водорода и длительность процесса выщелачивания при температуре раствора 70 °С. Получены уравнения регрессии и проведена проверка адекватности используемой математической модели процесса выщелачивания «черной массы». Установлен диапазон состава раствора выщелачивания лития, в котором при температуре раствора 70 °С за 100–120 мин происходит максимальное извлечение лития (54 мМ): 2,5–4,0 М H_2SO_4 и 2–3 % H_2O_2.

Ключевые слова: литий-ионные аккумуляторы, черная масса, литий, многофакторный эксперимент, регрессия

STUDY OF THE LITHIUM LEACHING PROCESS FROM THE BLACK MASS OF SPENT LITHIUM-ION BATTERIES BY REGRESSION ANALYSIS

S. I. Bahayeu, A. A. Parshuto, I. P. Smyaglikov,
E. A. Stepanova-Parshuto, V. N. Kokhniuk,
A. N. Drobov, E. A. Klimova

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The process of lithium dissolution (leaching) from the “black mass” obtained from spent lithium-ion batteries in aqueous solutions of sulfuric acid with the addition of hydrogen peroxide as a reducing agent was studied using the regression analysis method. The concentration

of sulfuric acid, the concentration of hydrogen peroxide and the duration of the leaching process at a solution temperature of 70 °C were considered as input factors. Regression equations were obtained and the adequacy of the used mathematical model of the "black mass" leaching process was tested. The composition range of the lithium leaching solution was established, in which the maximum extraction of lithium (54 mM) occurs at a solution temperature of 70 °C in 100–120 min: 2.5–4.0 M H_2SO_4 and 2–3 % H_2O_2.

Keywords: lithium-ion batteries, black mass, lithium, multi-factorial experiment, regression

e-mail: s.bahayeu@phti.by

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время, в связи с интенсивным развитием электротранспорта и электронных устройств, наблюдается увеличение использования литий-ионных аккумуляторов (ЛИА). В ближайшее время будут накапливаться отработанные аккумуляторы, которые необходимо утилизировать. ЛИА содержат токсичные вещества, которые могут вызывать возгорание и выделять опасные вещества и относятся ко 2 классу опасности, поэтому простое захоронение их не допускается. Так как в состав ЛИА входят ценные компоненты (медь, никель, кобальт), то выгоднее не просто утилизировать аккумуляторы, но проводить их переработку с выделением ценных компонентов для повторного их использования. В последнее время при переработке стали уделять внимание на извлечение из ЛИА не только никеля и кобальта, но также и лития, поскольку потребность в соединениях лития значительно выросла. При гидрометаллургическом способе переработки ЛИА извлечение лития осуществляется через стадию растворения «черной массы» для перевода лития в раствор. Далее проводятся последовательно стадии выделения всех других металлов из раствора. После этого на заключительном этапе технологического процесса происходит выделения из раствора лития в виде карбоната или гидроксида. Растворение «черной массы» осуществляется в основном в растворах на основе кислот, в частности серной кислоты. При этом в литературе описаны разные режимы обработки. Например, в работе [1] растворение «черной массы» осуществляется в 1 М растворе H_2SO_4, при этом происходит около 80 % извлечения лития в раствор. В работе [2] растворение происходит в 2 М растворе серной кислоты, что позволяет растворять до 93 % лития из «черной массы». Поскольку соединения двухвалентного кобальта имеют большую растворимость по сравнению с соединениями трехвалентного кобальта [3], то для увеличения степени извлечения кобальта из «черной массы» в раствор для выщелачивания вводят дополнительно вещества-восстановители, такие как пероксид водорода, позволяющие восстанавливать Co(III) до Co(II) [4, 5]. Дополнительное введение в раствор выщелачивания вещества-восстановителя может повлиять на извлечение лития. В связи с этим целью работы является исследование процесса выщелачивания лития из «черной массы» отработанных литий-ионных аккумуляторов в растворе на основе серной кислоты в присутствии пероксида водорода.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе рассматривалась «черная масса» (ЧМ), которая был получена из отработанных литий-ионных аккумуляторов типа 18650. ЧМ получалась следующим образом. ЛИА разряжались в солевом растворе, далее с помощью разработанного стенда [6] разрезался корпус ЛИА и проводилось извлечение рулона электродных материалов. Рулон измельчали в мельнице VLM-20. Полученная масса (ЧМ) представляла собой порошок черного цвета с размерами частиц основной фракции менее 100 мкм. Для удаления

растворителя и связующего полученную ЧМ подвергали термообработке при 550 °С в течение 2 ч в муфельной печи модели LOIP LF-15/13-62.

Извлечение лития из полученного порошка ЧМ проводилась следующим образом. В колбу объемом 250 мл, добавлялся 100 мл раствора заданного состава, далее раствор при перемешивании с помощью магнитной мешалки (300 об/мин) нагревался до 70 °С. После этого в колбу засыпали 5 г порошка (отношение ж/тв = 20). По истечении определенного времени (30, 75, 120 мин) из раствора отбиралась проба объемом 1 мл и передавалась на исследование в ней концентрации лития. Содержание лития в водном растворе определялось с помощью пламенного фотометра AE-FP8501. Используемые химические вещества имели степень чистоты «ХЧ».

Для изучения процесса выщелачивания лития из «черной массы» (влияние независимых факторов на концентрацию растворившегося лития из ЧМ) было применен метод математического планирования эксперимента [7]. Процесс выщелачивания лития в растворе на основе серной кислоты изучался в полнофакторном эксперименте с двумя факторами 2^2: концентрация кислоты и время обработки. Каждый опыт дублировался. Температура раствора была постоянной во всех экспериментах и равнялась 70 °С. Уровни варьирования факторов приведены в табл. 1.

Табл. 1

Уровни варьирования факторов для двухфакторного эксперимента 2^2

Фактор	Концентрация H_2SO_4, моль/л	Время обработки, мин
основной	2,5	75
верхний	4	120
нижний	1	30
Интервал варьирования	1,5	45

Матрица планирования двухфакторного эксперимента 2^2 приведена в табл. 2, где

$$x_1 = \frac{C_{H_2SO_4} - 2,5}{1,5}, x_2 = \frac{t - 75}{45}. \quad (1)$$

Табл. 2

Матрица планирования для двухфакторного эксперимента 2^2

Номер опыта	x_1	x_2	x_1x_2
1	-1	-1	1
2	1	-1	-1
3	-1	1	-1
4	1	1	1

Изучение процесса выщелачивания лития из «черной массы» в растворе, содержащем серную кислоту и пероксид водорода, проводили в полнофакторном эксперименте с тремя факторами 2^3: концентрация кислоты, концентрация пероксида водорода и время обработки. Температура раствора была постоянной во всех экспериментах и равнялась 70 °С. Уровни варьирования факторов приведены в табл. 3.

Табл. 3

Уровни варьирования факторов для трехфакторного эксперимента 2^3

Фактор	Концентрация H_2SO_4, моль/л	Концентрация H_2O_2, мас. %	Время обработки, мин
основной	2,5	4	75
верхний	4	6	120
нижний	1	2	30
Интервал варьирования	1,5	2	45

Матрица планирования трехфакторного эксперимента 2^3 приведена в табл. 4, где

$$x_1 = \frac{C_{H_2SO_4} - 2,5}{1,5}, x_2 = \frac{C_{H_2O_2} - 4}{2}, x_3 = \frac{t - 75}{45}. \quad (2)$$

Табл. 4

Матрица планирования для трехфакторного эксперимента 2^3

Номер опыта	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$
1	-1	-1	-1	1	1	1	-1
2	1	-1	-1	-1	-1	1	1
3	-1	1	-1	-1	1	-1	1
4	1	1	-1	1	-1	-1	-1
5	-1	-1	1	1	-1	-1	1
6	1	-1	1	-1	1	-1	-1
7	-1	1	1	-1	-1	1	-1
8	1	1	1	1	1	1	1
9	0	0	0	0	0	0	0
10	0	0	0	0	0	0	0
11	0	0	0	0	0	0	0

Каждый опыт проводился один раз (без дублирования). Для выполнения статистических вычислений (определение дисперсии воспроизводимости) дополнительно проводилось три опыта в нулевой точке (2,5 М H_2SO_4, 4 % H_2O_2, 75 мин).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Процесс выщелачивания лития из ЧМ в растворе на основе серной кислоты изучался путем проведения полнофакторного эксперимента для двух переменных: концентрация серной кислоты и время обработки. Результаты опытов (табл. 5) были использованы для построения модели протекающего процесса.

Табл. 5

Результаты опытов для двухфакторного эксперимента

Номер опыта	Концентрация лития в растворе (экспериментальное значение) $\tilde{y}_1$, мМ	Концентрация лития в растворе (экспериментальное значение) $\tilde{y}_2$, мМ	Концентрация лития в растворе (среднее значение) $\bar{y}$, мМ	Дисперсия $S^2\{\tilde{y}_i\}$
1	38,9	36,8	37,85	2,205
2	44,8	45,7	45,25	0,405
3	41,9	39,8	40,85	2,205
4	49,1	48,1	48,6	0,5

Расчеты выполнялись следующим образом:

1. По критерию Кохрена проверялась дисперсия на однородность.
2. Определялась дисперсия воспроизводимости.
3. Определялись коэффициенты уравнения регрессии в виде:

$$y(x_1, x_2) = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 , \quad (3)$$

где y – концентрация лития в растворе, b_0, b_1, b_2, b_{12} – коэффициенты в уравнении регрессии, x_1, x_2 – закодированные переменные в соответствии с (1).

4. Коэффициенты проверялись на значимость по критерию Стьюдента.
5. Проверялась гипотеза об адекватности модели по критерию Фишера.
6. Уравнение регрессии переводилось в натуральные величины.

Поскольку расчетное значение коэффициента Кохрена (G_p = 0,4149) меньше табличного критического значения коэффициента Кохрена для доверительной вероятности p = 95 %, числе степеней свободы 1 при числе измерений 4 (G_t = 0,9065), то можно сделать вывод об однородности дисперсии. При этом значение дисперсии воспроизводимости S_B^2 равнялось 1,3288.

Данные по нахождению коэффициентов уравнения регрессии и их значимость представлены в табл. 6.

Табл. 6

Результаты по нахождению коэффициентов уравнения регрессии

Коэффициент регрессии		Среднеквадратичное отклонение для коэффициентов, S	Критерий Стьюдента для коэффициента, (t_k)		Табличное значение коэффициента Стьюдента $t_т$ (95 %)	Статистическая значимость коэффициентов $(t_k > t_т)$
b_0	43,1275	0,4076	t_0	105,847	2,7764	значим
b_1	3,7875		t_1	9,2934		значим
b_2	1,5875		t_2	3,8952		значим
b_{12}	0,0875		t_{12}	0,2147		незначим

В результате проведенных расчетов уравнение регрессии принимает вид:

$$y = 43,13 + 3,788x_1 + 1,59x_2. \quad (4)$$

Для проверки гипотезы об адекватности модели по критерию Фишера была найдена дисперсия адекватности S_A^2 (0,06125) и рассчитан критерий Фишера F_p = 0,0461. Так как значение расчетного критерия Фишера меньше табличного значения $F_т$ = 7,71 (число степеней свободы большей дисперсии – 1, число степеней свободы меньшей дисперсии – 4), то полученное уравнение адекватно.

Из данных табл. 7 видно, что погрешность расчетных значений относительно значений, измеренных экспериментально, составляет 0,2–0,3 %.

Табл. 7

Опытные и расчетные данные для двухфакторного эксперимента

Номер опыта	$\overline{y}_{оп}$	$y_{расч}$	Погрешность, %
1	37,85	37,76	0,23
2	45,25	45,34	0,19
3	40,85	40,95	0,26
4	48,6	48,51	0,18

Переведем уравнения в натуральные величины принимая во внимание (1). Тогда зависимость концентрации лития C_{Li} в растворе при выщелачивании ЧМ от концентрации серной кислоты $C_{H_2SO_4}$ и времени обработки t имеет вид:

$$C_{Li} = 34{,}17 + 2{,}53C_{H_2SO_4} + 0{,}04\ t. \quad (5)$$

Согласно рис. 1 концентрация лития в растворе в процессе выщелачивания из ЧМ увеличивается как с ростом концентрации серной кислоты в растворе, так и с увеличением времени обработки. Расчеты показали, что максимальная концентрация извлеченного лития при температуре раствора выщелачивания 70 °С равняется 48,8 мМ. Такой результат достигается в растворе 3,5 М серной кислоты за 120 мин, а в растворе 4,0 М серной кислоты за 100 мин. В остальных случаях, когда концентрация серной кислоты была 3–1 М концентрация лития в растворе выщелачивания не превышала значений 46,3 и 41,3 мМ соответственно (рис. 1).

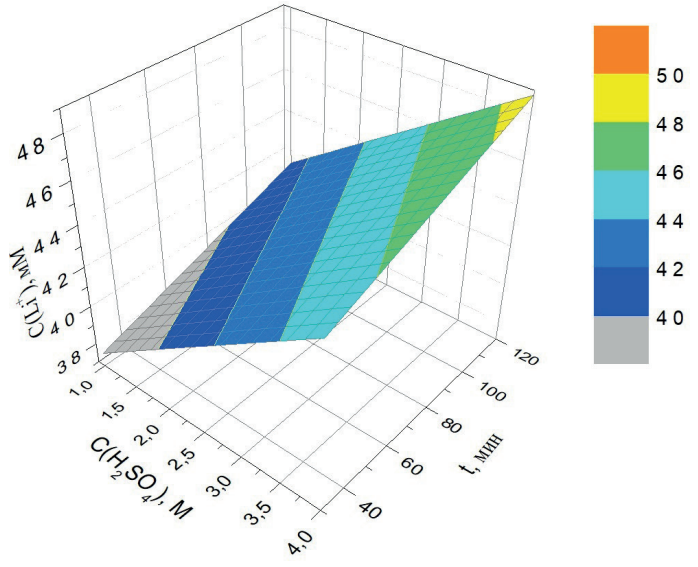


Рис. 1. Поверхность отклика влияния концентрации серной кислоты и времени обработки на концентрацию лития в растворе при выщелачивании «черной массы»

Процесс выщелачивания лития из ЧМ в растворе на основе серной кислоты и пероксида водорода изучался путем проведения многофакторного эксперимента для трех переменных: концентрация серной кислоты, концентрация пероксида водорода и время обработки. Опыты проведены в соответствии с матрицей планирования (табл. 4). Полученные результаты опытов (табл. 8) были использовались для построения модели протекающего процесса.

Табл. 8

Результаты опытов для трехфакторного эксперимента

Номер опыта	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Концентрация лития в растворе (экспериментальное значение) $\tilde{y}$, мМ	41,1	44,0	46,5	48,7	53,0	53,8	52,0	52,5	51,4	51,4	51,2

Обработка экспериментальных данных позволило найти коэффициенты уравнения регрессии для модели в следующем виде:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3, \quad (6)$$

где y – концентрация лития в растворе, b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123} – коэффициенты в уравнении регрессии, x_1, x_2, x_3 – закодированные переменные в соответствии с (2).

Данные по нахождению коэффициентов уравнения регрессии и их значимость представлены в табл. 9.

Табл. 9

Результаты по нахождению коэффициентов уравнения регрессии трехфакторного эксперимента

Коэффициент регрессии		Среднеквадратичное отклонение для коэффициентов, σ	Табличное значение коэффициента Стьюдента $t_т$ (95 %)	$\sigma(t_т)$	Статистическая значимость коэффициентов ($\lvert b_i \rvert > \sigma \cdot t_т$)
b_0	48,950	0,0408	4,3027	0,1766	значим
b_1	0,800				значим
b_2	0,975				значим
b_3	3,875				значим
b_{12}	-0,125				незначим
b_{13}	-0,475				значим
b_{23}	-1,55				значим
b_{123}	0,05				незначим

В результате проведенных расчетов уравнение регрессии принимает вид:

$$y = 48{,}95 + 0{,}8x_1 + 0{,}975x_2 + 3{,}875x_3 - 0{,}475x_1x_3 - 1{,}55x_2x_3. \quad (7)$$

Для проверки гипотезы об адекватности модели по критерию Фишера была найдена дисперсия адекватности S_A^2 (0,03625) и рассчитан критерий Фишера F_p = 5,4375. Так как значение расчетного критерия Фишера меньше табличного значения $F_т$ = 19,00 (число степеней свободы большей дисперсии – 2, число степеней свободы меньшей дисперсии – 2), то полученное уравнение адекватно.

Из данных табл. 10 видно, что погрешность расчетных значений относительно значений, измеренных экспериментально, составляет 0,1–0,4 %.

Табл. 10

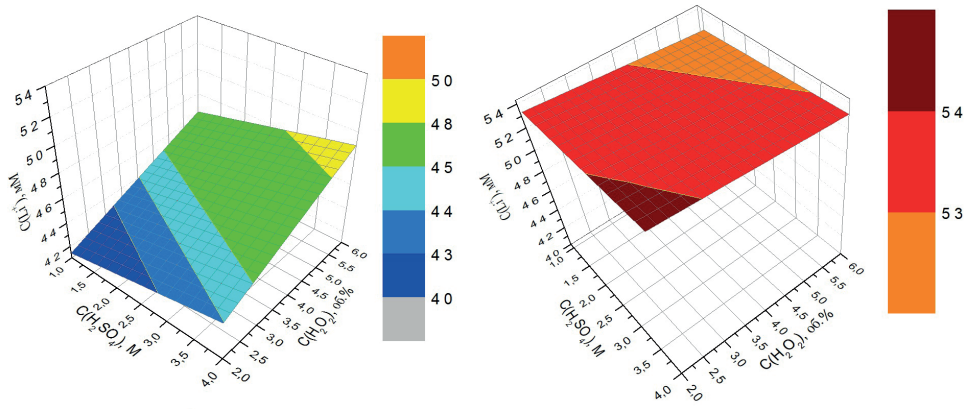
Опытные и расчетные данные для трехфакторного эксперимента

Номер опыта	$\bar{y}_{оп}$	$y_{расч}$	Погрешность, %
1	41,1	41,3	0,43
2	44,0	43,8	0,40
3	46,5	46,3	0,38
4	48,7	48,9	0,36
5	53,0	53,1	0,14
6	53,8	53,7	0,14
7	52,0	51,9	0,14
8	52,5	52,6	0,14

Переведем уравнения в натуральные величины принимая во внимание (2). Тогда зависимость концентрации лития C_{Li} растворе при выщелачивании ЧМ от концентрации серной кислоты $C_{H_2SO_4}$, концентрации пероксида водорода $C_{H_2O_2}$ и времени обработки t имеет вид:

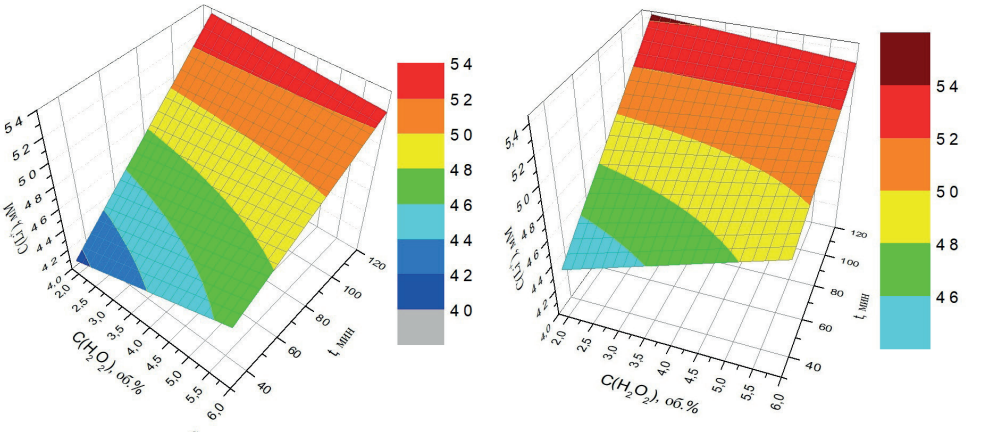
$$C_{Li} = 32{,}72 + 1{,}06C_{H_2SO_4} + 1{,}78C_{H_2O_2} + 0{,}17t - 0{,}007C_{H_2SO_4}t - 0{,}017C_{H_2O_2}t. \quad (8)$$

Графики на рис. 2–4 показывают поверхности откликов влияния факторов (концентрация серной кислоты, концентрация пероксида водорода, время обработки) на концентрацию извлеченного из ЧМ лития. Видно, что общая тенденция заключается в росте концентрации содержания лития в растворе от увеличения значений всех трех факторов. Расчеты показали, что максимальная концентрация лития в растворе составляет 54,3 мМ достигается за время выщелачивания 120 мин в растворе 4 М серная кислота и 2,2 % пероксиде водорода (рис. 2), что на 11 % больше по сравнению с концентрацией лития (48,8 мМ) полученной за 120 мин обработки в растворе 4 М серной кислоты (рис. 1). В случае обработки ЧМ в течение 120 мин в 1 М растворе серной кислоты добавление пероксида водорода в раствор выщелачивания приводит к увеличению концентрации на 27–30 % (рис. 1, 2). Увеличение концентрации лития из ЧМ при добавлении в раствор выщелачивания пероксида водорода можно объяснить тем, что литий в ЧМ присутствует в виде шпинелей $LiNi_xCo_yMn_zO_2$ [8]. Для извлечения лития необходимо растворить шпинель, что и осуществляется в растворе серной кислоты. Однако из-за малой растворимости соединений трехвалентного кобальта ЧМ частично не растворяется, тем самым удерживая литий в осадке. Пероксид водорода участвует в реакции восстановления трехвалентного кобальта в двухвалентный, повышая его растворимость, тем самым способствуя увеличению извлечения лития из ЧМ в целом [4, 5]. Также стоит обратить внимание на то, что реакция пероксида водорода с Co(III) сопровождается выделением газообразного кислорода, что интенсифицирует процесс перемешивания ЧМ, тем самым ускоряя растворение ЧМ в целом.



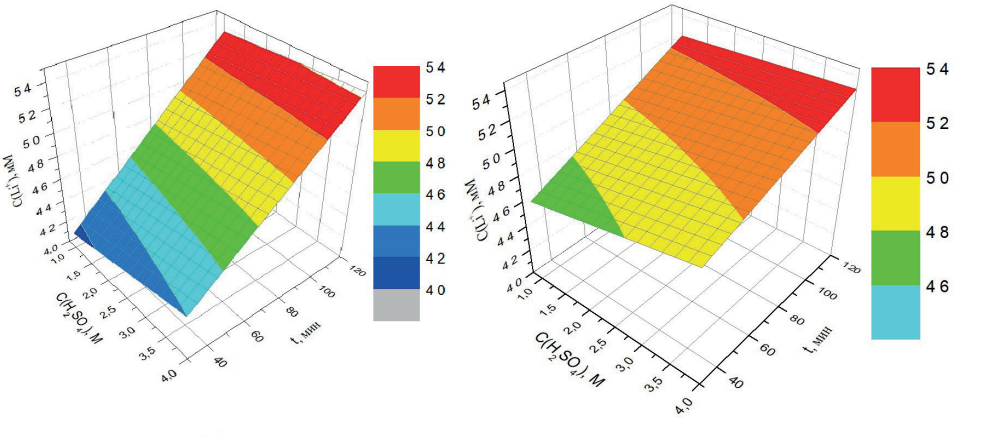
а *б*

Рис. 2. Поверхность отклика влияния концентрации серной кислоты и пероксида водорода на концентрацию извлеченного лития при времени обработки:
а – 30 мин; *б* – 120мин



а *б*

Рис. 3. Поверхность отклика влияния времени обработки и концентрации пероксида водорода на концентрацию извлеченного лития при концентрации серной кислоты:
а – 1 М; *б* – 4 М



а *б*

Рис. 4. Поверхность отклика влияния времени обработки и концентрации серной кислоты на концентрацию извлеченного лития при концентрации пероксида водорода:
а – 2 %; *б* – 6 %

Анализируя полученные расчетные данные (рис. 2–4) можно утверждать, что за 30 мин обработки максимальная концентрация лития в зависимости от состава раствора выщелачивания достигает 49,4 мМ, за 75 мин – 51,3 мМ, за 120 мин – 54,4 мМ. При этом следует отметить, что на всем рассмотренном диапазоне концентраций серной кислоты (1–4 М) и пероксида водорода (2–6 %) за 120 мин обработки концентрация извлеченного лития из ЧМ составляет более 52,0 мМ. Было обнаружено, что время достижения такой концентрации может сокращаться в зависимости от состава раствора. Например, в растворе 1 М H_2SO_4 и 6 % H_2O_2 это время составляет 110 мин, тогда как в растворе 4 М H_2SO_4 и 6 % H_2O_2 время достижения указанной концентрации лития в растворе снижается до 85 мин. Было установлено, что увеличение концентрации серной кислоты с 1 до 4 М приводит к сокращению времени достижения указанной концентрации лития на 5–23 %. В то же время увеличение концентрации пероксида водорода с 2 до 6 % для растворов 1 М серной кислоты не приводит к изменению времени достижения концентрации лития в растворе значения 52 мМ, тогда как для раствора 4 М серной кислоты это время сокращается на 15 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в работе с использованием математического планирования эксперимента был изучен процесс выщелачивания лития из «черной массы» отработанных литий-ионных аккумуляторов. Было обнаружено, что введение в раствор выщелачивания на основе серной кислоты вещества-восстановителя (пероксида водорода) приводит к увеличению содержания лития в растворе выщелачивания на 10–30 %. Увеличение концентрации серной кислоты с 1 до 4 М приводит к сокращению времени выщелачивания лития в зависимости от концентрации пероксида водорода на 5–23 %. В результате построения регрессионной модели процесса был установлен диапазон состава раствора, в котором при температуре раствора 70 °С за время 100–120 мин происходит максимальное извлечение лития (54 мМ): 2,5–4,0 М H_2SO_4 и 2–3 % H_2O_2.

ЛИТЕРАТУРА

1. A combined pyro- and hydrometallurgical approach to recycle pyrolyzed lithium-ion battery black mass part 2: lithium recovery from li enriched slag–thermodynamic study, kinetic study, and dry digestion / J. Klimko [et al.] // Metals. – 2020. – Vol. 10. – Pp. 1558–1582.
2. Hydrometallurgical recycling of EV lithium-ion batteries: Effects of incineration on the leaching efficiency of metals using sulfuric acid / N. Vieceli [et al.] // Waste Manag. – 2021. – Vol. 125. – Pp. 192–203.
3. Лурье, Ю. Ю. Справочник по аналитической химии / Ю. Ю. Лурье. – М. : Химия, 1989. – 448 с.
4. Acid leaching of mixed spent Li-ion batteries / A. A. Nayl [et.al.] // Arab. J. Chem. – 2017. – Vol. 2. – Pp. S3632–S3639.
5. Leaching with mixed organic acids and sulfuric acid to recover cobalt and lithium from lithium ion batteries / P. M. Urias [et al.] // Environmental Technology. – 2020. – Vol. 42, N° 25. – Pp. 4027–4037.
6. Стенд для извлечения электродных материалов из литий-ионных аккумуляторов / В. Н. Кохнюк [и др.] // Новые технологии и материалы, автоматизация производства : сб. ст. – Брест : Издательство БрГТУ, 2023. – С. 19–22.
7. Ахназарова, С. Л. Методы оптимизации экспериментов в химической технологии / С. Л. Ахназарова, В. В. Кафаров. – М. : Высшая школа, 1985. – 327 с.
8. Нипан Г. Д. Твердые растворы в системе Li–Ni–Mn–Co–O / Г. Д. Нипан, А. И. Клындюк // Неорганические материалы. – 2019. – Т. 55, N° 2. – С. 154–160.

REFERENCES

1. Klimko J., et al. A combined pyro- and hydrometallurgical approach to recycle pyrolyzed lithium-ion battery black mass part 2: lithium recovery from li enriched slag–thermodynamic study, kinetic study, and dry digestion. *Metals*, 2020, vol. 10, pp. 1558–1582.

2. Vieceli N., et al. Hydrometallurgical recycling of EV lithium-ion batteries: Effects of incineration on the leaching efficiency of metals using sulfuric acid. *Waste Manag.*, 2021, vol. 125, pp. 192–203.
3. Lur'e Yu.Yu. *Spravochnik po analiticheskoi khimii* [Handbook on Analytical Chemistry]. Moscow, Khimiya Publ., 1989, 448 p. (in Russian).
4. Nayl A. A., et. al. Acid leaching of mixed spent Li-ion batteries. *Arab. J. Chem.*, 2017, vol. 2, pp. S3632–S3639.
5. Urias P. M., et al. Leaching with mixed organic acids and sulfuric acid to recover cobalt and lithium from lithium ion batteries. *Environmental Technology*, 2020, vol. 42, N° 25, pp. 4027–4037.
6. Kokhnyuk V. N., Drobov A. N., Parshuto A. A., Smyaglikov I. P., Bahayeu S. I., Izyumov A. A. Stend dlya izvlecheniya elektrodnykh materialov iz litii-ionnykh akkumulyatorov [Stand for extraction of electrode materials from lithium-ion batteries]. *Novye tekhnologii i materialy, avtomatizatsiya proizvodstva* [New Technologies and Materials, Automation of Production]. Brest, Brest State Technical University Publ., 2023, pp. 19–22. (in Russian).
7. Akhnazarova S. L., Kafarov V. V. *Metody optimizatsii eksperimentov v khimicheskoi tekhnologii* [Methods of Optimization of Experiments in Chemical Engineering]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1985, 327 p. (in Russian).
8. Nipan G. D., Klyndyuk A. I. Tverdye rastvory v sisteme *Li–Ni–Mn–Co–O* [Solid solutions in the Li–Ni–Mn–Co–O system]. *Neorganicheskie materialy* [Inorganic Materials], 2019, vol. 55 (2), pp. 154–160. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 621.77: 539.375

ТЕХНОЛОГИЯ РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ОСНОВАНИЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ КОНУСООБРАЗНЫХ ДЕТАЛЕЙ

[1]Д. М. Бердиев, [2]А. Н. Пушанов, [1]М. А. Умарова

[1]Ташкентский государственный технический университет имени Ислама Каримова,
г. Ташкент, Республика Узбекистан,
[2]Алмалыкский филиал Ташкентского государственного технического университета
имени Ислама Каримова,
г. Алмалык, Республика Узбекистан

В статье представлена технология получения основания режущего зуба типа Д6-22 методом поперечно-клиновой прокатки (ПКП), обеспечивающая ресурсосбережение и повышение качества заготовки. Разработана 3D-модель клинового инструмента, результаты структурных исследований и заключение о преимуществах предложенной технологии.

Ключевые слова: прокатка, режущий зуб, клиновой инструмент, конусообразная заготовка, деформация, 3D-модель

RESOURCE-SAVING TECHNOLOGY IN FORMING THE BASE OF SMALL-SIZED CONICAL PARTS

[1]D. M. Berdiev, [2]A. N. Pushanov, [1]M. A. Umarova

[1]Tashkent State Technical University Named after Islam Karimov,
Tashkent, Republic of Uzbekistan,
[2]Almalyk Branch of Tashkent State Technical University named after Islam Karimov,
Almalyk, Republic of Uzbekistan

The article presents a technology for obtaining the base of a cutting tooth of the D6-22 type by the method of cross-wedge rolling (CWR), which ensures resource conservation and improved quality of the workpiece. A 3D model of the wedge tool, the results of structural studies and a conclusion on the advantages of the proposed technology are developed.

Key words: rolling, cutting tooth, wedge tool, cone-shaped workpiece, deformation, 3D model

e-mail: berdiev_mif@mail.ru

В условиях современной промышленности особое значение приобретает разработка и внедрение ресурсосберегающих технологий, направленных на снижение ма-

териальных и энергетических затрат, повышение производительности и качества продукции. Одним из таких направлений является совершенствование методов обработки металлов давлением, в частности, методов поперечно-клиновой прокатки (ПКП), позволяющих эффективно формировать заготовки сложной формы без необходимости последующей дорогостоящей механической обработки [1–3].

Малогабаритные конусообразные детали находят широкое применение в машиностроении, приборостроении и горнодобывающей промышленности, где к их геометрии и физико-механическим свойствам предъявляются высокие требования. Традиционные методы их производства сопровождаются значительными потерями материала, длительным временем обработки и повышенной нагрузкой на оборудование [4–5]. Метод ПКП, основанный на локализованной деформации с одновременным перемещением металла в поперечном и продольном направлениях, открывает возможности для получения заготовок сложной формы с минимальными потерями и высокой точностью [5–6].

Актуальность работы обусловлена необходимостью разработки новой ресурсосберегающей технологии получения основания малогабаритного конусообразного режущего инструмента типа Д6-22, обеспечивающей высокое качество готовых изделий, экономию материала и снижение производственных затрат.

Основание зубьев режущего инструмента типа Д6-22, а также аналогичных инструментов, преимущественно изготавливается методом точения [1]. Однако заготовки, полученные этим способом, характеризуются высокой себестоимостью, низкой производительностью, а также прочностные характеристики инструментальной базы не соответствуют необходимым требованиям и не удовлетворяют стандартам мирового рынка [6–7].

В процессе изготовления основание режущего инструмента формируется в требуемую коническую форму из круглой заготовки диаметром 30 мм посредством токарной обработки. При этом 30–35 % исходного материала теряется в виде стружки, что существенно снижает материальную эффективность процесса. Обработка осуществляется с применением нескольких типов токарных резцов, а на формирование базы одного инструмента затрачиваются значительные ресурсы времени и труда. Всё это отрицательно сказывается на общей производственной эффективности и является ключевым фактором повышения стоимости изделия [1, 3–6].

Анализ чертежа заготовки режущего инструмента типа Д6-22 (рис. 1) позволяет выделить две конические части конструкции. Первая конусность с углом 30° расположена с левой стороны заготовки; диаметр основания этой части составляет ∅ 17 мм. Участок обточен для формирования зазора ∅ 14 мм, предназначенного для установки режущей вставки из твердого сплава. Вторая коническая часть с конусностью ▻1:10 располагается в области рукоятки детали и предназначена для обеспечения надежного крепления режущего зуба, а также для его быстрой и удобной замены в случае износа. Между двумя коническими участками расположена цилиндрическая часть диаметром ∅ 26 мм. В хвостовой части заготовки, после участка с конусностью ▻1:10, на длине 58 мм формируется фаска 2×45°, а также предусмотрен уступ ∅ 19,5 мм, предназначенный для установки части инструмента длиной 17 мм, соединяемой с горнодобывающим оборудованием. Общая длина заготовки составляет 92 мм.

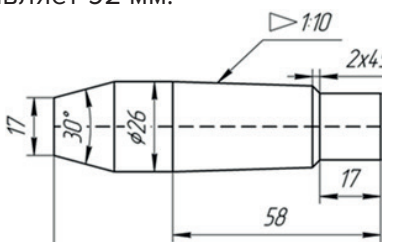


Рис. 1. Чертеж основания зуба режущего инструмента типа Д6-22

В настоящее время ведётся активное исследование процессов ПКП с применением численного моделирования, в частности метода конечных элементов. В ряде работ [7–10] при построении компьютерных моделей температурных полей заготовки в процессе ПКП сталей использовались методы конечно-элементного анализа и программные пакеты инженерного моделирования, такие как LS-DYNA [7–8] и Simufact Forming 16.0 – при моделировании процессов изготовления шариков из подшипниковой стали [9–10]. В последние годы широкое распространение также получило применение пакета DEFORM-3D для моделирования процесса ПКП различных материалов [11–12].

Важным преимуществом численного моделирования процессов ПКП является возможность определения характеристик напряжённо-деформированного состояния заготовки в процессе деформации, анализа пластических течений, выявления закономерностей образования дефектов и определения ресурса пластичности при различных технологических параметрах [11].

Особенности моделирования процесса ПКП в термомеханической постановке заключаются не только в необходимости задания температурных параметров и температура зависимых свойств материала, но и в использовании специализированных контактных алгоритмов. Эти алгоритмы учитывают перераспределение тепла в зонах контакта (заготовка – инструмент, заготовка – окружающая среда, инструмент – воздух), а также позволяют решать сопряжённые задачи теплопередачи и механики деформации [13–14].

Процесс теплопередачи при ПКП представляет собой сложную термодинамическую задачу. В процессе деформации заготовка теряет тепло за счёт конвекции и излучения, а также передаёт его инструменту через контактные поверхности [13]. Дополнительно часть энергии пластической деформации преобразуется в тепло, что способствует локальному нагреву заготовки [14].

Правильный выбор модели материала и точная постановка задачи теплопереноса являются критически важными аспектами численного моделирования высокотемпературных процессов обработки давлением, таких как ПКП. Тепловое состояние заготовки, так же как и напряжённо-деформированное, оказывает существенное влияние на характер течения материала, формирование структуры и дефектов [14]. При этом расчёт осложняется динамическим изменением формы заготовки и площади контакта с инструментом.

Объектом исследования является основание режущего зуба типа Д6-22, изготавливаемое из заготовки из стали марки 35ХГСА. Технологический процесс формообразования заготовки реализуется методом ПКП.

Формирование основания исследуемого режущего зуба осуществлялось методом ПКП с предварительной оптимизацией его геометрической формы в программном комплексе QForm. На начальных этапах в системе автоматизированного проектирования SolidWorks 2024 был разработан специальный клиновой инструмент, придающий заготовке требуемую форму. Оптимизированная геометрия основания зуба была реализована на прокатном стане модели SP 1250-1-IH [13].

В качестве материала для экспериментальных исследований применялась сталь марки 35ХГСА, полученная методом сортовой прокатки, с химическим составом: C – 0,37 %, Mn – 1,2 %, Si – 1,23 %, Cr – 1,02 %, S – 0,025 %, P – 0,032 %.

Клиновой инструмент для формирования фасонных элементов заготовки изготавливался из инструментальной стали марки ШХ15 (C – 1,0 %, Mn – 0,4 %, Si – 0,32 %, Cr – 1,3 %, S – 0,03 %, P – 0,03 %). Для повышения механических свойств инструмент подвергался термической обработке путем нагрева до температуры на 30–50 °C выше критической точки Ac_1.

Режущая часть клинового инструмента изготавливалась из быстрорежущей стали марки Р9, содержащей: C – 0,85–0,95 %, Mn – 0,5 %, Si – 0,5 %, Cr – 3,8–4,4 %, W – 8,5–

9,5 %, Mo – 1 %, S – 0,03 %, P – 0,03 %. Термическая обработка проводилась в два этапа: предварительный нагрев до температуры Ac_1 + (30–50 °C) и окончательный нагрев до 1230–1250 °C.

При численном моделировании процесса использовались данные о сырьевом материале – стали марки 35ХГСА, полученные из базы данных программного комплекса QForm. Температура нагрева заготовки составляла 1150–1200 °C. Плиты, на которых был установлен клиновой инструмент, моделировались как абсолютно жесткие, неповоротливые тела: нижняя плита фиксировалась, а верхняя перемещалась в горизонтальном (вдоль оси *x*) и вертикальном (вдоль оси *y*) направлениях.

Расчеты проводились на протяжении 1500 шагов. На каждом шаге моделирования оценивались следующие параметры: плотность дислокаций *U*, деформация ε, напряжение σ, скорость деформации ξ, компоненты тензоров напряжений и деформаций, интенсивность деформации, среднее напряжение, сила трения между металлом и инструментом, распределение температуры в зоне деформирования и другие характеристики. Результаты расчётов по увеличению интенсивности деформации на отдельных этапах приведены на рис. 2.

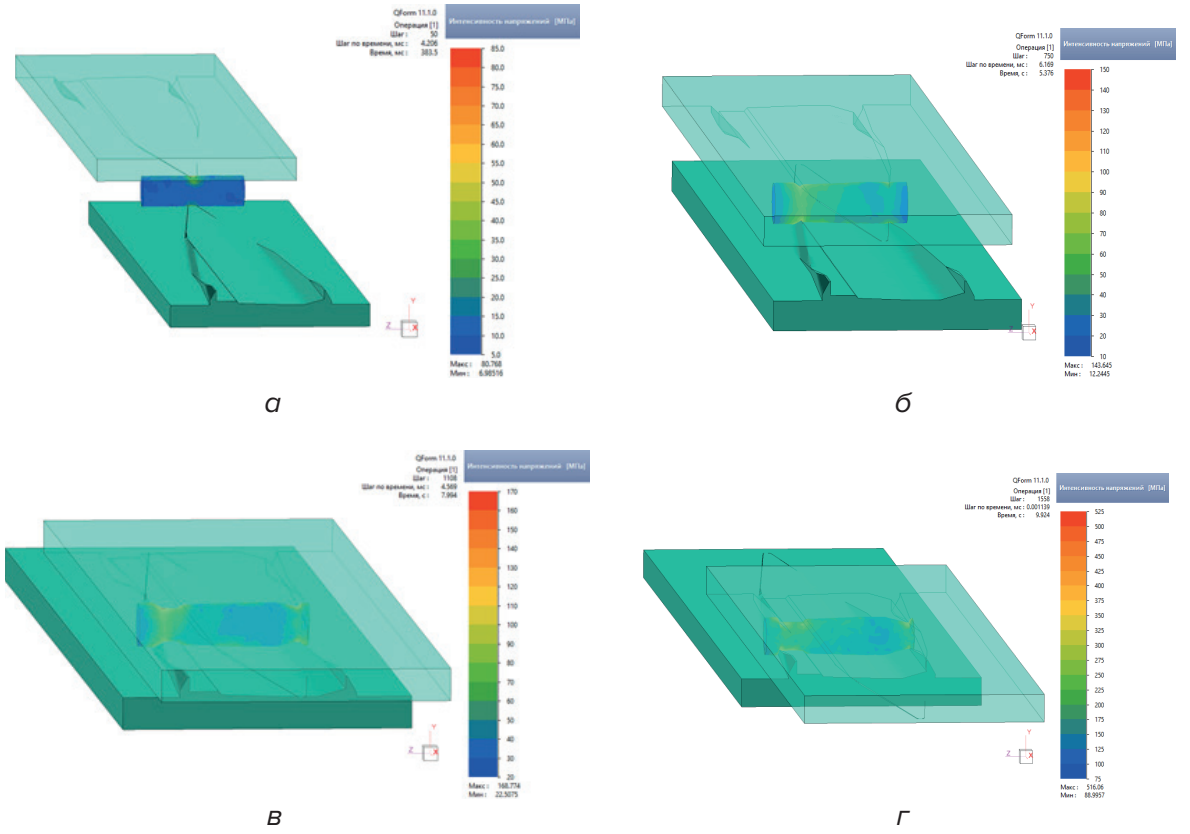


Рис. 2. Последовательные этапы деформирования заготовки до требуемой формы с использованием клинового инструмента, геометрия которого адаптирована к форме заготовки

Проведен анализ средних значений напряжений: σ_u – радиальных (перпендикулярных поверхности калибрующего приспособления) и σ_z – тангенциальных (параллельных поверхности калибрующего приспособления), возникающих в центре площадки, перпендикулярной оси заготовки, при осуществлении процесса ПКП основания зуба режущего инструмента типа Д6-22 (рис. 3).

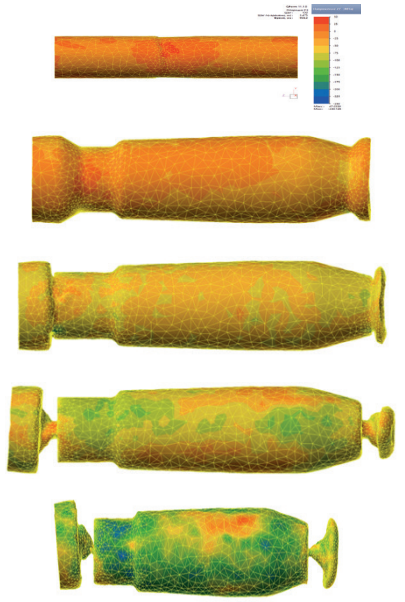


Рис. 3. Формообразование заготовки происходит последовательно в процессе деформации на клиновом инструменте, геометрические параметры которого соответствуют требуемому профилю изделия

В связи со сложной кинематикой и напряжённо-деформированным состоянием, процесс клиновой ПКП основания зуба режущего инструмента типа Д6-22 исследовался в условиях трёхмерной (3D) деформации. Установлено, что температура в различных зонах заготовки изменялась по мере деформирования металла, обусловленного воздействием инструмента. Несмотря на короткую продолжительность процесса (несколько секунд), температурное поле в объёме заготовки оказалось неравномерным: в зонах с высокой температурой наблюдается активное пластическое течение, тогда как в областях контакта металла с рабочими поверхностями инструмента температура достигает максимальных значений. Это соответствует закономерностям, характерным для процессов горячей обработки металлов.

ПКП представляет собой разновидность интенсивной пластической деформации, в ходе которой накапливается значительное значение деформации, отражающее влияние технологического процесса на структуру и свойства металла. Величина накопленной пластической деформации позволяет идентифицировать зоны возможного образования дефектов, в том числе трещин, которые могут возникать при высоких уровнях допустимых средних и главных напряжений (рис. 4). Максимальное значение накопленной пластической деформации в основании конического зуба составляло 6,83, что свидетельствует о высокой степени пластичности, реализованной в процессе ПКП. При этом на основной поверхности заготовки дефекты деформации, в том числе трещины, не наблюдаются [14–15].

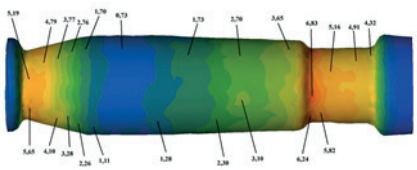


Рис. 4. Распределение накопленной пластической деформации после завершения деформационной обработки

С использованием САПР SolidWorks 2024 была создана виртуальная модель специального клинового инструмента, применяемого в процессе формирования основания режущего зуба типа Д6-22 при ПКП. Также был разработан 3D-вид сборочной модели клинового инструмента.

На первом этапе проектирования основание инструмента формировалось с учётом требуемых геометрических параметров – поперечной ширины и длины. Далее, начиная с центральных участков, выполнялась обработка поверхности под углом β – перпендикулярно основанию клинового инструмента. Одновременно в необходимых зонах производилась обработка под углом α, что обеспечивало формирование α- и β-клиновидных элементов инструмента, адаптированных под форму заготовки.

Образованные при этом острые кромки были дополнительно обработаны (шлифованы) во избежание их режущего воздействия на обрабатываемый металл в процессе прокатки. Финальный этап проектирования предусматривал формирование выходного участка, не связанного с калибровочной зоной инструмента.

В результате проектирования специальный клиновый инструмент был функционально разделён на основные технологические зоны: входную, деформационную, калибровочную, ножничную и выходную (рис. 5).

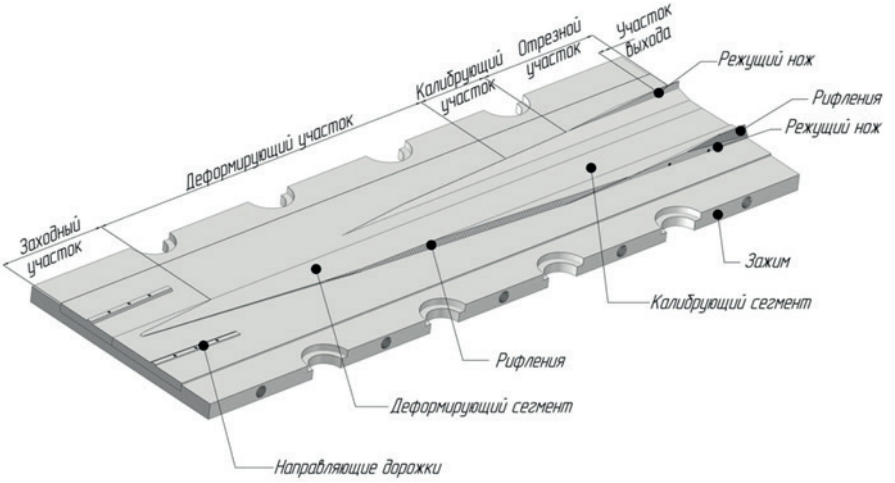


Рис. 5. Специальный клиновой инструмент для формирования основания режущего зуба типа Д6-22, спроектированный с использованием 3D-моделирования в САПР SolidWorks для применения в процессе клиновой КПП

В разработанном клиновом инструменте (рис. 6) деформация основания режущего зуба типа D6-22 начинается с формирования конической области с уклоном ▻1:10 при углах β = 6° и α = 25°. Рабочая область инструмента формируется с углами β = 6° и α = 25°, а также β = 3° и α = 45°. Финальная геометрия детали – цилиндр диаметром ∅ 19,5 мм с углами β = 4° и α = 60° – достигается в завершённой конической зоне с аналогичным уклоном ▻1:10.

Размер ∅ 26 мм и фаски 2×45° формируются на заключительном этапе перед выходом заготовки из зоны действия клинового инструмента в процессе ПКП. Дополнительно шероховатая поверхность формируется за счёт вращения формующего оборудования по соответствующим поверхностям, что способствует активации процесса пластической деформации.

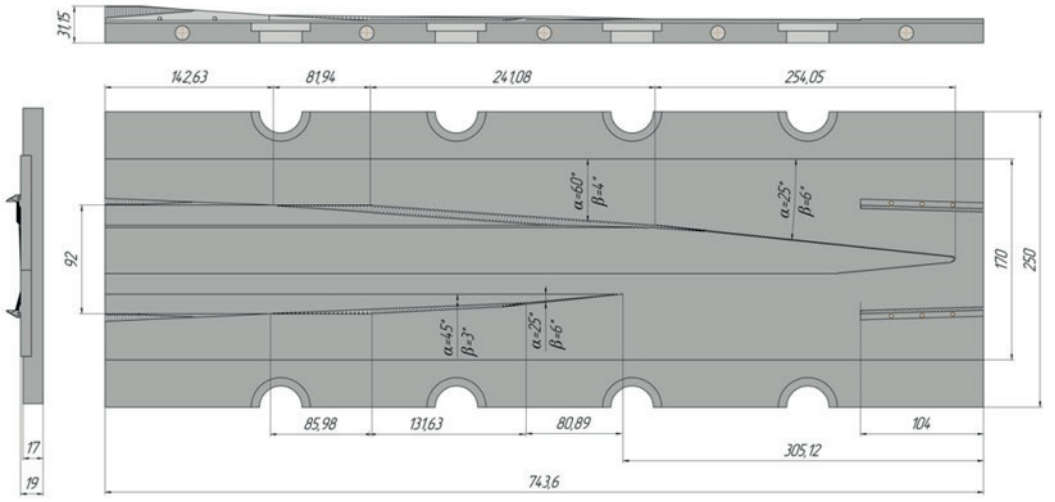


Рис. 6. Чертёж разработанного клинового инструмента, предназначенного для деформации и формообразования основания режущего зуба типа Д6-22 в процессе клиновой ПКП

В результате проведенного численного моделирования также удалось определить распределения составляющих силы прокатки: тангенциальной (вбивающей клин) и радиальной (перпендикулярной калибрующей поверхности инструментов). Эти распределения показаны на рис. 7, а их анализ показывает, что наибольшие усилия возникают при прокатке захватной части основания режущего зуба (∅ 26 мм), что обусловлено тем, что из-за наибольшего обжатия заготовки площадь контакта материала с инструментом достигает наибольшего значения.

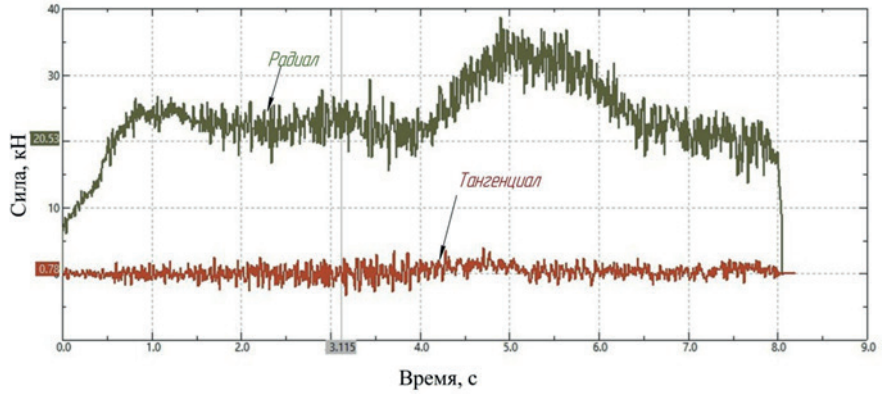


Рис. 7. Распределение компонентов силы качения, возникающих при обкатывании основания режущего зуба типа Д6-22

Для реализации конструкции клинового инструмента, разработанного на основе 3D-модели в среде SolidWorks, была проведена разработка его физической (реальной) формы, предназначенной для применения на стенде клиновой ПКП. Изготовление основных технологических зон инструмента - входной, деформационной, калибровочной, правящей и выходной – осуществлялось из инструментальной стали марки ШХ15. Все элементы инструмента были предварительно демонтированы на составные части, каждая из которых индивидуально обрабатывалась с применением фрезерных и токарных операций для формирования необходимых клиновидных поверхностей.

Температурный режим нагрева заготовок из стали марки 35ХГСА выбран на основе диаграммы состояния железо-углерод. С целью предотвращения образования

высокотемпературных технологических дефектов, процесс прокатки рекомендуется проводить в температурном интервале 1150–1200 °С, при этом нагрев заготовки осуществляется с применением высокочастотного токового нагрева (ВЧТ).

На основании проведённых исследований был сформирован технологический режим изготовления основания режущего зуба типа Д6-22 из стали 35ХГСА, включающий следующие этапы [18]:

– резка исходного сырья до необходимого размера – ∅ 26×84 мм;

– загрузка заготовки в индуктор;

– нагрев в ТВЧ-установке до температуры 1150–1200 °С, продолжительность нагрева 90–120 с;

– транспортировка нагретой заготовки к зоне входа специального клинового инструмента, установленного на нижней плите, с помощью загрузочного механизма 1–2 с;

– проталкивание заготовки на нижний клиновой инструмент и запуск процесса деформации.

Движение верхнего клинового инструмента, закреплённого на верхней плите, осуществляется с помощью гидравлической станции со скоростью перемещения – 9–10 с. Верхний и нижний клиновые инструменты движутся синхронно, при этом заготовка подвергается принудительному вращательному движению. Деформирующие клинья инструмента адаптируются к форме заготовки, обеспечивая коническую формовку. Вращение заготовки осуществляется на шероховатой поверхности, способствующей интенсивному сцеплению и равномерной деформации материала.

В конструкции инструмента предусмотрены металлические ограничивающие рёбра, регулирующие направление потока металлических волокон. По завершении деформации излишки материала отрезаются в зоне резки, с последующим удалением [18].

Анализ макроструктуры заготовки показал формирование новой адаптивной волокнистой структуры:

– образование мелкозернистой структуры по всей длине заготовки за счёт ориентации волокон по конической форме;

– возникновение повышенной плотности волокон в зонах сжатия благодаря их направленному сгибанию;

– равномерное распределение плотности атомов металла по объёму заготовки.

Средняя твёрдость заготовки составила 420…450 НВ, что подтверждает улучшенные механические характеристики заготовки по сравнению с исходным материалом.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В результате проведенных исследований была разработана компьютерная модель формирования основания режущего зуба типа Д6-22 методом прокатки, что обеспечивает возможность выявления дефектов заготовки на ранних этапах. Кроме того, была оптимизирована геометрическая форма зуба, что позволило снизить расход металла в 1,4–1,5 раза.

2. Определение оптимальных углов клиней способствовало повышению стабильности процесса формирования. Также был создан специальный клиновой инструмент, который увеличивает производительность изготовления заготовок в 4–5 раз. Внедрение новой технологии позволяет сократить капитальные затраты на механическую обработку на 35–40 %.

3. Ресурсосберегающие технологии в области прокатки малогабаритных конусообразных деталей представляют собой важный шаг к более эффективному и устойчивому производству.

ЛИТЕРАТУРА

1. Щукин, В. Я. Белорусская школа поперечно-клиновой прокатки / В. Я. Щукин, Г. В. Кожевникова // Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2016. – N° 1. – С. 43–50.
2. Bartnicki, J. The aspects of stability incross-wedge rolling processes of hollowed shafts / J. Bartnicki, Z. Pater // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 155–156. – Pp. 1867–1873.
3. Deng, Z. Influence of Material Properties and Forming Velocity on the Interfacial Slip Characteristics of Cross Wedge Rolling / Z. Deng, M. Lovell, K. Tagavi // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2001. – Vol. 123 (4). – Pp. 647–653.
4. Wójcik, Ł. Physical modelling of cross-wedge rolling of ball studs / Ł. Wójcik, Z. Pater // Archives of Metallurgy and Materials. – 2024. – Vol. 69 (4). – Pp. 1293–1302.
5. Wójcik, Ł. Physical simulation of the Mannesmann effect in the rolling process / Wójcik Ł., Pater Z. // Archives of Metallurgy and Materials. – 2019. – Vol. 64 (4). – Pp. 1369–137.
6. Physical Modeling of cross Wedge rolling Limitations / Ł. Wójcik [et al.] // Materials. – 2020. – Vol. 13 (4). – Pp. 867–880.
7. Абрамов, А. А. Использование пакета LS-DYNA для компьютерного моделирования процесса поперечно-клиновой прокатки / А. А. Абрамов, Г. В. Кожевникова // Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2011. – N° 2. – С. 41–50.
8. Pater, Z. Fem simulation of the cross-wedge rolling process for a stepped shaft / Z. Pater, J. Tomczak, T. Bulzak // Strength of Materials. – 2017. – Vol. 49, no. 4. – Pp. 521–530.
9. Pater, Zbigniew. An innovative method for producing balls from scrap rail heads / Zbigniew Pater, Janusz Tomczak, Tomasz Bulzak // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 97. – Pp. 893–901.
10. Multi-wedge Cross Wedge Rolling Process of 42CrMo4 Large and Long Hollow Shaft / Peng Wenfei [et al.] // Rare Metal Materials and Engineering. – 2016. – Vol. 45, Issue 4. – Pp. 836–842.
11. Li, X. The coupling thermal – mechanical and microstructural model for the FEM simulation of cross wedge rolling / X. Li, F. Du. M. Wang // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 172. – Pp. 202–207.
12. Pater, Z. Cross-Wedge Rolling of Shafts with an Eccentric Step / Z. Pater // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2011. – Vol. 18 (6). – Pp. 26–30.
13. Pater, Zbigniew. Novel cross wedge rolling method for producing railcar axles / Zbigniew Pater, Janusz Tomczak, Tomasz Bulzak // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2023. – Vol. 128. – Pp. 3403–3413.
14. Исследование процессов получения поперечно клиновым прокатом поковку резца РШ 38/30-75L53/19 / Д. М. Бердиев [и др.] // Multidisciplinary Journal of Science and Technology. – 2025. – Том 5 (1). – С. 370–377.
15. Бердиев, Д. М. Иннавационная технология получения основы инструмента зубков горнодобывающих комбайнов методом поперечно-клиновой прокатки / Д. М. Бердиев, А. Н. Пушанов // Endless light in science. – 2025. – N°1. – С. 83–88.

REFERENCES

1. Shchukin V. Ya., Kozhevnikova G. V. Belorusskaya shkola poperechno-klinovoi prokatki [Belarusian cross-wedge rolling school of thought]. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2016, no. 1, pp. 43–50 (in Russian).
2. Bartnicki J., Pater Z. The aspects of stability incross-wedge rolling processes of hollowed shafts. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 155–156, pp. 1867–1873.
3. Deng Z., Lovell M., Tagavi K. Influence of Material Properties and Forming Velocity on the Interfacial Slip Characteristics of Cross Wedge Rolling. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2001, vol. 123 (4), pp. 647–653.
4. Wójcik Ł., Pater Z. Physical modelling of cross-wedge rolling of ball studs. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2024, vol. 69 (4), pp. 1293–1302.
5. Wójcik Ł., Pater Z. Physical simulation of the Mannesmann effect in the rolling process. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2019, vol. 64 (4), pp. 1369–137.
6. Wójcik Ł., Pater Z., Bulzak T., Tomczak J. Physical Modeling of cross Wedge rolling Limitations. *Materials*, 2020, vol. 13 (4), pp. 867–880.

7. Abramov A. A. Kojevnikova G. V. Ispolzovaniye paketa LS-DYNA dlya kompyuternogo modelirovaniya protsessa poperechno-klinovoi prokatki [Using the LS-DYNA package for computer modeling of the cross-wedge rolling process]. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2011, N° 2, pp. 41–50 (in Russian).
8. Pater Z., Tomczak J. and Bulzak T. Fem simulation of the cross-wedge rolling process for a stepped shaft. *Strength of Materials*, 2017, vol. 49, no. 4, pp. 521–530.
9. Pater Zbigniew, Tomczak Janusz, Bulzak Tomasz. An innovative method for producing balls from scrap rail heads. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* 2018, vol. 97, pp. 893–901.
10. Wenfei Peng, Shuhua Zheng, Yijui Chiu, Xuedao Shu, Lihua Zhan. Multi-wedge Cross Wedge Rolling Process of 42CrMo4 Large and Long Hollow Shaft. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, vol. 45, issue 4, pp. 836–842.
11. Li X., M. Wang F. Du. The coupling thermal – mechanical and microstructural model for the FEM simulation of cross wedge rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 172, pp. 202–207.
12. Pater Z. Cross-Wedge Rolling of Shafts with an Eccentric Step. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2011, vol. 18 (6), pp. 26–30.
13. Pater Zbigniew, Tomczak Janusz, Bulzak Tomasz. Novel cross wedge rolling method for producing railcar axles. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* 2023, vol. 128, pp. 3403–3413.
14. Berdiev D. M., Pushanov A. N., Allenov M. G. *I*ssledovaniye protsessov polucheniya poperechno klinovym prokatom pokovku rezsa RSh 38/30-75L53/19 [Research of processes of obtaining by transverse wedge rolling forging of cutter RSh 38/30-75L53/19]. *Multidisciplinary Journal of Science and Technology*, 2025, vol. 5 (1), pp. 370–377 (in Russian).
15. Berdiev D. M., Pushanov A. N. Innovatsionnaya texnologiya polucheniya osnovy instrumenta zubkov gornodobivayushikh kombaynov metodom poperechno-klinovoi prokatki [Innovative technology for obtaining the base of the tool teeth of mining combines by the method of cross-wedge rolling]. *Endless light in science*, 2025, no. 1, pp. 83–88 (in Russian).

Статья поступила в редакцию 02.06.2025 г.

УДК 621.785

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

М. Н. Босяков, И. И. Вегера,
А. Н. Моисеенко, А. А. Опиок

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

В работе приводятся результаты исследований влияния различных видов упрочняющей обработки образцов из стали 40ХН – ионного азотирования, ТВЧ-закалки и комбинированной технологии – вначале ионного азотирования, а затем ТВЧ-закалки, на износостойкость поверхности в условиях сухого трения. Показано, что максимальное сопротивление изнашиванию в условиях сухого трения без смазочного материала установлено для образца, подвергнутого ионному азотированию с последующей ТВЧ-закалкой: интенсивность массового изнашивания оказалась более чем в два раза меньше, чем для образца, упрочненного ТВЧ-закалкой, и в 3,2 раза меньше, чем для азотированного образца.

Ключевые слова: ионное азотирование, ТВЧ-закалка, комбинированная технология, износостойкость

COMBINED TECHNOLOGY OF SURFACE HARDENING TREATMENT IN MECHANICAL ENGINEERING

M. N. Bosyakov, I. I. Vegera,
A. N. Moiseenko, A. A. Opiok

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The paper presents the results of studies of the influence of various types of strengthening treatment of 40XH steel samples – ion nitriding, high-frequency current hardening and a combined technology – first ion nitriding and then high-frequency current hardening, on the wear resistance of the surface under dry friction conditions. It is shown, that the maximum wear resistance under dry friction conditions without a lubricant is established for a sample subjected to ion nitriding followed by high-frequency current hardening: the intensity of mass wear turned out to be more than two times less than for a sample strengthened by high-frequency current hardening and 3,2 times less than for a nitrided sample.

e-mail: lehaopiok@gmail.com

ВВЕДЕНИЕ

В современном машиностроении непрерывно возрастают требования к эксплуатационным характеристикам деталей машин и механизмов. Особое внимание уделяется повышению их износостойкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости, что напрямую связано с надежностью, долговечностью и безопасностью эксплуатации изделий. Применение комбинированных технологий поверхностной упрочняющей обработки является одним из наиболее эффективных способов достижения этих целей. Они позволяют создавать на поверхности детали слой с повышенными механическими свойствами, сохраняя при этом вязкую сердцевину, что обеспечивает оптимальное сочетание прочности и пластичности [1–5]. К таким технологиям относятся ионное азотирование режущего инструмента с последующем нанесением износостойких тонких пленок [1–3], механическая обработка – поверхностная пластическая деформация (ППД) и последующее ионное азотирование [4, 5], а также ионное азотирование и последующая закалка с индукционным нагревом (ТВЧ-закалка).

Комбинированная (дуплексная) технология упрочнения режущего инструмента включает два основных этапа: азотирование – насыщение поверхностного слоя металла азотом для повышения поверхностной твердости и второй – нанесение покрытий (например, методом PVD или CVD). Азотирование создает на поверхности слой с высокой твердостью и износостойкостью за счет образования нитридных соединений легирующих элементов и железа (например, Fe_4N, $Fe_{2-3}N$), а дополнительная обработка (нанесение покрытия) обеспечивает высокую поверхностную твердость, усиливает защитные свойства поверхности, улучшая адгезию покрытия к основе и увеличивая сопротивление усталости и коррозии. В результате комбинации процессов достигается синергетический эффект, при котором свойства поверхности значительно превосходят те, что могут быть получены при использовании каждого процесса по отдельности. Комбинация азотирования и нанесения покрытий позволяет достичь твердости покрытия до 2000–3000 HV, что значительно выше, чем при традиционном азотировании. Поскольку диффузия в твердых телах является структурночувствительным процессом и зависит от дефектов кристаллического строения, таких, как дислокации и вакансии, границы зерен и субзерен, то воздействие на структуру путем холодной пластической деформации, которая приводит к эволюции дислокационных структур и увеличению плотности вакансий, способствует более активной диффузии внедряемого вещества [4, 6]. На этом основана комбинированная технология упрочнения, когда предварительная ППД, например, путем дробеструйной обработки поверхности, приводит к увеличению поверхностной твердости после азотирования: так, например, на стали 40ХМФА это привело к повышению твердости на ΔHV 0,05 = 90 по сравнению с азотированным образцом без предварительной ППД [5].

В настоящей работе рассматривается возможность улучшения характеристик упрочненного слоя, получаемого ТВЧ-закалкой, за счет предварительного ионного азотирования и последующей ТВЧ-закалки.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Эксперименты по ионному азотированию и ТВЧ-закалке проводились на образцах из стали 40ХН, представляющих собой цилиндр диаметром 20 мм, длиной 80 мм, толщина плоской части – 14 мм (рис. 1) на промышленном оборудовании института для ионного азотирования – установке промышленного типа модели УА-63-960/1400 производства ФТИ НАН Беларуси (рис. 2).

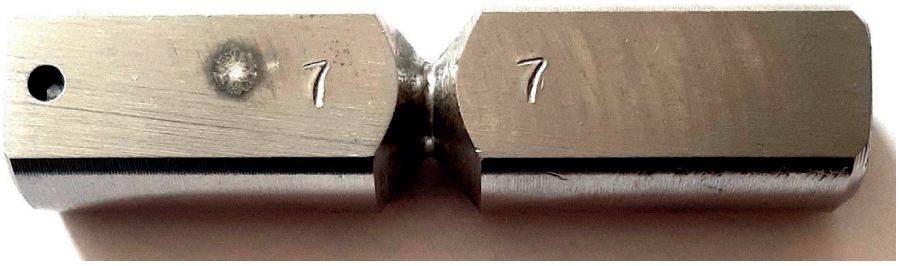


Рис. 1. Образец из стали 40ХН



Рис. 2. Вакуумная камера установки модели УА-63-960/1400

Установка имеет вакуумную камеру колпакового типа с «холодными» стенками с рабочими габаритами: диаметр катода – 960 мм, высота загрузки – 1400 мм.

Камера установки имеет экранную теплоизоляцию, состоящую из трех экранов из листовой стали.

В качестве рабочей газовой смеси использовалась смесь газов азота, аргона и водорода. Обработка проводилась в режимах, обеспечивающих получение на стали 40ХН азотированного слоя с поверхностной твердостью на уровне 500–550 HV и глубиной слоя до 0,4 мм – эти показатели соответствуют требованиям КД на изделия, изготовляемые из названной марки стали.

Закалка образцов проводилась на установке ТВЧ ФТИ 3.148.1 производства ФТИ НАН Беларуси при температуре 900 °С при скорости перемещения детали до 5 мм/с, охлаждающая среда – вода (рис. 3). ТВЧ-закалка – это метод термической обработки, при котором нагрев детали осуществляется высокочастотным электромагнитным полем. Это позволяет проводить локальную закалку с высокой скоростью нагрева и охлаждения, что обеспечивает получение мелкодисперсной мартенситной структуры закаленного слоя с высокой твердостью и прочностью.



Рис. 3. Установка ТВЧ-закалки

Контроль химического состава стали проводили на атомно-эмиссионном спектрометре с искровым возбуждением «Spectrotest» (рис. 4):



Рис. 4. Внешний вид атомно-эмиссионного спектрометра «Spectrotest»

Результаты химического анализа приведены в табл. 1

Табл. 1

Химический состав образцов стали 40ХН

Марка стали	№ хим. анализа	Концентрация легирующих элементов, мас. %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Ti
40ХН	3176	0,44	0,21	0,59	0,74	0,02	1,01	0,016	0,003

Для получения распределения микротвёрдости по глубине азотированного и закаленного слоя использовался цифровой микротвердомер AFFRI-MVDM8 (нагрузка на индентор – 0,1 кгс). Рентгеновский анализ поверхностных слоев стали без обработки и обработанных проводился на рентгеновском дифрактометре GNR Explorer в CuKα монохроматизированном излучении. Управление дифрактометром, сбор и обработка информации выполнялась с применением программ «X-RAY» (версии 2.0 и 2.1) автоматизации рентгеноструктурно анализа. Рентгеновская сьемка полной рентгенограммы проводилась в диапазоне углов 2Θ = 20°–120° с шагом 0,1°; режим съемки – сканирующий.

Испытания на износостойкость в условиях сухого трения проводились на машине трения МТВП-9 при удельном давлении 2 МПа.

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ

При ионном азотировании в тлеющем разряде формируется диффузионный слой, содержащий нитриды легирующих элементов (CrN, AlN, TiN) и нитриды железа (Fe_4N, $Fe_{2-3}N$); слой обладает высокой твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью. Глубина азотированного слоя, его фазовый состав и свойства зависят от ряда параметров: типа и количества легирующих элементов в обрабатываемой стали и режимов обработки – температуры изотермической выдержки, длительности обработки, состава газовой среды (азот, водород, аргон), давления в рабочей камере и параметров тлеющего разряда – плотности тока разряда и напряжения «катод–анод». В качестве рабочего газа при ионном азотировании обычно используются аммиак NH_3, диссоциированный аммиак – (25 % N_2 + 75 % H_2) либо смесь газов: $N_2 + H_2$, $N_2 + H_2$ +Ar, $N_2 + H_2$ +CH_4 (при необходимости) в разной пропорции.

Конечная твердость поверхности азотированного слоя может быть определена как сумма значения твердости сердцевины стали и прироста твердости за счет образования нитридов легирующих элементов [6]:

$$HV = HV_c + \Delta HV, \quad (1)$$

где HV – твердость азотированного слоя; HV_c — твердость сердцевины; ΔHV — прирост твердости за счет образования нитридов легирующих элементов.

HV_c – твердость сердцевины формируется термической обработкой в процессе изготовлении деталей, является конструктивной характеристикой детали и может изменятся в зависимости от требований производства.

ΔHV – прирост твердости за счет образования нитридов легирующих элементов, является непосредственно характеристикой стали.

Таким образом, чем больше в составе стали легирующих элементов (Cr, Al, Ti) тем большую твердость поверхности можно получить после азотирования. На твердость азотированного слоя оказывают влияние также температура изотермической выдержки, ее длительность и режим подачи рабочих газов.

При этом следует иметь в виду, что для получения высокой твердости температурный диапазон азотирования должен быть 500–520 °С, а для достижения большой

глубины (более 0,35 мм) – 540–560 °С. Однако, следует помнить, что при повышении температуры выдержки твердость азотированного слоя падает, причем тем сильнее, чем больше температура выдержки. Аналогичным образом твердость поверхности снижается и при увеличении длительности выдержки.

Параметром, характеризующим интенсивность процесса ионного азотирования, является плотность потока молекулярных ионов азота $П_{N2}^{+}$ ($м^3/(с·м^2)$ или $л/(ч·м^2)$) [7], которая является функцией параметров разряда (плотности тока), доли азота в составе газовой смеси и заданного расхода азота (литры в час) и может изменяться в ходе процесса по любому алгоритму.

Согласно современным представлениям о процессе ионного азотирования определяющую роль в формировании азотированного слоя играют атомы азота *N* [8, 9], образование которых в тлеющем разряде происходит по двум механизмам: вследствие диссоциации молекул азота N_2 в зоне «катодного свечения» и последующей диффузии их к поверхности детали-катода и диссоциативной рекомбинации молекулярных ионов азота N_2^+ на поверхности катода с образованием неустойчивой молекулы азота N_2^*, которая распадается на два атома:

$$(N_2^+ + e)_{поверхность} \rightarrow (N_2^*)_{поверхность} \rightarrow (N + N). \quad (2)$$

Образовавшиеся при этом атомы азота взаимодействуют с поверхностью металла либо рекомбинируют в молекулу и удаляются из камеры.

Для исключения преждевременного образования сплошного слоя нитридов железа (Fe_4N, $Fe_{2-3}N$), который может существенно затормозить диффузию азота внутрь металла [10], плотность потока ионов молекулярного азота $П_{N2}^{+}$ при ионном азотировании должна задаваться в зависимости от величины растворимости азота и коэффициента диффузии его в α-твёрдом растворе для конкретной марки стали [10, 11]:

$$П_N = 0,89 \frac{C_{\alpha-Fe}\sqrt{D_{\alpha-Fe}}}{\sqrt{\tau}}, \quad (3)$$

где $D_{\alpha\text{-}Fe}^{лег}$ ($м^2/с$) – коэффициент диффузии азота в α-твёрдом растворе легированной стали, τ – время (с), в течение которого при потоке азота $П_{N2}^{+}$ концентрация его в поверхностном слое достигает значения, равного величине растворимости $C_{\alpha\text{-}Fe}^{лег}$ ($г/м^3$), после чего может начаться образование «белого слоя» (γ′ + ε), существенно замедляющего диффузию азота в металл. Следует отметить, что растворимость азота и коэффициент диффузии для конкретной марки стали зависят от типа и концентрации легирующих элементов в стали и температуры процесса. Взаимосвязь химической активности разряда, т. е. плотности потока азота $П_{N2}^{+}$с характеристиками азотируемой стали – растворимостью азота в α-твёрдом растворе и коэффициентом диффузии определяется следующим выражением [11]

$$\%N_2 = \frac{\frac{1}{j} C_{\alpha-Fe}\sqrt{D_{\alpha-Fe}}}{\sqrt{\tau}}, \quad (4)$$

где *j* – плотность тока разряда ($А/м^2$).

Таким образом, рассчитанное значение комплекса $C_{\alpha\text{-}Fe}^{лег}\cdot\sqrt{D_{\alpha\text{-}Fe}^{лег}}$ позволит определить состав насыщающей среды (% N_2) для конкретной плотности тока тлеющего разряда, определяемой его мощностью как при разогреве, так и на первых шагах (сегментах) стадии выдержки, чтобы не сформировался преждевременно «белый» нитридный слой, который затормозит диффузию азота в металл, т. е., по сути, задать величину «азотного потенциала» тлеющего разряда $П_{N2}^{+}$ ($л/(ч·м^2)$):

$$П_N\ (л/ч·м^2) = 0,897 \cdot j(А/м^2) \cdot \%N^2, \quad (5)$$

а общий расход азота G (л/час) определяется путем умножения полученной величины $П_N$ (л/(ч·м^2)) на величину площади поверхности деталей садки (м^2).

На основании полученных данных по химическому составу стали 40ХН (табл. 1) с использованием формул (3)–(5) и данных из [12] было рассчитано значение плотности потока азота для температуры 530 °С, при которой проводилась обработка образцов стали, которое составило $П_N$ = 3,34 л/(ч·м^2) для времени τ = 1 ч. Ввиду зависимости плотности потока азота от доли азота в составе газовой смеси и плотности тока разряда согласно (5) [7], для значения $П_N$ = 3,34 л/(ч·м^2) была рассчитана доля азота в составе газовой смеси как функция плотности тока и времени выдержки. Эти результаты представлены на рис. 5.

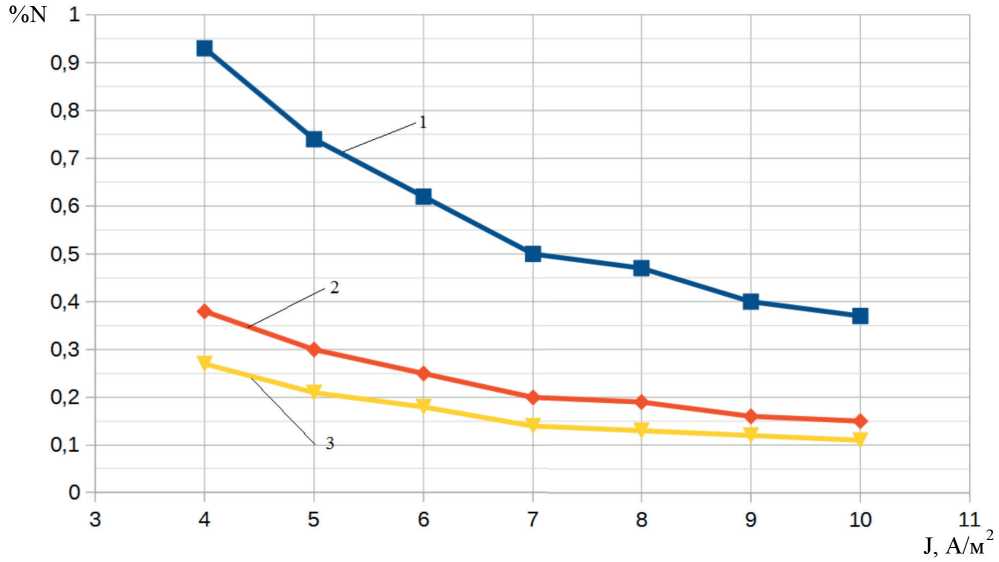


Рис. 5. Расчетное значение доли азота в составе газовой смеси при плотности потока азота $П_N$ = 3,34 л/(час·м^2) в зависимости от плотности тока и времени выдержки: 1 – 1 ч; 2 – 6 ч; 3 – 12 ч

ТВЧ-ЗАКАЛКА

Достижение требуемых эксплуатационных характеристик упрочненного поверхностного слоя, в частности, заданной глубины закаленного слоя и уровня поверхностной твердости, обеспечивалось за счет контроля и оптимизации следующих параметров режима ТВЧ-закалки – частоты напряжения, удельной мощности и длительности нагрева:

– частота напряжения (*f*), которое подается на индуктор, является одним из доминирующих факторов, определяющих глубину проникновения вихревых токов в металл и, как следствие, глубину эффективного прогрева поверхностного слоя. Для формирования тонких закаленных слоев (десятые доли миллиметра – единицы миллиметров) целесообразно использование высоких частот (диапазон от сотен кГц до нескольких МГц). Для получения более глубоких упрочненных слоев применяются пониженные частоты (от единиц до десятков кГц). В данной работе использовалась рабочая частота *f* = 50 кГц. Выбор указанной частоты был продиктован необходимостью формирования закаленного слоя с глубиной до 5 мм;

– удельная мощность нагрева (p_s) или подводимая мощность (*P*) характеризует интенсивность энергетического воздействия на поверхность детали. Удельная мощность (p_s, Вт/см^2) – это количество энергии, подводимое к единице поверхности нагреваемого изделия в единицу времени. Она напрямую связана с мощностью, отдаваемой генера-

тором (*P*, кВт), и эффективностью ее передачи в деталь, которая зависит от конструкции индуктора, его связи с деталью (величиной зазора между поверхностью детали и индуктором) и электрофизических свойств материала. Высокая удельная мощность обеспечивает быстрый нагрев поверхностного слоя, что может способствовать уменьшению зоны термического влияния и сохранению свойств сердцевины. Однако чрезмерно высокая мощность при недостаточной длительности может привести к поверхностному перегреву и даже оплавлению, не обеспечив прогрев на требуемую глубину. Слишком низкая мощность потребует увеличения времени нагрева, что может привести к нежелательному прогреву сердцевины за счет теплопроводности и снижению градиента твердости. В ходе исследований подводимая мощность была 100 кВт;

– длительность (время) нагрева ($t_н$) – это интервал времени, в течение которого поверхность детали подвергается воздействию электромагнитного поля индуктора при заданной мощности. Увеличение продолжительности нагрева интенсифицирует подводимую энергию, что приводит к росту температуры поверхности и увеличению толщины прогретого до аустенитных температур слоя за счет теплопроводности. Оптимальную длительность нагрева подбирали экспериментально, в тесной взаимосвязи с установленной мощностью, с целью обеспечения полной аустенизации материала на заданную глубину, избегая при этом перегрева, оплавления кромок и нежелательного роста зерна аустенита. В ходе экспериментов длительность индукционного нагрева варьировалась в пределах от 0,5 до 5,0 с.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 6 представлено распределение твердости по глубине азотированного слоя стали 40ХН, из которого следует, что прирост твердости после азотирования составляет порядка (250 ± 50) HV, причем вариация плотности потока азота при азотировании в диапазоне от 2 до 4 л/(ч·м^2) не привела к существенным различиям как в величине поверхностной твердости, так и в распределении твердости по глубине азотированного слоя.

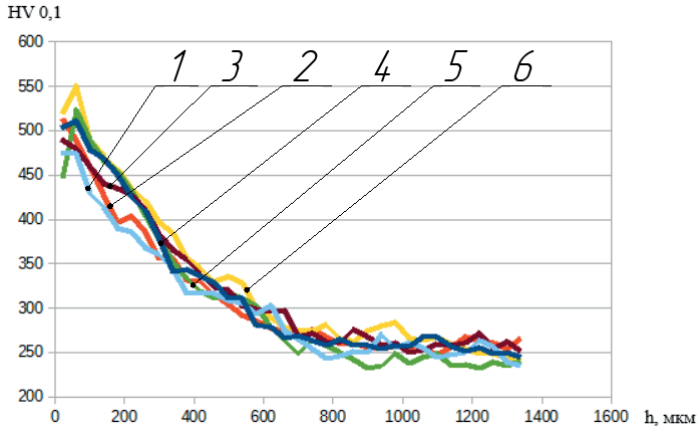


Рис. 6. Распределение твердости по глубине упрочненного слоя стали 40ХН после ионного азотирования при температуре изотермической выдержки *T* = 530 °С при различной плотности потока азота, л/(ч·м^2):
1 – 2; 2 – 2,5; 3 – 3,0; 4 и 5 – 3,5; 6 – 4

На рис. 7 показано распределение твердости по глубине закаленного слоя, разные кривые соответствуют различному времени длительности нагрева: по мере увеличения длительности нагрева растет глубина закаленного слоя.

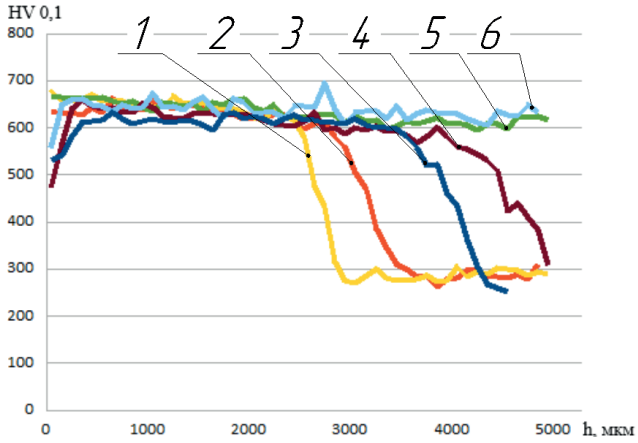


Рис. 7. Распределение твердости по глубине упрочненного слоя после ТВЧ-закалки при T = 900 °С и разной скоростью перемещения, мм/с:
1, 2 – 4; 3, 4 – 2; 5, 6 – 5

На рис. 8 представлены профили твердости по глубине упрочненного слоя после комбинированной обработки – вначале проводилось ионное азотирование, а затем ТВЧ-закалка.

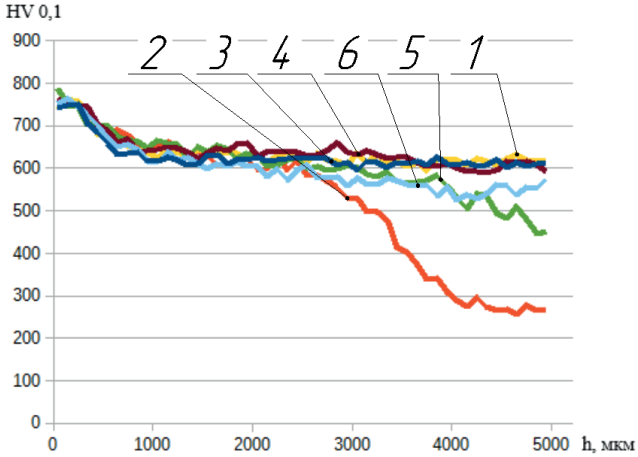


Рис. 8. Распределение твердости по глубине упрочненного слоя стали 40ХН после комбинированной обработки – ионного азотирования при температуре T = 530 °С, плотности потока азота $П_N$ = 4 л/(ч·м^2) и ТВЧ-закалки при температуре T = 900 °С и разной скоростью перемещения, мм/с:
1, 2 – 4; 3, 4 – 2; 5, 6 – 5

Как следует из представленных данных, после комбинированной обработки твердость упрочненного слоя определяется твердостью сформированной ионным азотированием и твердости, полученной в результате ТВЧ-закалки.

Для определения изменений в фазовом составе поверхностного слоя после разных видов обработки проводился рентгенофазовый анализ исследуемых образцов.

На рис. 9 представлен фрагмент рентгеновской дифрактограммы поверхности образца из стали 40ХН в исходном состоянии – до ИПА, а на рис. 10 и 11 показаны фрагменты дифрактограммы после ионного азотирования и комбинированной обработки соответственно.

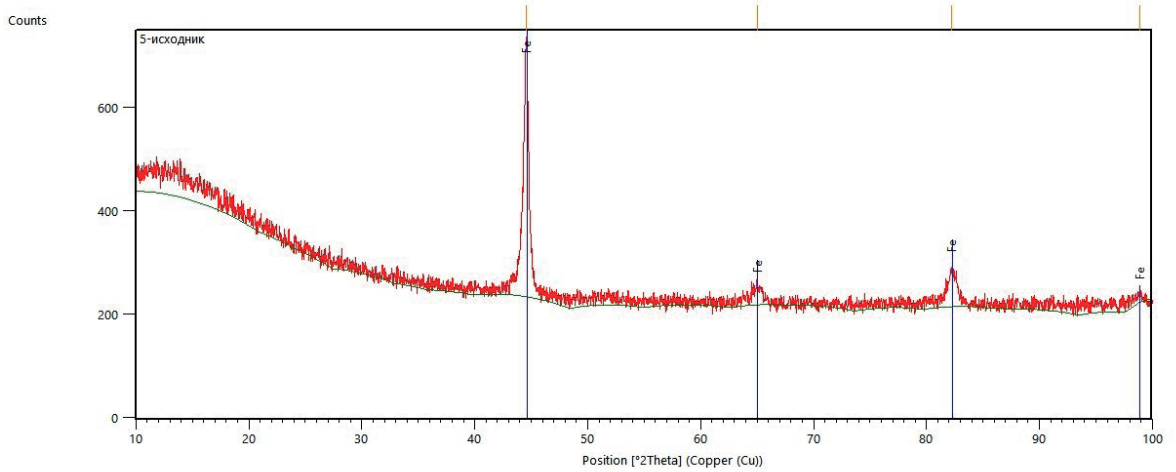


Рис. 9. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы поверхности образца из стали 40ХН в исходном состоянии

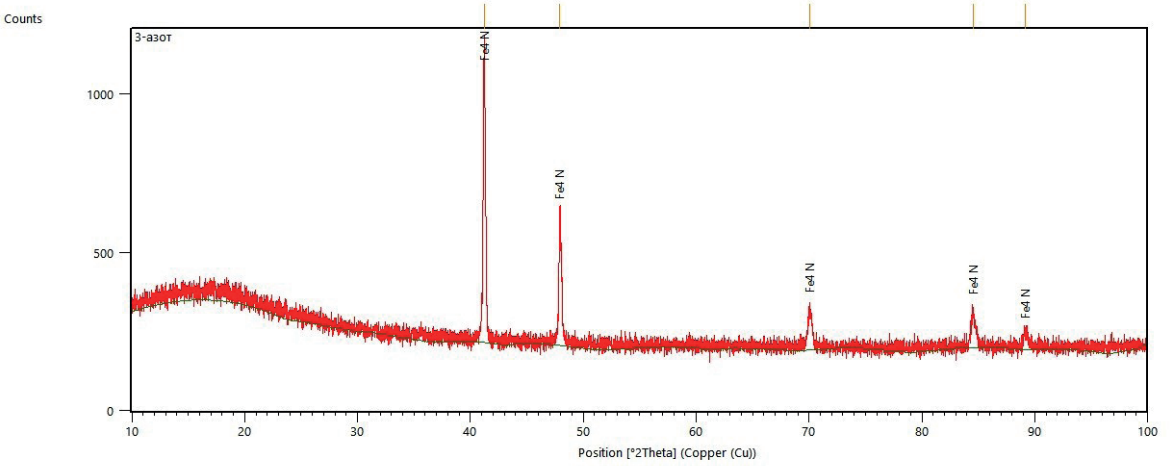


Рис. 10. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы поверхности образца из стали 40ХН после ионного азотирования при температуре изотермической выдержки T = 530 °С и плотности потока азота $П_N$ = 4 л/(ч·м^2)

Табл. 2

Данные рентгенофазового анализа образца из стали 40ХН после ионного азотирования

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHM Left [°2Th.]	d-spacing [A]	Rel. Int. [%]	Tip Width	Matched by
41,2130	949,85	0,1968	2,19049	100,00	0,2362	Fe_4N
47,9244	416,93	0,2362	1,89823	43,89	0,2834	Fe_4N
70,0273	129,92	0,1968	1,34363	13,68	0,2362	Fe_4N
84,5185	115,25	0,2755	1,14640	12,13	0,3306	Fe_4N
89,2018	46,34	0,4723	1,09794	4,88	0,5668	Fe_4N

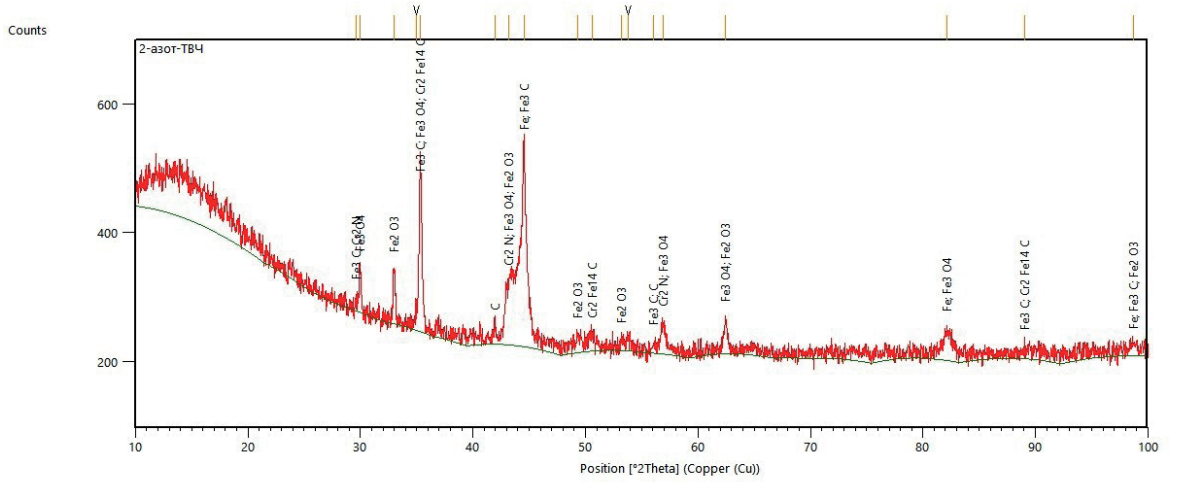


Рис. 11. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы поверхности образца из стали 40ХН после комбинированной обработки – ионного азотирования при температуре T = 530 °С, плотности потока азота $П_N$ = 4 л/(ч·м^2) и ТВЧ –закалки при температуре T = 900 °С

Табл. 3

Данные рентгенофазового анализа образца из стали 40ХН после ионного азотирования и ТВЧ-закалки при температуре 900 °С

Ref. Code	Score	Compound Name	Displacement [°2Th.]	Scale Factor	Chemical Formula
03-065-4899	27	Iron	0,000	0,697	Fe
03-065-2411	4	Iron Carbide	0,000	0,138	Fe_3C
01-079-2159	41	Chromium Nitride	0,000	0,246	Cr_2N
01-089-0691	25	Iron Oxide	0.000	0,442	Fe_3O_4
00-039-0238	41	Iron Oxide	0.000	0,242	Fe_2O_3
01-089-7245	19	Chromium Iron Carbide	0,000	0,291	$Cr_2Fe_{14}C$
00-050-1083	18	Carbon	0,000	0,351	C

Сравнение рентгенограмм образцов, подвергнутых ионному азотированию и комбинированной обработке показывает, что, несмотря на кратковременность воздействия высокой температуры при ТВЧ-закалке, в поверхностном слое стали произошло образование нитридов хрома Cr_2N, карбидов Fe_3C и более сложных соединений – $Cr_2Fe_{14}C$.

Согласно [13], образование тех или иных нитридов зависит, с одной стороны, от их термодинамической устойчивости (сродства нитридообразующего элемента к азоту), а с другой стороны, от количества активного азота и концентрации нитридообразующего элемента. В соответствии с уменьшением теплоты образования нитридов [13], нитриды хрома Cr_2N более стабильны, нежели нитриды железа Fe_4N, $Fe_{2-3}N$, и, при повышении температуры азотирования вероятность образования нитридов железа снижается. Этим и можно объяснить образование нитридов хрома Cr_2N после проведения ТВЧ-закалки при температуре 900 °С.

Для определения влияния различных видов упрочняющей обработки на износостойкость образцов из стали 40ХН проводились трибологические испытания на машине трения МТВП-9 четырех пар трения (образец в исходном состоянии, а также образцы, подвергнутые ионному азотированию, ТВЧ-закалке и комбинированной обработке) в

условиях трения без смазочного материала при удельном давлении испытаний 2 МПа. Средняя скорость перемещения образца по стальному контртелу – цементованной пластине с твердостью поверхности 60HRC при трибологических испытаниях по схеме возвратно-поступательного движения составляла 0,1 м/с, общая длина пути трения составила 1200 м. Результаты трибологических испытаний представлены в табл. 4 и на рис. 12.

Интенсивность массового изнашивания при трении определялась как количество материала Δm, снимаемого с поверхности одного из трущихся тел на единицу пути L. В трибологии это ключевая характеристика, позволяющая оценить стойкость материалов к износу при эксплуатации.

$$I_m = \frac{\Delta m}{L}. \quad (6)$$

Табл. 4

Интенсивность массового изнашивания и коэффициенты трения стальных образцов при трении без смазочного материала при удельной нагрузке p = 2 МПа

Вид упрочняющей обработки стального образца	Интенсивность массового изнашивания $I_q \cdot 10^{-3}$ мг/м	Коэффициент трения, f
Исходное состояние	32,6	0,8–1,0
ТВЧ	9,9	0,6–0,8
Азотирование	14,5	0,6–0,8
Азотирование + ТВЧ	4,5	0,7–0,9

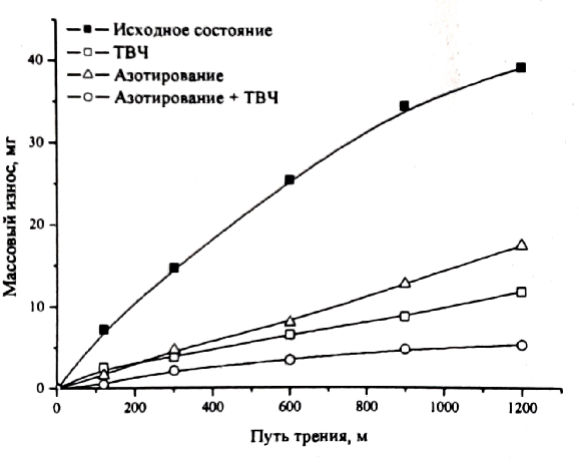


Рис. 12. Зависимость массового изнашивания стальных образцов, подвергнутых различным видам упрочняющей обработки, от пути трения (трение без смазочного материала, p = 2 МПа)

ВЫВОДЫ

Сравнение рентгенограмм поверхности образцов стали 40ХН после ионного азотирования и комбинированной обработки показало, что при ТВЧ-закалке азотированных образцов, несмотря на кратковременность их нагрева до высокой температуры, происходит дополнительное формирование нитридов и карбидов хрома.

Результаты трибологических испытаний показали, что максимальное сопротивление изнашиванию в условиях трения без смазочного материала получено для образца из стали 40ХН, подвергнутого комбинированной обработке – вначале ионному азотированию при температуре T = 530 °С, а затем ТВЧ-закалке при температуре 900 °С:

интенсивность массового изнашивания оказалась более чем в два раза меньше, чем для образца, упрочненного ТВЧ-закалкой и в 3,2 раза меньше, чем для азотированного образца.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьев, С. Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента : учеб. для студентов втузов / С. Н. Григорьев. – М. : Машиностроение, 2009. – 368 с.
2. Степанова, Т. Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин : учеб. пособие / Т. Ю. Степанова. – Иваново : Иван. гос. хим.-технол. ун-т., 2009. – 64 с.
3. Табаков, В. П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / В. П. Табаков. – М. : Машиностроение, 2008. – 311 с.
4. Герасимов, С. А. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов / С. А. Герасимов, Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева. – Изд. 2-е. – М. : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 518 с.
5. Константинов, В. М. Анализ влияния предварительной и циклической пластической деформации на химико-термическую обработку конструкционных сталей / В. М. Константинов, В. А. Лешок, О. П. Штемпель // Механика машин, механизмов и материалов. – 2024. – № 1 (66). – С. 37–42.
6. Теория и технология азотирования / Ю. М. Лахтин [и др.]. – М. : Металлургия, 1991. – 320 с.
7. Научные основы разработки промышленных технологических процессов плазменной химико-термической обработки изделий машиностроения. Исследование и оптимизация параметров процесса / М. Н. Босяков [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2021. – Кн. 1. Новые технологии и материалы. – С. 60–80.
8. Пастух, И. М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде / И. М. Пастух. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2006. – 364 с.
9. Берлин, Е. В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е. В. Берлин, Н. Н. Коваль, Л. А. Сейдман. – М. : Техносфера, 2012. – 464 с.
10. Sun, Y. Computer Prediction of Thereshold Nitriding Potential Curves / Y. Sun, T. Bell // Heat Treatment of Metals. – 1997. – № 2. – Pp. 43–49.
11. Исследование и оптимизация параметров процессов плазменной химико-термической обработки изделий машиностроения / М. Н. Босяков [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2021. – Кн. 1. Новые технологии и материалы. – С. 81–104.
12. Лахтин, Ю. М. Расчет влияния легирующих элементов на растворимость и диффузию азота в стали при азотировании в α- и ε-фазах / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, А. А. Булгач // Труды МАДИ. Азотирование в машиностроении. – 1974. – № 174. – С. 42–59.
13. Петрова, Л. Г. Высокотемпературное азотирование аустенитной стали / Л. Г. Петрова, Д. М. Зюзин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 3. – С. 29–36.

REFERENCES

1. Grigor'ev S. N. *Metody povysheniya stoikosti rezhushchego instrumenta* [Methods of increasing the durability of cutting tools: a textbook for students of higher technical institutions]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009, 368 p. (in Russian).
2. Stepanova T. Yu. *Tekhnologii poverkhnostnogo uprochneniya detalei mashin* [Surface hardening technologies for machine parts: a tutorial]. Ivanovo, Ivanovo State University of Chemistry and Technology Publ., 2009, 64 p. (in Russian).
3. Tabakov V. P. *Formirovanie iznosostoikikh ionno-plazmennykh pokrytiiy rezhushchego instrumenta* [Formation of wear-resistant ion-plasma coatings of cutting tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2008, 311 p. (in Russian).
4. Gerasimov S. A., Kuksenova L. I., Lapteva V. G. *Struktura i iznosostoikost' azotirovannykh konstruktsionnykh stalei i splavov* [Structure and wear resistance of nitrided structural steels and alloys]. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publ., 2014, 518 p. (in Russian).
5. Konstantinov V. M., Leshok V. A., Shtempel' O. P. Analiz vliyaniya predvaritel'noi i tsiklicheskoi plasticheskoi deformatsii na khimiko-termicheskuyu obrabotku konstruktsionnykh stalei [Analysis of the

influence of preliminary and cyclic plastic deformation on chemical-thermal treatment of structural steels]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials], 2024, N° 1 (66), pp. 37–42. (in Russian).
6. Lakhtin Yu. M. *Teoriya i tekhnologiya azotirovaniya* [Theory and technology of nitriding]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991, 320 p. (in Russian).
7. Bosyakov M. N., i dr. Nauchnye osnovy razrabotki promyshlennykh tekhnologicheskikh protsessov plazmennoi khimiko-termicheskoi obrabotki izdelii mashinostroeniya. Issledovanie i optimizatsiya parametrov protsessa [Scientific foundations for the development of industrial technological processes of plasma chemical-thermal treatment of mechanical engineering products. Research and optimization of process parameters]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Novye tekhnologii i materialy* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. New Technologies and Materials]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2021, pp. 60–80. (in Russian).
8. Pastukh I. M. *Teoriya i praktika bezvodorodnogo azotirovaniya v tleyushchem razryade* [Theory and practice of hydrogen-free nitriding in a glow discharge]. Kharkov, National Science Center Kharkiv Institute of Physics and Technology Publ., 2006, 364 p. (in Russian).
9. Berlin E. V., Koval' N. N., Seydman L. A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka poverkhnosti stal'nykh detalei* [Plasma chemical-thermal treatment of the surface of steel parts]. Moscow, Tekhnosfera Publ., 2012, 464 p. (in Russian).
10. Sun Y., Bell T. Computer Prediction of Thereshold Nitriding Potential Curves. *Heat Treatment of Metals*, 1997, N° 2, pp. 43–49.
11. Bosyakov M. N., i dr. Issledovanie i optimizatsiya parametrov protsessov plazmennoi khimiko-termicheskoi obrabotki izdelii mashinostroeniya [Research and optimization of parameters of plasma chemical-thermal treatment of mechanical engineering products]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Novye tekhnologii i materialy* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. New Technologies and Materials]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2021, pp. 81–104. (in Russian).
12. Lakhtin Yu. M., Kogan Ya. D., Bulgach A. A. Raschet vliyaniya legiruyushchikh elementov na rastvorimost' i diffuziyu azota v stali pri azotirovanii v α- i ε-fazakh [Calculation of the influence of alloying elements on the solubility and diffusion of nitrogen in steel during nitriding in α- and ε-phases]. *Trudy MADI. Azotirovanie v mashinostroenii* [Proceedings of MADI. Nitriding in Mechanical Engineering], 1974, N° 174, pp. 42–59. (in Russian).
13. Petrova L. G., Zyuzin D. M. Vysokotemperaturnoe azotirovanie austenitnoi stali [High-temperature nitriding of austenitic steel]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya* [Reinforcing Technologies and Coatings], 2005, N° 3, pp. 29–36. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 30.05.2025 г.

УДК 537.855

МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ ДЕТАЛЕЙ ТРАНСМИССИИ И ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ АВТОМОБИЛЬНОЙ ТЕХНИКИ

[1]И. И. Вегера, [1]А. В. Зизико, [1]А. В. Полысаев,
[2]А. Г. Шагиев, [3]М. М. Ганиев

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Технологический центр ПАО «КАМАЗ»,
г. Набережные Челны, Республика Татарстан, Российская Федерация
[3]Набережночелнинский институт (филиал) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Казанский (Приволжский) федеральный университет»,
г. Набережные Челны, Республика Татарстан, Российская Федерация

Выполнен обзор литературы на тему объемно-поверхностной закалки (далее – ОПЗ) материалов, используемых при данной технологии, а также специфики их упрочнения. Выполнено моделирование процесса нагрева деталей трансмиссии и зубчатых передач на различных режимах с использованием различных конфигураций индукторов. По результатам моделирования определены оптимальные конфигурация индуктора, режимы нагрева и охлаждения детали. Выполнена закалка, исследованы полученные результаты.

Ключевые слова: индукционный нагрев, детали трансмиссии, зубчатые передачи, моделирование, объемно-поверхностная закалка, охлаждение

MODELING AND DEVELOPING OF TECHNOLOGY FOR VOLUME-SURFACE HARDENING OF TRANSMISSION PARTS AND GEARS OF AUTOMOTIVE EQUIPMENT

[1]I. I. Vegera, [1]A. V. Zizika, [1]A. V. Polysaev,
[2]A. G. Shagiev, [3]M. M. Ganiev

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Technological center of PTC «KAMAZ»,
Naberezhnye Chelny, Republic of Tatarstan, Russian Federation
[3]Branch of KFU in Naberezhnye Chelny,
Naberezhnye Chelny, Republic of Tatarstan, Russian Federation

A review of the literature on the topic of volume-surface hardening (later VSH) of the materials used in this technology, and the specifics of their hardening is performed. The process of heating transmission parts and gears is simulated in various modes using various configurations of inductors. Based on the simulation results, the optimal configuration of the inductor, heating and cooling modes of the part were determined. Quenching was performed, and the results obtained were investigated.

Keywords: induction heating, transmission parts, timing gears, modeling, volume-surface hardening, quenching

e-mail: a.ziziko@phti.by

ВВЕДЕНИЕ

При производстве деталей автомобильной и автотракторной техники применяют высокопрочные стали. Это связано, прежде всего, с возрастающими нагрузками на узлы и агрегаты машин вследствие увеличения их грузоподъемности, мощности и т. д. Поэтому перед конструкторами стоит выбор, либо применять легированные стали, обеспечивающие необходимый уровень свойств, но при этом увеличивать себестоимость, либо совершенствовать технологию термической обработки конструкционных сталей. На сегодняшний день развитие техники происходит по вышеуказанным направлениям. Создают новые высокопрочные стали методами легирования, оптимизируют их химический состав, снижают содержание вредных примесей за счет внедрения новых процессов плавки. Применение этих сталей сдерживается, прежде всего, экономическими факторами, т. к. производство деталей из этих материалов ведет к существенному их удорожанию. До настоящего времени основным методом упрочнения среднеуглеродистых сталей остается поверхностное упрочнение с применением индукционного, лазерного нагревов.

Оригинальными по достигаемым результатам являются стали пониженной прокаливаемости и методы их упрочнения, разработанные в 60-х годах Шепеляковским К. З. [1–3]. Разработка метода ОПЗ явилась следствием широких научных исследований в области индукционной термообработки, проводимых во второй половине прошлого столетия учеными бывшего СССР. Основные особенности комплексной разработки заключаются в том, что для изготовления деталей с высокой поверхностной твердостью и прочной сердцевиной применяют специально разработанные стали пониженной или регламентированной прокаливаемости (стали ПП или РП). Примером таких материалов могут быть стали 55ПП, 60ПП, 80ПП и т. д. Для них характерно низкое содержание марганца до 0,2 %, кремния до 0,3 % и хрома до 0,15 %, причем, суммарное содержание легирующих элементов должно быть не более 0,5 %. Вместе с тем, для сталей ПП вводятся строгие ограничения по количеству вредных примесей [4]. Глубина закаленного слоя этих сталей зависит от содержания легирующих элементов, которую можно регулировать в пределах 10–25 % от толщины или диаметра детали. После закалки в поверхностном слое упрочненной стали фиксируется мартенсит, а в сердцевине – феррито-цементитная смесь с твердостью 30–45 HRC. Метод термической обработки с применением глубинного высокочастотного нагрева, заключается в том, что рабочее сечение деталей из сталей ПП и РП прогревают насквозь до надкритических температур, а затем закаливают в воде. Охлаждение деталей после нагрева осуществляют интенсивным водяным душем или быстродвижущимся потоком воды [5] с последующим самоотпуском или отпуском в печи при температуре 150–250 °С.

Стали ПП нашли широкое применение при производстве зубчатых колес взамен химико-термической обработки деталей из легированных сталей [1, 6, 7], листовых рес-

сор грузовых автомобилей [8–10], крестовин карданных валов [11–13]. В данных работах показано, что применение сталей ПП для изготовления деталей, обеспечивает повышение твердости поверхностных слоев, глубины упрочненного слоя, износостойкости, сопротивление ударным нагрузкам, усталостной прочности. Вместе с тем такая термическая обработка позволяет значительно сократить длительность нагрева, что приводит к снижению энергозатрат, себестоимости обработки, а также позволяет применять более дешевые марки сталей. В настоящее время проявляется существенный интерес к данным сталям для применения их в технике сельскохозяйственного назначения [14].

Метод ОПЗ наилучшим образом подходит для тяжело нагруженных узлов трансмиссий транспортных средств таких как ведущие мосты. Для ведущих задних мостов наиболее нагруженными деталями являются конические шестерни главной передачи, испытывающие при передаче крутящего момента значительные контактные напряжения. В настоящее время данные детали в основном подвергаются химико-термической обработке (ХТО) – цементации или нитроцементации и изготавливаются из специальных сложнолегированных сталей. Перспективным методом для замены ХТО является технология ОПЗ с ее помощью можно упрочнять шестерни колесной передачи и дифференциала, крестовины, ступицы, полуоси, кольца, цапфы, кулаки поворотные и шарниры. Эта технология обеспечивает высокую твердость по всей поверхности детали и вязкую сердцевину при соблюдении геометрической точности, повышенной долговечности и низких шумовых показателях [15–21].

Сущность этого метода состоит в том, что упрочняемое изделие, изготовленное из стали ПП, после поверхностного или сквозного нагрева подвергается интенсивному закалочному охлаждению. Применение специальной стали обеспечивает упрочнение поверхности только на глубину прокаливаемости для данной марки стали, а интенсивное охлаждение (как правило в специальном устройстве) – равномерное распределение упрочненного слоя по поверхности, отсутствие закалочных трещин и минимальное коробление. Особенностью способа объемно-поверхностной закалки по сравнению с поверхностной закалкой ТВЧ является то, что глубина нагрева до надкритических температур (выше точки Ac_3) должна быть большей, чем требуемая глубина закалки, вплоть до сквозного нагрева.

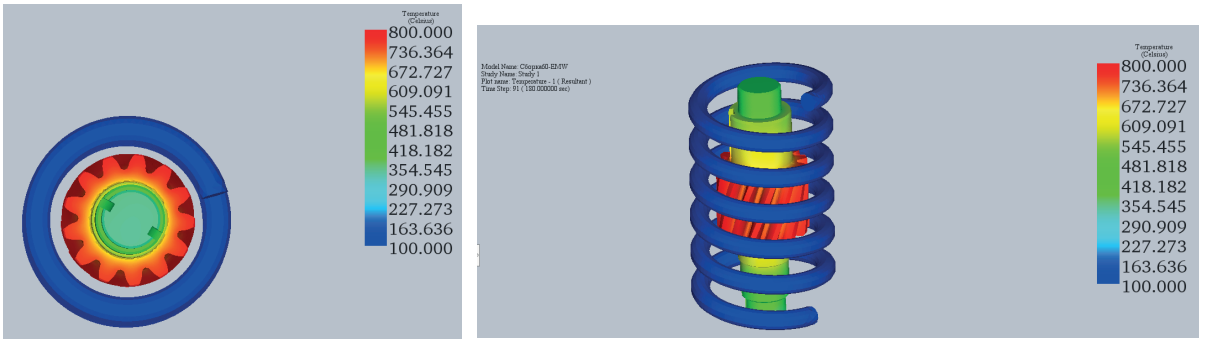
Глубинный характер нагрева определяет требуемые мощности и скорости нагрева. Удельная мощность нагрева обычно составляет не более 0,2 кВт/см^2, а скорость нагрева не превышает 10–12 °С/с. Исходя из вышеизложенного, можно отметить принципиальное отличие индукционной поверхностной закалки от поверхностной закалки сталей ПП с глубинным нагревом. При поверхностной индукционной закалке глубина закалки определяется глубиной нагрева выше точки Ac_3, т. е. закономерностями образования аустенита в нагретом слое. При поверхностной закалке сталей ПП с глубинным нагревом глубина закалки определяется соотношением между скоростью охлаждения по сечению нагретого слоя металла и критической скоростью охлаждения для данной марки стали, т. е. закономерностями распада аустенита.

Специфической особенностью объемно-поверхностной закалки являются малые по сравнению с обычной индукционной поверхностной закалкой скорости нагрева, составляющие примерно от 3 до 15 °С/с. Причем средняя скорость нагрева до начала фазовых превращение составляет 10–15 °С/с, а в области фазовых превращений – 3–5 °С/с. Конечная температура нагрева для таких сталей выбирается аналогично выбору температуры при печном нагреве в зависимости от содержания углерода. Например, для сталей с содержанием углерода 0,5–0,6 % температура закалки составляет 830–850 °С/с.

В связи с вышеперечисленными особенностями при разработке технологий ОПЗ термообработки каждой детали крайне важно осуществлять компьютерное моделирование процесса нагрева и анализировать равномерность температурных полей по се-

чению детали. Моделирование процесса ОПЗ для различных деталей было выполнено с помощью программных пакетов EMWorks для Solidworks и Universal 2D. Основной целью моделирования являлось создание равномерного теплового поля до необходимой температуры с минимальным перепадом по поверхности детали.

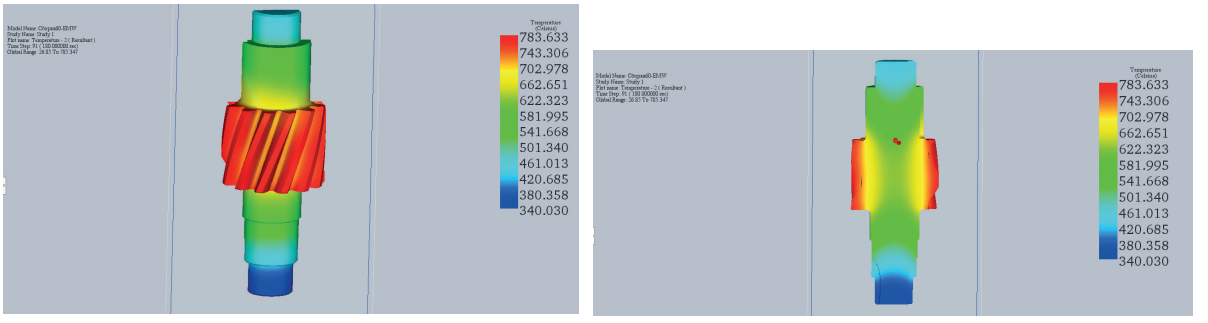
Апробация возможностей 3D-моделирования процесса индукционного нагрева деталей сложной формы типа "вал-шестерня" проводилась с использованием дополнения EMWorks для Solidworks. Деталь типа вал шестерня для объемного индукционного нагрева является одной из самых сложных в связи с тем, что она по своим геометрическим размерам имеет большой перепад диаметров, подвергаемых нагреву, что приводит к перегреву наибольшего диаметра при недогреве остальных зон (рис. 1).



а *б*

Рис. 1. Моделирование процесса индукционного нагрева с использованием дополнения EMWorks для Solidworks

В первом варианте 3D-моделирования была построена модель многовиткового индуктора с равномерным шагом витков по всей длине детали (рис. 1). Выполнен расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 700–1000 А, время нагрева 180 с, потребляемая мощность 12 кВт. Установлено, что индуктор с равномерным шагом витков для нагрева деталей сложной конфигурации не позволяет обеспечить однородность нагрева (рис. 2).



а *б*

Рис. 2. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (180 с) в индукторе с постоянным шагом витков

Основной зоной, которая раньше набирает необходимую температуру, является зона шестерни, а нагрев шеек вала запаздывает по набору температуры на 200–300 °С, что при увеличении времени нагрева до 200 с (рис. 3) с целью достижения закалочных температур на поверхности цилиндрических шеек ведет к перегреву зубчатого сектора и, как следствие, его короблению и оплавлению. Выравнивание температуры при таком

способе нагрева возможно только за счет циклического нагрева и длительных изотермических выдержек.

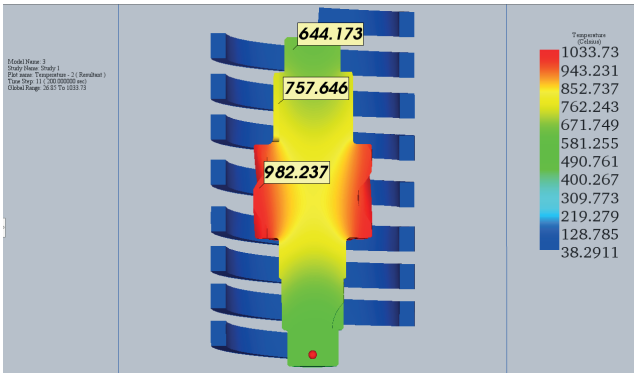
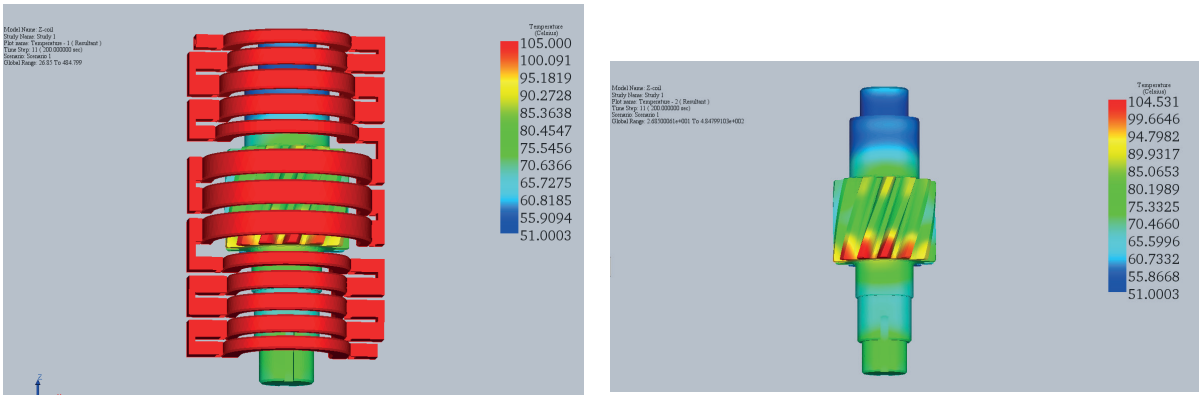


Рис. 3. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (200 с) в индукторе с постоянным шагом витков

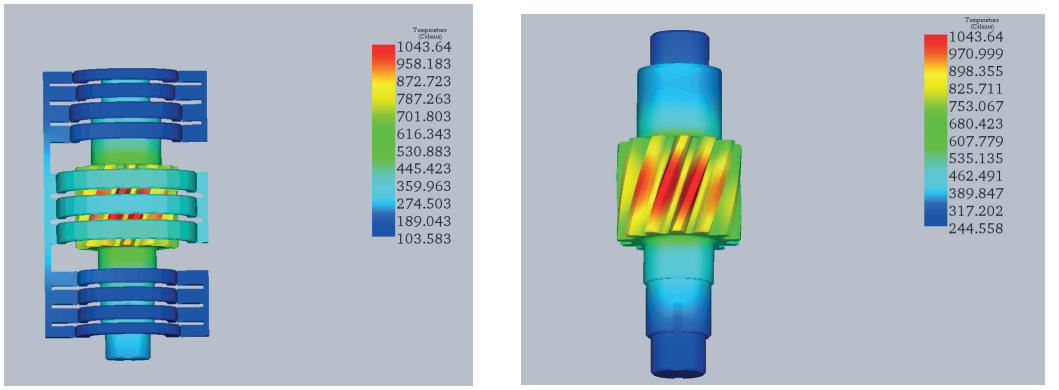
Во втором варианте 3D-моделирования была построена модель щелевого индуктора, в котором витки соединены последовательно *Z*-образно (рис. 4) и выполнен расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 1500 А, время нагрева 200 с.



а *б*

Рис. 4. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (200 с) в индукторе с последовательными *Z*-образными витками

Установлено, что данная конфигурация индуктора не позволяет обеспечить равномерности нагрева. Нагрев до температуры закалки начинается только на кромках шестерни и имеет сильные перепады по длине детали. Нагрев шеек вала очень сильно запаздывает. Аналогичный результат был получен при моделировании щелевого индуктора. Витки индуктора соединены последовательно (*Т*-образное подключение) (рис. 5) и осуществлён расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 1500 А, время нагрева 200 с.



а *б*

Рис. 5. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (200 с) в индукторе с последовательными *Т*-образными витками

Исходя из полученных неравномерностей нагрева деталей, следует, что данные конфигурации индукторов для нагрева деталей сложной формы под технологию ОПЗ не применимы.

В связи с этим было выполнено 3D-моделирование, построена модель кольцевого многовиткового индуктора с разным шагом витков (рис. 6) и осуществлён расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 1500 А, время нагрева 280 с. В зоне шестерни шаг навивки витков в 2 раза менее плотный, чем в зоне цилиндрических шеек вала.

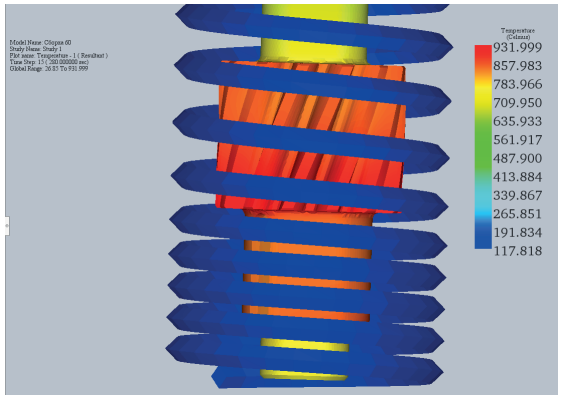


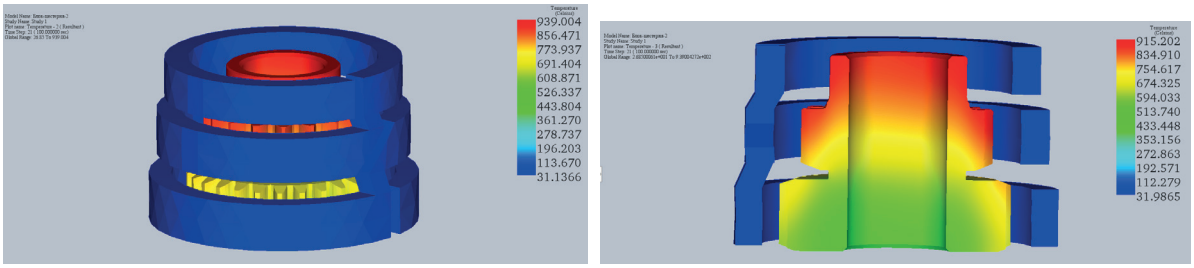
Рис. 6. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (280 с) в индукторе с разным шагом витков

Данное решение позволяет частично решить проблему неравномерности нагрева детали сложной формы. Однако следует отметить, что для выравнивания температуры на шейках с минимальным диаметром необходимо использовать циклический нагрев с выдержками, для равномерного распределения температуры за счет теплопроводности.

Далее было проведено моделирование процесса нагрева, направленное на определение оптимальных шагов навивки и диаметров витков индуктора, позволяющих получить перепад температур по поверхности детали не более 80 °С, что выравнивается и компенсируется временем переноса детали с позиции нагрева на позицию спрейера и позволяет получить равномерную и качественную закалку.

Используя полученные закономерности моделирования нагрева деталей сложной формы под операцию ОПЗ, было проведено имитационное моделирование теплового и электромагнитного процесса нагрева для детали «блок шестерен заднего хода». С

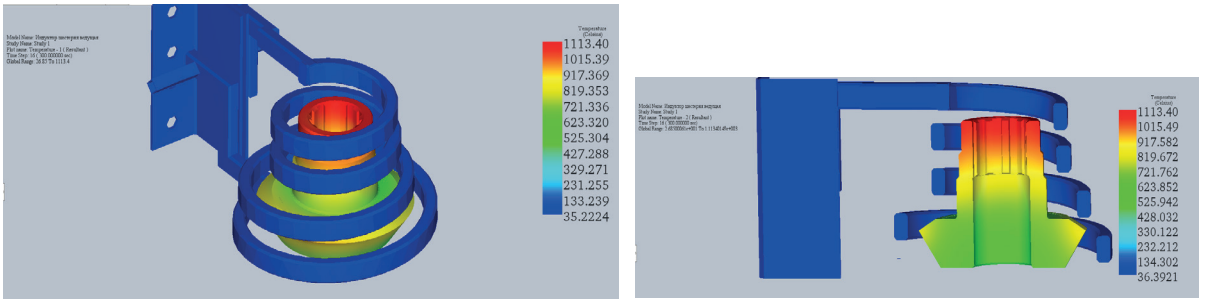
целью 3D-моделирования была построена модель многовиткового индуктора с диаметром витков, обеспечивающего постоянный зазор между деталью и индуктором (рис. 7), и осуществлён расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 1500 А, время нагрева 100 с. При таком режиме нагрева происходит быстрый набор температуры и перегрев шестерни меньшего диаметра.



а *б*

Рис. 7. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (100 с) в индукторе с диаметром витков, повторяющим форму детали

Аналогичные результаты были получены при построении модели многовиткового индуктора с диаметром витков, обеспечивающим постоянный зазор между деталью «шестерня заднего моста ведущая» и индуктором по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 800 А, время нагрева 300 с (рис. 8).



а *б*

Рис. 8. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали, нагрев (300 с) в индукторе с диаметром витков, повторяющим форму детали

Для компенсации перепада температурного поля была построена модель индуктора, у которого витки, находящиеся напротив шестерни меньшего диаметра, имеют воздушный зазор гораздо больше, чем с шестерней большего диаметра. В итоге удалось получить картину температурного поля с минимальным перепадом по сечению (рис. 9).

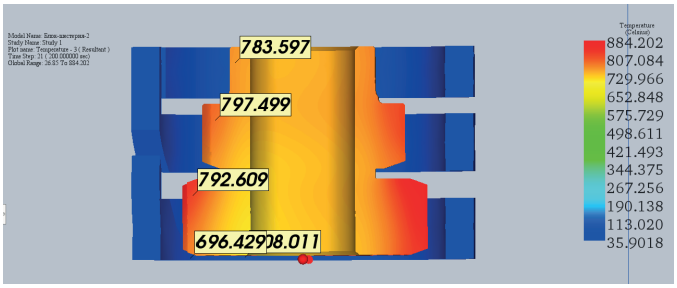
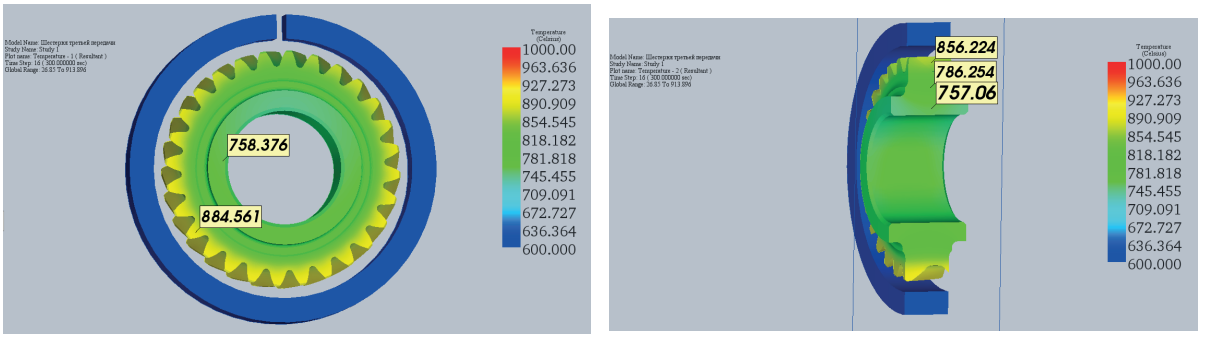


Рис. 9. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали нагрев (100 с) в индукторе с диаметром витков с различным зазором

Имитационное моделирование подтвердило основные закономерности, полученные ранее: регулировка температурного поля и удельной мощности на поверхности детали производится изменением диаметра витков индуктора, либо изменением шага и ширины витков; для обеспечения равномерности температуры по сечению детали необходимо длительное время нагрева заготовки при термической обработке по одной детали; уменьшение температурного перепада по сечению детали возможно с применением ступенчатого режима нагрева: выполняется нагрев на повышенной мощности до достижения на поверхности заданной температуры, с последующей изотермической выдержкой и повторным нагревом на меньшей мощности, что позволяет более равномерно распределить тепло в массивной части детали за счет теплопроводности.

Моделирование нагрева делали типа «шестерня 3-й передачи» вначале провели с использованием модели одновиткового индуктора с диаметром витка, обеспечивающим оптимальный зазор между деталью и индуктором (рис. 10). Выполнен расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 2500 А, время нагрева 300 с. Установлено, что получение равномерного теплового поля поверхности зубьев, торцов и поверхности внутри детали с применением такого индуктора проблематично.

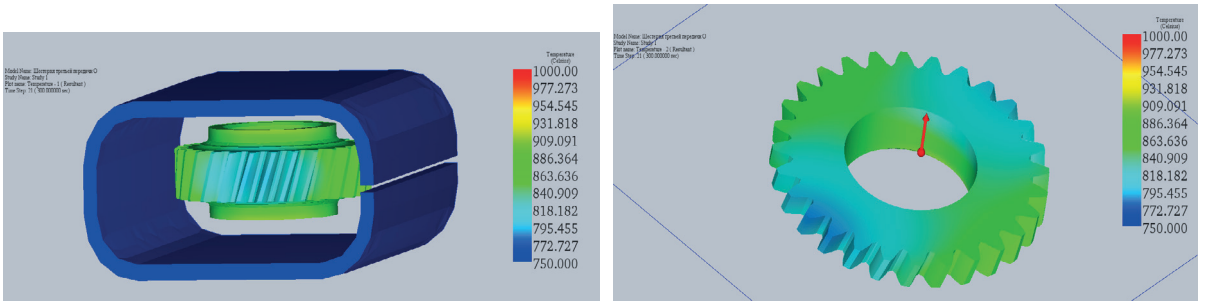


а *б*

Рис. 10. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали «шестерня», нагрев одновитковым индуктором (300 с)

Для уменьшения перепада температуры по сечению построена модель щелевого многовиткового индуктора (рис. 11), выполнен расчёт нагрева по режиму: частота 8 кГц, ток преобразователя 900 А, время нагрева 300 с.

Установлено, что таким образом удается получить равномерное тепловое поле поверхности зубьев, торцов и поверхности внутри детали с минимальным перепадом, однако при такой схеме нагрева сложно организовать вращение детали для получения большей равномерности.

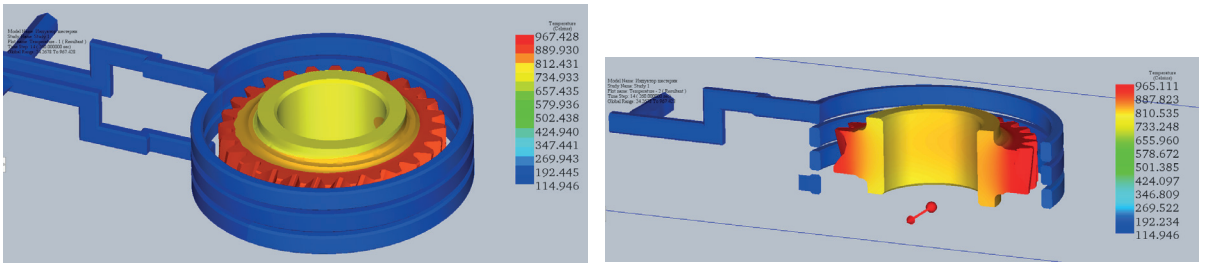


а *б*

Рис. 11. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали «шестерня» нагрев щелевым индуктором (300 с)

Так же была построена модель многовиткового индуктора с диаметром витка, обеспечивающим оптимальный зазор между деталью и индуктором (рис. 12), и осуществлён расчёт нагрева по режиму: частота нагрева 8 кГц, ток преобразователя 900 А, время нагрева 260 с.

Установлено, что таким образом удается так же получить равномерное тепловое поле поверхности зубьев, торцов и поверхности внутри детали с минимальным перепадом, который уменьшается при вращении детали.



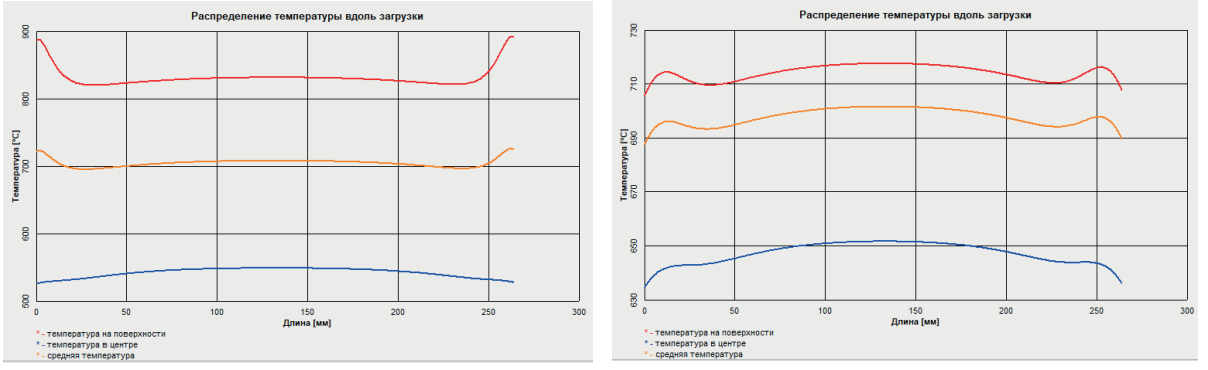
а *б*

Рис. 12. Распределение температуры по поверхности и по сечению детали «шестерня» нагрев многовитковым индуктором (260 с)

В программном комплексе Universal 2D было выполнено моделирование температурных полей, формируемых при индукционном нагреве и последующем охлаждении заготовок деталей различных габаритов при реализации процесса одновременной закалки.

В связи с тем, что данный программный продукт предназначен для расчета в 2D различных заготовок простой геометрической формы, деталь типа «вал-шестерня» была заменена на заготовку эквивалентной массы – диаметром 66 мм, длиной 264 мм, массой 6,7 кг. Для расчёта использовалась модель индуктора со следующими параметрами: 8 витков, внутренний диаметр 110 мм, частота 8 кГц.

На рис. 13*а*, представлен график распределения температурного поля в зоне нагрева по сечению детали (на всех графиках распределения температуры: красная линия – температура на поверхности; оранжевая линия – температура по середине сечения; синяя линия – температура в центре); по режиму: средняя мощность 60 кВт, время нагрева 60 с.

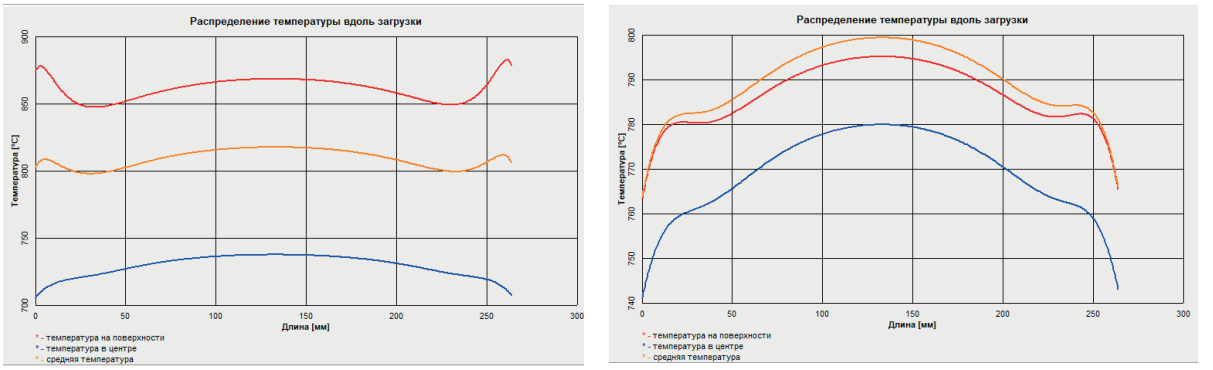


а *б*

Рис. 13. Распределение температуры по сечению детали:
а – нагрев многовитковым индуктором (60 с); *б* – нагрев многовитковым индуктором (60 с) с последующей изотермической выдержкой (20 с)

Из графика видно, что при таком скоростном нагреве (ориентировочно 15 °С/с), по сечению детали получается сильный перепад температурного поля, достигающий 400 °С. Даже при изотермической выдержке в течении 20 с (рис. 13*б*) выравнивание температуры по сечению заготовки не достигается.

На рис. 14*а* представлен график распределения температурного поля в зоне нагрева по сечению детали по режиму: средняя мощность 25 кВт, время нагрева 170 с. Из графика видно, что при таком скоростном нагреве, ориентировочно 5 °С/с, по сечению детали получается перепад температурного поля, достигающий 150 °С. При изотермической выдержке в течении 20 с выравнивание температуры по сечению заготовки не достигается (рис. 14*б*), и перепад составляет 30 °С.



а *б*

Рис. 14. Распределение температуры по сечению детали:
а – нагрев многовитковым индуктором (170 с); *б* – нагрев многовитковым индуктором (170 с) с последующей изотермической выдержкой (20 с)

Учитывая то, что при моделировании использовалась упрощенная эквивалентная модель, данные режимы соответствуют основным требованиям и особенностям нагрева сталей пониженной прокаливаемости: малая скорость нагрева (3–5) °С/с и перепад температуры по сечению (20 ± 10) °С.

С целью имитации технологического процесса ОПЗ обработки детали типа "шестерня" в программном комплексе Universal 2D было выполнено моделирования температурных полей, формируемых при индукционном нагреве и последующим охлаждении детали эквивалентной массы с размерами 130×70×50 мм. Для расчёта использовалась модель индуктора со следующими параметрами: 3 витка, внутренний диаметр 150 мм, частота 8 кГц, ток 1500 А, 190 с, средняя скорость нагрева 5 °С/с (рис. 15).

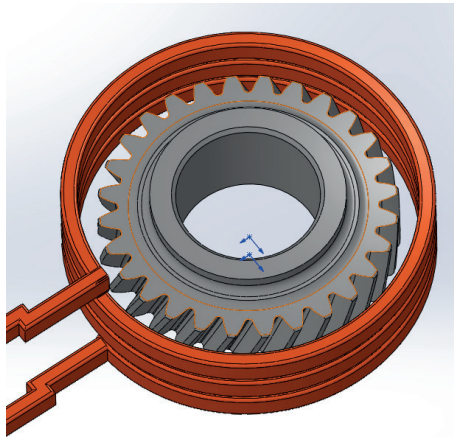
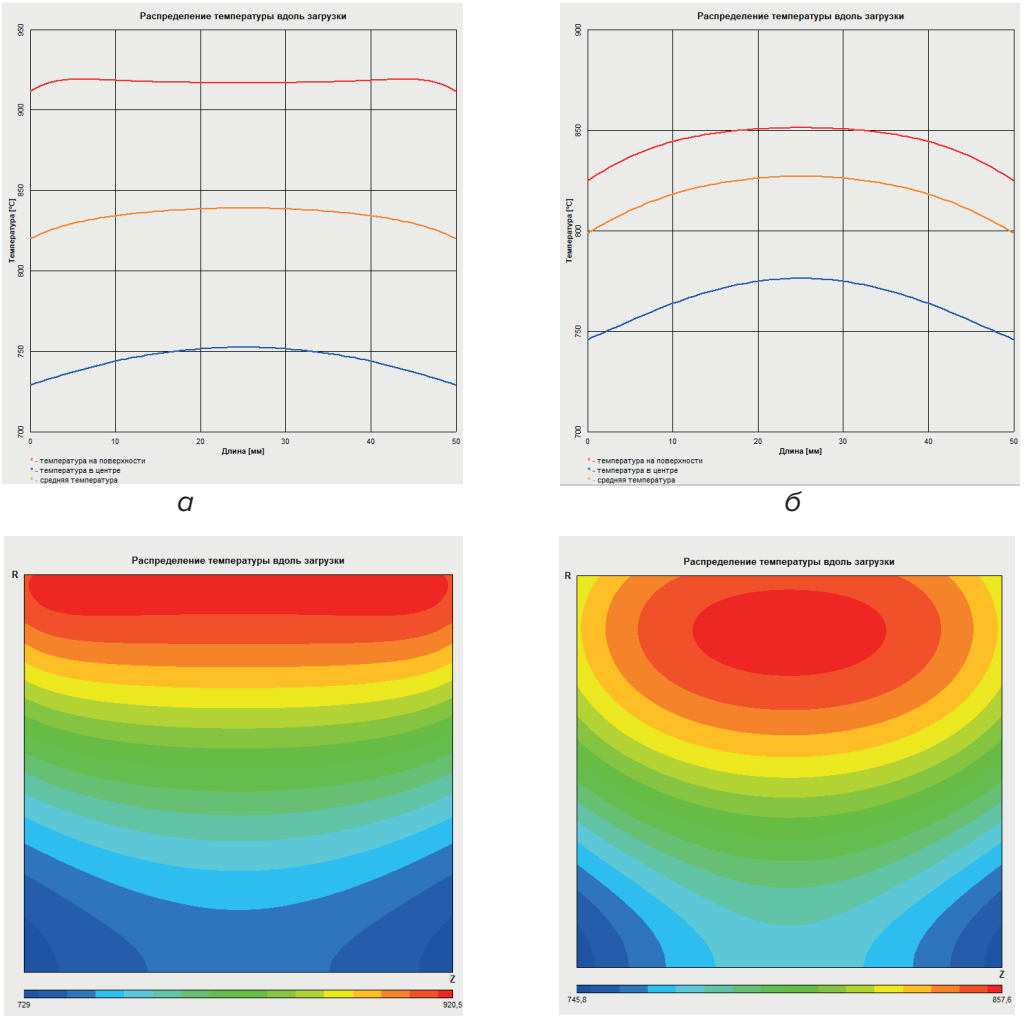


Рис. 15. Общий вид детали шестерня и индуктора

На рис. 16*а* представлен график распределения температурного поля в зоне нагрева по сечению эквивалентной детали по режиму. Из графика видно, что при скоростном нагреве, ориентировочно 5 °С/с, по сечению детали получается перепад температурного поля, достигающий 150 °С. При изотермической выдержке в течении 10 с достигается выравнивание температуры по сечению детали с перепадом 30 °С (рис. 16*б*).

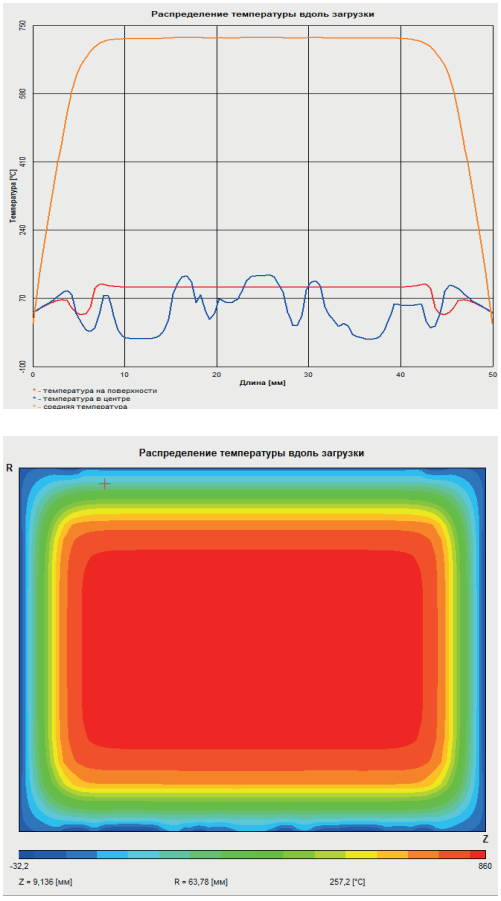


а *б*

в *г*

Рис. 16. Распределение температуры по сечению детали:
а – нагрев многовитковым индуктором (190 с); *б* – нагрев многовитковым индуктором (190 с) с последующей изотермической выдержкой (10 с)

На рис. 17 представлены графики распределения температурного поля по сечению детали в зоне охлаждения со скоростями 700–800 °С/с на поверхности интенсивным потоком воды с температурой 20 °С, необходимым для реализации процесса ОПЗ обработки, в течении 1 с. Следует учесть, что критическая скорость закалки сталей ПП значительно превышает критическую скорость закалки для стандартных углеродистых сталей. Например, для стали 45 критическая скорость закалки составляет 150–400 °С/с, а для сталей пониженной прокаливаемости она лежит в пределах 700–1500 °С/с.

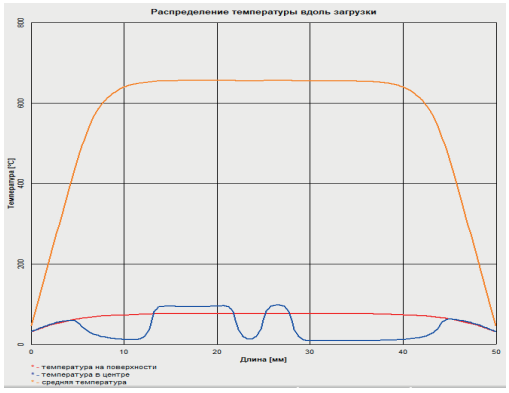


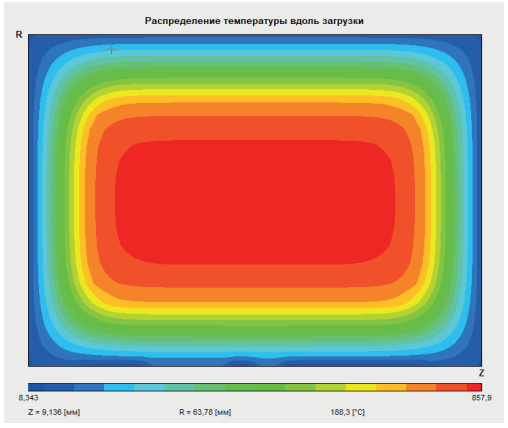
а *б*

Рис. 17. Распределение температуры по сечению детали "шестерня" при охлаждении 1 с: *а* – в продольном сечении, *б* – в поперечном сечении

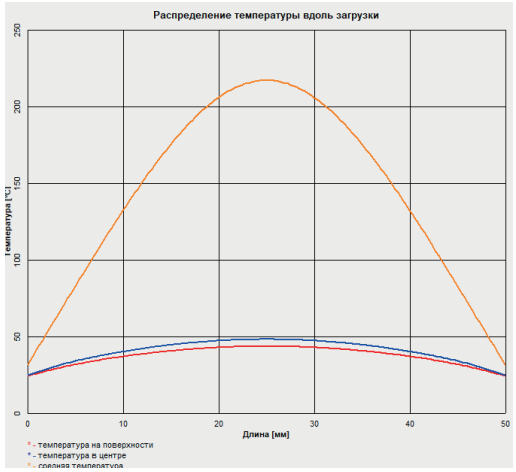
Из графиков видно, что при скоростном охлаждении по сечению детали образуется равномерный контур с температурой менее 70 °С.

На рис. 18 представлены графики распределения температурного поля по сечению детали в зоне охлаждения через 2 и 15 с интенсивного душирования. Из графиков видно, что интенсивное охлаждение с поверхности позволяет формировать закаленный слой со структурой мартенсита и высокой твердостью, а накопленное тепло внутри заготовки позволяет осуществлять технологическую операцию самоотпуска.

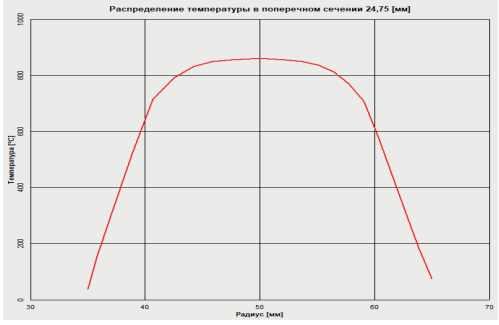


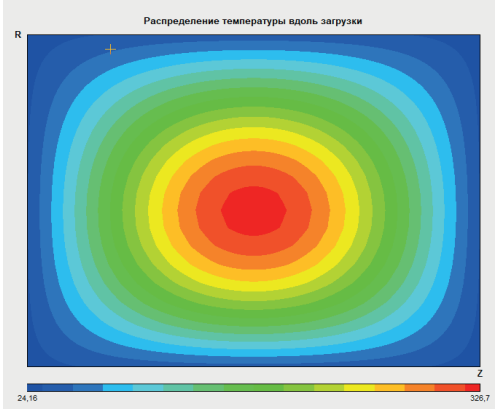


а

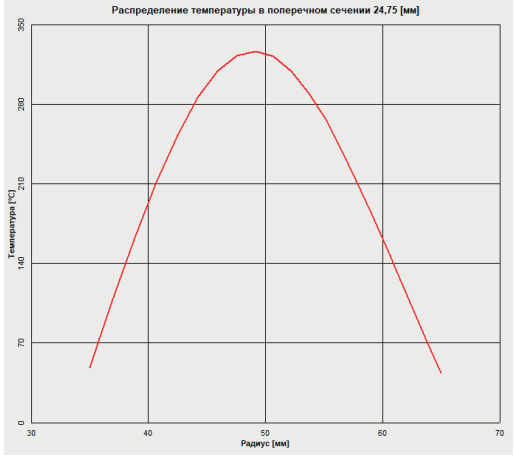


б





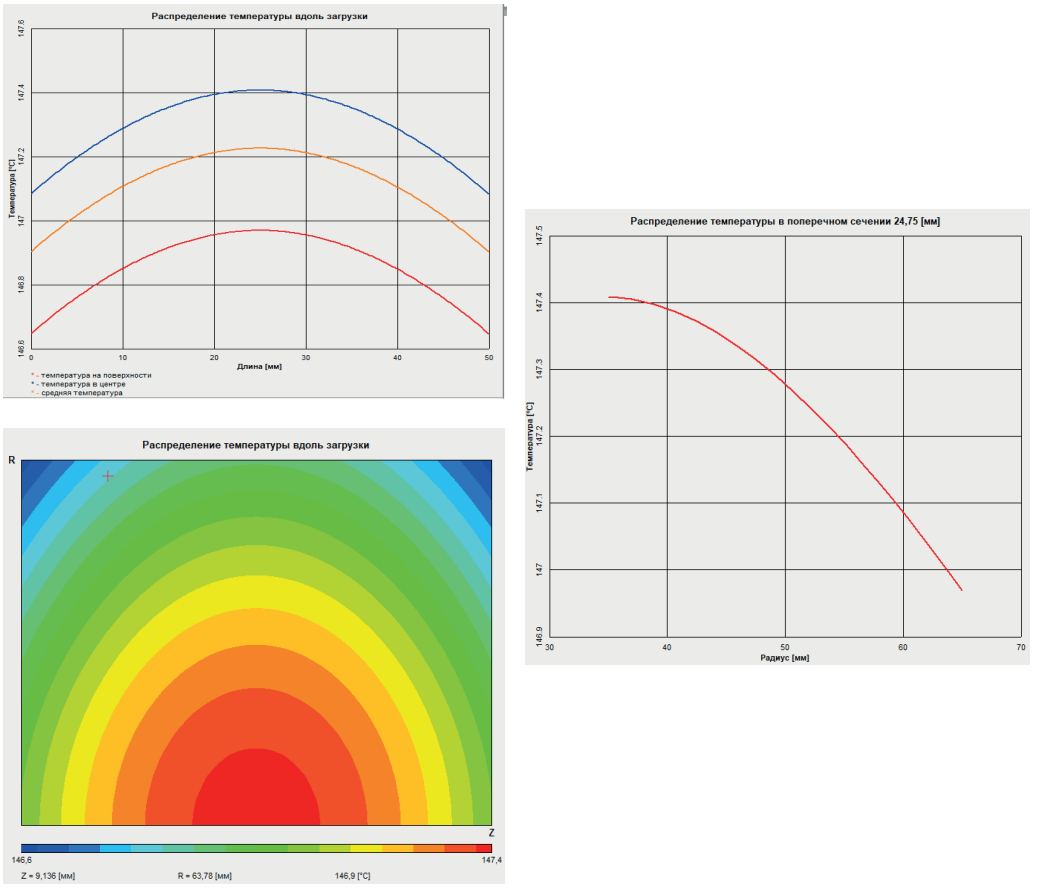
в



г

Рис. 18. Распределение температуры по сечению детали «шестерня» при охлаждении:
а – 2 с в продольном сечении; *б* – 2 с в поперечном сечении;
в – 15 с в продольном сечении; *г* – 15 с в поперечном сечении

На рис. 19 показано, что при окончательном охлаждении на воздухе температура заготовки за счет внутреннего тепла выравнивается и составляет 150 °С. Это позволяет эффективно проводить низкий и средний отпуск деталей без повторного нагрева. Варьированием временными параметрами охлаждения деталей можно получить необходимую итоговую температур для самоотпуска.



а *б*

Рис. 19. Распределение температуры по сечению детали «шестерня» при охлаждении душированием 15 с с последующим охлаждением на воздухе 60 с:
а – в продольном сечении; *б* – в поперечном сечении

Моделирование нагрева и охлаждения деталей представителей ПАО КАМАЗ позволило спроектировать многовитковые индуктора с различным шагом витков и зазором относительно детали. На производственной площадке ПАО КАМАЗ с помощью данных индукторов по оптимальным режимам, полученным при моделировании, проведены опытные работы по ОПЗ термообработке деталей сложной геометрической формы типа «вал-шестерню». В результате обработки по всем исследуемым сечениям детали были получены закаленные слои глубиной 1,5–2 мм с твердостью 58–62 HRC. Результаты ОПЗ контроллировались на всех ответственных сечениях детали, шлифы данной детали с указанием мест их вырезки представлены на рис. 20.

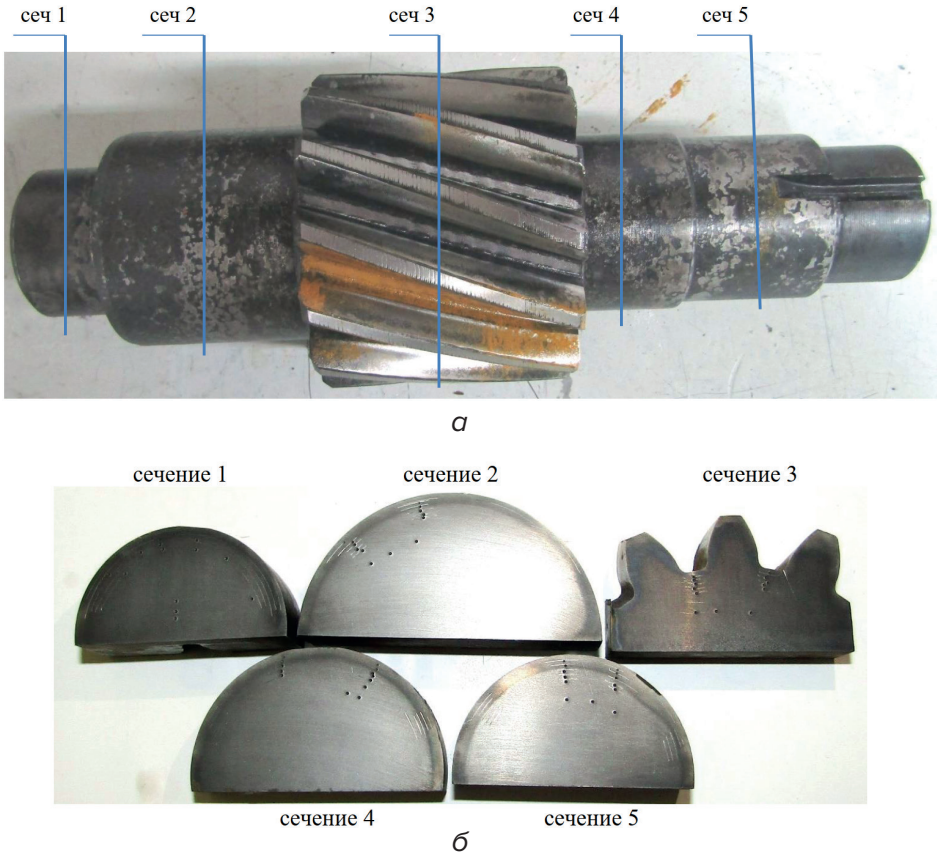


Рис. 20. Результаты ОПЗ при обработке вала шестерни:
а – указание мест вырезки шлифов; *б* – результаты ОПЗ в каждом из сечений

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В рамках работы раскрыто современное направление исследования материалов машин с целью снижения себестоимости деталей, а также способы их упрочнения. Показаны закономерности влияния конфигурации индуктора на равномерность распределения температурного поля детали, а также влияние параметров нагрева на итоговую температуру и равномерность ее распределения. Установлены закономерности влияния времени охлаждения детали на итоговую остаточную температуру и, как следствие, проведение операции самоотпуска, не требующей дополнительного повторного нагрева. Выполнена ОПЗ опытных деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шепеляковский, К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве / К. З. Шепеляковский. – М. : Машиностроение, 1972. – 288 с.
2. Шепеляковский, К. З. Поверхностная и объемно-поверхностная закалка стали как средство упрочнения ответственных деталей машин и экономии материальных ресурсов / К. З. Шепеляковский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. – N° 11. – С. 8–14.
3. Шепеляковский, К. З. Объемно-поверхностная закалка как способ повышения прочности, надежности и долговечности деталей машин / К. З. Шепеляковский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – N° 11. – С. 2–9.
4. Конструкционная сталь пониженной прокаливаемости : пат. Россия 2158320, МПК С22С38/50 / К. З. Шепеляковский и др. – N° 99125102/02 ; заявл. 1999.11.29 ; опубл. 2000.10.27 // БД Роспатент [Электронный ресурс].

5. Устройство для охлаждения деталей : пат. Россия 2089624, МПК C21D1/62 / Б. К. Ушаков, В. К. Галкин. – № 95104793/02 ; заявл. 1995.03.29 ; опубл. 1997.09.10 // БД Роспатент [Электронный ресурс].
6. Современная практика применения сталей пониженной прокаливаемости для деталей грузовой автотехники / П. С. Гурченко [и др.] // Вестник машиностроения. – 2007. – № 5. – С. 57–60.
7. Михлюк, А. И. Перспективы применения сталей пониженной прокаливаемости для изготовления деталей автомобилей МАЗ / А. И. Михлюк // Инженер-механик. – 2008. – № 1. – С. 2–8.
8. Новая технология термической обработки рессорных листов грузовых автомобилей / К. З. Шепеляковский [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 2. – С. 11–14.
9. Рессорный лист высокой прочности и долговечности : пат. Россия 2158314, МПК C21D9/02, C21D9/40 / К. З. Шепеляковский и др. – № 99121686/02 ; заявл. 14.10.1999 ; опубл. 27.10.2000 // БД Роспатент [Электронный ресурс].
10. Новая чусовская рессора для КАМАЗА: проверка на дорогах // Грузовик Пресс. – 2005. – № 4.
11. Костюкович, Г. А. Технология изготовления крестовин карданных валов из стали пониженной прокаливаемости 60ПП / Г. А. Костюкович // Веснік Гродзенскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя Янкі Купалы. Серыя 2. Матэматыка. Фізіка. Інфарматыка, вылічальная тэхніка і кіраванне. – 2003. – № 1. – С. 68–74.
12. Карданный вал наземных транспортных средств : пат. Россия 2212345, МПК B60K17/22. / В. А. Дроздов и др. – № 2002108294/28 ; заявл. 2002.04.01 ; опубл. 2003.09.20 // БД Роспатент [Электронный ресурс].
13. Карданный вал наземных транспортных средств : пат. Россия 2234428, МПК B60K17/22. / В. П. Лобозов и др. – № 2003111920/11 ; заявл. 2003.04.24 ; опубл. 2004.08.20 // БД Роспатент [Электронный ресурс].
14. Бетеня, Г. Ф. Технология термической обработки деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин / Г. Ф. Бетеня, Д. П. Литовчик, И. С. Сушко // Технология, оборудование, автоматизация, неразрушающий контроль термических процессов на машиностроительных предприятиях : сб. тр. / под общ. ред. П. С. Гурченко. – Минск, 2005. – С. 40–42.
15. Михлюк, А. И. Повышение долговечности деталей ведущих мостов автомобилей МАЗ путем применения различной термической и химико-термической обработки / А. И. Михлюк, С. Е. Бельский, М. Н. Пищов // Механика машин, механизмов и материалов. – 2010. – № 4 – С. 61–66.
16. Михлюк, А. И. Новый подход к объемно-поверхносной закалке тяжелонагруженных зубчатых деталей мобильных машин / А. И. Михлюк, И. И. Вегера // Литье и металлургия. – 2010. – № 1. – С. 131–140.
17. Михлюк, А. И. Перспективы применения сталей пониженной прокаливаемости для изготовления деталей автомобилей МАЗ / А. И. Михлюк // Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2008. – № 2. – С. 65–72.
18. Гурченко П. С. Объёмно-поверхностная закалка при индукционном нагреве деталей автомобилей МАЗ / П. С. Гурченко, А. И. Михлюк // Индукционный нагрев. – 2008. – № 4. – С. 32–36.
19. Шепеляковский, К. З. Индукционная объемно-поверхностная закалка как эффективный метод экономии материальных ресурсов / К. З. Шепеляковский, Б. К. Ушаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 6.
20. Влияние режимов нагрева на структуру и механические свойства стали 60ПП / А. И. Гордиенко [и др.] // Литье и металлургия. – 2011. – № 1. – С. 146–153.
21. Михлюк, А. И. Особенности процессов закалочного охлаждения для различных поверхностей из сталей пониженной прокаливаемости / А. И. Михлюк, Г. И. Аниcкович, Д. П. Литовчик// Индукционный нагрев. – 2011. – № 2. – С. 30–36.

REFERENCES

1. Shepelyakovskii K. Z. *Uprochnenie detalei mashin poverkhnostnoi zakalkoi pri induktsionnom nagreve* [Hardening of machine parts by surface hardening under induction heating]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1972, 288 p. (in Russian).
2. Shepelyakovskii K. Z. Poverkhnostnaya i ob”emno-poverkhnostnaya zakalka stali kak sredstvo uprochneniya otvetstvennykh detalei mashin i ekonomii material’nykh resursov [Surface and volume-surface

hardening of steel as a means of strengthening critical machine parts and saving material resources]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 1993, N° 11, pp. 8–14. (in Russian).
3. Shepelyakovskii K. Z. Ob"emno-poverkhnostnaya zakalka kak sposob povysheniya prochnosti, nadezhnosti i dolgovechnosti detalei mashin [Volumetric-surface hardening as a way to increase the strength, reliability and durability of machine parts]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 1995, N° 11, pp. 2–9. (in Russian).
4. Shepelyakovskii K. Z., i dr. *Konstruktsionnaya stal' ponizhennoi prokalivaemosti* [Structural steel of reduced hardenability]. Patent RF 2158320, IPC C22C38/50, N° 99125102/02, application 1999.11.29, publ. 2000.10.27. (in Russian).
5. Ushakov B. K., Galkin V. K. *Ustroistvo dlya okhlazhdeniya detalei* [Device for cooling parts]. Patent RF 2089624, IPC C21D1/62, N° 95104793/02, application. 1995.03.29, publ. 1997.09.10. (in Russian).
6. Gurchenko P. S., Rakomsin A. P., Mikhlyuk A. I., Gurinovich V. A. Sovremennaya praktika primeneniya stalei ponizhennoi prokalivaemosti dlya detalei gruzovoi avtotekhniki [Modern practice of using low-hardenability steels for truck parts]. *Vestnik mashinostroeniya* [Herald of Engineering], 2007, N° 5, pp. 57–60. (in Russian).
7. Mikhlyuk A. I. Perspektivy primeneniya stalei ponizhennoi prokalivaemosti dlya izgotovleniya detalei avtomobilei MAZ [Prospects for the use of low-hardenability steels for the manufacture of MAZ car parts]. *Inzhener-mekhanik* [Mechanical Engineer], 2008, N° 1, pp. 2–8. (in Russian).
8. Shepelyakovskii K. Z., Ismailov R. R., Litvin A. N., Vishnevetskii N. I., Tabaka V. I., Rusin V. A. Novaya tekhnologiya termicheskoi obrabotki ressornykh listov gruzovykh avtomobilei [New technology of heat treatment of truck spring plates]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 1992, N° 2, pp. 11–14. (in Russian).
9. Shepelyakovskii K. Z., i dr. *Ressornyi list vysokoi prochnosti i dolgovechnosti* [Spring sheet of high strength and durability]. Patent RF 2158314, IPC C21D9/02, C21D9/40, N° 99121686/02, application no. 10/14/1999, publ. 10/27/2000. (in Russian).
10. Novaya chusovskaya ressora dlya KAMAZA: proverka na dorogakh [The new Chusovskaya spring for KAMAZ: checking on the roads]. *Gruzovik Press* [Truck Press], 2005, N° 4. (in Russian).
11. Kostyukovich G. A. Tekhnologiya izgotovleniya krestovin kardannykh valov iz stali ponizhennoi prokalivaemosti 60PP [Technology of manufacturing cardan shaft crosspieces from steel of reduced hardenability 60PP]. *Vesnik Grodzenskaga Dzyarzhaunaga Universiteta Imia Yanki Kupaly. Seryia 2. Matematyka. Fizika. Infarmatyka, Vylichal'naya Tekhnika i Kiravanne* [Vesnik of Yanka Kupala State University of Grodno. Series 2. Mathematics. Physics. Informatics, Computer Technology and Control], 2003, N° 1, pp. 68–74. (in Russian).
12. Drozdov V. A., i dr. *Kardannyi val nazemnykh transportnykh sredstv* [Driveshaft of Land Vehicles]. Patent RF 2212345, IPC B60K17/22, N° 2002108294/28, application N°. 2002.04.01, publ. 2003.09.20. (in Russian).
13. Lobozov V. P., i dr. *Kardannyi val nazemnykh transportnykh sredstv* [Driveshaft of Land Vehicles]. Patent RF 2234428, IPC B60K17/22, N° 2003111920/11, application 04/3/14, published 08/4/20. (in Russian).
14. Betenya G. F., Litovchik D. P., Sushko I. S. Tekhnologiya termicheskoi obrabotki detalei rabochikh organov pochvoobrabatyvayushchikh mashin [Technology of heat treatment of parts of working bodies of tillage machines]. *Sbornik trudov «Tekhnologiya, oborudovanie, avtomatizatsiya, nerazrushayushchii kontrol' termicheskikh protsessov na mashinostroitel'nykh predpriyatiyakh»* [Collection of works "Technology, Equipment, Automation, Non-Destructive Testing of Thermal Processes in Machine Engineering Enterprises"]. Minsk, 2005, pp. 40–42. (in Russian).
15. Mikhlyuk A. I., Belskii S. E., Pishchov M. N. Povyshenie dolgovechnosti detaleii vedushchikh mostov avtomobilei MAZ putem primeneniya razlichnoi termicheskoi i khimiko-termicheskoi obrabotki [Improving the durability of parts of driving axles of MAZ cars by applying various thermal and chemical-thermal treatments]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials], 2010, N° 4, pp. 61–66. (in Russian).
16. Mikhlyuk A. I., Vegera I. I. Novyi podkhod k ob"emno-poverkhnosnoi zakalke tyazhelonagruzhennykh zubchatykh detalei mobil'nykh mashin [A new approach to volume-surface hardening of heavily loaded gear parts of mobile machines]. *Lit'e i metallurgiya* [Foundry production and metallurgy], 2010, N° 1, pp. 131–140. (in Russian).

17. Mikhlyuk A. I. Perspektivy primeneniya stalei ponizhennoi prokalivaemosti dlya izgotovleniya detalei avtomobilei MAZ [Prospects for the use of low-hardenability steels for the manufacture of MAZ car parts]. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2008, N° 2, pp. 65–72. (in Russian).
18. Gurchenko P. S., Mikhlyuk A. I. Ob"emno-poverkhnostnaya zakalka pri induktsionnom nagreve detalei avtomobilei MAZ [Volumetric-surface hardening during induction heating of MAZ car parts]. *Induktsionnyi nagrev* [Induction heating], 2008, N° 4, pp. 32–36. (in Russian).
19. Shepelyakovskii K. Z., Ushakov B. K. Induktsionnaya ob"emno-poverkhnostnaya zakalka kak effektivnyi metod ekonomii material'nykh resursov [Induction volumetric surface hardening as an effective method of saving material resources]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment], 1984, N° 6. (in Russian).
20. Gordienko A. I., Mikhlyuk A. I., Ivashko V. V., Vegera I. I. Vliyanie rezhimov nagreva na strukturu i mekhanicheskie svoistva stali 60PP [Influence of heating modes on the structure and mechanical properties of 60PP steel]. *Lit'e i metallurgiya* [Foundry production and metallurgy], 2011, N° 1, pp. 146–153. (in Russian).
21. Mikhlyuk A. I., Aniskovich G. I., Litovchik D. P. Osobennosti protsessov zakalochnogo okhlazhdeniya dlya razlichnykh poverkhnostei iz stalei ponizhennoi prokalivaemosti [Features of quenching cooling processes for various surfaces made of low-hardenability steels]. *Induktsionnyi nagrev* [Induction heating], 2011, N° 2, pp. 30–36. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 13.06.2025 г.

УДК 669.021

ТЕХНОЛОГИЯ СКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИИ РАМ КАРЬЕРНЫХ САМОСВАЛОВ

[1]И. И. Вегера, [1]П. Ю. Цыкунов, [1]А. В. Зизико,
[1]Д. С. Маньковский, [2]А. Г Сидоренко

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Объединенный институт машиностроения Национальной Академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

Исследована структура и физико-механические свойства сварных соединений каркаса из стали 10ХСНД карьерной техники ОАО «БелАЗ» после индукционного высокотемпературного отжига в интервале температур 800–1000 °С. Исследовано влияние формы и способа приложения высокочастотного электромагнитного поля индуктора на структуру зон сварного шва. Представлены рабочие варианты индукторов для работы с различными элементами сварных конструкций.

Ключевые слова: моделирование, индукционный нагрев, высокотемпературный отжиг, рекристаллизация

TECHNOLOGY OF HIGH-SPEED ELECTROTHERMAL ANNEALING OF WELDED JOINTS OF COMPLEX CONFIGURATION OF FRAMES OF QUARRY DUMP TRUCKS

[1]I. I. Vegera, [1]A. V. Zizika, [1]M. S. Mankovsky,
[1]P. Ju. Tsykunou, [2]A. G. Sidorenko

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus
Minsk, Republic of Belarus

The structure and physical and mechanical properties of welded joints of the frame made of 10HSND steel of the mining equipment of BelAZ after induction high-temperature annealing in the temperature range of 800–1000 °C were studied. The influence of the shape and method of application of the high-frequency electromagnetic field of the inductor on the structure of the weld seam zones was investigated. Working versions of inductors for work with various elements of welded structures are presented.

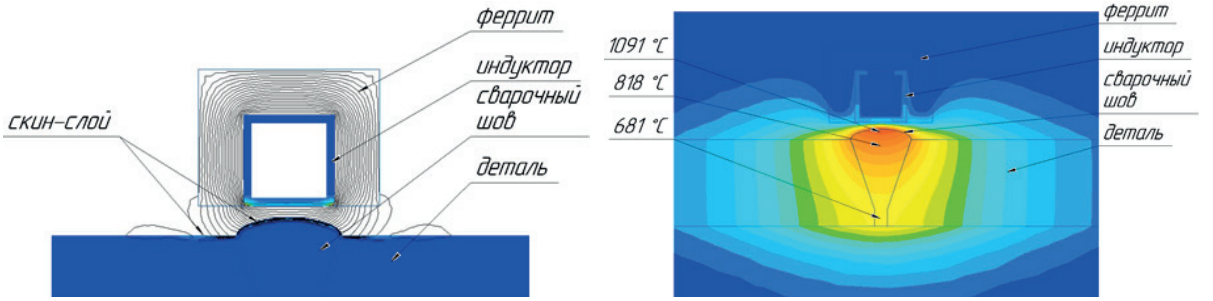
Keywords: modeling, induction heating, high-temperature annealing, recrystallization

e-mail: zamaranthz@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

Применение скоростной электротермической обработки (СЭТО) в настоящее время нашло широкое применение. В первую очередь такая методика применяется для снижения усталостных напряжений тяжело нагруженных изделий, в частности, рамных конструкций грузовой техники [1]. Такие каркасы изготавливаются с использованием сварных соединений. Эти соединения и являются слабым местом. Структура металла в зоне шва после сварки разнородна и не упорядочена. А термические напряжения, возникающие как в самом шве, так и в основном металле требуют обязательного снятия. И единственным способом для этого, является нагрев до температур рекристаллизации [2]. Однако, масштабный нагрев столь массивных конструкций сопряжем с большими затратами. В первую очередь требуются весьма массивные нагревательные камеры. С учетом того, что рамы карьерной техники не являются монолитами. Соответственно заполнение пространства столь большой нагревательной камеры редко превышает 50 %. И КПД подобного нагрева весьма низок. Поэтому широкое распространение получил локальный нагрев отдельных участков конструкций. Индукционный нагрев в этом случае – очевидное решение.

В отличие от газового нагрева, индукционный нагрев при должных параметрах обеспечивает высокую локализацию нагрева, что положительно сказывается на остальной части рамы, не нагревая «лишние» зоны. Глобальный нагрев всей рамы недопустим. Считая, что рама является термически массивным телом, индукционный нагрев позволяет этого избежать. Исходя из результатов уже проведенных исследований, использование индукционного нагрева с ферритом позволяет нагреть участок рамы глубиной до 30 мм за приемлемое время (до 200 с в зависимости от режима нагрева) [3], как представлено на рис. 1.



а *б*

Рис. 1. Моделирование электромагнитного и температурного полей индукционного нагрева сварного шва одновитковым индуктором [3]:
а – электромагнитное поле; *б* – температурное поле (на 60 с времени)

При переходе от образцов к реальным испытаниям следует учитывать, что длительность нагрева необходимо уменьшать во избежание чрезмерных и некомфортных условий работы с агрегатами ТВЧ и самой рамой, в частности. Для понижения времени нагрева сварного шва по всей длине и на достаточную глубину требуется скорректировать параметры нагрева и сам концентратор электромагнитного поля. По энергетическим параметрам, это пониженная до средней частота электромагнитного поля до

1–10 кГц и достаточно высокое значение силы тока на витке для получения высокой напряженности поля, а вследствие и скорости нагрева. Низкая же частота обеспечит более глубокое проникновение поля в материал рамы, вследствие чего увеличится зона тепловыделения в объеме металла.

Индуктор, конструктивно подходящий для нагрева шва, должен обеспечивать высокую скорость локального нагрева, выдерживать влияние высоких температур и не допускать замыкания витков на металл. В качестве простых решений выступают форма витка в зависимости от формы образующей поверхности, подвергаемой нагреву, а также количество витков и мощность преобразователя частоты.

В изложенном материале представлены опробованные конструктивные решения по форме индукторов и представлены результаты обработки специальных заготовок, выполненных в соответствии с конструкцией рамы карьерной техники БелАЗ.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБОРУДОВАНИЕ

Экспериментальные исследования выполнялись на установке ТВЧ ФТИ 3.148.10, оснащённой транзисторным преобразователем ЭЛСИТ-160/8-50. Мощность нагрева 100 % от 160 кВт, сила тока 3600 А. Итоговое время нагрева и выдержки в зависимости от длины обрабатываемого шва составило 200–600 с. Рабочая частота – 8 кГц. Моделирование нагрева производилось в программе Elcut. В качестве образца использовалась заготовка из стали 10ХСНД. Форма заготовки повторяет сегмент рамы, сварные швы на котором выполнены по аналогичной технологии: многослойная сварка с использованием проволоки Св-08Г2С, диаметром 1,6 мм. Морфология поверхностей исследовалась на растровом сканирующем микроскопе SEM-515 с приставкой для микроанализа. Микроструктура исследовалась на металлографическом комплексе Autoscan. Твердомер по Викерсу AFFRI URBV-VRS.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для проведения эксперимента требовалось учесть такие аспекты индукционного нагрева, как «примагничивание» индуктора к детали, а также распределение электромагнитного и с ним температурного полей с использованием ферритов в локальной области металла, с которым взаимодействует индуктор. Т. к. при обработке требуется линейное перемещение вдоль шва, в конструкции индуктора предусмотрена огнеупорная вставка, препятствующая касанию индуктора и детали. Для эксперимента было изготовлено два типа индукторов: для плоских соединений и угловых. Индуктор для нагрева угловых соединений представлен на рис. 2.

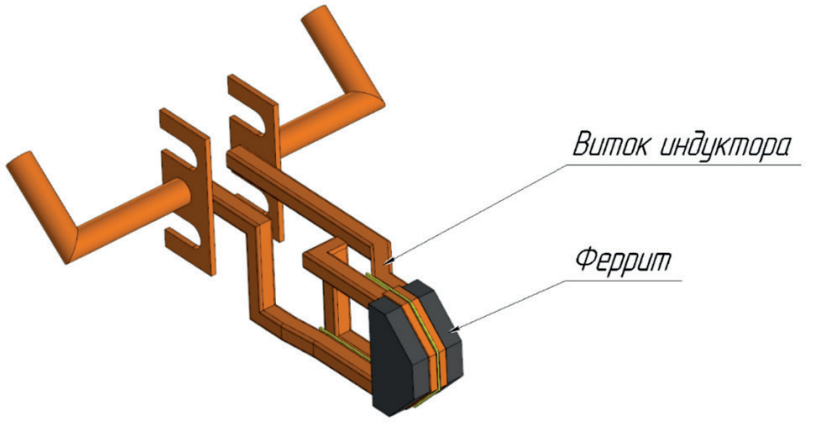


Рис. 2. Индуктор-концентратор для отжига сварного шва деталей, сваренных под прямым углом

Трехгранная форма витка (подчеркнута ферритом) позволяет частично раздвинуть температурное поле на основной металл (ОМ) заготовки, тем самым обеспечив более равномерный прогрев зоны шва и не концентрируя нагрев непосредственно в области сварного шва (СШ). Такой способ нагрева в том числе позволит выйти на равномерный градиент температуры в зоне термического влияния (ЗТВ), как зоны с переходной микроструктурой и основным концентратором термических напряжений [5].

Для плоских швов форма индуктора также требует изменений, чтобы гарантировать достаточную площадь нагрева под индуктором. Это необходимо в том числе для точного контроля температуры в зоне нагрева и полного покрытия площади сварного шва с возможностью прогрева соседних областей. Плюс ко всему форма позволит повысить КПД нагрева, т. к. мощность преобразователя частоты ограничена. Форма индуктора для плоских сварных соединений представлена на рис. 3.

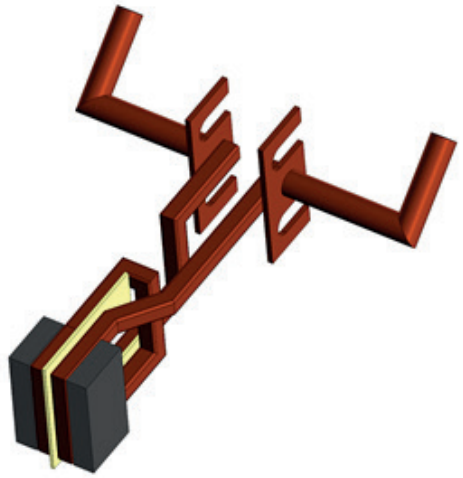


Рис. 3. Индуктор-концентратор для отжига сварного шва деталей, сваренных в одной плоскости

Конструкция индуктора, в которой два витка окружены ферритной вставкой, позволяет повысить интенсивность нагрева за счет двойного приложения мощности преобразователя частоты к зоне нагрева. Использование одного витка нецелесообразно, т. к. при расчетной силе тока в 3000 А на виток интенсивность нагрева будет недостаточной. Два витка в одном феррите позволят повысить интенсивность нагрева примерно в двое. Т. к. для активации процессов рекристаллизации (деления, уменьшения балла) зерна необходимо достичь температуры 900 °С, учитывая теплоотвод вглубь заготовки, в том числе из-за нелинейности теплофизических (теплопроводности и теплоемкости) и электромагнитных (удельная электропроводность и магнитная проницаемость) свойств металла, требуется значительное приложение мощности. Моделирование показало большую эффективность двухвитковой схемы (рис. 4) в сравнении с одновитковой. Параметры моделирования: сила тока 3600 А, время нагрева 3 с, частота 8 кГц.

Нагрев шва по длине проводился путём постепенного перемещения индуктора вдоль всего шва в два прохода с ориентировочной скоростью 0,5 мм/с. Воздушный зазор минимален. Температура нагрева на поверхности составляла 950 °С. Мощность установки составила 100 кВт при силе тока 3600 А. Обработке подверглись сварные швы, соединяющие части деталей под углами 90° и 180° (плоские и Г-образные соединения)

Измерение проводилось по двум линиям на сварных соединениях образца, согласно рис. 5.

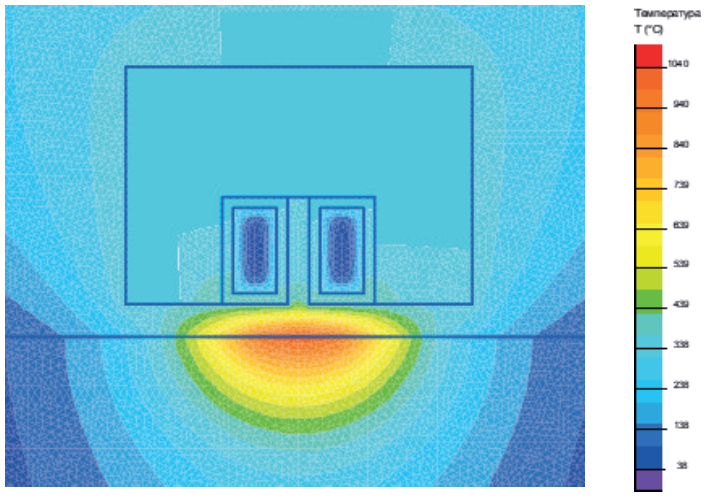


Рис. 4. Температурное поле детали под спаренным витком индуктора-концентратора

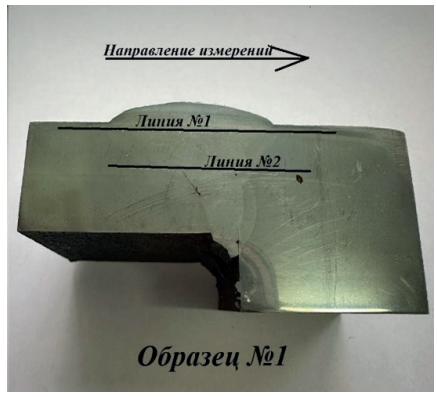


Рис. 5. Измерения твердости по линиям образца № 1

Результаты измерения твердости по линиям размеров представлены в табл. 1.

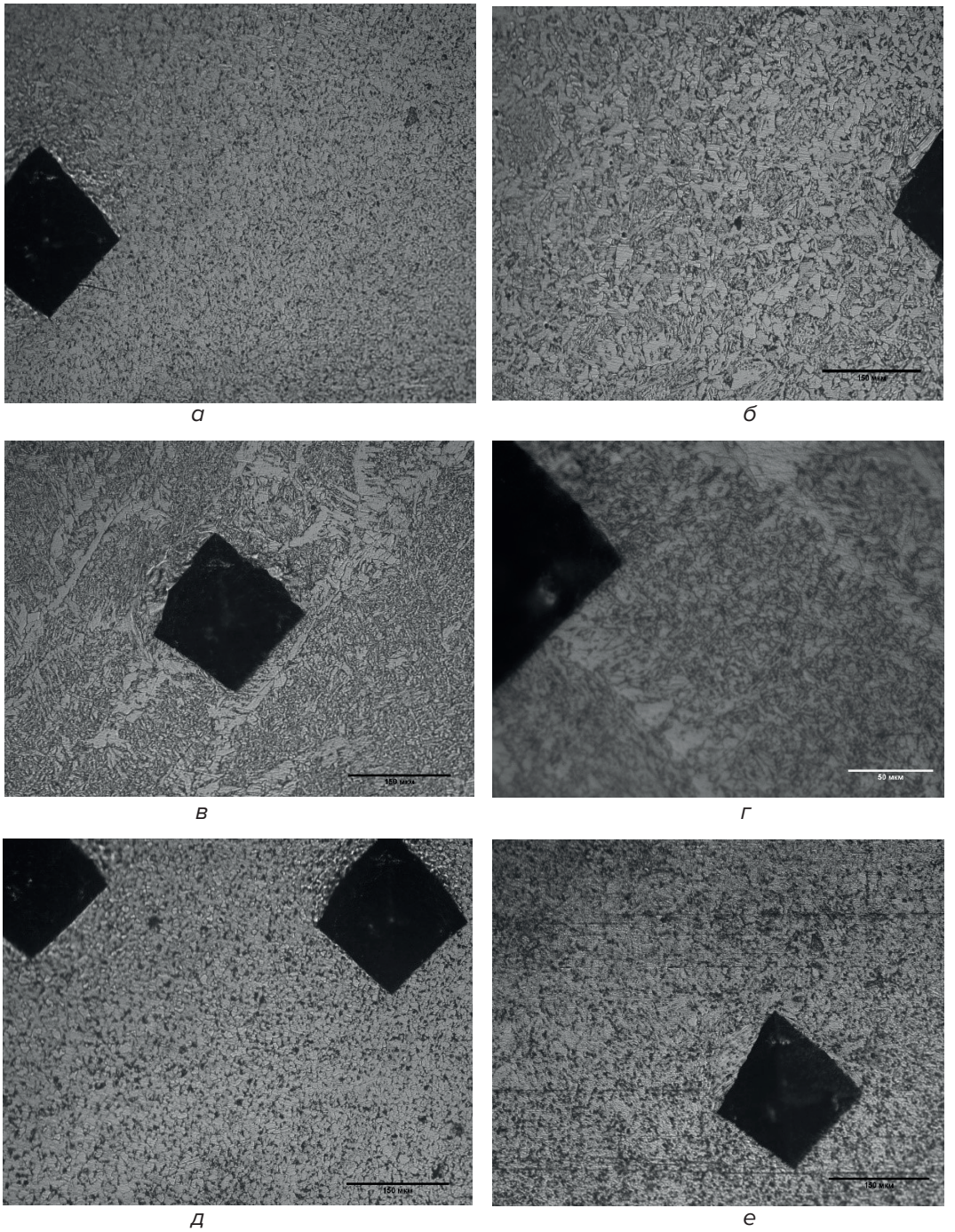
Табл. 1

Результаты испытаний твердости по Виккерсу HV_5

участок замера	измерение № п/п										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Среднее значение
1-я линия замера – лицевая поверхность сварного соединения											
ОМ	186,1	180,3	178,2	176,9	175,3	178,7					179
ЗТВ	176,9	177,8	169,4	178,4							176
СШ	211,1	226,7	178,0	176,4	183,6	177,2	180,2	174,7	216,0	193,8	192
ЗТВ	166,7	170,0									168
ОМ	175,8	176,5	186,1	186,6	211,7						187
2-я линия – корень сварного соединения											
ОМ	196,9	200,9	200,0	189,1	181,1	188,4					193
ЗТВ	212,1	214,0	210,2	198,9							209
СШ	202,6	208,4	210,4	208,1	203,7	202,7	204,7	207,3	208,8		206
ЗТВ	210,1	189,1									200
ОМ	242,4	241,6	244,6	241,4							243

Линия № 1: средняя твёрдость зоны основного металла, по ходу измерения, изменяется от 179 до 187 HV, зона сварного шва – 192 HV и зоны термического влияния – 176 и 168 HV соответственно.

Линия № 2: средняя твёрдость зоны основного металла, по ходу измерения, изменяется от 193 до 243 HV, зона сварного шва – 206 HV и зоны термического влияния – 209 и 200 HV соответственно.

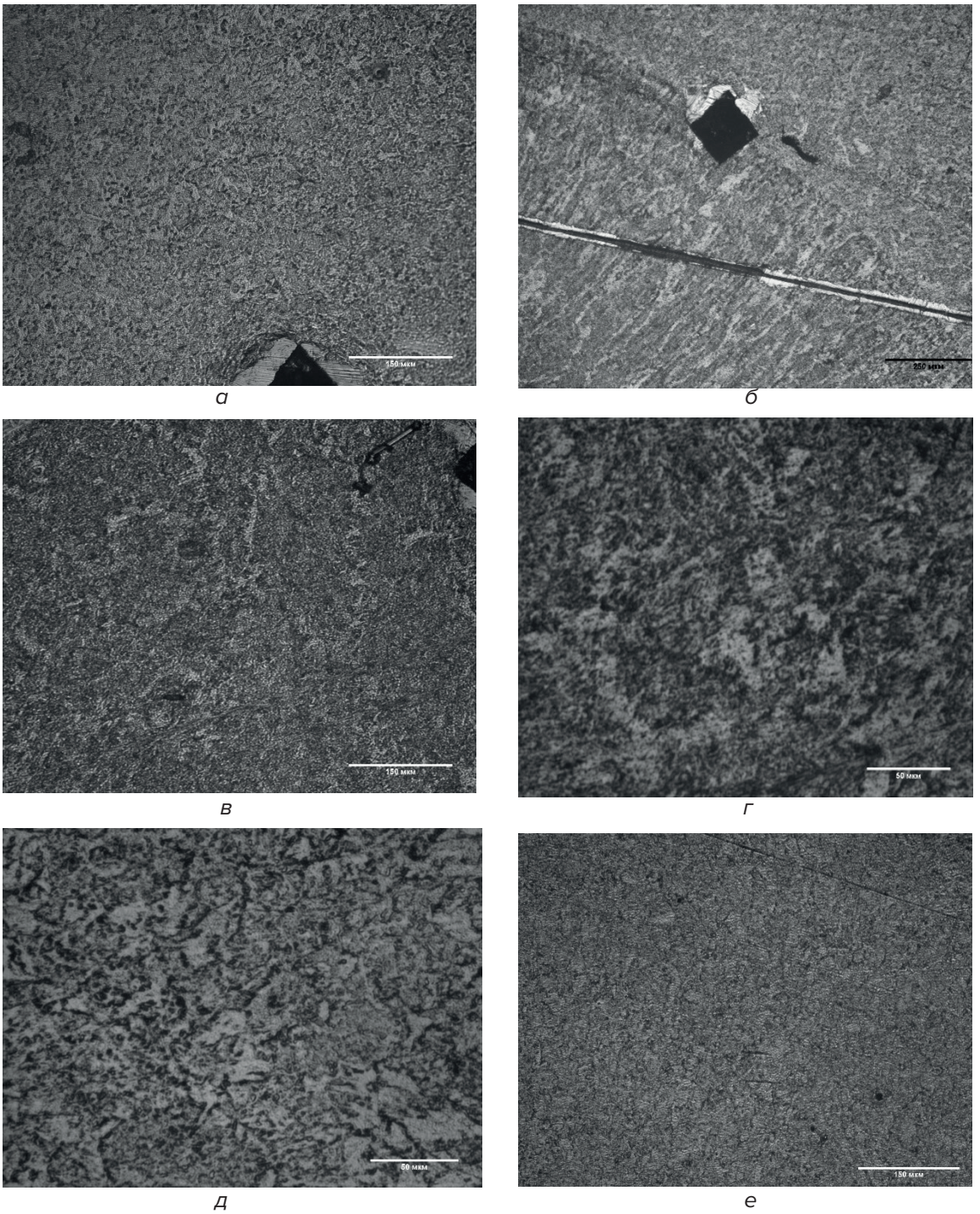


а *б*

в *г*

д *е*

Рис. 6. Микроструктура образца по линии измерения № 1 (×200):
а – микроструктура ОМ слева; *б* – микроструктура на границе ЗТВ и СШ;
в – микроструктура в середине СШ; *г* – микроструктура в середине СШ;
д – микроструктура ЗТВ; *е* – микроструктура ОМ справа



а *б*

в *г*

д *е*

Рис. 7. Микроструктура образца по линии измерения № 2:
а – микроструктура ОМ слева (×200); *б* – микроструктура на границе ЗТВ и СШ (×100);
в – микроструктура в середине СШ (×200); *г* – микроструктура в середине СШ (×500);
д – микроструктура ЗТВ (×200); *е* – микроструктура ОМ справа (×100)

Измерение проводилось по двум линиям на сварных соединениях образца, согласно рис. 8.

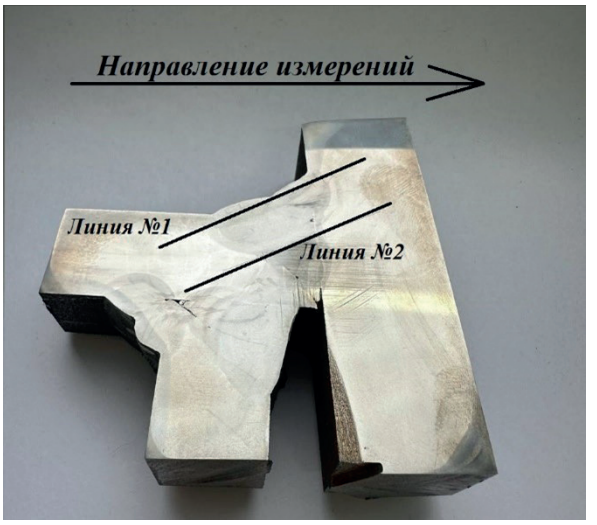


Рис. 8. Измерения твердости по линиям образца № 2

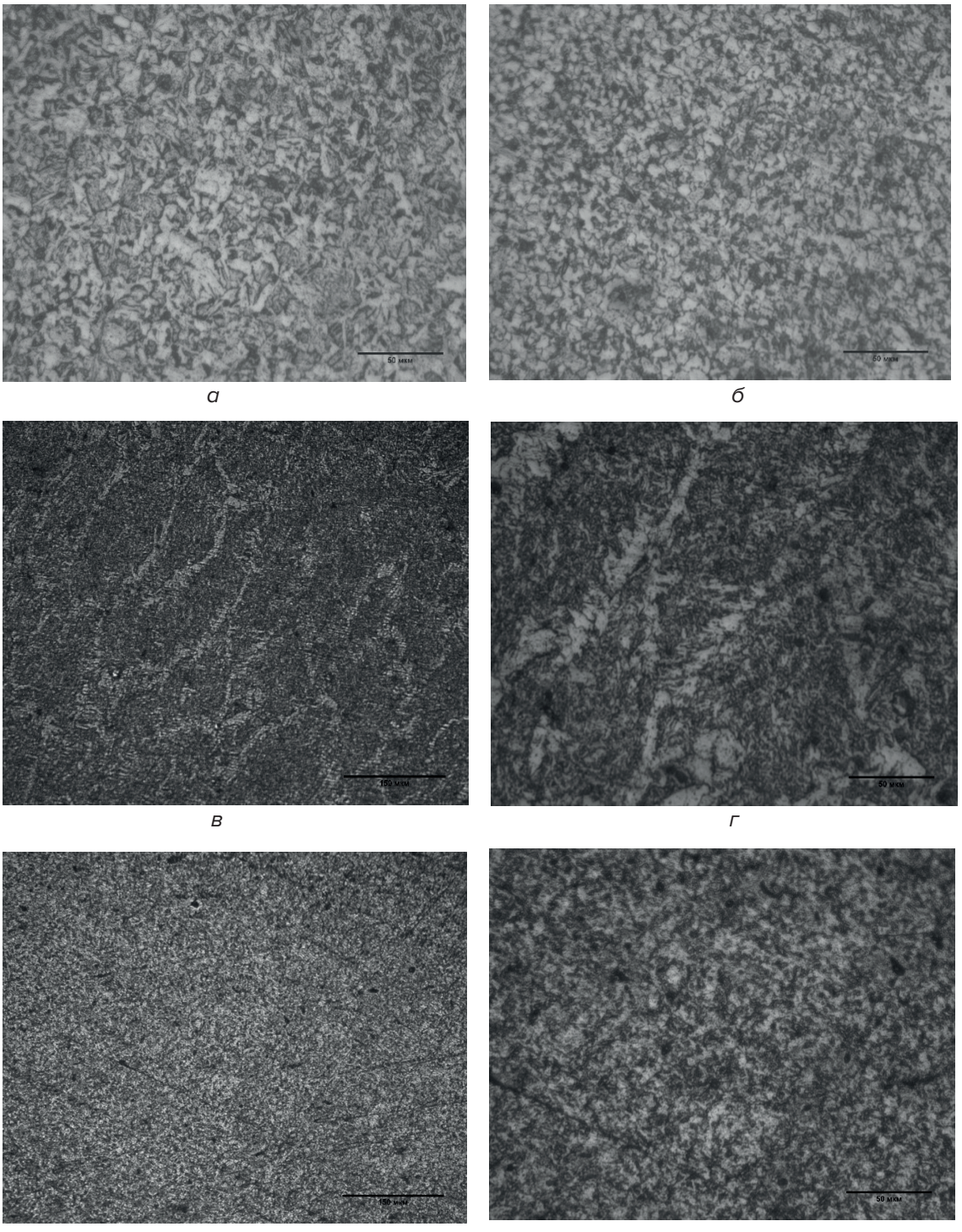
Табл. 2

Результаты испытаний твердости по Виккерсу HV_5

1-я линия замера – лицевая поверхность сварного соединения											
участок замера	измерение № п/п										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	среднее значение
ОМ	214,5	202,8	207,4	214,1	209,4	211,2					210
ЗТВ	194,6	191,9	193,1								193
СШ	222,9	201,1	198,8	203,2	190,0	189,7	199,6	206,7	216,0	203,0	203
ЗТВ	220,7	203,9	196,1								207
ОМ	240,9	245,4	233,6	231,6	225,3						235
2-я линия – корень сварного соединения											
ОМ	210,3	216,3	209,8	217,9	213,4						214
ЗТВ	190,0	195,0	203,0	205,0							198
СШ	206,5	206,6	191,8	204,1	202,5	209,1					203
ЗТВ	220,9	203,7	220,0	200,0							211
ОМ	252,3	247,7	248,0	240,8	233,4						244

Линия № 1: Средняя твёрдость зоны основного металла, по ходу измерения, изменяется от 210 до 235 HV, зона сварного шва – 203 HV и зоны термического влияния – 193 и 207 HV соответственно.

Линия № 2: Средняя твёрдость зоны основного металла, по ходу измерения, изменяется от 214 до 244 HV, зона сварного шва – 203 HV и зоны термического влияния – 198 и 211 HV соответственно.

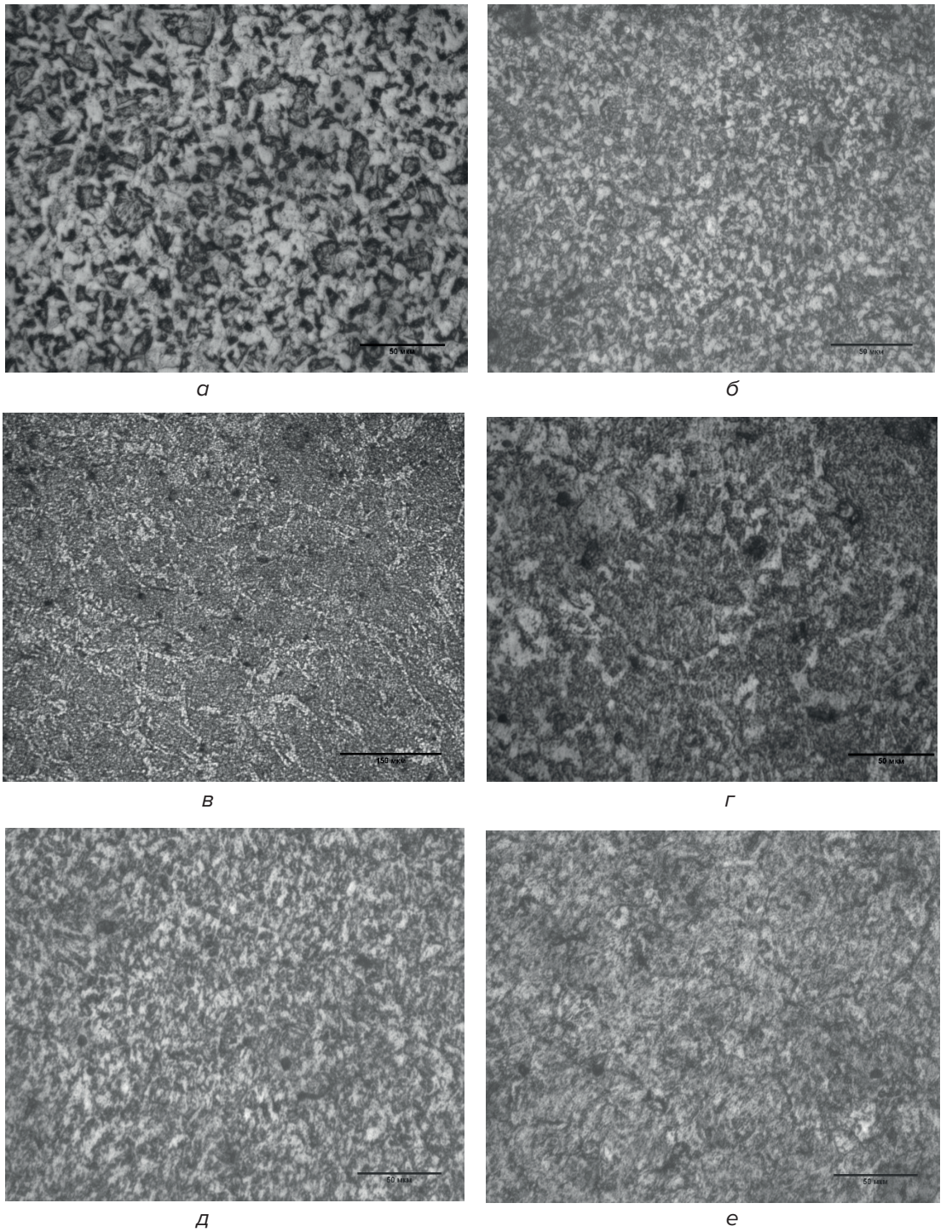


а *б*

в *г*

д *е*

Рис. 9. Микроструктура образца по линии измерения № 2:
а – микроструктура ОМ слева (×200); *б* – микроструктура на границе ЗТВ и СШ (×200);
в – микроструктура в середине СШ (×200); *г* – микроструктура в середине СШ (×200);
д – микроструктура ЗТВ (×500); *е* – микроструктура ОМ справа (×500)



а *б*

в *г*

д *е*

Рис. 10. Микроструктура образца по линии измерения № 2:
а – микроструктура ОМ слева (×500); *б* – микроструктура на границе ЗТВ и СШ (×500);
в – микроструктура в середине СШ (×200); *г* – микроструктура в середине СШ (×500);
д –микроструктура ЗТВ (×500); *е* – микроструктура ОМ справа (×500)

На обоих образцах в зоне ОМ наблюдается смешанная крупно- и мелкозернистая структура феррито-перлитного типа. Колебания размера зерен могут быть обусловлены началом процессов рекристаллизации, но не доведённым до конца вследствие слишком быстрого остывания металла (рис. 7*а* и рис. 9*а*). В то же время ближе к ЗТВ наблюда-

ется микроструктура с вытянутыми столбчатыми ферритными зернами с включениями мелкозернистого перлита (рис. 7*б* и *д*, рис. 6*б*). В самом же СШ ферритные зерна более мелкие и округлые. Однако на обоих образцах наблюдаются участки с начавшей, но не завершенной, зонами распада зерен (рис. 7*г* и рис. 10*г*). Незавершённый переход может быть обусловлен малой температурой нагрева глубоких слоев металла вследствие его массивности. Однако снижение микротвердости произошло во всех зонах сварного шва, что свидетельствует о высокой эффективности нагрева на кратком промежутке.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Примененные технологические решения и методика позволяют достаточно эффективно производить нагрев различных форм сварных соединений. Согласно результатам, произошло равномерное снижение твердости во всех зонах сварного шва, а также распад грубой структуры в ОМ и ЗТВ, полученной в процессе сварки. Для поддержания процессов распада требуется более интенсивный нагрев с использованием более мощного преобразователя частоты, а также выполнение дополнительного контрольного прохода по уже обработанным зонам повторно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Особенности термообработки длинномерных деталей ведущих мостов грузовых автомобилей / А. И. Михлюк [и др.] // Механика машин, механизмов и материалов. – 2011. – № 4(17). – С. 71–79.
2. Вегера, И. И. Исследование процессов фазовой перекристаллизации среднеуглеродистых сталей при отжиге длинномерного круглого проката / И. И. Вегера, А. И. Михлюк // Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2012.– № 2. – С. 24–29.
3. Исследование скоростной электротермической обработки (СЭТО) сварных соединений образцов и элементов рамы карьерных самосвалов БЕЛАЗ с целью обеспечения равнопрочности конструкции / Д. С. Маньковский [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 3 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2023. – С. 149–155.
4. Винокуров, В. А. Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности / В. А. Винокуров, Г. А. Николаев ; под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1996. – 576 с.
5. Особенности технологии нагрева при индукционной термообработке внешним электромагнитным полем / И. И. Вегера [и др.] // Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук. – 2020. – Т. 65, № 1. – С. 54–61. – DOI: 10.29235/1561-8358-2020-65-1-54-61.

REFERENCES

1. Mihljuk A. I., Gurchenko P. S., Shipko A. A., Pol'shikova M. A. Osobennosti termoobrabotki dlinnomernykh detalei vedushchikh mostov gruzovykh avtomobilei [Features of heat treatment of long parts of driving axles of trucks]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials], 2011, № 4(17), pp. 71–79. (in Russian).
2. Vegera I. I., Mikhlyuk A. I. Issledovanie processov fazovoi perekristallizatsii sredneuglerodistykh stalei pri otzhige dlinnomernogo kruglogo prokata [Study of the processes of phase recrystallization of medium-carbon steels during annealing of long round rolled products]. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2012, № 2, pp. 24–29. (in Russian).
3. Man'kovskii D. S., Vegera I. I., Ziziko A. V., Cykunov P. Ju. Issledovanie skorostnoi jelektrotermicheskoi obrabotki (SJeTO) svarnykh soedinenii obraztsov i yelementov ramy kar'ernykh samosvalov BELAZ s tsel'yu obespecheniya ravnoprochnosti konstruktsii [Study of high-speed electrothermal treatment (HST) of welded joints of samples and frame elements of BELAZ quarry dump trucks in order to ensure equal strength of the structure]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2023, pp. 149–155. (in Russian).
4. Vinokurov V. A., Nikolaev G. A. *Svarnye konstruktscii. Mekhanika razrusheniya i kriterii rabotosposobnosti* [Welded structures. Fracture mechanics and performance criteria]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996, 576 p. (in Russian).

5. Vegera I. I., Ziziko A. V., Cykunov P. Ju., Jakovich V. M. Osobennosti tekhnologii nagreva pri induktsionnoi termoobrabotke vneshnim jelektromagnitnym polem [Features of heating technology during induction heat treatment with an external electromagnetic field]. I*zvestiya Natsional'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskikh nauk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical Series], 2020, vol. 65, N° 1, pp. 54–61. (in Russian). DOI: 10.29235/1561-8358-2020-65-1-54-61.

Статья поступила в редакцию 17.06.2025 г.

УДК 621.791.927.5

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ 3D-ПЕЧАТИ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ И РАЗМЕРОВ ИЗДЕЛИЯ

И. В. Власов, А. И. Гордиенко, В. М. Семенчук

Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация

Исследовано влияние тепловложения и толщины изделий, полученных с использованием электродуговой проволочной 3D-печати с принудительным охлаждением, на особенности формирования микроструктуры и механические свойства жаропрочной стали перлитного класса. Сравнивались режимы GMAW и GMAW-coldArc, а также изделия разной толщины (одноваликовые и многоваликовые стенки). Установлено, что технология coldArc обеспечивает мелкодисперсную структуру и повышенную микротвердость за счет высокой скорости кристаллизации. Для многоваликовой стенки характерна более высокая однородность структуры. Оптимальная скорость охлаждения (до 65 °C/c) способствует формированию более равномерной структуры и высоких прочностных свойств (до 860 МПа).

Ключевые слова: аддитивное производство, электродуговая наплавка, жаропрочная сталь, микроструктура, механические свойства, тепловложение

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HEAT-RESISTANT PEARLITE STEEL AFTER ELECTRIC ARC WIRE 3D PRINTING UNDER CONDITIONS OF CHANGING HEAT INPUT AND PRODUCT DIMENSIONS

I. V. Vlasov, A. I. Gordienko, V. M. Semenchuk

Institute of Strength Physics and Materials Science
of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation

The influence of heat input and thickness of products obtained using electric arc wire 3D printing with forced cooling on the features of microstructure formation and mechanical properties of heat-resistant pearlitic steel was studied.The effect of heat input and product thickness on the microstructure and mechanical properties of heat-resistant pearlitic steel

produced by wire arc additive manufacturing (WAAM) with forced cooling was studied. GMAW and GMAW-coldArc modes, as well as thin and thick wall products, were compared. The coldArc technology provides a fine-grained structure and increased microhardness due to high crystallization rates. Thick wall products show less structural heterogeneity. An optimal cooling rate (up to 65 °C/s) ensures more uniform structure and high strength (up to 860 MPa).

Keywords: additive manufacturing, gas metal arc welding, heat-resistant steel, microstructure, mechanical properties, heat input

e-mail: viv@ispms.ru

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии (АТ) стремительно развиваются, создавая новые точки роста в промышленности. Они позволяют снижать издержки и сокращать время изготовления уникальных геометрических конструкций, недоступных для производства традиционными методами [1], либо сочетать их традиционными технологиями изготовления [2].

Много работ посвящено изучению процесса электродуговой сварки в среде защитных газов *(gas metal arc welding (GMAW))* для применения в аддитивном производстве *(wire arc additive manufacturing (WAAM))* [3]. В основном они сосредоточены на подборе сварочных параметров [4], изменении химического состава [5] или добавлении постобработки [6]. Однако, несмотря на положительное влияние этих методов на структуру и свойства изделий, они усложняют процесс печати и ограничивают возможность изготовления изделий сложной формы.

Основной фактор, влияющий на структуру и механические свойства изделия является повторное тепловложение от нанесения новых слоев [7]. Краткосрочный повторный нагрев предыдущего слоя приводит к структурно-фазовым превращениям, а количество накопленного тепла от нанесения предыдущих слоев, определяет скорость охлаждения нового слоя [8].

Для уменьшения избыточного накопления тепла используют технологии сниженного тепловложения. В работе применена технология компании EWM – *coldArc*. Она использует импульсный режим с низким током, обеспечивающий стабильный перенос металла при низкой температуре дуги.

Несмотря на гибкость в выборе сварочных параметров и возможность управления тепловложением, сохраняется значительная зависимость между формой валика и его свойствами. Величина подводимого тепла влияет как на степень растекания валика (его форму), так и на его структуру, что в свою очередь определяет механические свойства изделия.

Для получения оптимальной формы слоя увеличивают скорость охлаждения металла в валике за счет принудительного охлаждения предыдущего слоя [9] или увеличивают время межслоевого охлаждения. Однако такие меры сопровождаются высокой скоростью кристаллизации нового валика и образованием высоконапряженной и малопластичной структуры [10].

Избыточное растекание валика, при высоком тепловложении, приводит к отклонению от заданной геометрии, но способствует формированию более равновесной структуры. Таким образом, для каждого конкретного случая необходимо находить компромисс между достижением требуемых механических свойств и точностью в геометрии изделия.

При изменении размеров изделия изменяются распределение тепла и теплоотвод [11]. В результате, использование одних и тех же режимов печати может приводить к раз-

личным структурам и механическим свойствам при изменении формы детали. Поэтому необходим учет влияния геометрии изделия и соответствующая корректировки режимов 3D-печати и охлаждения.

Целью данного исследования является изучение влияния тепловложения в зависимости от режима 3D-печати (стандартный режим GMAW и режим сниженного тепловложения *coldArc*) и объёма печатаемого изделия на формирование структуры и механические свойства изделий.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

Для 3D-печати модельных стенок использовали омеднённую проволоку диаметром 1,2 мм «Св-08ХГСМФА». Такая проволока применяется для сварки изделий из жаропрочной стали 12Х1МФ перлитного класса, работающих при температурах 540–580 °С. Металлическая пластина из стали 12Х1МФ толщиной 10 мм применялась в качестве подложки. Качество и состав материалов подтверждались сертификатами поставщиков (табл. 1).

Табл. 1

Химический состав проволоки и подложки

Материал	C	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	P/S
12Х1МФ (ГОСТ 5520-2017)	0,10–0,15	0,17–0,37	< 0,15	0,90–1,20	0,40–0,70	*bal.*	< 0,30	0,25–0,35	< 0,025
Св-08ХГСМФА (паспортные данные)	0,06–0,1	0,45–0,7	0,2–0,35	0,95–1,25	1,2–1,5	*bal.*	< 0,3	0,5–0,7	< 0,025

Процесс 3D-печати (рис. 1*а*, *г*) проводили по сварочному процессу *Gas Metal Arc Welding (GMAW)* с использованием защитной газовой смеси, которая состояла из 82 % аргона и 18 % углекислого газа (CO_2). Управление движением сварочной горелки осуществляли с помощью робота FANUC ARC MATE 100iD и контроллера R-30iB Plus с программным обеспечением Roboguide WeldPro. Работа манипулятора выполнялась совместно со сварочным источником EWM Titan XQ R 400. Синергетические кривые для исследуемого типа стали, предоставленные производителем, были проанализированы для выбора оптимальных параметров печати, обеспечивающих стабильную дугу, минимизацию разбрызгивания и равномерное осаждение слоев.

Перед началом 3D-печати подложку нагревали до температуры 100–150 °С, чтобы снизить температурный градиент. В процессе печати каждый нанесенный слой охлаждали до 200 °С с помощью воздушного компрессора, чтобы избежать накопления тепла в стенке от слоя к слою.

Было изготовлено 3 типа стенок:

1. *ColdArc (thin)* – одноваликовая стенка, напечатанная по сварочному процессу *GMAW* в режиме сниженного тепловложения *coldArc* (рис. 1*б*, 42 слоя).

2. *GMAW (thin)* – одноваликовая стенка, напечатанная в стандартном режиме по сварочному процессу *GMAW* (46 слоёв).

3. *ColdArc (thick)* – многоваликовая стенка, напечатанная в режиме *coldArc* (рис. 1*д*, 20 слоёв). Каждый слой включал в себя 8 валиков длиной 100 мм, нанесённых параллельно друг другу с небольшим перекрытием. Валики для массивного образца наносились по зигзагообразной траектории с частотой 3 Гц и амплитудой 4 мм.

Кроме образцов, изготовленных из трех типов стенок, были дополнительно изготовлены образцы, вырезанные из подложки (в состоянии поставки).

Несмотря на одинаковые параметры печати слоёв (табл. 2) в стандартном режиме

и в режиме сниженного тепловложения *coldArc* непосредственный нагрев печатаемого изделия в режиме *coldArc* был меньше. Достигалось это за счет особой циклограммы сварочного процесса. В режиме *coldArc* происходит принудительный отрыв расплавленной капли и мелкокапельный перенос электродного материала в ванну расплава, вследствие чего, тепловой вклад в изделие ниже, чем у традиционного процесса сварки *GMAW*.

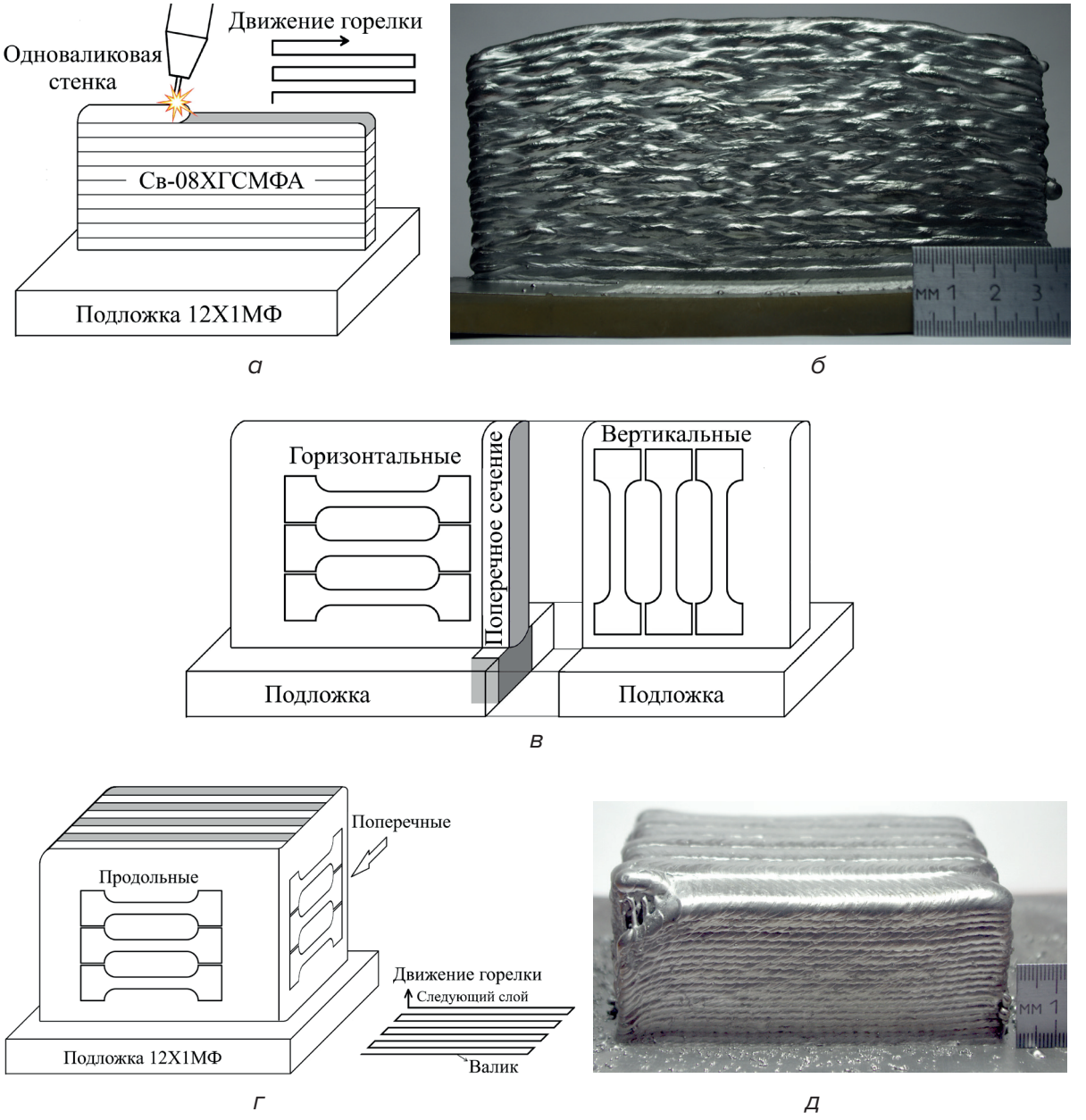


Рис. 1. Схемы печати и фотографии модельных стенок:
а – печать одноваликовой стенки; б – одноваликовая стенка, напечатанная в режиме *GMAW*;
в – место изготовления образцов из одноваликовой стенки; *г* – печать многоваликовой стенки;
д – многоваликовая стенка, напечатанная в режиме *coldArc*

Табл. 2

Параметры 3D-печати и размеры стенки

Параметры	*GMAW (thin)*	*coldArc (thin)*	*coldArc (thick)*
Сила тока, А	118	118	118
Напряжение, В	16,9	16,9	16,9
Скорость подачи проволоки, мм/мин	3000	3000	3000
Скорость перемещения горелки, мм/мин	350	350	350
Скорость подачи газа, л/мин	15	15	15
Охлаждение предыдущего слоя, °С	200	200	200
Количество слоёв	46	42	20
Толщина стенки, мм	7 ± 1	6 ± 1	63 ± 2
Высота стенки, мм	75	75	40
Длина стенки, мм	100	150	100

Для механических испытаний были подготовлены образцы в виде двусторонней лопатки размерами рабочей части 5×1×30 мм (рис. 1*в*, *г*). Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине 110М-100-У с перемещением подвижного захвата со скоростью 1,5 мм/мин при комнатной температуре.

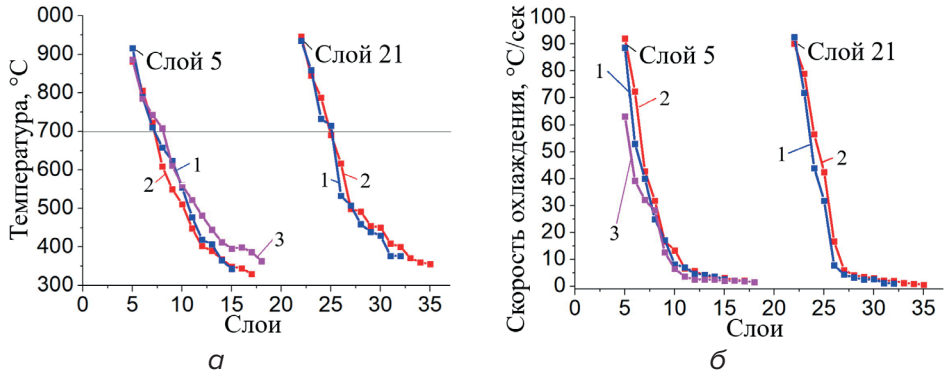
Измерение интенсивности теплового излучения проводилось с помощью стационарного тепловизора FLIR A305sc после нанесения нового слоя и продолжалось до охлаждения наиболее горячей части стенки до температуры 200 °С. Съемка тепловизором охватывала всю видимую поверхность стенки. Для упрощения интерпретации данных были выбраны два реперных слоя (слой № 5 и № 21), в которых проводился анализ температурных изменений при формировании стенки.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Кривые максимальной температуры нагрева пятого слоя и скорости его охлаждения для одноваликовых стенок, напечатанных в режимах *GMAW* и *coldArc* достаточно близки (рис. 2*а*, *б*), и сразу после нанесения слоя составляют примерно 900 °С и 90 °С/сек соответственно. Важно отметить, что, несмотря на достижение высоких температур, нагрев рассматриваемых слоёв был краткосрочным.

При нанесении последующих слоев температура разогрева и скорость охлаждения пятого слоя постепенно снижались. Температура, при которой могли происходить полиморфные превращения (выше 700 °С), достигалась при нанесении трех последующих трёх слоев (№ 6, № 7, № 8) (рис. 2*а*). Скорость охлаждения пятого слоя в промежутках между нанесением этих слоёв снижалась от 75 до 25 °С/сек (рис. 2*б*). Нанесение следующих четырёх слоев (№ 9, № 10, № 11, № 12) приводило к нагреву пятого слоя ниже 700 °С. Скорость охлаждения при этом снижалась от 10 до 1 °С/сек. Похожая картина наблюдалась при анализе термической истории в 21-м слое.

Для многоваликовых стенок измерение температуры проводились только в 5-м слое из-за меньшего количества слоёв. Отличительной особенностью кривой максимальной температуры (рис. 2*а*) является её более медленное снижение после 10-го слоя. Снижение начальной скорости охлаждения также происходит более плавно (рис. 2*б*). Скорость охлаждения наносимого слоя достигала 65 °С/сек, а после нанесения последующих двух-трех слоев скорость снижалась до 38–28 °С/сек.



а *б*

Рис. 2. Графики изменения:
а – максимальной температуры слоя; *б* – скорости охлаждения;
1 – *coldArc (thin)*; 2 – *GMAW (thin)*; 3 – *coldArc (thick)*

Для изучения микроструктуры были сделаны поперечные сечения для всех стенок (рис. 1*в*, *г*). В исследуемых образцах не обнаружено пор или других неоднородностей, связанных со сварочным процессом нанесения материала. В месте соединения стенки с подложкой обнаружена граница сплавления, состоящая из бейнитно-мартенситной структуры и зона термического воздействия (ЗТВ).

При исследовании поперечных срезов модельных стенок были обнаружены участки с неоднородной структурой, повторяющиеся по всей высоте (рис. 3*а*). Каждый такой участок соответствует одному слою. Их формирование связано с условиями кристаллизации слоя при нанесении и фазовыми превращениями, происходящими при его дальнейшем нагреве от новых слоёв. Высота таких участков варьируется от 1,3 до 2,2 мм. В каждом таком участке (слое) наблюдалась неоднородная структура, состоящая из нескольких зон. Рядом с границей слоя формируется зона 1 с крупными вытянутыми зёрнами (рис. 3*б*, *д*, *з*), ширина которых достигает 50–80 мкм. Границы этих зёрен соответствуют границам бывших аустенитных зёрен. Внутри крупных зёрен сформирована структура близкая к структуре игольчатого феррита. На границах зерен различимы темные прослойки.

Форма крупных зёрен постепенно меняется, приближаясь к квазиравноосной в зоне 2 (рис. 3*в*, *е*, *и*), а прослойки на границах зёрен становятся уже. В центре слоя (зона 3) преобладает бейнитная структура, которая отличается высокой дисперсностью и состоит преимущественно из игольчатого феррита (рис. 3*г*, *ж*, *к*).

Несмотря на то, что структуры в зонах 1–3 для стенок, напечатанных по разным режимам, качественно подобны (рис. 3), были обнаружены различия. Наиболее явно выраженная неоднородность структуры наблюдалась в стенках, напечатанных в режиме сниженного тепловложения (рис. 3, *б*–*г*). Отличия в микроструктуре *GMAW (thin)* проявляются в виде присутствия более широких игл феррита в зоне 1 (рис. 3*д*) и мелких ферритных зерен в зоне 3 (рис. 3ж).

В *coldArc (thick)* структура более однородна, четких границ и переходов между зонами нет. В отличие от *coldArc (thin)* (рис. 3*б*), в зоне 1 *coldArc (thick)* присутствуют различимые квазиполигональные ферритные зерна, а внутри крупных зерен рейки игольчатого феррита имеют большую ширину (рис. 3*з*). В зоне 3 стенки *coldArc (thick)* рейки игольчатого феррита мало различимы. Формируется дисперсная феррито-бейнитная структура (рис. 3*к*).

В последнем слое стенок структура становится более однородной, а участков с периодической структурой не выявлено. Структура в верхней части представлена преимущественно игольчатым ферритом.

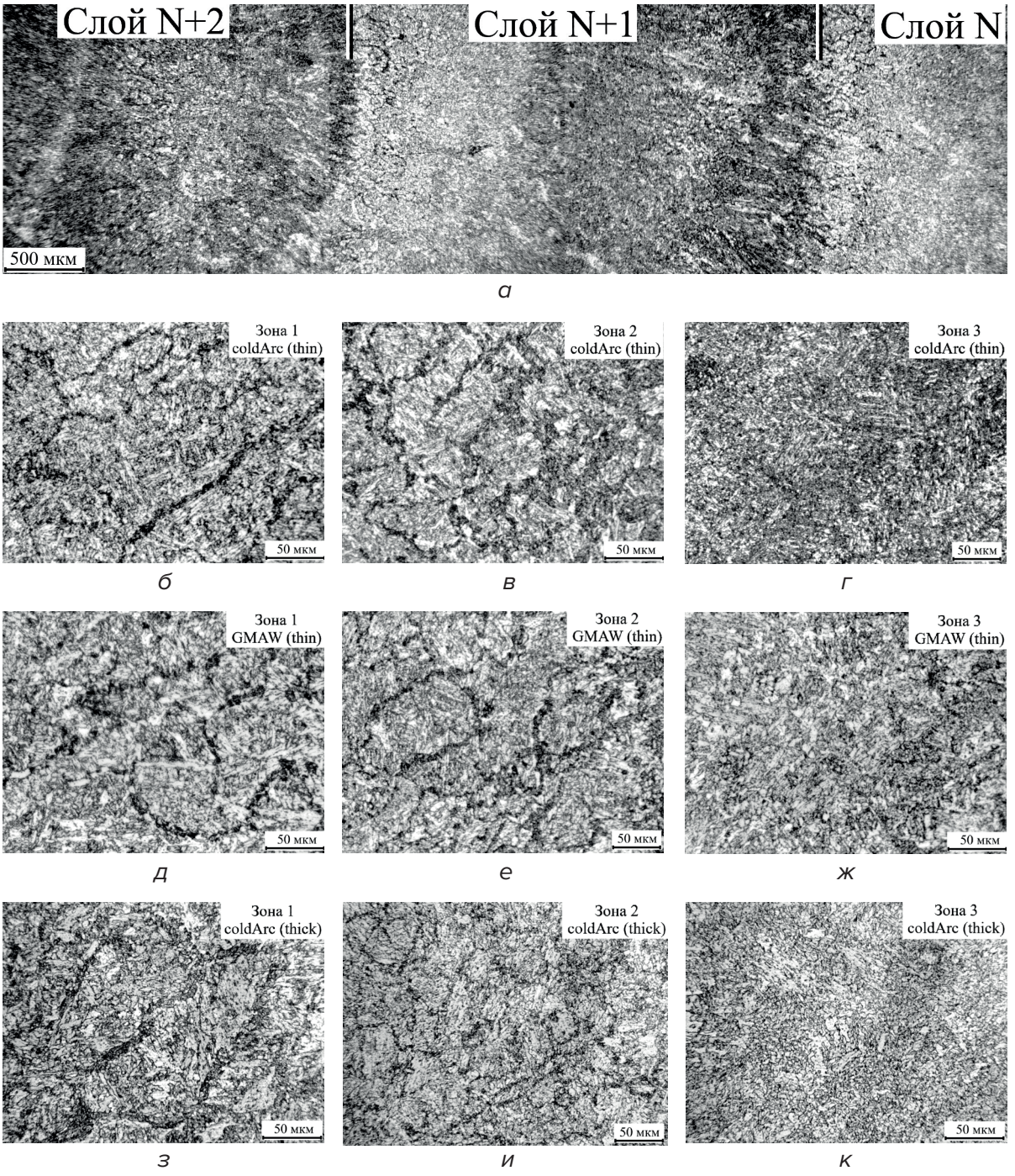


Рис. 3. Микроструктура в поперечном сечении стенки:
а – повторяющиеся участки в *coldArc (thin)*; *б*, *в*, *г* – *coldArc (thick)*;
д, *е*, *ж* – *GMAW (thin)*; *з*, *и*, *к* – *coldArc (thick)*

Измерение микротвердости проводили по всей высоте поперечного сечения среза на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой на пирамиду Виккерса 0,98 Н (100 г). По мере удаления от плоской поверхности подложек, контактирующих со столом (от - 8 до 0 мм), микротвердость сначала постепенно, а потом резко растёт (рис. 4). Рост продолжается в зоне сплавления, где возрастает до значений (305 ± 7) и (320 ± 8) кгс/мм^2 при печати в режимах *GMAW (thin)* и *coldArc (thin)*, соответственно, как результат наибольшей ско-

рости кристаллизации. В *coldArc (thick)* микротвердость в основании ниже и составляет (290 ± 5) кгс/мм^2.

По мере увеличения количества слоев средние значения микротвердости сначала постепенно уменьшаются до высоты ~ 45 мм в случае одноваликовых стенок и до высоты ~ 20 мм в случае многоваликовой стенки. Далее значения микротвердости увеличиваются вплоть до самых вершин. Микротвёрдость в верхних частях всех стенок (~ 5 мм от их вершин) повышается до 270–300 кгс/мм^2 в виду отсутствия повторного тепловложения от новых слоёв.

Микротвердость в поперечном сечении *GMAW (thin)* меньше по сравнению с *coldArc (thin)* (рис. 4). В *coldArc (thick)* значения микротвердости находятся на уровне значений стенки *GMAW*.

Наблюдается локальная неоднородность значений микротвердости. Это связано с тем, что формируются участки с неоднородной повторяющейся микроструктурой, и микротвердость в них существенно варьируется по своим значениям. На рис. 4 (во вставке) на примере *coldArc (thin)* приведен более подробный график изменения микротвердости, измеренной на расстоянии от 20 до 27 мм от основания стенки. Значения микротвердости сопоставлены с соответствующими зонами в микроструктуре. Максимальная микротвердость (до 300 кгс/мм^2) соответствует бейнитной структуре в центре слоя (зона 3). Самый низкий уровень микротвердости (до 260 кгс/мм^2) наблюдается в крупнозернистой области (зона 1). Промежуточные значения микротвердости наблюдаются между этими структурами (зона 2). Поскольку участки с такой неоднородной структурой повторяются по всей стенке, для кривой распределения микротвердости характерна периодичность, которая усреднена на рис. 4 для каждой стенки. Поскольку в *GMAW (thin)* также формируется периодичная неоднородная структура, на кривой микротвердости тоже наблюдается большой разброс значений. Однако для *coldArc (thick)* разброс значений меньше.

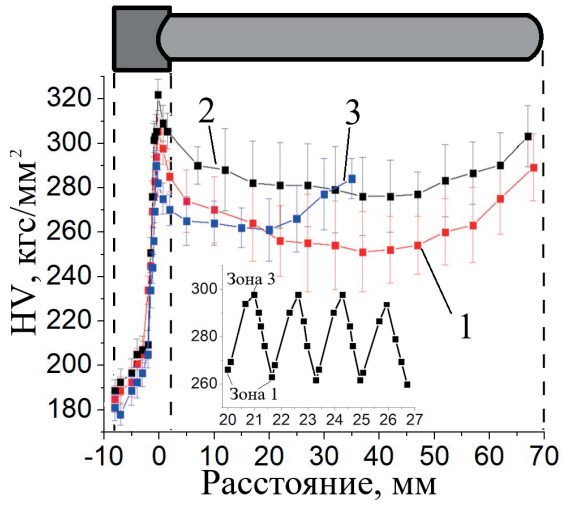


Рис. 4. Графики распределения микротвёрдости в поперечных сечениях стенок:
1 – *coldArc (thin)*; 2 – *GMAW (thin)*; 3 – *coldArc (thick)*

При статическом растяжении образцов, вырезанных из подложки, на графике видны зуб текучести и площадка текучести, характерные для феррито-перлитных сталей (рис. 5).

Образцы из *GMAW (thin)* демонстрируют высокие прочностные характеристики по сравнению с подложкой: предел текучести увеличивается на ≃ 60 %, а предел прочности – на ≃ 45 % (рис. 5). В образцах из *coldArc (thin)* предел текучести возрастает на ≃ 70 %, а

предел прочности – на ≃ 50 %. Наилучшие механические свойства наблюдаются у образцов, вырезанных из *coldArc (thick)* (рис. 5, кривые 6 и 7). Для такого типа образцов предел текучести увеличивается на ≃ 80 %, а предел прочности – на ≃ 60 % по сравнению с подложкой. Однако для всех напечатанных стенок снижается относительное удлинение: для одноваликовых стенок – на 45–55 %, а для *coldArc (thick)* – до 38 %. Несмотря на близкий химический состав, существенное различие механических свойств между стенками и подложкой обусловлено формированием в стенках бейнитной структуры, обладающей высокой прочностью.

Прочностные свойства образцов одного типа, но вырезанных в разных направлениях стенки, отличаются незначительно. Однако относительное удлинение образцов, вырезанных в вертикальном направлении, в среднем на ≃ 20 % ниже, чем у образцов, вырезанных в горизонтальном направлении. Это связано с высокой неоднородностью структуры стенки в направлении роста слоёв.

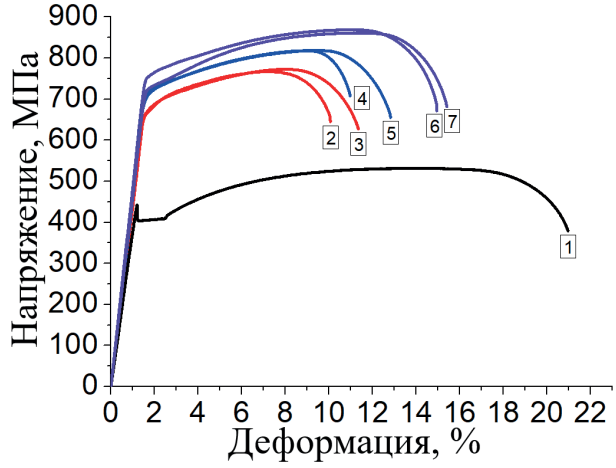


Рис. 5. Диаграммы растяжения образцов:
1 – подложка 12Х1МФ; 2 – *GMAW (thin)* (вертикальный); 3 – *GMAW (thin)* (горизонтальный);
4 – *coldArc (thin)* (вертикальный); 5 – *coldArc (thin)* (горизонтальный);
6 – *coldArc (thick)* (поперечный); 7 – *coldArc (thick)* (продольный)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе исследованы закономерности формирования структуры и свойств модельных стенок разного объёма (одноваликовые и многоваликовые) из стали перлитного класса, изготовленных с использованием технологии электродугового аддитивного производства на основе сварочного процесса GMAW и режима сниженного тепловложения *coldArc*. Основные результаты:

1. Каждый слой стенки подвергался циклическому затухающему термическому воздействию от нанесения последующих слоёв. Нанесение трёх новых слоёв приводило к повторному разогреву нижележащего материала до температур полиморфного превращения, а термическое воздействие от последующих четырёх слоёв было аналогично эффекту отпуска. Для многоваликовой стенки скорость охлаждения слоя была ниже.

2. Быстрое охлаждение и многократные нагревы способствовали формированию неоднородной микроструктуры игольчатого бейнита с зонами, состоящими из вытянутых зёрен, квазиравноосных зёрен и мелкодисперсной структуры. В многоваликовой стенке неоднородность проявлялась в меньшей степени из-за более равномерного распределения тепла. В режиме *coldArc* тепловложение было ниже, что обеспечивало формирование более мелкодисперсной структуры.

3. Одноваликовые стенки, напечатанные в режиме *coldArc*, характеризуются наибольшей микротвёрдостью. В многоваликовой стенке разброс значений микротвёрдости наименьший.

4. Образцы из одноваликовых стенок демонстрируют высокие прочностные характеристики: предел текучести достигает 670–710 МПа, предел прочности – 770–805 МПа. Наиболее высокие механические свойства характерны для многовалковых модельных стенок (8 валиков в слое): предел текучести – 750 МПа, прочность – 860 МПа, относительное удлинение – 13 %, что связано с большей однородностью структуры.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00827.

ЛИТЕРАТУРА

1. Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges / A. Vafadar [et al.] // Applied Sciences. – 2021. – Vol. 11. – Art. 1213. – DOI: 10.3390/app11031213.
2. Metallurgical Characterization of Co–Cr–Mo Parts Processed by a Hybrid Manufacturing Technology / P. Ferro [et al.] // Physical Mesomechanics. – 2022. – Vol. 25. – Pp. 155–167. – DOI: 10.1134/S1029959922020072.
3. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy [et al.]. / Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – Pp. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
4. Warsi, R. Mechanical properties of wire and arc additive manufactured component deposited by a CNC controlled GMAW / R. Warsi, K. H. Kazmi, M. Chandra // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 56. – Pp. 2818–2825. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.114.
5. Investigations into effect of weld-deposition pattern on residual stress evolution for metallic additive manufacturing / M. A. Somashekara [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 90. – Pp. 2009–2025. – DOI: 10.1007/s00170-016-9510-7.
6. Experimental study on improving the additively manufactured GMAW and TIG beads using FSP / M. Imam [et al.] // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 56. – Pp. 690–705. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.154.
7. Müller, J. Mechanical properties of wire and arc additively manufactured high-strength steel structures / J. Müller, J. Hensel, K. Dilger // Welding in the World. – 2022. – Vol. 66. – Pp. 395–407. – DOI: 10.1007/s40194-021-01204-1.
8. Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength steel fabricated by wire + arc additive manufacturing with cold metal transfer / Y. Ju [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2025. – Vol. 927. – Art. 147986. – DOI: 10.1016/j.msea.2025.147986.
9. Yang, D. Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography / D. Yang, G. Wang, G. Zhang // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 244. – Pp. 215–224. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.01.024.
10. A computationally efficient finite element model of wire and arc additive manufacture / J. Ding [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 70. – Pp. 227–236. – DOI: 10.1007/s00170-013-5261-x.
11. Wire arc additive manufacturing of thin and thick walls made of duplex stainless steel / A. Queguineur [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2023. – Vol. 127. – Pp. 381–400. – DOI: 10.1007/s00170-023-11560-5.

REFERENCES

1. Vafadar A., Guzzomi F., Rassau A., Hayward K. Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges. *Applied Sciences*, 2021, vol. 11, pp. 1213. DOI: 10.3390/app11031213.
2. Ferro P., Fabrizi A., Savio G., Meneghello R., Berto F. Metallurgical Characterization of Co–Cr–Mo Parts Processed by a Hybrid Manufacturing Technology. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25, pp. 155–167. DOI: 10.1134/S1029959922020072.
3. DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O., Beese A. M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

4. Warsi R., Kazmi K. H., Chandra M. Mechanical properties of wire and arc additive manufactured component deposited by a CNC controlled GMAW. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 56, pp. 2818–2825. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.114.
5. Somashekara M. A., Naveenkumar M., Kumar A., Viswanath C., Simhambhatla S. Investigations into effect of weld-deposition pattern on residual stress evolution for metallic additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 90, pp. 2009–2025. DOI: 10.1007/s00170-016-9510-7.
6. Imam M., Chittajallu S. N. S. H., Gururani H., Yamamoto H., Ito K., Parchuri P. K., Mishra R., Sharma A., Richhariya A., Chinthapenta V. Experimental study on improving the additively manufactured GMAW and TIG beads using FSP. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 56, pp. 690–705. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.154.
7. Müller J., Hensel J., Dilger K. Mechanical properties of wire and arc additively manufactured high-strength steel structures. *Welding in the World*, 2022, vol. 66, pp. 395–407. DOI: 10.1007/s40194-021-01204-1.
8. Ju Y., Li S., Ba L., Yang X., Li C., Di X. Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength steel fabricated by wire + arc additive manufacturing with cold metal transfer. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 927, pp. 147986. DOI: 10.1016/j.msea.2025.147986
9. Yang D., Wang G., Zhang G. Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 244, pp. 215–224. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.01.024.
10. Ding J., Colegrove P., Mehnen J., Williams S., Wang F., Almeida P. S. A computationally efficient finite element model of wire and arc additive manufacture. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 70, pp. 227–236. DOI: 10.1007/s00170-013-5261-x.
11. Queguineur A., Asadi R., Ostolaza M., Valente E. H., Nadimpalli V. K., Mohanty G., Hascoët J.-Y., Ituarte I. F. Wire arc additive manufacturing of thin and thick walls made of duplex stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 127, pp. 381–400. DOI: 10.1007/s00170-023-11560-5.

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 621.77

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НОВЫМ МЕТОДОМ

А. В. Волокитин, И. Е. Волокитина

Карагандинский государственный индустриальный университет,
г. Темиртау, Республика Казахстан

В современном мире машиностроения, металлургии, а также в высокотехнологичных отраслях, таких как авиационная и космическая промышленность, преимущества низколегированных медных сплавов по сравнению с чистой медью неоспоримы и широко признаны специалистами и компаниями, работающими в этих областях. Данная статья посвящена исследованию инновационного подхода к получению медной проволоки с улучшенными механическими свойствами за счет формирования градиентной микроструктуры. Ключевой особенностью этого подхода является симметричное распределение структурных изменений от центра проволоки к её поверхности, что одновременно повышает как прочность, так и пластичность материала. Для достижения этой градиентной микроструктуры предлагается новая комбинированная технология, объединяющая два этапа обработки. Первый этап – это деформация медной проволоки во вращающейся равноканальной ступенчатой матрице. Эта технология, сама по себе высокоэффективная для модификации структуры материалов, позволяет создать заделку для формирования градиента. Равноканальная ступенчатая матрица, благодаря своей геометрии и режиму вращения, обеспечивает сложное пластическое деформирование, вызывая интенсивное перераспределение дислокаций и изменение размеров зерен внутри материала. После этого проволока подвергается волочению. Сочетание этих двух методов позволяет контролировать и формировать градиент микроструктуры. В ходе эксперимента медная проволока диаметром 6,5 мм подвергалась деформации в три прохода через матрицу и волоку при комнатной температуре, в результате чего её диаметр уменьшился до 5,0 мм. Поверхностный слой проволоки, обработанный до глубины 1 мм, характеризуется чрезвычайно мелкозернистой структурой с размером зерен, достигающим всего 500 нанометров. Размер зерен в среднем слое достигает 2 мкм. В центральной части проволоки размер зерен достигает максимального значения – 4 мкм. Результаты измерений микротвердости показали наличие градиентной микроструктуры: в поверхностной зоне значение микротвердости составило 216 МПа, в нейтральной зоне – 174 МПа, а в центральной – 1555 МПа. Симметричный характер распределения микротвердости по сечению проволоки служит убедительным доказательством успешного формирования градиентной микроструктуры.

Ключевые слова: волочение, медь, проволока, вращение, градиентная микроструктура

CHANGE IN THE MICROSTRUCTURE OF COPPER WIRE AFTER DEFORMATION USING A NEW METHOD

A. V. Volokitin, I. E. Volokitina

Karaganda Industrial University, Temirtau, Republic of Kazakhstan

In today's world of mechanical engineering, metallurgy, and high-tech industries such as aviation and space, the advantages of low-alloy copper alloys over pure copper are undeniable and widely recognized by specialists and companies working in these fields. This article is devoted to the study of an innovative approach to obtaining copper wire with improved mechanical properties through the formation of a gradient microstructure. The key feature of this approach is the symmetrical distribution of structural changes from the center of the wire to its surface, which simultaneously increases both the strength and ductility of the material. To achieve this gradient microstructure, a new combined technology is proposed, combining two processing stages. The first stage is the deformation of copper wire in a rotating equal-channel stepped die. This technology, which is highly effective for modifying the structure of materials, allows the creation of a foundation for forming a gradient. The equal-channel step die, thanks to its geometry and rotation mode, provides complex plastic deformation, causing intense redistribution of dislocations and changes in grain size within the material. After that, the wire is subjected to drawing. The combination of these two methods allows the microstructure gradient to be controlled and formed. During the experiment, a copper wire with a diameter of 6,5 mm was deformed in three passes through the die and drawn at room temperature, resulting in a reduction in its diameter to 5,0 mm. The surface layer of the wire, processed to a depth of 1 mm, is characterized by an extremely fine-grained structure with a grain size of only 500 nanometers. The grain size in the middle layer reaches 2 μm. In the central part of the wire, the grain size reaches its maximum value of 4 μm. The results of microhardness measurements showed the presence of a gradient microstructure: in the surface zone, the microhardness value was 216 MPa, in the neutral zone – 174 MPa, and in the central zone – 1555 MPa. The symmetrical distribution of microhardness across the wire cross-section is convincing evidence of the successful formation of a gradient microstructure.

Keywords: drawing, copper, wire, rotation, gradient microstructure

e-mail: dyusha.vav@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

Традиционные методы деформирования материалов изначально были сосредоточены на достижении желаемой геометрической формы обрабатываемой заготовки. Целью было просто придать материалу нужный вид, не уделяя особого внимания тонкостям изменения его внутренних свойств. Однако, с развитием технологий и ростом требований к производительности, прочности и долговечности изделий, такой подход стал недостаточным. Современные инженерные решения предъявляют всё более жёсткие требования к материалам, требуя одновременно снижения массы конструкции и повышения её прочности и износостойкости. Эта тенденция к «лёгкости и прочности» вызвала необходимость переосмысления и оптимизации всех этапов производственного процесса, включая, в первую очередь, технологии деформирования.

Стремление к созданию материалов с улучшенными характеристиками привело к появлению новых, более сложных методов, основанных на комбинации традиционных

способов обработки с инновационными технологиями, в частности, с методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Объединение этих подходов позволило существенно расширить возможности управления микроструктурой и, как следствие, механическими свойствами готовых изделий [1–3].

Процесс формообразования металлических материалов с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) представляет собой сложный физический процесс, характеризующийся неоднородным распределением подводимой механической энергии. Значительная часть этой энергии, в некоторых случаях достигающая 98 %, преобразуется в теплоту деформации, которая рассеивается в окружающую среду. Лишь оставшаяся, сравнительно небольшая, часть энергии непосредственно используется для осуществления пластической деформации, то есть для изменения формы заготовки. Это ключевое обстоятельство подчеркивает неэффективность процесса с точки зрения энергетического баланса. Рассеяние теплоты деформации происходит неравномерно по объему обрабатываемого металла. Тепло выделяется в строго определенных, локализованных зонах, которые получили название «тепловые линии». Многочисленные исследования показали, что эти тепловые линии пространственно совпадают с областями интенсивной концентрации деформации сдвига, часто называемыми полосами сдвига. Эти полосы представляют собой узкие зоны, в которых происходит резкое увеличение пластической деформации, приводящее к выделению значительного количества тепла. Можно представить себе это как «каналы» пластического течения, где материал деформируется наиболее интенсивно, в то время как окружающие области остаются относительно не затронутыми. Таким образом, эволюция микроструктуры металла при ИПД характеризуется двумя основными процессами. Первый – это непрерывная эволюция дислокационной субструктуры, которая происходит за счет кристаллографического скольжения дислокаций внутри зерен материала. Этот процесс происходит более или менее равномерно по объему материала. Второй процесс – это высоко локализованное пластическое течение, протекающее в полосах сдвига. Это явление носит резко выраженный локальный характер, в отличие от первого. В полосах сдвига происходит интенсивное скольжение и перегруппировка дислокаций, приводящее к резкому изменению структуры материала в этих зонах. В результате образуются специфические микроструктуры, характеризующиеся высокой плотностью дислокаций и особым ориентированием кристаллитов [4].

Ранние эксперименты в этом направлении, проводившиеся преимущественно в лабораторных условиях, показали значительный потенциал комбинированных методов. Так, например, были получены изделия из различных сплавов – меди (Cu), алюминия (Al), титана (Ti) и магния (Mg) – путём сочетания различных способов ИПД с традиционными операциями, такими как прокаткой, экструзией и волочением. Использование комбинированных технологий, включающих, например, равноканальное угловое прессование (РКУП) в сочетании с волочением [5], прокаткой [6], ковкой и волочением [7], а также ротационной ковкой [8], позволило получать материалы с уникальными свойствами. В ряде случаев такие процессы дополнялись термической [9] или термомеханической обработкой [10], что еще больше расширяло диапазон достижимых характеристик.

В данной работе представлена новая инновационная технология обработки медной проволоки, основанная на модифицированном методе РКУП. Отличительной особенностью нашей технологии от существующих методов ИПД является введение этапа скручивания проволоки непосредственно внутри равноканальной ступенчатой матрицы. Это достигается путем вращения самой матрицы вокруг оси проходящей через центр проволоки. Такой подход обеспечивает равномерное скручивание по всему объему заготовки, что является существенным преимуществом перед традиционными методами, где достижение однородности структуры зачастую сопряжено со значительными трудностями.

После этапа ИПД во вращающейся матрице, проволока проходит через волоку, что позволяет одновременно калибровать ее поперечное сечение и окончательно формировать круглую, симметричную геометрию. Выбор волочения в качестве заключительной стадии обработки обусловлен несколькими факторами. Во-первых, волочение – технологически простой и хорошо отработанный процесс, не требующий сложного оборудования и высоких энергозатрат. Во-вторых, высокие растягивающие напряжения, возникающие в зоне деформации во время волочения, способствуют эффективному выравниванию поверхности проволоки и аннигиляции микронеровностей, образовавшихся на предыдущих этапах обработки. Это исключает необходимость проведения дополнительных операций по правке, что значительно сокращает время и затраты на производство.

Экономический эффект от внедрения данной технологии заключается не только в сокращении затрат на производство, благодаря исключению операций правки, но и в получении высокопрочной медной проволоки с улучшенными эксплуатационными свойствами.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В рамках данного исследования была использована медная проволока марки C11000 (99,96 % Cu), которая прошла специальную термическую обработку (закалку) с целью достижения равноосной структуры.

Эксперимент проводился на полупромышленном волочильном стане В-I/550 М, где деформация осуществлялась в три прохода. Предлагаемая технология состоит из двух этапов (рис. 1). Первый этап – это деформация медной проволоки во вращающейся равноканальной ступенчатой матрице. Эта технология, сама по себе высокоэффективная для модификации структуры материалов, позволяет создать заделку для формирования градиента. Равноканальная ступенчатая матрица, благодаря своей геометрии и режиму вращения, обеспечивает сложное пластическое деформирование, вызывая интенсивное перераспределение дислокаций и изменение размеров зерен внутри материала. Вращение матрицы при этом играет важную роль, обеспечивая равномерность деформации по всему объему проволоки. После этого проволока подвергается волочению – процессу протягивания через фильеру для уменьшения диаметра и повышения точности формы. Сочетание этих двух методов позволяет контролировать и формировать градиент микроструктуры.

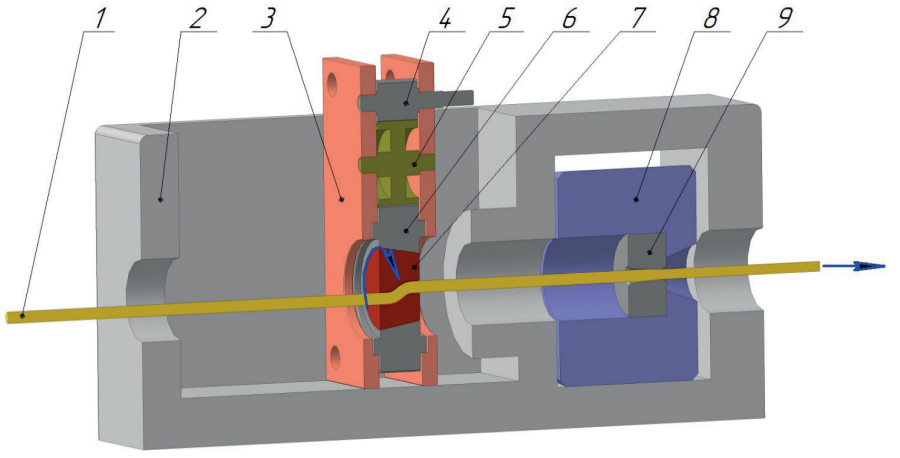


Рис. 1. Схема процесса скручивания в равноканальной ступенчатой матрице и волочения:
1 – проволока; 2 – корпус; 3 – станина; 4 – приводная шестерня; 5 – промежуточная шестерня;
6 – бандаж; 7 – равноканальная ступенчатая матрица; 8 – волокодержатель; 9 – фильера

Исходный диаметр проволоки составлял 6,5 мм, после 3 циклов деформации диаметр проволоки составил 5,0 мм.

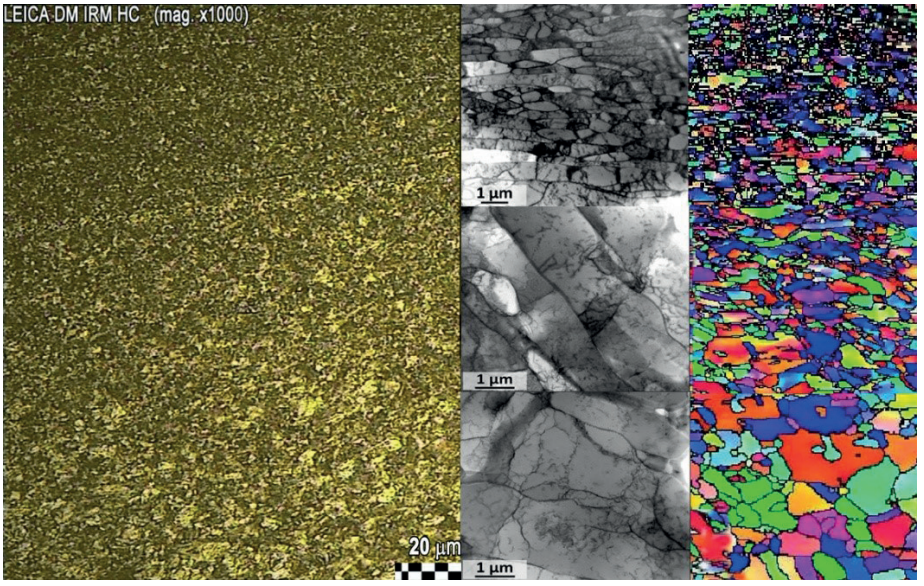
В данном исследовании использовался высокоточный оптический микроскоп Leica DM IRM HC градиентной микроструктуры материала, оборудованный специальной приставкой для измерения микротвердости отдельных фаз исследуемого образца. Это позволило получить детальную информацию о механических свойствах материала на микроуровне. Измерения микротвердости проводились по методу Виккерса, признанному эталоном точности в этой области. Метод Виккерса основан на вдавливании в поверхность образца алмазной пирамидальной индентора с очень точно заданными геометрическими параметрами – углом между противоположными гранями в 136 градусов. При этом использовалась контролируемая нагрузка в 0,5 Н, обеспечивающая достаточную чувствительность измерений без существенного повреждения образца.

Также была использована просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), обеспечивающая наивысшее разрешение и дающая возможность исследовать кристаллическую структуру на атомарном уровне, определить характер и плотность дислокаций, а также оценить размеры субзерен и их ориентацию.

Параллельно с исследованием микротвердости проводились механические испытания на растяжение, в соответствии с требованиями ГОСТ 11701-84. Испытания проводились при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 5882, которая обеспечивает высокую точность и контролируемые условия испытаний. Скорость перемещения траверсы машины была установлена на 2 мм/мин, что является стандартным значением для подобных испытаний и позволяет получить достоверные результаты. Полученные данные о микротвердости и результаты испытаний на растяжение были проанализированы для комплексного понимания поведения материала с градиентной микроструктурой при различных нагрузках. Сочетание этих методов позволило получить максимально полную картину структуры и свойств исследуемого образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Металлографическое исследование исходных закаленных образцов показало однородную структуру. Микроструктура после деформирования показана на рис. 2.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура деформированной медной проволоки (поперечном сечении): *а* – оптическое изображение, *б* – просвечивающая электронная микроскопия

Исследование микроструктуры проволоки после обработки, включающей деформацию в вращающейся равноканальной ступенчатой матрице (РКСм) и последующее волочение, выявило наличие выраженного градиента размера зерен по сечению. Поверхностный слой проволоки, обработанный до глубины 1 мм, характеризуется чрезвычайно мелкозернистой структурой с размером зерен, достигающим всего 500 нм. Это указывает на интенсивную пластическую деформацию в поверхностном слое, вызванную процессом скручивания. Важно отметить, что продольная структура зерен в этом слое ориентирована параллельно направлению волочения, что является типичным следствием подобной обработки. Границы зерен в поверхностном слое, как показано на микрофотографиях, полученных с помощью ПЭМ на расстоянии 0,2 мм от поверхности, имеют волокнистый и извилистый характер. Такая морфология границ зерен свидетельствует о высоком уровне дефектности кристаллической решетки, характерной для сильно деформированных материалов. Наличие множества дефектов, таких как дислокации и вакансии, приводит к заметному упрочнению поверхностного слоя.

По мере приближения к центру проволоки размер зерен существенно возрастает. На расстоянии 2 мм от поверхности (средний слой), ПЭМ-анализ выявил бимодальную структуру, состоящую из двух популяций зерен: мелких зерен с высокоугловыми границами и более крупных зерен, обладающих развитой субструктурой. Средний размер зерен в среднем слое достигает 2 мкм. Внутри крупных зерен наблюдается тонкая структура, представляющая собой скопления дислокаций, организованных в виде ячеек. Образование этих крупных зерен, вероятно, происходит по механизму бездиффузионной рекристаллизации. Это предположение основывается на наличии искажений кристаллической решетки и дефектов внутри крупных зерен. Если бы рекристаллизация протекала по диффузионному механизму (динамическая рекристаллизация), то зерна обладали бы более совершенной структурой, лишенной значительного количества дефектов.

В центральной части проволоки размер зерен достигает максимального значения – 4 мкм. Микроструктура здесь представляет собой ячеистую дислокационную структуру, сформировавшись под воздействием пластической деформации. Наблюдаются как крупные зерна с незначительным количеством субграниц, свидетельствующие о меньшей степени деформации в этой области, так и зерна с обильным количеством субграниц, указывающих на более высокую степень деформации в локальных областях. Различие в размерах и структуре зерен в этой зоне объясняется неоднородностью напряженного состояния во время обработки.

На рис. 3 показаны кривые напряжения – деформации и механические свойства образцов, полученные при растяжении.

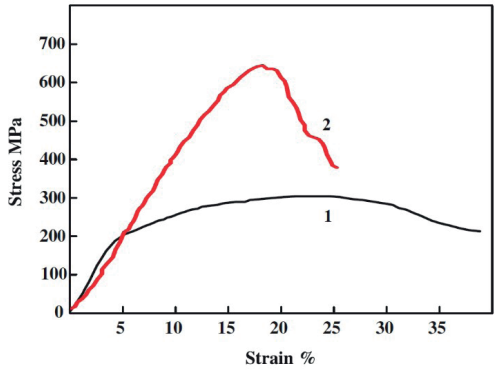


Рис. 3. Кривые растяжения образцов из медной проволоки:
1 – недеформированная; 2 – после 3 циклов деформирования

Механические свойства медной проволоки тоже существенно изменяются после деформации. Наблюдается значительное повышение прочности: предел прочности возрастает более чем вдвое — с 302 до 635 МПа. Это означает, что деформированная проволока выдерживает в два раза большую нагрузку перед разрушением, чем недеформированная. Предел текучести, характеризующий начало пластической деформации, также увеличивается, поднимаясь с 196 до 306 МПа, что составляет прирост примерно на 56 %. Однако, повышение прочности достигается ценой снижения пластичности: относительное удлинение до разрушения уменьшается с 42 до 27 %.

Для оценки пластичности материала, в данном случае медной проволоки, применяют несколько методов. Один из них – определение отношения условного предела текучести к пределу прочности. Чем ближе это отношение к единице, тем меньше запас пластичности. В нашем случае, показатель для медной проволоки равен 0,48, что свидетельствует о её достаточно высокой пластичности. Однако, такой подход является лишь приблизительным. Более точную картину пластичности дает величина относительного сужения образца до разрушения. Этот параметр (ψ) лучше отражает физические процессы, происходящие в материале при деформации. Экспериментальные данные показали, что относительное сужение медной проволоки после первого цикла деформирования уменьшилось с 72 до 62 %. После второго цикла оно практически не изменилось, что заслуживает отдельного внимания. Однако после третьего цикла деформации относительное сужение снова снизилось, достигнув значения 55 %. Такое поведение материала можно объяснить с позиции физики деформации металлов. На начальном этапе деформирования происходит интенсивное упрочнение материала – так называемое наклеп. Это связано с увеличением плотности дислокаций, кристаллографических дефектов, затрудняющих дальнейшее скольжение атомных плоскостей и, следовательно, деформацию. На втором цикле деформации наблюдается замедление упрочнения, что связано с формированием ячеистой структуры дислокаций. Дислокации упорядочиваются, образуя цепочки и ячейки, что снижает эффективность их взаимодействия и, как следствие, замедляет упрочнение.

Однако дальнейшее увеличение степени деформации (третий цикл) приводит к резкому росту плотности дислокаций, превышающему эффект упорядочения. Это вновь усиливает упрочнение и, как следствие, значительно снижает пластичность материала.

Для более глубокого понимания изменений, произошедших в структуре проволоки после деформации, было проведено исследование микротвердости. Исходная микротвердость закаленной проволоки составляла 77 МПа. После трёх циклов деформации твердость резко возросла практически втрое. Это свидетельствует о значительном упрочнении материала. Микротвердость неоднородна по сечению проволоки: в поверхностных слоях она составила 216 МПа, в средних – 174 МПа, а в центре – 155 МПа. Такой градиент микротвердости объясняется образованием градиентной структуры и упрочнением границ зёрен вследствие высокой плотности дислокаций, концентрация которых максимальна в поверхностных слоях и снижается к центру. Наличие градиентной структуры подтверждает сложность процессов, происходящих при пластической деформации и необходимостью использования более тонких методов для оценки пластичности, чем простое отношение предела текучести к пределу прочности.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Совмещенная технология деформации в РКСм и последующего волочения приводит к формированию выраженного градиента микроструктуры в радиальном направлении проволоки. Мелкозернистая структура поверхности, обеспечивающая высокие прочностные характеристики, постепенно переходит в более крупнозернистую структуру в центре, сохраняя при этом определенную степень деформационной структуры.

Этот градиент обусловлен неравномерностью распределения деформации, характерной для данной комбинированной технологии обработки, где наибольшая деформация сосредоточена в поверхностном слое из-за трения при волочении. Более того, наличие бимодальной структуры в среднем слое указывает на сложные процессы рекристаллизации, протекающие во время обработки. В целом, полученные результаты иллюстрируют возможность целенаправленного управления микроструктурой и, следовательно, свойствами проволоки путем выбора параметров комбинированной обработки деформацией. Дальнейшие исследования могут быть направлены на оптимизацию параметров процесса для достижения желаемых свойств материала, включая изучение влияния скорости деформации, температуры и других параметров на формирование градиентной микроструктур.

В заключение, представленная технология представляет собой значительный шаг вперед в области обработки металлов, сочетая в себе преимущества равноканального углового прессования, скручивания и волочения для получения высококачественной медной проволоки с предсказуемыми и улучшенными характеристиками. Это достигается за счёт использования относительно несложного оборудования и технологических приемов, что способствует повышению экономической эффективности производства. Симметричная градиентная микроструктура является ключом к получению высоких механических свойств и предсказуемости рабочих характеристик готовой продукции.

Данное исследование является финансируемым Научным комитетом Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (грант N° AP19676903).

ЛИТЕРАТУРА

1. Processing of materials at cryogenic temperature and its implications in manufacturing: A review. / A. K. Singla [et al.] // Mater. Manuf. Proc. – 2018. – Vol. 33. – Pp. 1603–1640.
2. Effect of thermomechanical processing of building stainless wire to increase its durability / I. E. Volokitina [et al.] // Case Studies in Construction Materials. – 2023. – Vol. 19. – e02346.
3. Baldissera, P. Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part I – Hardness and tensile properties / P. Baldissera // Mater. Des. – 2010. – Vol. 31. – Pp. 4725–4730.
4. Deep cryogenic treatment of AISI 302 stain-less steel: Part II – Fatigue and corrosion. / P. Baldissera [et al.] // Mater. Des. – 2010. – Vol. 31. – Pp. 4731–4737.
5. Machinability of AISI 316 austenitic stainless steel with cryogenically treated M35 high-speed steel twist drills / A. Çiçek [et al.] // J. Manuf. Sci. Eng. – 2012. – Vol. 134. – 061003.
6. Effects of traditional heat treatment and a novel deep cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of low-carbon high-alloy martensitic bearing steel / D. H. Li [et al.] // J. Iron Steel Res. Int. – 2021. – Vol. 28. – Pp. 370–382.
7. Effect of Controlled Rolling on the Structural and Phase Trans-formations / I. E. Volokitina [et al.] // Progress in Physics of Metals. – 2023. – Vol. 24 (1). – Pp. 132–156.
8. Effect of Cryogenic Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Distortion of Carburized Gear Steels / X. Yan [et al.] // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 1940.
9. Рахштад, А. Г. Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштад. – М. : Металлургия, 1982. – Изд. 3-е. – 202 с.
10. Скаков, Ю. А. Влияние пластической деформации на разложение пересыщенных твердых растворов и роль дислокаций / Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 102 с.

REFERENCES

1. Singla A. K., et al. Processing of materials at cryogenic temperature and its implications in manufacturing: A review. *Mater. Manuf. Proc.,* 2018, vol. 33, pp. 1603–1640.
2. Volokitina I. E., et al. Effect of thermomechanical processing of building stainless wire to increase its durability. *Case Studies in Construction Materials*, 2023, vol. 19, e02346.
3. Baldissera P. Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part I – Hardness and tensile properties. *Mater. Des*., 2010, vol. 31, pp. 4725–4730.

4. Baldissera P., et al. Deep cryogenic treatment of AISI 302 stain-less steel: Part II – Fatigue and corrosion. *Mater. Des.*, 2010, vol. 31, pp. 4731–4737.
5. Çiçek A., et al. Machinability of AISI 316 austenitic stainless steel with cryogenically treated M35 high-speed steel twist drills. *J. Manuf. Sci. Eng*., 2012, vol. 134, 061003.
6. Li D. H., et al. Effects of traditional heat treatment and a novel deep cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of low-carbon high-alloy martensitic bearing steel. *J. Iron Steel Res. Int.*, 2021, vol. 28, pp. 370–382.
7. Volokitina I. E., et al. Effect of Controlled Rolling on the Structural and Phase Trans-formations. *Progress in Physics of Metals*, 2023, vol. 24 (1), pp. 132–156.
8. Yan X., et al. Effect of Cryogenic Treatment on Microstructure. Mechanical Properties and Distortion of Carburized Gear Steels. *Metals*, 2021, vol. 11, 1940.
9. Raxshtad A. G. Pruzhinny`e stali i splavy [Spring steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 202 p. (in Russian).
10. Skakov Yu. A. Vliyanie plasticheskoi deformatsii na razlozhenie peresyshhennykh tverdykh rastvorov i rol′ dislokatsii [The influence of plastic deformation on the decomposition of supersaturated solid solutions and the role of dislocations]. Moscow, *Metallurgiya Publ.*, 1970, 102 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 18.08.2025 г.

УДК 621.77

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРУТКОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НОВЫМ МЕТОДОМ

И. Е. Волокитина, А. В. Волокитин

Карагандинский государственный индустриальный университет,
г. Темиртау, Республика Казахстан

В последние годы в металлургии активно исследуются методы повышения механических свойств металлических прутков. Один из наиболее перспективных подходов – интенсивная пластическая деформация, позволяющая получать ультра- и наноструктуры с улучшенными прочностными характеристиками. Однако, такой подход позволяет обрабатывать заготовки только не больших размеров и часто сопровождается снижением пластичности материала. В данной работе представлен инновационный метод, позволяющий преодолеть это ограничение и достичь одновременного повышения как прочности, так и пластичности углеродистой стали. Вместо однородной структуры, получаемой при традиционных методах обработки, предложенная технология обеспечивает плавный переход свойств от центра к периферии прутка. Этот градиент создаётся путём комбинированного применения двух методов деформации: радиально-сдвиговой протяжки и последующего волочения. В эксперименте использовались прутки из среднеуглеродистой стали марки 45 диаметром 30 мм. Процесс деформации проводился при комнатной температуре, с последовательным уменьшением диаметра до 16 мм за три прохода. В результате получена градиентная микроструктура с поверхностным ультрамелкозернистым слоем. Результаты измерений микротвердости подтвердили явный градиент по сечению прутка. В центральной зоне среднее значение микротвердости составило 2085 МПа, в нейтральной (промежуточной) зоне – 2505 МПа, а в поверхностной зоне – 2915 МПа.

Ключевые слова: протяжка, волочение, прутки, микроструктура, сталь

CHANGING THE MICROSTRUCTURE OF CARBON STEEL BARS AFTER DEFORMATION BY A NEW METHOD

I. E. Volokitina, A. V. Volokitin

Karaganda Industrial University,
Temirtau, Republic of Kazakhstan

In recent years, metallurgy has been actively exploring methods for improving the mechanical properties of metal rods. One of the most promising approaches is intensive plastic deformation, which makes it possible to obtain ultra- and nanostructures with improved strength

characteristics. However, this approach allows processing workpieces of only small sizes and is often accompanied by a decrease in the ductility of the material. This paper presents an innovative method to overcome this limitation and achieve a simultaneous increase in both strength and ductility of carbon steel. Instead of the homogeneous structure obtained with traditional processing methods, the proposed technology ensures a smooth transition of properties from the center to the periphery of the rod. This gradient is created by the combined application of two deformation methods: radial shear broaching and subsequent drawing. The experiment used bars of medium carbon steel grade 45 with a diameter of 30 mm. The deformation process was carried out at room temperature, with a sequential reduction in diameter to 16 mm in three passes. As a result, a gradient microstructure with an ultrafine-grained surface layer is obtained. The results of microhardness measurements confirmed a clear gradient along the cross section of the rod. In the central zone, the average microhardness was 2085 MPa, in the neutral (intermediate) zone – 2505 MPa, and in the surface zone – 2915 MPa.

Keywords: broaching, drawing, rods, microstructure, steel

e-mail: irinka.vav@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

Одним из способов получения градиентной структуры в длинномерных прутках является поперечно-винтовая прокатка (ПВП) и как одна из разновидностей запатентованная в работе [1] радиально-сдвиговая прокатка (РСП). Ее отличием от поперечно-винтовой прокатки является прокатка сплошного прутка по трехвалковой схеме с большими значениями углов подачи. Очаг деформации образуется тремя приводными валками, развернутыми под углом к оси заготовки и под углом друг к другу. В отличие от традиционных станов винтовой прокатки в станах РСП создаются условия не для разрыхления центральной зоны, а наоборот, для уплотнения и интенсивной деформационной проработки металла во всем объеме проката [2].

Как показано в работе [1] поперечное сечение прутка при РСП можно разбить на три участка: центральный, нейтральный и поверхностный. Толщина поверхностной зоны в прокатанной заготовке составляет 0,3...0,7 ее радиуса (считаем от поверхности заготовки). Толщина нейтральной зоны в прокатанной заготовке составляет 0,05...0,1 от ее радиуса. Толщина центральной зоны в прокатанной заготовке составляет 0,25...0,6 ее радиуса (считаем от центра заготовки) [1]. Исходя из этого можно сделать вывод о том, что в очаге деформации при РСП реализуется схема напряженного состояния близкая к всестороннему сжатию с большими сдвиговыми деформациями. Но для получения длинномерных прутков, как показано в работе [3] при РСП необходимо использовать планетарные клети, которые являются очень дорогими. Также несмотря на многообещающие результаты по применению градиентных материалов большинство исследований до сих пор проводиться на цветных металлах и сплавах [4–6].

В 2001 году на факультете МГТУ им. Г. И. Носова были начаты прикладные исследования по радиально-сдвиговой протяжке (РСПр) [7]. Ее прототипом является радиально-сдвиговая прокатка. Возможность совмещения процессов ПВП и волочения рассматривалась в работе [7]. Использование традиционного волочения в качестве заключительного процесса после различных процессов ИПД является хорошим вариантом, так как при этом устраняются все недостатки предварительной деформации (например, неоднородность геометрии, пористость и т. д.).

В связи с вышесказанным важно, чтобы и традиционные методы, и разрабатываемые в настоящее время новые методы прокатки и волочения, имели резервы для

повышения качества прутков и для снижения себестоимости продукции [8–10]. На сегодняшний момент необходимо также разработать способы построения модульных технологических процессов производства прутков по принципу усиления преимуществ и уменьшения недостатков каждого из способов производства.

Термическая обработка, которая применяется обычно при изготовлении прутков из углеродистой стали увеличивает длительность технологического цикла и повышает стоимость производства прутков [11, 12]. Поэтому при разработке новых технических процессов производства прутков следует использовать методы, повышающие эффективность применения именно способов обработки металлов давлением.

Экономический эффект при внедрении результатов, полученных в ходе выполнения данной работы, будет достигаться за счет возможности получения высокопрочных длинномерных прутков из углеродистой стали с градиентной структурой и повышенными механическими и эксплуатационными свойствами. Применение совмещенной технологии позволит добиться требуемых механических свойств изделия за меньшее количество циклов обработки, что позволит снизить затраты энергоресурсов. Это в первую очередь приведет к увеличению максимально допустимых нагрузок в железобетонных конструкциях, и при сохранении требуемых условий эксплуатации таких конструкций позволит снизить металлоемкость сооружений за счет использования армирующих элементов меньшего диаметра с повышенными механическими характеристиками.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Лабораторный эксперимент был проведен с использованием отожженных прутков из углеродистой стали марки AISI 1045. Выбор именно этой стали обусловлен ее распространенностью в промышленности и хорошо изученными свойствами, что позволяет легче интерпретировать результаты эксперимента. Перед началом процесса деформации прутки подверглись отжигу при температуре 740 °C в течение 45 мин. Эта процедура отжига была необходима для достижения максимально однородной микроструктуры материала. Такая однородность исключает влияние остаточных напряжений и неоднородностей, возникших на предыдущих этапах производства, обеспечивая тем самым более достоверные результаты эксперимента.

Отсутствие в нашем университете специализированного оборудования – планетарных клетей для производства сортового проката – потребовало модификации стандартной технологической схемы. Вместо традиционной радиально-сдвиговой прокатки на стане РСР-10/30, мы применили инновационный подход, совместив радиально-сдвиговую протяжку с классическим волочением на стане В-I/550 М. Этот комбинированный метод представляет собой нетривиальное решение, требующее тщательного анализа возникающих напряжений и деформаций.

Суть модификации заключается в следующем: заготовка проходит последовательно через два инструмента – устройство радиально-сдвиговой протяжки и волоку. Одновременное воздействие этих двух инструментов создает сложную картину напряженно-деформированного состояния материала. При прохождении через скрещенные валки протяжного устройства возникают значительные растягивающие напряжения. Именно эти растягивающие напряжения являются ключевым элементом инновации и оказывают существенное влияние на общий технологический процесс.

Механизм снижения усилия волочения в комбинированном методе связан с образованием на поверхности заготовки трех винтовых канавок после прохождения через радиально-сдвиговую протяжку. Эти канавки являются следствием контакта заготовки с валками протяжного устройства. Наличие канавок приводит к частичному разрыву контакта между заготовкой и волокой с коническим профилем. Этот разрыв контакта, локализованный в зонах канавок, приводит к снижению общего усилия волочения при-

мерно на 12–15 %. Это существенное снижение энергозатрат является одним из главных преимуществ разработанной технологии.

Захватывающее устройство играет ключевую роль в этом процессе, обеспечивая плавное и контролируемое перемещение заготовки через оба деформирующих инструмента – устройство радиально-сдвиговой протяжки и волоку (рис. 1). При одновременном протягивании заготовки через два инструмента заготовка скручивается в зазоре между ними. Однако из-за того, что гладкие конусообразные валки работают вхолостую и вращаются только за счет контакта с заготовкой, скорость вращения зависит от скорости протяжки заготовки. В результате величина скручивания крайне мала. Деформирование осуществлялось при комнатной температуре в 3 прохода. Номинально угол подачи и угол раскатки выставляются 18° и 8° соответственно. Но так как стан имеет ручной механизм установки углов подачи и раскатки данные параметры корректируются в процессе.

Диаметр прутка до радиально сдвиговой протяжки (D_1) составляет 30 мм. Пруток задается в зев валков стана РСР-10/30, после чего осуществляется радиально-сдвиговая протяжка до диаметра (D_2) 25 мм. Скорость заготовки на входе в валки (V_1) при первом проходе составляет 0,01 м/с на выходе (V_2) 0,014 м/с. Степень деформации (ε) за первый проход составляет 30,56 %, логарифмическая степень деформации (ε_{ln}) – 0,36. Далее заготовка диаметром 25 мм задается в фильеру, где осуществляется ее обжатие до размера 23 мм (D_3). Скорость заготовки на входе в фильеру (V_2) составляет 0,014 м/с, скорость на выходе (V_3) 0,017 м/с. Степень деформации при этом достигает 15,36 %. Логарифмическая степень деформации составляет 0,17. Затем аналогично осуществляются еще 2 прохода деформирования. После 3 циклов деформации диаметр прутка составил 16 мм.

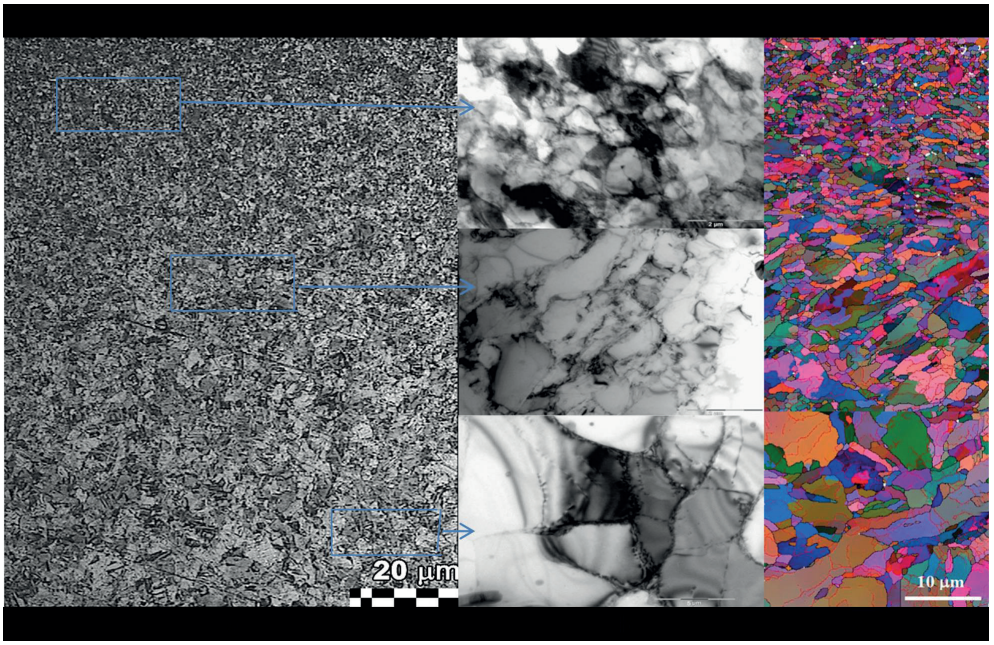


Рис. 1. Установка в сборе

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходный материал обладал классической феррито-перлитной микроструктурой, где перлит составлял значительную часть – 58 % от общего объёма. Размер ферритных зёрен в исходном состоянии был относительно крупным – в среднем 26 мкм, а расстояние между пластинами перлита – 0,7 мкм, что свидетельствует о достаточно плотной упаковке перлитных ламелей. Последующая обработка прутков методом радиально-сдвиговой протяжки и волочения кардинально изменила их микроструктуру. Металлографический анализ поперечного сечения прутка, выполненный с помощью оптического микроскопа (рис. 2*а*), явно демонстрирует формирование градиентной микроструктуры, характеризующейся существенным изменением микроструктуры по

радиусу образца. Для более глубокого понимания полученных изменений и пространственного распределения свойств по аналогии с работой [2], пруток был условно разделён на три характерные зоны: поверхностную, нейтральную и центральную.



а *б* *в*

Рис. 2. Микроструктура прутков из углеродистой стали
после трех циклов деформирования (поперечное сечение):
а – оптическое изображение; *б* – просвечивающая электронная микроскопия;
в – карты ориентации микроструктуры

После был проведен углубленный анализ, включающий в себя метод электронной дифракции обратно рассеянных электронов (*EBSD*). Основная цель анализа заключалась в определении количественного распределения большеугловых границ зерен в трех зонах прутка: поверхностной, нейтральной и центральной (рис. 2).

Анализ на оптическом микроскопе показал, что после трех циклов деформирования поверхностная зона претерпела наиболее значительные изменения. Произошло экстремальное измельчение микроструктуры: средний размер ферритных зёрен уменьшился до 0,5 мкм, что на порядок меньше исходного размера. Это указывает на интенсивные пластические деформации в поверхностном слое, приводящие к многократному дроблению и перекристаллизации ферритной фазы. В нейтральной зоне, где уровень деформации был ниже, измельчение структуры выражено значительно слабее. Средний размер ферритных зёрен здесь сократился до 2 мкм, что всё же свидетельствует о заметном влиянии обработки. В центральной зоне прутка, наиболее удалённой от зоны наибольшего воздействия инструмента, микроструктура изменилась наименее значительно. Средний размер ферритных зёрен в этой области сохранился относительно крупным – порядка 7 мкм, что приблизительно в 4 раза меньше исходного размера, но все ещё существенно больше, чем в поверхностной зоне.

Для более детального изучения микроструктурных изменений, включая особенности распределения дислокаций и субструктуры, был применен просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ). Полученные ПЭМ-изображения (рис. 2*б*) подтвердили и дополнили результаты оптической микроскопии. В поверхностной зоне ПЭМ-микроскопия показала наличие ультрамелких, практически равноосных зёрен феррита. Отчётливо

прослеживается явление фрагментации исходных зёрен на ещё более мелкие составляющие. Границы зёрен оказались очень тонкими и прямолинейными, свободными от скоплений дислокаций, что свидетельствует о высокой степени совершенства кристаллической решётки в этих ультрамелких зёрнах. Перлитные пластины в поверхностном слое также подверглись значительному измельчению, и расстояние между ними сократилось до 0,2 мкм.

В нейтральной зоне ПЭМ-микроскопия выявила бимодальную структуру, характеризующуюся сосуществованием двух типов зёрен: крупных зёрен с развитой субструктурой, содержащих большое количество дислокаций, и мелких зёрен с тонкой структурой, также богатых дислокациями. Наличие бимодальной структуры указывает на неравномерность деформационных процессов в этой зоне прутка, где одновременно присутствуют области с относительно низким и высоким уровнями пластической деформации. Высокая концентрация дислокаций в обоих типах зёрен подтверждает значительное воздействие пластической деформации, хотя и менее интенсивное, чем в поверхностной зоне. Таким образом, полученные результаты демонстрируют сложную зависимость микроструктурных изменений от уровня деформации, создавая градиент микроструктурных параметров поперечного сечения прутка после обработки методом радиально-сдвиговой протяжки и волочения.

Полученные результаты *EBSD* показали, что примерно половина ультрамелких зерен феррита в поверхностной зоне после деформации демонстрировала разориентировку, превышающую 30 градусов. Это говорит о значительном искажении кристаллической решетки и высокой степени фрагментации зерен в этой области. Карта ориентации микроструктуры (рис. 2*в*) наглядно продемонстрировала наличие нейтральной зоны, характеризующейся чередованием вытянутых областей, разделенных как малоугловыми, так и большеугловыми границами. При этом в центральной зоне прутка, наименее подверженной сдвиговым деформациям, наблюдалось преимущественное количество малоугловых границ, что отражает меньшую интенсивность деформационных воздействий в этом регионе.

Параллельно с анализом микроструктуры проводились измерения микротвердости в каждой из трех зон. Результаты показали значительный градиент микротвердости. Среднее значение микротвердости в центральной зоне составило 2085 МПа, в нейтральной зоне – 2505 МПа, и достигло максимального значения – 2915 МПа – в поверхностной зоне. Такой симметричный, но неравномерный разброс значений микротвердости однозначно подтверждает наличие градиентной микроструктуры, сформированной в результате деформации. Это неравномерное распределение напряжений и, как следствие, микротвердости, напрямую связано с неравномерным распределением большеугловых границ зерен, наблюдаемым в разных зонах прутка.

Анализ механических свойств прутка после трех циклов деформации продемонстрировал существенное повышение прочности. За три цикла деформации предел прочности увеличился почти вдвое – с 580 до 1010 МПа, а предел текучести вырос с 325 до 730 МПа. Однако, параллельно с ростом прочностных характеристик, наблюдалось снижение пластичности. Относительное сужение уменьшилось с 42 до 31 %, а относительное удлинение – с 18 до 14 %. Несмотря на снижение пластических характеристик, они остались на достаточно высоком уровне, что обусловлено формированием градиентной микроструктуры в процессе деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Комплексный анализ микроструктуры и механических свойств прутка после трех циклов деформации показал эффективность данного метода обработки для повышения прочности материала при сохранении относительно высокой пластичности. Формирова-

ние градиентной микроструктуры, характеризующейся неравномерным распределением большеугловых границ и соответствующим градиентом микротвердости, является ключевым фактором, определяющим наблюдаемые изменения механических свойств. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования данного метода обработки для рециклинга прутков и получения в них улучшенные механические характеристики. Многократное повторение экспериментов и согласованность результатов, полученных различными методами, подтверждают надёжность и воспроизводимость разработанной технологии.

Данное исследование является финансируемым Научным комитетом Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (грант № AP19678974).

ЛИТЕРАТУРА

1. Способ винтовой прокатки : пат. РФ № 2293619 : МПК B21B 19/00 / С. П. Галкин. – Опубл. 20.02.2007.
2. Galkin, S. P. Radial shear rolling as an optimal technology for lean production / S. P. Galkin // Steel in Translation. – 2014. – Vol. 44. – Pp. 61–64.
3. Study of Radial-Shear Wire Broaching Based on Modelling / V. A. Kharitonov [et al.] // Metallurgist. – 2014. – Vol. 57 (11–12). – Pp. 1015–1021.
4. Radial-Shear Rolling of Titanium Alloy VT-8 Bars with Controlled Structure for Small Diameter Ingots (≤ 200 Mm) / B. V. Karpov [et al.] // Metallurgist. – 2018. – Vol. 61. – Pp. 884–890.
5. Features of change of the structure and mechanical properties of steel at ECAP depending on the initial state / S. Lezhnev [et al.] // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2017. – Vol. 52 (4). – Pp. 626–635.
6. Radial-Shear Rolling of High-Strength Aluminum Alloys: Finite Element Simulation and Analysis of Microstructure and Mechanical Properties / T. K. Akopyan [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 786. – 139424.
7. Радиально-сдвиговая протяжка как эффективный способ повышения качества круглой проволоки / В. А. Харитонов [и др.] // Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР : тр. науч.-техн. конф. – Екатеринбург : УрО РАН, 2011. – Т. 2. – С. 521–532.
8. Effect of Deformation by High-Pressure Torsion in a Combined Matrix on the Properties of Brass / I. E. Volokitina [et al.] // Metallurgist. – 2023. – Vol. 66 (11–12). – Pp. 1601–1606.
9. Changes in Microstructure and Mechanical Properties of Steel-Copper Wire During Deformation / I. E. Volokitina [et al.] // Metallurgist. – 2023. – Vol. 67 (1–2). – Pp. 232–239.
10. Continuous processing of ultrafine grained A1 by ECAP-Conform / G. Raab [et al.] // Mater. Sci. and Eng. – 2004. – Vol. 382. – Pp. 30–34.
11. Tailoring the gradient ultrafine-grained structure in low-carbon steel during drawing with shear / G. Raab [et al.] // Metalurgija. – 2016. – Vol. 55. – Pp. 177–180.
12. Effect of thermomechanical processing of building stainless wire to increase its durability / I. E. Volokitina [et al.] // Case Studies in Construction Materials. – 2023. – Vol. 19. – e02346.

REFERENCES

1. Galkin S. P. Sposob vintovoi prokatki [Spiral rolling method]. Patent RF no. 2293619, MPK V21V 19/00, 2007. (in Russian).
2. Galkin S. P. Radial shear rolling as an optimal technology for lean production. *Steel in Translation*, 2014, vol. 44, pp. 61–64.
3. Kharitonov V. A., et al. Study of Radial-Shear Wire Broaching Based on Modelling. *Metallurgist*, 2014, vol. 57 (11–12), pp. 1015–1021.
4. Karpov B. V., et al. Radial-Shear Rolling of Titanium Alloy VT-8 Bars with Controlled Structure for Small Diameter Ingots (≤ 200 Mm). *Metallurgist*, 2018, vol. 61, pp. 884–890.
5. Lezhnev S., et al. Features of change of the structure and mechanical properties of steel at ECAP depending on the initial state. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 2017, vol. 52 (4), pp. 626–635.

6. Akopyan T. K., et al. Radial-Shear Rolling of High-Strength Aluminum Alloys: Finite Element Simulation and Analysis of Microstructure and Mechanical Properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 786, 139424.
7. Xaritonov V. A., Polyakova M. A., Usanov M. Yu. Radial`no-sdvigovaya protyazhka kak effektivnyi sposob povysheniya kachestva krugloi provoloki [Radial-shear broaching as an effective method for improving the quality of round wire]. *Trudy nauchno-tekhnicheskoi konferentsii «Problemy i perspektivy razvitiya metallurgii i mashinostroeniya s ispol'zovaniem zavershennykh fundamental'nykh issledovanii i NIOKR»* [Proceedings of the Scientific and Technical Conference “Problems and Prospects for the Development of Metallurgy and Machine Engineering Using Completed Fundamental Research and R&D”]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 2011, vol. 2, pp. 521–532. (in Russian).
8. Volokitina I. E., et al. Effect of Deformation by High-Pressure Torsion in a Combined Matrix on the Properties of Brass. *Metallurgist*, 2023, vol. 66 (11–12), pp. 1601–1606.
9. Volokitina I. E., et al. Changes in Microstructure and Mechanical Properties of Steel-Copper Wire During Deformation. *Metallurgist,* 2023. vol. 67 (1–2), pp. 232–239.
10. Raab G., et al. Continuous processing of ultrafine grained A1 by ECAP-Conform. *Mater. Sci. and Eng.*, 2004. vol. 382, pp. 30–34.
11. Raab G., et al. Tailoring the gradient ultrafine-grained structure in low-carbon steel during drawing with shear. *Metalurgija*, 2016, vol. 55, pp. 177–180.
12. Volokitina I. E., et al. Effect of thermomechanical processing of building stainless wire to increase its durability. *Case Studies in Construction Materials*, 2023, vol. 19, e02346.

Статья поступила в редакцию 18.08.2025 г.

УДК 539.4.015.1

ВЛИЯНИЕ СТУПЕНЧАТОЙ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

[1]А. И. Гордиенко, [2]А. О. Брюханова, [1]И. В. Власов

[1]Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Российская Федерация

В работе исследовали влияние ступенчатой поперечно-винтовой прокатки на прочность и низкотемпературную вязкость разрушения низколегированной стали класса прочности К60. Обработка заключалась в повторении циклов нагрева заготовок, поперечно-винтовой прокатки и ускоренного охлаждения в воде. После проведения последнего цикла прокатки заготовки охлаждали по двум режимам (на воздухе и в воде). Дополнительно был проведен отпуск заготовок при температуре 550 °С. Показано, что после прокатки с окончательным охлаждением на воздухе прочностные свойства стали повышаются ≈ на 15 % ($\sigma_в$ до 660 МПа), по сравнению с горячекатаным состоянием. После охлаждения прутка в воде они возрастают в 2–2,5 раза ($\sigma_в$ до 1200 МПа). Проведение дополнительного отпуска при 550 °С для прутков после прокатки позволило существенно увеличить низкотемпературную ударную вязкость ($KCV^{-40\,°C}$ = 220–260 Дж/см^2), по сравнению с горячекатаным состоянием стали ($KCV^{-40\,°C}$ = 23 Дж/см^2). При этом отпуск прутков после прокатки с охлаждением в воде обеспечивает сочетание высокой прочности ($\sigma_в$ до 900 МПа) и отсутствие вязко-хрупкого перехода вплоть до температуры испытаний -70 °С.

Ключевые слова: поперечно-винтовая прокатка, сталь, отпуск, микроструктура, микротвердость, прочность, ударная вязкость разрушения

EFFECT OF STEP CROSS-HELICAL ROLLING ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-ALLOY STEEL

[1]A. I. Gordienko, [2]A. O. Bryukhanova, [1]I. V. Vlasov

[1]Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation
[2]National Research Tomsk Polytechnic University,
Tomsk, Russian Federation

The paper studies the effect of step cross-helical rolling on the strength and low-temperature fracture toughness of low-alloy steel. The treatment consisted of repeating cycles of rod heating, cross-helical rolling and accelerated cooling in water. After the last rolling cycle, the blanks were cooled in two modes (in air and in water). Additionally, the blanks were tempered at a temperature of 550 °C. It is shown that after rolling with final cooling in air, the strength properties of steel increase by ≈ 15 % (σ_B up to 660 MPa), compared to the hot-rolled state. After cooling the rod in water, they increase by 2–2.5 times (σ_B up to 1200 MPa). Carrying out additional tempering at 550 °C for rods after rolling allowed to significantly increase low-temperature impact toughness ($KCV^{-40\ °C}$ = 220–260 J/cm²), compared to the hot-rolled state of steel ($KCV^{-40\ °C}$ = 23 J/cm²). At the same time, tempering of rods after rolling with cooling in water provides a combination of high strength (σ_B up to 900 MPa) and the absence of ductile-brittle transition up to a test temperature of -70 °C.

Keywords: helical rolling, steel, annealing, microstructure, microhardness, tensile strength, fracture toughness

e-mail: mirantil@ispms.ru

ВВЕДЕНИЕ

Повышение требований к прочностным свойствам низкоуглеродистых малолегированных сталей стимулирует поиск новых способов и режимов обработки. Чтобы улучшить механические свойства сталей применяют различные методы, такие как термическая обработка [1], микролегирование [2, 3], термомеханическая обработка [4, 5]. Изменение температурных интервалов прокатки, степени обжатия, скорости обжатия позволяет в разных пределах измельчать структуру стали. Другим подходом является проведение термоциклической обработки сталей (ТЦО), заключающейся в проведение многократных операций нагрева и охлаждения материала с целью увеличения дисперсности структуры стали [6]. Сочетание термоциклической и деформационной обработки позволит дополнительно воздействовать на структуру и добиться изменения свойств стали [7, 8]. В связи с этим, была поставлена цель изучить особенности формирования структуры и механические свойства низколегированной стали после ступенчатой деформационной обработки, сочетающей в себе операции нагрева, поперечно-винтовую прокатку и ускоренное охлаждение.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований использовали низкоуглеродистую малолегированную сталь 10Г2ФБЮ (состав, мас. %: 0,13C; 1,6Mn; 0,05V; 0,04Nb; 0,4Si; 0,05Ti; 0,3Cu; 0.03Al; 0,013P; 0,01S) класса прочности К60 в состоянии после горячей прокатки. В качестве деформационной обработки выбрана поперечно-винтовая прокатка. Заготовки для прокатки вырезали из горячекатаного листа стали. Начальный диаметр заготовок перед прокаткой – 40 мм, длина прутка – 180 мм. Поперечно-винтовую прокатку проводили на трехвалковом министане РСП 14-40.

Один цикл поперечно-винтовой прокатки представлял собой нагрев прутка до заданной температуры, выдержку в течение 20–40 мин, один проход прокатки и охлаждение прутка в воде. Всего было проведено 6 проходов поперечно-винтовой прокатки. Суммарная степень деформации составляла 1,6. Каждый цикл отличался температурой нагрева заготовки. Температуру нагрева в каждой цикле постепенно уменьшали по следующей схеме: 920, 900, 880, 860, 840, 830 °C.

При проведении последнего цикла поперечно-винтовой прокатки заготовку охлаждали по двум режимам: на воздухе (режим I) и в воде (режим II). Конечный диаметр

прутков после прокатки составлял ≃ 17 мм. Дополнительно был проведен отпуск полученных заготовок при температуре 550 °С в течении 30 мин с последующим охлаждении на воздухе (режим III – для заготовки, охлажденной на воздухе после прокатки; режим IV – для заготовки, охлажденной в воде).

Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа (Zeiss Axiovert 25) и растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3%-ном спиртовом растворе HNO_3. При изучении структуры образцов проводили измерение размеров ферритных зерен методом секущих. Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 50 г. Механические испытания на статическое растяжение образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 15×3×1 мм проводили на установке Instron 5582 со скоростью движения захватов 1,5 мм/мин.

Ударные испытания образцов с размерами 10×10×55 мм и *V*-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания $T_{исп}$ от +20 до -70 °С.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктурные исследования

В состоянии после горячей прокатки сталь 10Г2ФБЮ состоит из ферритных и перлитных зерен. Средний размер ферритных зерен – (12 ± 2) мкм. Объемная доля перлита составляла 20 %.

После обработки по режиму I (рис. 1*а*) происходит уменьшение размеров структурных составляющих по сравнению с горячекатаным состоянием. Средний размер ферритных зерен уменьшился с 12 мкм до 5,5–6,5 мкм в разных сечениях прутка. Зерна феррита имеют квазиравноосную форму, явной вытянутости зерен не наблюдается. Области перлита также становятся существенно меньше по размеру. После прокатки обнаружено формирование областей бейнитной фазы, которые относительно равномерно распределены по объему микроструктуры (рис. 1*а*).

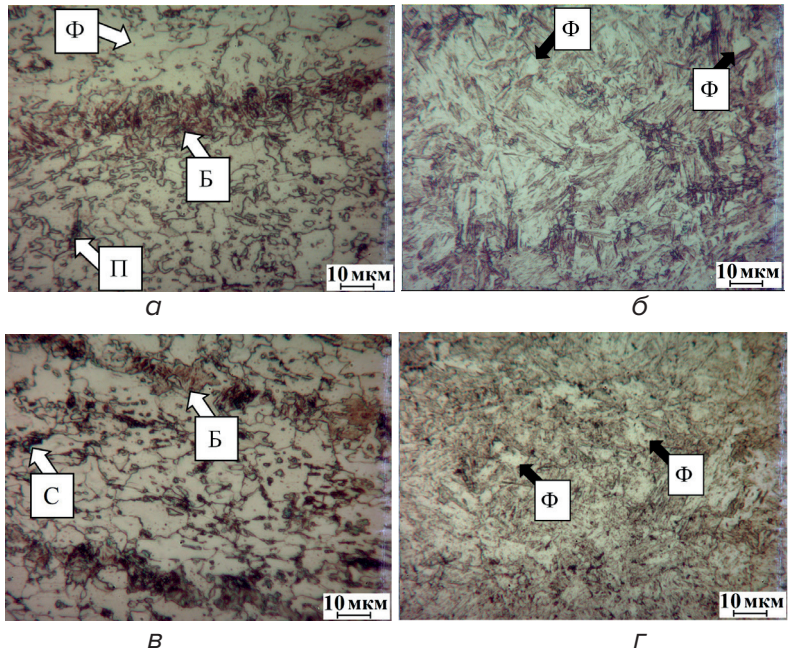
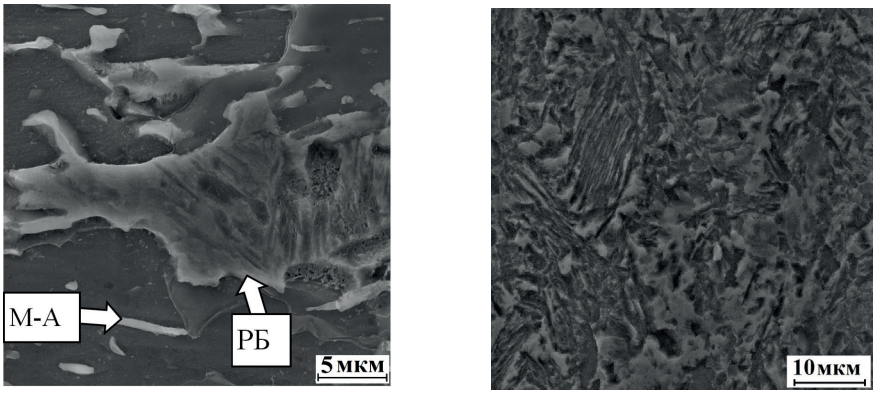


Рис. 1. Микроструктуры стали 10Г2ФБЮ после обработки:
Ф – феррит; П – перлит; С – сорбит; Б – бейнит:
а – режим I; *б* – режим II; *в* – режим III; *г* – режим IV

При более детальных исследованиях обнаружено формирование реечного бейнита (рис. 2*а*). Для такого типа бейнита характерно тонкое реечное строение. Также в структурах определяются вытянутые прослойки белого оттенка (рис. 2*а*). Такие участки можно отнести к мартенситно-аустенитной (М-А) составляющей [9]. Ширина прослоек составляет 0,25–0,4 мкм, а длина достигает 5–8 мкм.

Проведение отпуска заготовки, полученной по режиму I, не оказывает существенного влияния на размер ферритных зерен, однако влияет на бейнитную фазу (рис. 1*в*). Происходит распад реечного бейнита с формированием сорбита отпуска. Однако распад бейнитной структуры происходит лишь частично, в широких областях бейнитная фаза сохраняется (рис. 1*в*, указано стрелкой). Это связано с большим размером областей бейнитной фазы. Чем больше размер бейнитного зерна, тем больше стабильность структуры в условиях нагрева при отпуске.



а *б*

Рис. 2. РЭМ-изображения микроструктур стали после прокатки;
РБ – реечный бейнит; М-А – М-А составляющая:
а – режим I; *б* – режим IV

После обработки по режиму II с заключительным охлаждением прутка в воде тип структуры меняется (рис. 1*б*). Формируется преимущественно мартенситная структура с небольшой долей ферритных зерен (рис. 1*б*, указано стрелкой). Присутствие ферритных зерен в микроструктуре образцов связано с тем, что последние проходы прокатки проходили в области существования ($\alpha + \gamma$)-фаз. После обработки по режиму II структура становится более мелкозернистой, по сравнению с режимом I (рис. 1*а*).

Отпуск образцов, полученных по режиму II (Режим IV), способствует увеличению доли квазиравноосных зерен и уменьшению доли реечных структур (рис. 1*г*). Строгая периодичность реек мартенсита нарушается (рис. 2*б*) и формируется мартенсит отпуска.

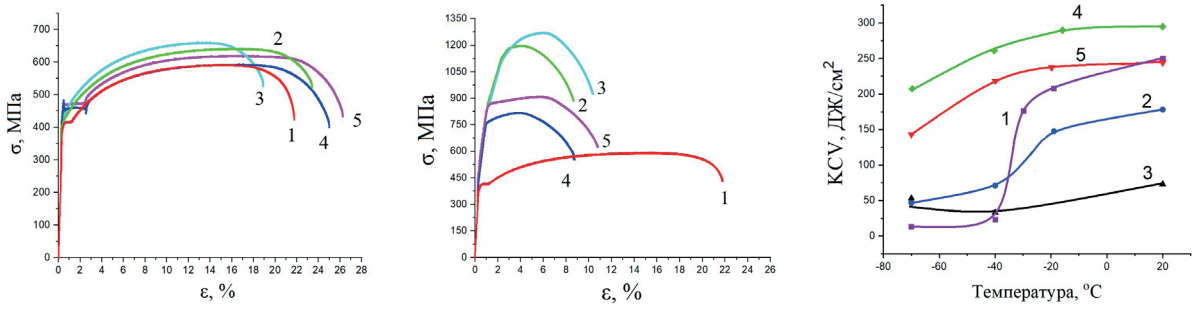
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Микротвердость ферритных областей стали в горячекатаном состоянии составила (160 ± 5) HV_{50}, перлитных – (235 ± 5) HV_{50}. После проведения обработки по режиму I микротвердость феррита незначительно увеличивается до 170–175 HV_{50}. Микротвердость в бейнитной фазе составляет (245 ± 7) HV_{50}. После отпуска (режим III) микротвердость снижается незначительно до значений 165–170 и 230–235 HV_{50}.

Микротвердость образцов стали после обработки по режиму II существенно выше и составляет (320 ± 5) HV_{50}. Проведение отпуска (режим IV) позволяет снизить микротвердость до (290 ± 5) HV_{50}.

Предел прочности стали в горячекатаном состоянии составлял 590 МПа, предел текучести – 360 МПа, пластичность – 22 % (рис. 3*а*, кривая 1). Проведение обработки

по режиму I способствует повышению пределов текучести σ_{02} на 18–20 % и прочности σ_B на 8–12 % МПа (рис. 3*а*, кривые 2 и 3), по сравнению с горячей прокаткой. Прочностные свойства в разных сечениях прутка близки по значениям (рис. 3*а*, кривые 2 и 3). Пластичность выше в образцах в сечениях близких к краю прутка (рис. 3*а*, кривая 2). Дополнительный отпуск (режим III) приводит к понижению прочностных характеристик до значений горячекатаного состояния (рис. 3*а*, кривые 4 и 5). При этом относительное удлинение образцов повышается до 24–26 %.



а *б* *в*

Рис. 3. Механические свойства стали в горячекатаном состоянии (кривые 1) и после обработки:
а – диаграммы растяжения стали после обработки по режимам I (кривые 2, 3) и III (кривые 4, 5);
б – диаграммы растяжения стали после обработки режимам II (кривые 2, 3) и IV (кривые (4, 5);
в – кривые ударной вязкости разрушения
(кривые 2 – режим I; 3 – режим II; 4 – режим III; 5 – режим IV)

После проведения обработки по режиму II прочностные характеристики значительно повышаются (рис. 3*б*, кривые 2 и 3). Для образцов из разных сечений повышение σ_{02} и σ_B составляет в 2,5 и 2 раза. Пластичность снижается до 9,5–10,5 %. После отпуска таких образцов (режим IV) значения σ_{02} и σ_B снижаются на 11–20 и 27–32 %, соответственно, но остаются на высоком уровне (рис. 3*б*, кривые 4 и 5). Пластичность при этом практически не изменяется и остается на уровне значений до отпуска ≃ 10 %.

Более высокую микротвердость (до 305–320 HV_{50}) и повышение предела прочности (≃ в 2 раза) стали, после обработки по режиму II обеспечивает формирование преимущественно мартенситной структуры. Микротвердость уменьшается за счет снижения плотности дефектов, накопленных в процессе обработки, снижения внутренних напряжений, формирования мартенсита отпуска. После прокатки по режиму I повышение микротвердости и прочности не значительное (на 12 %). Это связано с тем, что нагрев заготовки перед каждым циклом обработки проходил до достаточно высоких температур (900–830 °C). Это не позволяет накопить высокую плотность дефектов и обеспечить упрочнение стали.

При проведении испытаний на ударный изгиб было показано, что для стали после горячей прокатки характерен вязко-хрупкий переход при понижении температуры нагружения. (рис. 3*в*, кривая 1). Проведение обработки по режимам I и II приводит к тому, что общий уровень значений KCV снижается (рис. 3*в*; кривые 2, 3). Проведение дополнительного отпуска после прокатки стали (режимы III и IV) позволило значительно увеличить значения ударной вязкости в интервале температур от +20 до -70 °C (рис. 3*в*; кривые 4 и 5), по сравнению с прокаткой без отпуска и горячекатаным состоянием. Для режима III значения KCV достигают 280 Дж/см^2 при комнатной температуре испытаний и 200 Дж/см^2 при температуре -70 °C. Вид кривых ударной вязкости разрушения более плавный. При анализе поверхностей изломов образцов после обработки по режиму III при комнатной температуре испытаний область с хрупким характером разрушением от-

сутствует. При испытаниях при температуре -40 °С такая область хрупкого разрушения появляется, но ее доля меньше 50 %. Доля хрупкого разрушения становится больше 50 % только при испытаниях при -70 °С. В случае образцов после обработки по режиму IV при всех температурах испытаний стадии хрупкого распространения трещины нет, что подтверждает вязкий, ямочный характер разрушения.

Таким образом, улучшить низкотемпературные характеристики ударной вязкости стали после прокатки по режиму I не удаётся. По-видимому, это связано с формированием реечного бейнита (с размерами до 10 мкм), который обладает высокой твердостью ((245 ± 7) HV_{50}), по сравнению с матрицей ((160 ± 8) HV_{50}), а также формированием крупных участков М-А составляющей. В работе [10] отмечали, что тип и распределение второй (углеродсодержащей) фазы принципиально важны для формирования комплекса свойств, так как вторая фаза упрочняет сталь. После обработки по режиму II формируется напряженная мартенситная структура с высокой твердостью (до (320 ± 5) HV_{50}). Это приводит к резкому снижению ударной вязкости разрушения.

Увеличению низкотемпературной вязкости разрушения стали после отпуска (режимы III и IV) способствует получение мелкозернистой феррито-сорбитной структуры (режим III) и мартенсита отпуска (режим IV). Распределение углерода в структуре мартенсита отпуска более равномерно, структура более однородна и значения микротвердости в объеме материала отличаются. Поэтому несмотря на снижение уровня ударной вязкости разрушения, по сравнению с режимом III, вязко-хрупкого перехода при понижении температуры испытаний до -70 °С не наблюдается.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведение ступенчатой поперечно-винтовой прокатки с постепенным понижением температуры от 920 до 830 °С для низкоуглеродистой стали при разных условиях охлаждения позволило получить широкий набор структур и разное сочетание прочностных и вязкопластических свойств.

1. После прокатки и охлаждения прутка на воздухе (режим I) формируется мелкозернистая, однородная феррито/бейнитно/перлитная структура. После прокатки и охлаждения прутка в воде (режим II) формируется преимущественно мартенситная структура с небольшой долей ферритных зерен.

2. Прочностные свойства стали после обработки по режиму I повышаются на 10–18 %, тогда как после режима II они возрастают в 2–2,5 раза ($\sigma_в$ до 1200 МПа), по сравнению с горячекатаным состоянием. Повысить общий уровень ударной вязкости в обоих случаях не удается, что связано с формированием в мягкой ферритной матрице реечного бейнита с высокой микротвердостью до 245 HV_{50} (режим I) и формированием мартенситной структуры с микротвердостью до 320 HV_{50} (режим II).

3. Проведение дополнительного отпуска при 550 °С для прутков ступенчатой поперечно-винтовой прокатки по режимам I и II позволило существенно увеличить значения низкотемпературной ударной вязкости разрушения ($KCV^{-40\ °C}$ = 220–260 Дж/см^2), по сравнению с горячекатаным состоянием ($KCV^{-40\ °C}$ = 23 Дж/см^2). Отпуск прутков после прокатки режиму II обеспечивает сочетание высокой прочности ($\sigma_в$ до 900 МПа) и отсутствие вязко-хрупкого перехода вплоть до температуры испытаний -70 °С.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009. Авторы благодарят Мишина И. П. за содействие в проведении поперечно-винтовой прокатки стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Effect of heat treatment on the mechanical properties and microstructure of HSLA steels processed by various technologies / A. Zavdoveev [et al.] // Materials Today Communications. – 2021. – Vol. 28. – Pp. 102598. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2021.102598.

2. Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel / Z. Wang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 771. – Pp. 138653. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138653.
3. Effect of Microalloying and Thermomechanical Treatment on the Low-Temperature Fracture Toughness of a High-Strength Weathering Steel / E. G. Carlos Cortopassi [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 36. – Pp. 2033–2041. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.03.160.
4. Khorasani, F. On the use of thermomechanical processing to enhance the strength-ductility-toughness balance of plain low-carbon steel / F. Khorasani, R. Jamaati, H. J. Aval // Heliyon. – 2024. – Vol. 10, N° 17. – Pp. e36704. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e36704.
5. Singh, P. P. Grain refinement, strain hardening and fracture in thermomechanically processed ultra-strong microalloyed steel / P. P. Singh, S. Mula, S. Ghosh // Materials Today Communications. – 2024. – Vol. 38. – Pp. 107582. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.107582.
6. Шматов, А. А. Методы термоциклической обработки для объемного упрочнения стальных инструментов / А. А. Шматов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2021. – Т. 7. – С. 56–60.
7. Прудников, А. Н. Оценка структуры, свойств и загрязненности неметаллическими включениями деформационно-термоциклически обработанной стали 10 / А. Н. Прудников, В. А. Прудников, Е. В. Богонос. // Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XIX Международной научно-практической конференции, Новокузнецк, 15–16 декабря 2015 г. – Новокузнецк : СибГИУ, 2015. – Ч. 2. – С. 35–39.
8. Influence of Cross Rolling Patterns on the Mechanical Properties and Fracture Toughness of Pipe Steel / N. S. Surikova [et al.] // Steel in Translation. – 2021. – Vol. 51, N° 1. – Pp. 7–14. – DOI: 10.3103/S0967091221010113.
9. Processing-structure-mechanical property relationship in Ti-Nb microalloyed steel: Continuous cooling versus interrupted cooling / V. V. Natarajan [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 671. – Pp. 254–263. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.061.
10. Nastich, S. Yu. Ferritic–Bainitic Structure and Ductile Fracture Resistance of High Strength Pipe Steels / S. Yu. Nastich // Russian Metallurgy (Metally). – 2013. – Vol. 2013, N° 10. – Pp. 765–771. – DOI: 10.1134/S0036029513100108.

REFERENCES

1. Zavdoveev A., Poznyakov V., Baudin Th., Rogante M., Kim H. S. Effect of heat treatment on the mechanical properties and microstructure of HSLA steels processed by various technologies. *Materials Today Communications*, 2021, vol. 28, pp. 102598. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2021.102598.
2. Wang Z., Hui W., Chen Z., Zhang Y., Zhao X. Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 771, pp. 138653. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138653.
3. Carlos Cortopassi E. G., Marcio Cunha L. A., Barbosa V. S., Leivas M. M., Alano J. H., Bianchi K. E., Costa H. L. Effect of Microalloying and Thermomechanical Treatment on the Low-Temperature Fracture Toughness of a High-Strength Weathering Steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 36, pp. 2033–2041. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.03.160.
4. Khorasani F., Jamaati R., Aval H. J. On the use of thermomechanical processing to enhance the strength-ductility-toughness balance of plain low-carbon steel. *Heliyon*, 2024, vol. 10, iss. 17, pp. e36704. DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e36704.
5. Singh P. P., Mula S., Ghosh S. Grain refinement, strain hardening and fracture in thermomechanically processed ultra-strong microalloyed steel. *Materials Today Communications,* 2024, vol. 38, pp. 107582. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.107582.
6. Shmatov A. A. Metody termotsiklicheskoi obrabotki dlya ob'emnogo uprochneniya stal'nykh instrumentov [Methods of thermocyclic treatment for volume strengthening steel tools]. *Mezhdunarodnyi Zhurnal Prikladnykh i Fundamental'nykh Issledovanii* [International Journal of Applied and Fundamental Research], 2021, vol. 7, pp. 56–60. (in Russian).
7. Prudnikov A. N., Prudnikov V. A., Bogonos E. V. Otsenka struktury, svoistv i zagryaznennosti nemetallicheskimi vklyucheniyami deformatsionno-termotsiklicheski obrabotannoi stali 10 [Evaluation of struc-

ture, properties, and contamination by non-metallic inclusions of deformation-thermocyclically treated steel 10]. *Trudy XIX Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii «Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo»* [Proceedings of the XIX International Scientific-Practical Conference "Metallurgy: Technologies, Innovations, Quality"]. Novokuznetsk, Siberian State Industrial University Publ., 2015, Part 2, pp. 35–39. (in Russian).
8. Surikova N. S., Vlasov I. V., Derevyagina L. S., Gordienko A. I., Narkevich N. A. Influence of Cross Rolling Patterns on the Mechanical Properties and Fracture Toughness of Pipe Steel. *Steel in Translation,* 2021, vol. 51, iss. 1, pp. 7–14. DOI: 10.3103/S0967091221010113.
9. Natarajan V. V., Liu S., Challa V. S. A., Misra R. D. K., Sidorenko D. M., Mulholland M. D., Manohar M., Hartmann J. E. Processing-structure-mechanical property relationship in Ti-Nb microalloyed steel: Continuous cooling versus interrupted cooling. *Materials Science and Engineering: A,* 2016, vol. 671, pp. 254–263. DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.061.
10. Nastich S. Yu. Ferritic–Bainitic Structure and Ductile Fracture Resistance of High Strength Pipe Steels. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2013, vol. 2013, iss. 10, pp. 765–771. DOI: 10.1134/S0036029513100108.

Статья поступила в редакцию 16.05.2025 г.

УДК 621.791.927.5

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ 3D-ПЕЧАТИ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЕНИЯ ТОЛЩИНЫ ИЗДЕЛИЯ

А. И. Гордиенко, И. В. Власов, В. М. Семенчук

Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация

В работе исследованы изделия из аустенитной нержавеющей стали, полученные с помощью электродуговой проволочной технологии 3D-печати. Изучено влияние толщины изделия и степени тепловложения на особенности формирования микроструктуры и свойства. Показано, что в массивной стенке значения микротвердости, прочностные и пластичные свойства выше по сравнению с тонкой стенкой. Это связано с формированием в структуре массивной стенки более мелкозернистой структуры, состоящей из аустенита и участков δ-феррита (преимущественно зернистой и реечной морфологии).

Ключевые слова: электродуговая проволочная 3D-печать, аустенитная сталь, тепловложение, микроструктура, микротвердость, прочность

FEATURES OF MICROSTRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEEL PRODUCED BY ELECTRIC ARC WIRE 3D PRINTING UNDER CONDITIONS OF CHANGING PRODUCT THICKNESS

A. I. Gordienko, I. V. Vlasov, V. M. Semenchuk

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch
of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation

The paper studies austenitic stainless steel products obtained using electric arc wire 3D printing technology. The effect of product thickness and heat input on the features of microstructure formation and properties is studied. It is shown, that in a massive wall, the microhardness values, strength and plastic properties are higher compared to a thin wall. This

is due to the formation of a finer-grained structure in the massive wall structure, consisting of austenite and δ-ferrite areas (mainly granular and lath morphology).

Keywords: electric arc wire 3D printing, austenitic steel, heat input microstructure, microhardness, strength

e-mail: mirantil@ispms.ru

ВВЕДЕНИЕ

Растущий интерес к применению аддитивных технологий (АТ) для производства изделий обусловлен возможностью сокращения времени на изготовление уникальных геометрических конструкций по сравнению с традиционными методами, увеличением производительности и конкурентоспособности, сокращением издержек. Применение уникального дизайна конструкций позволяет снизить вес детали на 14 % и повысить микротвёрдость изделия [1].

Технология электродугового проволочного аддитивного производства (*WAAM*) характеризуется высокой производительностью, возможностью изготавливать крупногабаритные компоненты, использованием стандартного сварочного оборудования, что снижает затраты и упрощает масштабирование технологии [2].

Аустенитные хромоникелевые стали широко используются в качестве конструкционных материалов, поскольку обладают высокой пластичностью, коррозионной стойкостью и стабильностью при температурах до 600 °С [3]. Эти свойства обусловливают применение сталей для производства изделий в энергетике, химической промышленности и авиации. При использовании технологии *WAAM* в процессе печати быстрые циклы нагрева и охлаждения создают значительные температурные градиенты внутри материала, что приводит к направленной кристаллизации, остаточным напряжениям, микроструктурной неоднородности, росту зерен аустенитной матрицы, образованию δ-феррита и σ-фазы [4]. Послойное нанесение приводит к циклическому нагреву ранее нанесенных слоев и постепенному накоплению тепла в изделии [5]. Это сопровождается снижением скорости охлаждения и изменением доли δ-феррита в структуре. Увеличение содержания δ-феррита способствует не только повышению прочности, но и снижению пластичности и коррозионной стойкости сталей [6], увеличению склонности к хрупкому разрушению. Оптимизация режимов 3D-печати позволяет минимизировать нежелательные фазы и обеспечить стабильность структуры при высоких температурах [7]. Для уменьшения накопления тепла используют технологии сниженного тепловложения, такие как *Cold Metal Transfer* [8] и *coldArc* [9], принудительное охлаждение между нанесением слоев [10]. В работах [11, 12] также показана возможность управления степенью тепловложения, геометрическими характеристиками валика и свойствами за счет управления параметрами процесса *WAAM*. Морфология δ-феррита также зависит от условий кристаллизации и охлаждения [4, 13].

Несмотря на существующие работы по использованию технологии *WAAM* для изготовления изделий из аустенитных хромоникелевых сталей, нет единого понимания процессов, происходящих при термоциклировании материала и конкретных рекомендаций по желательным структурам материала, обеспечивающим оптимальные свойства. К тому же, при изменении геометрии и размеров изделия изменяются распределение тепла и скорость теплоотвода [9]. Поэтому необходимо понимание, как изменение размеров будет влиять на микроструктуру материала и его свойства.

Целью работы было исследование микроструктуры и механических свойств изделий, напечатанных методом электродуговой проволочной аддитивной технологии из аустенитной хромоникелевой стали, при изменении их размеров.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для 3D-печати модельных стенок использовали сварочную проволоку СВ-04Х-19Н11М3. Химический состав проволоки приведен в табл. 1. Металлическая пластина из стали Ст3сп5 толщиной 10 мм применялась в качестве подложки.

Табл. 1

Химический состав проволоки СВ-04Х19Н11М3 в мас.%

	Концентрация элементов, мас. %								
Элемент	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Fe
Доля	0,06	0,6	1	12	0,018	0,02	19	3	Остал.

Послойная печать осуществлялась с использованием технологии электродуговой сварки в среде защитной газовой смеси, которая состояла из 82 % аргона и 18 % углекислого газа. Управление движением сварочной горелки осуществляли с помощью робота FANUC ARC MATE 100iD и контроллера R-30iB Plus. Работа манипулятора выполнялась совместно со сварочным источником EWM Titan XQ R 400. Был использован режим *coldArc*, отличающийся сниженным тепловложением по сравнению со стандартным режимом *GMAW*.

В качестве типа изделия была выбрана стенка, поскольку она является базовым элементом конструкций и на ее примере легко проанализировать влияние изменения размеров и габаритов на формирование структуры и свойства материала. Перед началом 3D-печати подложку нагревали до температуры 200 °С. В процессе печати каждый нанесенный слой охлаждали до 200 °С с помощью воздушного компрессора, чтобы избежать накопления тепла в стенке от слоя к слою. Были изготовлены тонкая (одноваликовая) и массивная (многоваликовая) стенки. Параметры используемых режимов и размеры стенок представлены в табл. 2. При печати массивной стенки снижали скорость перемещения горелки и уменьшали количество слоев до 19. Каждый слой включал в себя 8 валиков длиной 100 мм, нанесённых параллельно друг другу с небольшим перекрытием. Валики для массивного образца наносились по зигзагообразной траектории с частотой 3 Гц и амплитудой 4 мм. Оценка тепловложения проводилась через расчёт погонной энергии *HI* в кДж/мм:

$$HI = (\eta \cdot V \cdot I \cdot 60) / (S \cdot 1000),$$

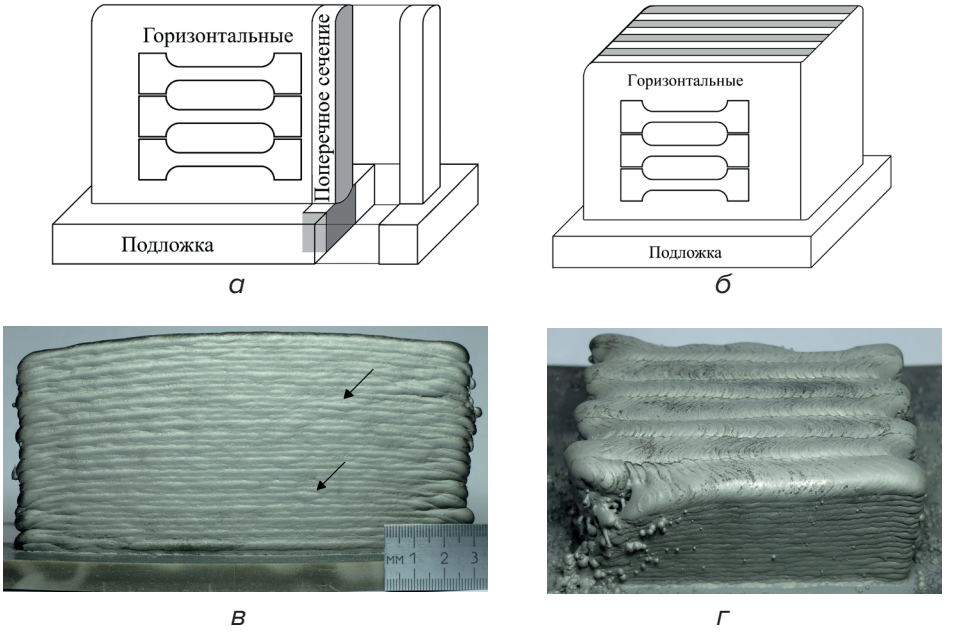
где S – скорость перемещения горелки, мм/мин; I – средняя сила тока, А; V – напряжение дуги, В; η – коэффициент полезного действия, который в данном случае равен 0,8.

Табл. 2

Параметры 3D-печати и размеры стенок

Параметры	Тонкая стенка	Массивная стенка
Сила тока, А	124	118
Напряжение, В	16	17,8
Скорость подачи проволоки, мм/мин	3700	3500
Скорость перемещения горелки, мм/мин	350	180
Погонная энергия (*HI*), кДж/мм	0,272	0,535
Количество слоёв	36	19
Толщина стенки, мм	5,6 ± 0,5	74 ± 1
Высота стенки, мм	75	40
Длина стенки, мм	150	100

Для анализа микроструктуры и измерения микротвердости изготавливали поперечные срезы стенок (рис. 1*а*, *б*). Для структурных исследований проводили травление поверхности образцов в смеси концентрированных азотной HNO_3 и соляной HCl кислот («царская водка»). Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert 25. Измерение микротвердости проводили по всей высоте поперечного сечения срезов на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой на пирамиду Виккерса 0,98 Н (100 г). Для механических испытаний на растяжение образцы вырезали в горизонтальном направлении (вдоль направления печати). Образцы имели форму двойной лопатки с размерами рабочей части 5×1×30 мм. Испытания на статическое растяжение проводили на электромеханической машине Testsystems 110М-100-У со скоростью перемещения подвижного захвата 1,5 мм/мин.



а *б*

в *г*

Рис. 1. Схемы вырезки образцов из стенок и макрофотографии напечатанных стенок:
а, *в* – тонкая стенка; *б*, *г* – массивная стенка

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Внешний вид стенок

При нанесении первых слоев тонкой стенки формируются достаточно ровные границы без избыточного растекания материала (рис. 1*в*). Однако после нанесения 6–10 слоев видны «волнообразные» границы слоёв (рис. 1*в*, указано стрелкой). Это происходит вследствие снижения теплоотвода в подложку, которая при увеличении количества слоев нагревается. Дополнительными факторами в образовании геометрических неровностей поверхности является колебание дуги. При нанесении большого количества слоёв возникает эффект «наследственности» таких неровностей. По краям тонкой стенки выделяются области с меньшей высотой по сравнению с центральной частью. Боковые части стенок испытывали повышенный нагрев при печати и более сильное растекание металла. Поэтому на краях наблюдается искажение геометрии. Величина такого «краевого эффекта» оценивается в 10–15 мм. В центре стенки слои формируются более равномерно.

В массивной стенке также наблюдали «волнообразные» границы слоев, свидетельствующие о растекании материала (рис. 1*г*). Наиболее ярко этот эффект проявляет-

ся ближе к краям стенки. В местах начала и конца печати наблюдалось сильное смещение слоев вследствие перегрева этих участков.

Микроструктурные исследования

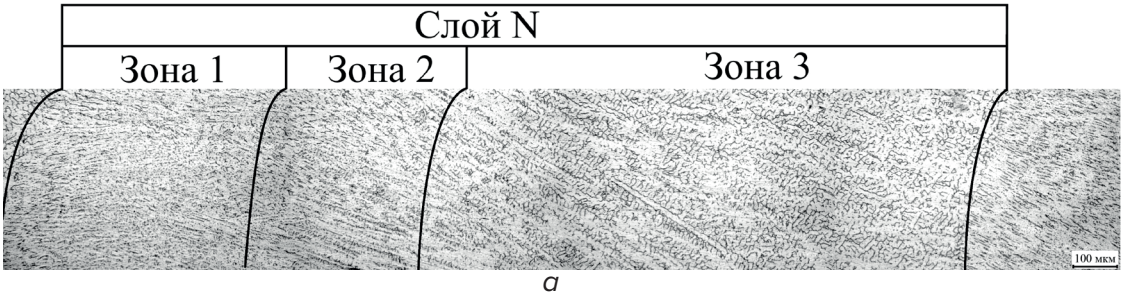
Согласно диаграмме Шеффлера режим кристаллизации и конечный фазовый состав в аустенитных нержавеющих сталях определяются с использованием эмпирического соотношения $Cr_{экв}/Ni_{экв}$ [3, 4]. В данной работе $Cr_{экв}/Ni_{экв} \approx 1{,}8$, следовательно режим кристаллизации и фазовых превращений в стали будет происходить по схеме: $L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma)$. Поэтому следует ожидать образование δ-феррита в стали после 3D-печати.

При изучении микроструктур тонкой стенки в поперечных сечениях обнаружены участки, повторяющиеся по всей ее высоте (рис. 2*а*). Они соответствуют каждому нанесенному слою. Сформирована в основном аустенитная структура, в которой можно выделить несколько зон.

Зона 1 представляет собой область быстрой кристаллизации со столбчатыми аустенитными зернами, по границам которых обнаружены прослойки δ-феррита (рис. 2*б*, указано стрелками). Столбчатые дендриты растут эпитаксиально в направлении наращивания из расплавленной ванны, сформированной из материала предыдущего слоя и наплавляемой проволоки. В зоне 1 δ-феррит имеет столбчатую морфологию. В других участках зоны 1 обнаружен зернистый δ-феррит (рис. 2в, указано стрелками). Ранее отмечали [14], что столбчатая и зернистая морфологии δ-феррита на границе сплавления связана с локальным высоким температурным градиентом.

В зоне 2 форма участков δ-феррита меняется. Обнаружена вермикулярная (рис. 2*г*, указано черными стрелками) и реечная морфология δ-феррита (рис. 2*г*, указано красными стрелками). Вермикулярная морфология феррита представляет собой изогнутые, нелинейные участки δ-феррита, тогда как участки реечного δ-феррита – игольчатые и удлиненные. Примерно с середины слоя в структуре визуализируется δ-феррит скелетной морфологии. Такой тип является преимущественным в зоне 3 (рис. 2*д*).

Можно заключить, что основное отличие по высоте слоя заключается в формировании разных типов d-феррита. Похожие формы δ-феррита встречались и описаны в работах других исследователей [3–7]. По мере увеличения высоты стенки кардинальных изменений в строении слоя не происходит. Ближе к вершине стенки в зоне 1 встречаются более широкие столбчатые зерна аустенита (рис. 2*е*), по сравнению с нижними слоями (рис. 2*б*). В последних слоях стенки (4–5 мм от ее вершины) δ-феррит имеет преимущественно скелетную морфологию, приближаясь к ячеистой структуре (рис. 2*ж*, указано стрелкой).



а

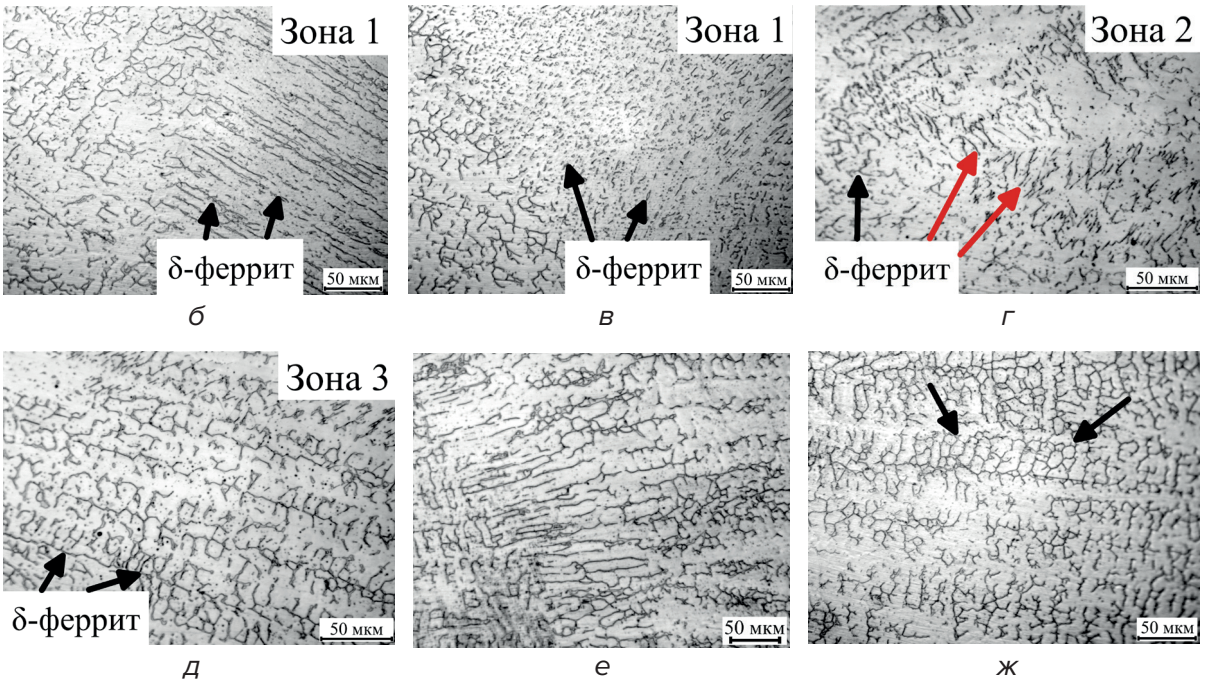


Рис. 2. Микроструктуры в поперечном сечении тонкой стенки после 3D-печати:
а – микроструктура одного слоя; *б–ж* – микроструктуры в разных зонах слоя

Неоднородная структура в слое связана с разными условиями кристаллизации, скоростью охлаждения внутри слоя, а также с термическим воздействием от нанесения новых слоев.

В поперечном сечении массивной стенки также наблюдали повторяемость и неоднородность структур в каждом слое (рис. 3*а*). В зоне 1 выявляется столбчатый и зернистый δ-феррит (рис. 3*б*, *в*). Однако по сравнению с тонкой стенкой области столбчатого δ-феррита прерывистые, не четкие (рис. 3*б*). При этом в зоне 1 увеличивается доля зернистого δ-феррита (рис. 3*в*) и формируется мелкозернистая ячеистая структура (рис. 3б, в, указано красными стрелками). Между зонами 2 и 3 сложно различить границы. В этой области обнаружены дисперсные участки реечного δ-феррита (рис. 3*г*, указано красными стрелками). Участков δ-феррита скелетной морфологии меньше (рис. 3*г*, указано черной стрелкой). Более четко последний обнаруживается в верхних слоях стенки (рис. 3*д*), но рядом с ним все равно присутствуют дисперсные участки реечного δ-феррита (рис. 3*е*, указано красной стрелкой).

Такие отличия структур в стенках могут быть связаны с разным тепловложением при 3D-печати (табл. 2). Более высокая степень тепловложения в массивной стенке (≈ в 2 раза) обеспечивает более низкую скорость охлаждения по сравнению с тонкой стенкой, которая имеет меньший объем материала и интенсивнее рассеивает тепло в окружающую среду. Меньшая скорость охлаждения нового слоя и нижележащих слоев будет обеспечивать возможность растворения δ-феррита в аустените. При быстром охлаждении δ-феррит снова будет выпадать, но уже в виде более дисперсных участков [6]. В результате этих процессов меняется морфология δ-феррита и его распределение в структуре. В работе [15] отмечали, что отжиг при температуре 1000 °С приводит к сфероидизации ферритных зерен, что может объяснять наличие ячеистой структуры (рис. 3*б*, *в*). Таким образом, в массивной стенке в большей степени будут создаваться условия для протекания термической обработки нижележащих слоев при печати новых слоев. Авторы работы [13] отмечали, что при 3D-печати похожей по составу стали (типа AISI 316)

может образовываться интерметаллидная σ-фаза (из-за повышенного содержания Ni и Mo). Для подтверждения этого необходимо проведение исследований с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

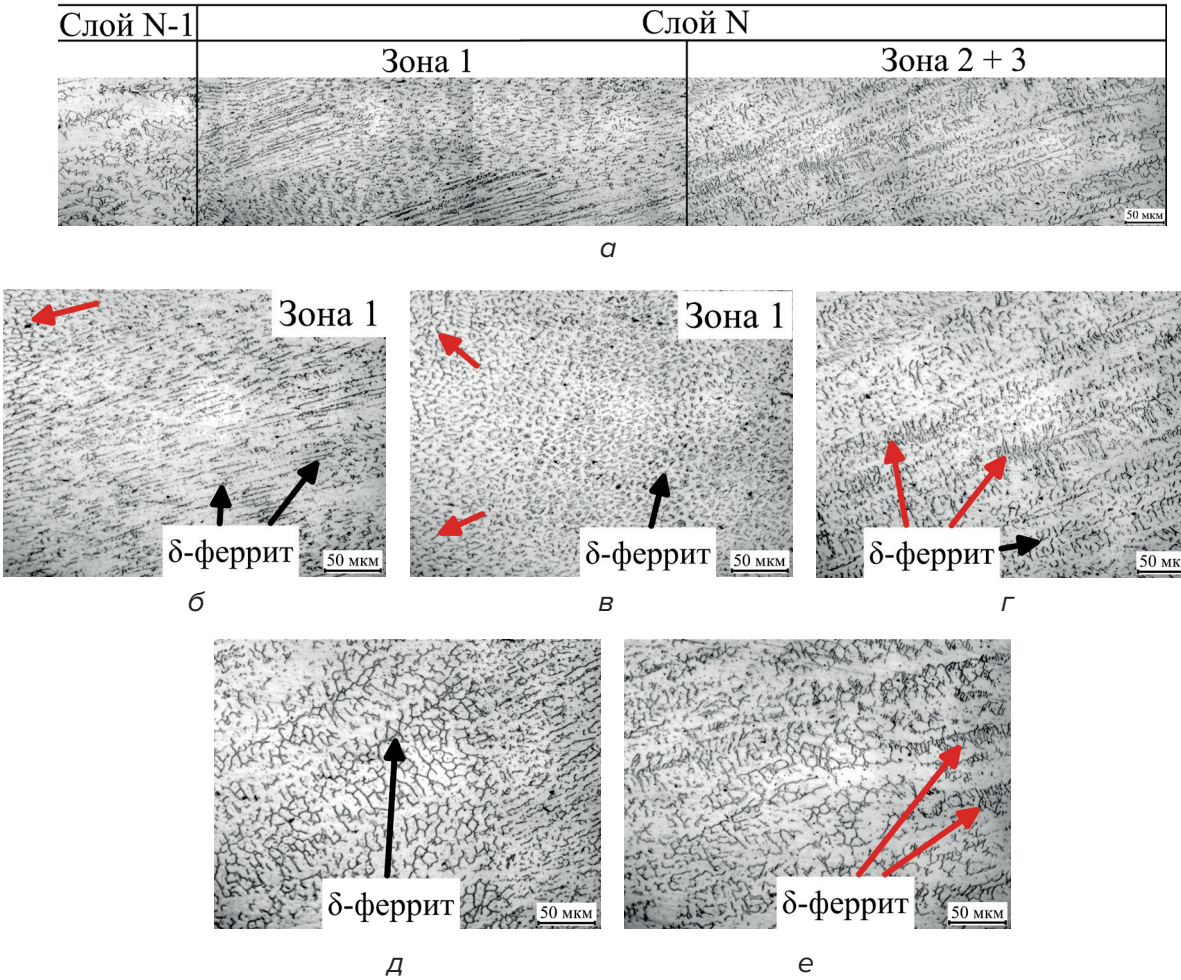


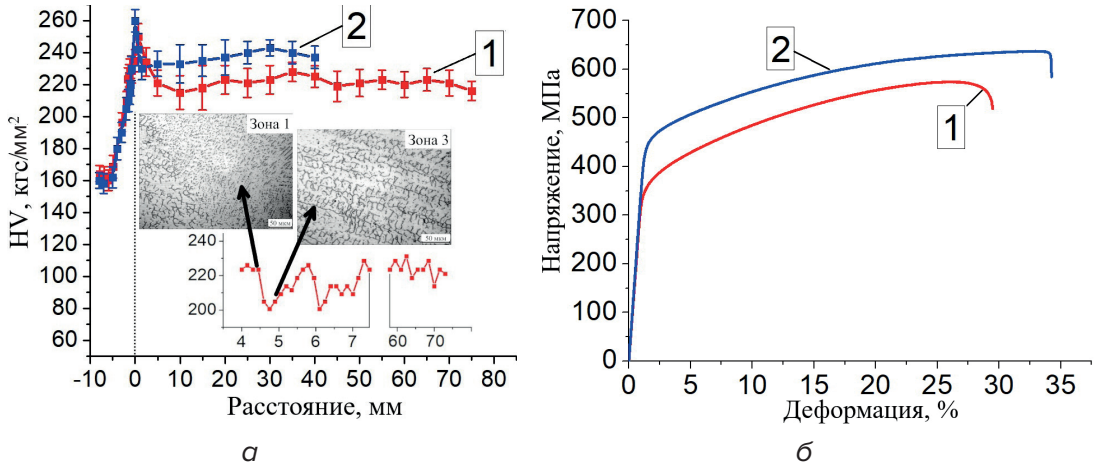
Рис. 3. Микроструктуры в поперечном сечении массивной стенки после 3D-печати:
а – микроструктура одного слоя; *б*–*ж* – микроструктуры в разных зонах слоя

Измерение микротвердости

Измерение значений микротвёрдости проведено в поперечном сечении стенок по всей их высоте (рис. 4*а*). На оси абсцисс за точку отсчета «ноль» взята граница сплавления стенки и подложки. Для обоих типов стенок максимальные значения микротвёрдости (250–260 кгс/мм^2) зафиксированы в основаниях стенок, в которых достигается наибольшая скорость теплоотвода в подложку. По мере удаления от границы сплавления микротвердость сначала снижается, а потом выравнивается. В основной части стенок не происходит явного снижения или увеличения значений микротвердости, только у вершины стенки наблюдается небольшое их уменьшение. В массивной стенке значения микротвердости выше (230–245 кгс/мм^2), по сравнению с тонкой стенкой (205–230 кгс/мм^2). Это может быть связано с формированием более дисперсных областей δ-феррита (рис. 3*в*, *г*).

Следует отметить, что присутствует разброс значений микротвердости. На рис. 4*а* (ниже основной кривой) приведен график более детальных измерений микротвердости в тонкой стенке на расстоянии ≈ 4–7 мм от границы сплавления. Видно, что максимальные значения микротвердости (225 кгс/мм^2) достигаются в участках структуры,

содержащей зернистый δ-феррит, а более низкие значения соответствуют участкам с δ-ферритом скелетной морфологии (205 кгс/мм^2). По мере приближения к вершине стенки (60–70 мм от границы сплавления) разброс значений микротвердости уменьшается. Можно заключить, что разброс значений микротвердости связан с формированием разного типа δ-феррита в структуре.



а *б*

Рис. 4. Механические свойства образцов из тонкой (1) и массивной (2) стенок после 3D-печати: *а* – распределение микротвердости; *б* – диаграммы статического растяжения

Испытания на статическое растяжение

На диаграммах растяжения (рис. 4*б*) приведены характерные кривые растяжения для горизонтальных образцов, вырезанных из тонкой и массивной стенок (рис. 1*а*, *б*). Видно, что механические свойства образцов из тонкой стенки ниже (σ_{02} = (345 ± 25) МПа; σ_B = (575 ± 25) МПа, ε = (28 ± 1) %), по сравнению с массивной стенкой (σ_{02} = (440 ± 20) МПа; σ_B = (635 ± 25) МПа, ε = (33 ± 1) %). Механические свойства образцы из массивной стенки превышают аналогичные значения, полученные для проволоки Св-04Х19Н11М3 в соответствии с ГОСТ 22-46-70 (σ_{02} = (320 ± 20) МПа; σ_B = (585 ± 25) МПа, ε = (35 ± 1) %), и стали 316L с близким химическим составом (σ_{02} = (170 ± 20) МПа; σ_B = (485 ± 25) МПа, ε = (40 ± 1) %). Значения показателей образцов из тонкой стенки находятся ниже стандартных характеристик проволоки Св-04Х19Н11М3 и стали 316L.

Более высокая прочность образцов из массивной стенки связана с более мелкозернистой аустенитной структурой и более дисперсными участками δ-феррита (зернистого и реечного). В работе [6] также отмечали, что более высокую прочность аустенитной хромоникелевой стали обеспечивает большая доля δ-феррита в структуре.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проведены исследования структуры и механических свойств разнотолщинных изделий, напечатанных с помощью аддитивной электродуговой технологии проволокой из аустенитной нержавеющей стали СВ-04Х19Н11М3.

1) Показано, что тонкая и массивная стенки характеризуется присутствием повторяющихся участков с неоднородной структурой, формирующихся при нанесении каждого слоя. Микроструктура в них отличается формой аустенитных зерен и разным типом d-феррита. У границы сплавления слоя преобладает столбчатый и зернистый d-феррит, в верхних участках слоя формируется δ-феррит скелетной морфологии.

2) Обнаружено, что при увеличении толщины стенки и степени тепловложения в микроструктуре увеличивается доля зернистого и реечного δ-феррита, а доля δ-феррита столбчатой и скелетной морфологии уменьшается.

3) Выявлено, что значения микротвердости выше в массивной стенке. Это может быть связано с формированием более дисперсных областей δ-феррита. Прочностные и пластичные свойства образцов из массивной стенки также превышают аналогичные значения образцов из тонкой стенки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00827.

ЛИТЕРАТУРА

1. Lin, Y.-T. Comparing the Performance of Rolled Steel and 3D-Printed 316L Stainless Steel / Y.-T. Lin, M.-Y. Tsai, S.-Y. Yen. // Micromachines. – 2024. – Vol. 15, № 3. – Pp. 353. – DOI: 10.3390/mi15030353.
2. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy [et al.] // Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – Pp. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Astafurov, S. Phase Composition of Austenitic Stainless Steels in Additive Manufacturing: A Review / S. Astafurov, E. Astafurova // Metals. – 2021. – Vol. 11, № 7. – Pp. 1052. – DOI: 10.3390/met11071052.
4. Microstructure and Micromechanical Properties of Delta Ferrite Morphologies in Wire Arc Additive Manufacturing 316LSi Austenitic Stainless Steel / S. Aberkane [et al.] // Metallography, Microstructure, and Analysis. – 2025. – Vol. 14. – Pp. 1–14. – DOI: 10.1007/s13632-025-01187-1.
5. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment / E. G. Astafurova [et al.] // Journal of Materials Science. – 2020. – Vol. 55, № 21. – Pp. 9211–9224. – DOI: 10.1007/s10853-020-04626-6.
6. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S. Y. Tarasov [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 99, № 9–12. – Pp. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2641-3.
7. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of a Wire-Arc Additive Manufactured Austenitic Stainless Steel: Effect of Processing Parameter / P. Long [et al.] // Materials. – 2021. – Vol. 14, № 7. – Pp. 1681. – DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Influence of low heat input by CMT powered WAAM on attaining the microstructural and mechanical homogeneity of printed 304 SS cylindrical component / M. S. Kumar [et al.] // Results in Engineering. – 2024. – Vol. 21. – Pp. 101846. – DOI: 10.1016/j.rineng.2024.101846.
9. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing / C. Wang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 796. – Pp. 140006. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140006.
10. Air-Cooling Influence on Wire Arc Additive Manufactured Surfaces / W. Hackenhaar [et al.] // Key Engineering Materials. – 2019. – Vol. 813. – Pp. 241–247. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.813.241.
11. Microstructure and corrosion resistance of arc additive manufactured 316L stainless steel / K. Yang [et al.] // Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition. – 2020. – Vol. 35, № 5. – Pp. 930–936. – DOI: 10.1007/s11595-020-2347-0.
12. Wang, L. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel / L. Wang, J. Xue, Q. Wang // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 751. – Pp. 183–190. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.078
13. Fatigue crack growth anisotropy, texture and residual stress in austenitic steel made by wire and arc additive manufacturing / J. V. Gordon [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 724. – Pp. 431–438. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.075.
14. Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel / L. P. Belotti [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2022. – Vol. 299. – Pp. 117373. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117373.
15. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing / X. Chen [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 703. – Pp. 567–577. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.024.

REFERENCES

1. Lin Y.-T., Tsai M.-Y., Yen S.-Y. Comparing the Performance of Rolled Steel and 3D-Printed 316L Stainless Steel. *Micromachine*s, 2024, vol. 15, iss. 3, pp. 353. DOI: 10.3390/mi15030353.
2. DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Astafurov S., Astafurova E. Phase Composition of Austenitic Stainless Steels in Additive Manufacturing: A Review. *Metals*, 2021, vol. 11, iss. 7, pp. 1052. DOI: 10.3390/met11071052.
4. Aberkane S., Mehdi B., Badji R., Merabti H., Khereddine A. Y. Microstructure and Micromechanical Properties of Delta Ferrite Morphologies in Wire Arc Additive Manufacturing 316LSi Austenitic Stainless Steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2025, vol. 14, pp. 1–14. DOI: 10.1007/s13632-025-01187-1.
5. Astafurova E. G., Panchenko M. Y., Moskvina V. A., Maier G. G., Astafurov S. V., Melnikov E. V., Fortuna A. S., Reunova K. A., Rubtsov V. E., Kolubaev E. A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55, iss. 21, pp. 9211–9224, DOI: 10.1007/s10853-020-04626-6.
6. Tarasov S. Y., Filippov A. V., Savchenko N. L., Fortuna S. V., Rubtsov V. E., Kolubaev E. A., Psakhie S. G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, iss. 9–12, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2641-3.
7. Long P., Wen D., Min J., Zheng Z., Li J., Liu Y. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of a Wire-Arc Additive Manufactured Austenitic Stainless Steel: Effect of Processing Parameter. *Materials*, 2021, vol. 14, iss. 7, pp. 1681. DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Kumar M. S., Yang C.-H., Aravinthan V., Adediran A. A., Begum S. R., Vasumathi M., Jen T. C. Influence of low heat input by CMT powered WAAM on attaining the microstructural and mechanical homogeneity of printed 304 SS cylindrical component. *Results in Engineering*, 2024, vol. 21, pp. 101846. DOI: 10.1016/j.rineng.2024.101846.
9. Wang C., Liu T. G., Zhu P., Lu Y. H., Shoji T. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering:* A, 2020, vol. 796, pp. 140006. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140006.
10. Hackenhaar W., Montevecchi F., Scippa A., Campatelli G. Air-Cooling Influence on Wire Arc Additive Manufactured Surfaces. *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 813, pp. 241–247, DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.813.241.
11. Yang K., Wang Q., Qu Y., Jiang Y., Bao Y. Microstructure and corrosion resistance of arc additive manufactured 316L stainless steel. Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition, 2020, vol. 35, iss. 5, pp. 930–936. DOI: 10.1007/s11595-020-2347-0.
12. Wang L., Xue J., Wang Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 751, pp. 183–190. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.078.
13. Gordon J. V., Haden C. V., Nied H. F., Vinci R. P., Harlow D. G. Fatigue crack growth anisotropy, texture and residual stress in austenitic steel made by wire and arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 724, pp. 431–438. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.075.
14. Belotti L. P., Van Dommelen J. A. W., Geers M. G. D., Goulas C., Ya W., Hoefnagels M. Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, vol. 299, pp. 117373. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117373.
15. Chen X., Li J., Cheng X., He B., Wang H., Huang Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 703, pp. 567–577. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.024.

Статья поступила в редакцию 16.05.2025 г.

УДК 621.9.048.7: 621.79.02: 621.373.8

О ВЛИЯНИИ ЛАЗЕРНОЙ ОЧИСТКИ ОКСИДНЫХ И УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ПЛЕНОК С ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ НА СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛА ОСНОВЫ

О. Г. Девойно, А. В. Горбунов, В. К. Шелег,
Д. А. Шпакевич, А. С. Лапковский,
А. Ю. Рудницкий, Л. И. Пилецкая

Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Проведена сравнительная оценка влияния лазерной очистки (ЛО) поверхности металлических конструкционных материалов от оксидных слоев и углеродсодержащих органических полимеров на состояние металла основы. На примере пластинчатых образцов из конструкционных сталей показано, что для варианта процесса очистки с использованием экспериментальной системы с лазером непрерывного действия при удалении органических пленок (толщиной около 100 мкм), по сравнению с очисткой от оксидной окалины, достаточно легко обеспечить условия для реализации эффекта одновременного удаления исходного органического покрытия и создания существенно упрочненного слоя на стальной поверхности толщиной не менее, чем 80 мкм, причем для случая использования как основы стали типа 65Г, но не для случая низкоуглеродистых сталей. Обеспечиваемая при этом степень упрочнения, т. е. увеличения микротвердости поверхностного слоя металла (относительно стали в глубине образца) после ЛО, находится по полученным данным в интервале k_s = 1,9–2,9. Наибольший уровень упрочнения поверхности основы ($k_s \approx 2,9$) достигается при мощности лазерного нагрева в сканируемом по поверхности пятне не менее, чем 300 Вт (при побочном эффекте частичного оплавления стали после удаления органической пленки), и в данном режиме наблюдается уровень удельных энергозатрат около 920 Дж/(см^2 пленки) при диапазоне оценочного безразмерного параметра K_P для процесса нагрева – 350–500. Меньшая же степень упрочнения, как найдено, может быть получена в режимах с мощностью нагрева не выше 200 Вт, но при повышенных энергозатратах и при этом без побочного эффекта оплавления стальной основы. Полученные нами результаты по возможности варьирования физико-механических свойств очищаемой стальной поверхности создают предпосылки для дальнейшего промышленного использования данного комбинированного способа очистки деталей и упрочнения их поверхности.

Ключевые слова: лазерная очистка поверхности, оксидные слои, углеродсодержащие органические пленки, конструкционные стали и сплавы, микротвердость и морфология поверхности, степень упрочнения основы, технологические и энергетические характеристики, энергозатраты

ABOUT THE EFFECT OF LASER CLEANING OF OXIDIC AND CARBON-CONTAINING FILMS FROM THE SURFACE OF STRUCTURAL STEELS ON THE STATE OF SUBSTRATE MATERIAL

O. G. Devoino, A. V. Gorbunov, V. K. Sheleg,
D. A. Shpakevitch, A. S. Lapkovsky,
A. Y. Roudnitsky, L. I. Piletskaya

Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

A comparative assessment of the effect of laser cleaning (LC) of the surface of metal structural materials from oxide layers and carbon-containing organic polymers on the state of metal substrate was carried out. Using plate samples made of structural steels as an example, it is shown that for the cleaning process variant using the experimental system with continuous wave laser to remove organic films (near 100 μm thickness), compared to the cleaning from oxide scale, it is quite easy to ensure conditions for realization of the effect of simultaneous removal of the initial organic coating and formation of significantly strengthened layer on the steel surface with a thickness of at least 80 μm, and this for the case of using steel 65Mn-type as substrate, but not for low-carbon steels. The degree of strengthening obtained in this case, i.e. an increase in the microhardness of the metal surface layer (relative to the steel in the sample depth) after the LC, is, according to the data obtained, in the range of k_s = 1,9–2,9. The highest level of strengthening of the substrate surface ($k_s \approx 2.9$) is achieved with a laser heating power in the spot scanned over the surface of at least 300 W (with a by-effect of partial melting of the steel after removing the organic film), and in this regime, a level of specific energy consumption of about 920 J/(cm^2 of film) is observed with a range of estimated dimensionless parameter K_p for the heating process of 350–500. A lower degree of the strengthening, as found, can be obtained in the regimes with heating power ≤ 200 W, but at increased energy consumption and without the by-effect of melting of the substrate. The results obtained regarding the possibility to variate the physical and mechanical properties of the cleaned steel surface create a background for further industrial use of this combined method for cleaning parts and surface strengthening them.

Key words: laser surface cleaning, oxide layers, carbon-containing organic films, structural steels and alloys, surface microhardness and morphology, degree of strengthening of steel substrate, spring steel, operating and energy characteristics of process, energy consumption

e-mail: scvdmed@bntu.by

ВВЕДЕНИЕ

К настоящему времени в ряде исследований показана высокая перспективность технологий лазерной очистки (ЛО) органических и неорганических слоев и покрытий, в т. ч. благодаря возможности их применения для обработки большого количества конструкционных сталей и сплавов, а также благодаря тому, что лежащие в их основе быстропротекающие процессы происходят в зоне лазерного воздействия на поверхность

с высокой интенсивностью и энергонапряженностью (до 3 МДж/м^2 и более) [1–3]. Для ЛО используются лазеры как импульсного действия, так и непрерывного (*CW = continuous wave*). При этом в области ЛО-технологий, как показано в последние годы, одним из наиболее новых технических вариантов является разработка комбинированных процессов, сочетающих в себе как удаление с металлических изделий или заготовок подлежащих очистке слоев или пленок, так и модифицирование поверхности металла (с улучшением его физико-механических свойств) в ходе данной очистной операции [2, 4–10].

Нами проведен анализ информации по влиянию процессов ЛО-оксидных слоев и углеродсодержащих органических пленок с металлических конструкционных материалов на состояние металла основы, в частности, на ее физико-механические свойства после проведения очистки. По опубликованным данным (табл. 1) к наиболее перспективным вариантам в этом направлении с точки зрения повышения микротвердости и износостойкости поверхности в результате ЛО относятся некоторые конструкционные углеродистые стали и алюминиевые сплавы – в силу возможности реализации в них (при оптимальном для конкретного технологического режима типе лазера (*CW*-типа или импульсного действия) и параметрах процесса) механизма закалки неравновесной кристаллической структуры за счет рационального сочетания скоростей нагревания и охлаждения поверхности металла.

С учетом вышеуказанного, проведение специальной оценки влияния лазерной очистки поверхности сталей и сплавов от оксидных слоев и углеродсодержащих (представляющих собой, обычно, полимерные органические вещества) пленок на состояние (в том числе твердость и структуру) металла основы было выбрано нами как задача настоящей работы – на примере образцов из конструкционной стали. При этом, для варианта очистки с удалением органических пленок получение новых результатов в данном направлении и их научный анализ особенно важны из-за ограниченного объема экспериментальной информации, опубликованной к данному моменту в литературе.

Табл. 1

Разрабатываемые технологии лазерной очистки поверхности сталей и сплавов от оксидных или от органических слоев, в которых показан дополнительный эффект модификации или упрочнения металла основы

N°	Материал обрабатываемого изделия	Область применения изделия, цель обработки	Состав удаляемого при очистке слоя, производительность	Вид и параметры ЛО	Разработчик, источник информации	Результат процесса очистки
1	2	3	4	5	6	7
1	Низколегированная конструкционная сталь Q345, пластинчатые образцы	Ремонт прокорродировавших и загрязненных узлов механического оборудования горнодобывающей техники	Слой ржавчины и органических загрязнений; скорость очистки загрязненного слоя 3 мм/с	Импульсный твердотельный лазер с мощностью P = 200–300 Вт, оптимальные параметры: мощность 280 Вт, частота импульсов f = 10 кГц, длительность импульса t_P = 84 нс, и степени перекрытия пятна ЛИ на поверхности – 70 %	КНР, 2020 г. [4]	Поверхность после удаления загрязненного слоя имеет на 60 % большую микротвердость и на 63 % лучшую коррозионную стойкость, по сравнению с исходной сталью
2	Армированные композиты со слоем краски и металлическим покрытием под ним	Ремонт авиационной техники, очистка от слоя краски на молниезащитном электропроводном покрытии на обшивке самолета и упрочнение покрытия	Полимерная органическая краска	Двухстадийная ЛО: импульсным ИК-лазером высокой мощности (до 300 Вт) с низкой частотой и широкими импульсами (до 200 нс), затем лазером низкой мощности с высокой частотой и короткими импульсами	КНР, 2022 г. [5]	Удаление слоя краски, не повреждая металлическое покрытие под ним, и увеличение его прочности и проводимости
3	Алюминиевые сплавы, в т. ч. высокопрочный сплав 7050	Металлоизделия авиационной техники для морской атмосферы, техобслуживание для очистки от коррозионных слоев и упрочнения поверхности после нее	Пленка на основе Al_2O_3 с примесями	Импульсная ЛО с низкой t_P = 10–20 нс и плотностью мощности ЛИ 20–100 ГВт/см^2.	КНР, 2023 г. [6]	Двойной эффект удаления коррозионного слоя и повышения усталостной прочности поверхности металла (сплава Al)

Окончание табл. 1

1	2	3	4	5	6	7
4	Алюминиевый сплав 7050, листы	Высокоскоростной железнодорожный транспорт, очистка поверхности деталей (типа букса) из Al-сплава для их упрочнения	Слой на основе Al_2O_3 с примесью Mg	Импульсный ИК-лазер с P = 120 Вт, f = 80–1000 кГц, t_P = 10–350 нс	КНР, 2019 г. [7]	Повышение микротвердости поверхности (в 1,5 раза), с образованием закаленного слоя до 30 мкм
5	Углеродистая сталь Q345	Изделия машиностроения, удаление поврежденных слоев краски и улучшение поверхности	Черная полимерная краска	Импульсный лазер с P = 100 Вт, f = 100 кГц, t_P = 400 нс	КНР, 2020 г. [8]	Повышение микротвердости поверхности примерно в 2,0 раза
6	Углеродистая сталь марки 20 (КНР)	Судостроение, ремонт окисленных металлических поверхностей	Слой ржавчины	Импульсный лазер с плотностью ЛИ (флюенс) – 4,3 Дж/см^2	КНР, 2024 г. [9]	Повышение микротвердости поверхности в 1,4 раза
7	Нержавеющая сталь SUS310S и алюминиевый сплав 6061	Изделия для машино- и судостроения, требующие сварки деталей из алюминиевых сплавов и сталей, улучшение качества сварных швов при лазерной сварке внахлестку	Тонкие пленки – на основе фаз смеси оксидов Fe, Ni, Cr; и фазы Al_2O_3	Импульсный волоконный лазер ИК-диапазона, мощность 200 Вт, линейная скорость ЛО до 5,0 м/с	КНР, 2021 г. [10]	Удаление оксидов и обеспечение повышенной прочности сварного шва на растяжение (на 54 %) за счет эффекта образования шва в форме «ямочной рыбьей чешуи»

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Поскольку для подгруппы технологий ЛО, выполняемых с удалением органических пленок с металлических деталей и с одновременным эффектом изменения функциональных механических свойств их поверхности, опубликованная информация минимальна, то нами была проведена отдельная экспериментальная серия именно в данном направлении, с использованием углеродсодержащих полимерных лакокрасочных покрытий (ЛКП) (алкидного типа, как достаточно типичных защитно-декоративных покрытий, периодически требующего замены на производственных и других объекта) на образцах из конструкционных сталей двух видов – низкоуглеродистой Ст3 и рессорно-пружинной 65Г. При этом для опытов в режимах ЛО была применена установка (рис. 1) с волоконным твердотельным лазером непрерывного действия модели ЛС-2 с мощностью лазерного излучения (ЛИ) – от 0,5 до 10 кВт.

Для характеризации физико-механического состояния металла основы после ЛО был проведен эксперимент для варианта пластинчатых стальных образцов после очистки с удалением пленок алкидного ЛКП. В данной серии опытов использованы ЛКП синего цвета (на образцах из стали Ст3) и черного цвета (на образцах из стали 65Г) с толщиной пленок, близкой к 100 мкм (рис. 2 и 3). Для измерения параметров образцов (в т. ч. толщины слоев и текстуры поверхностей), подвергаемых ЛО, использован оптический металлографический микроскоп ADF I350 (компании ADF (КНР), с цифровой камерой Аксалит Софт, РФ), дающий увеличение до 2000 раз, и ультразвуковой толщиномер JITAI5100 (КНР) для определения диэлектрических слоев на сталях. Подготовка микрошлифов образцов перед измерениями проведена с помощью металлографического комплекса с модулем Kason-59-HV (КНР). Он был использован как микротвердомер при измерениях локальных значений твердости по шкале Виккерса, в соответствии с ГОСТ 9450–76. В табл. 2 дан набор основных режимных параметров для ряда использованных режимов удаления ЛКП. На рис. 3–5 и в табл. 3 приведены примеры полученных данных по морфологии очищенных поверхностей и по микротвердости образцов как в приповерхностном слое, подвергшемся упрочнению одновременно с удалением пленки исходного ЛКП, так и в более глубоких слоях металла, не входящих в зону термического влияния от области нагрева поверхности.

По полученным на примере режимов очистки стальных образцов данным было найдено, что для варианта процесса ЛО с использованием системы с лазером непрерывного действия (т. е. *CW*-вида) при удалении именно органических пленок (со средней толщиной ЛКП ~ 100 мкм) достигается стабильная реализация одновременного удаления пленки и формирования на стальной поверхности упрочненного слоя с повышенной микротвердостью (до ~ 800 единиц HV по шкале Виккерса, т. е. ≃ 7870 МПа) толщиной по крайней мере 80 мкм. Такой комбинированный эффект достигается в процессе ЛО с использованием как основы стали 65Г и не достигается при ЛО низкоуглеродистых сталей от пленки из аналогичного алкидного ЛКП (так микротвердость для поверхности образцов из этих сталей после ЛО находится на том же уровне $H \leq 2000$ МПа, что и у исходного образца до проведения ЛО). Также существенно, что при проведении ЛО от оксидной окалины на образцах из сталей марок 65Г, Ст3 и сталь 45 (пример на рис. 3*в*) очистка FeO_x-окалины нашим *CW*-лазером ЛС-2 приводит, как правило, к более сильному оплавлению стальной основы, по сравнению с рассмотренными режимами ЛО от ЛКП-пленок.

Далее для приближенного анализа экспериментальных результатов нами была рассмотрена возможность использования некоторых расчетных параметров лазерной очистки слоёв, образованных органическими компонентами (в т. ч. пленками ЛКП).

С учетом подхода, использующего методы теории подобия и использованного ранее в расчетах теплообмена и энергозатрат в технологиях лазерного селективного

плавления и спекания порошков (в которых пятно нагрева от *CW*-лазера перемещалось по поверхности с постоянной скоростью и с почти неизменной массой материала в зоне нагрева и плавления), плазменного напыления керамических и металлических порошков, лазерного оплавления (с закалкой), лазерной и плазменной резки и сварки сталей, а также в системах с нагревом металлических поверхностей при их контактном трении без плавления [11–17], для приближенной оценки энерготехнологических характеристик ЛО могут быть применены безразмерные параметры:

а) тепловое число Пекле Pe (достаточно широко применяющееся как в расчетах по гидрогазодинамике, так и в механике деформируемого твердого тела) или же, вместо него, совпадающий с ним по форме безразмерный параметр (который для простоты может быть обозначен, например, как K_p), выражаемый как нормированная (по коэффициенту температуропроводности материала слоя) скорость лазерной обработки слоя (например, органического);

б) безразмерную мощность поглощенного материалом ЛИ W_{lp} :

$$K_p = \frac{vd_s}{a} = \frac{G_w}{a} \quad (1)$$

$$W_{lp} = \frac{P_0 A}{\kappa \delta T_m}, \quad (2)$$

где G – скорость удаления слоя при ЛО (в м^2/с); v – линейная скорость сканирования лазерного луча по нагреваемой поверхности; d_s – диаметр пятна ЛИ на поверхности; P_0 – выходная мощность используемого лазера (до контакта пучка ЛИ с покрытием); A – коэффициент поглощения (оптический) излучения поверхностью нагреваемого слоя; δ, κ и a – это, соответственно, толщина слоя нагреваемого материала, его коэффициент теплопроводности и коэффициент температуропроводности; T_m – температура плавления (для металлической поверхности, как, например в [11]) или терморазложения (как в рассматриваемом нами случае нагрева органических пленок) нагреваемого слоя материала (точнее, тут больший физический смысл будет иметь эффект от разности между данной температурой T_m и начальной T_0 (≈ 300 K)). Коэффициент температуропроводности: $a = \kappa / (\rho \cdot c_p)$, где ρ и c_p – плотность и удельная теплоемкость (в Дж/(кг·К)) для слоя материала (ЛКП или иного), усредненные по рассматриваемому температурному интервалу.

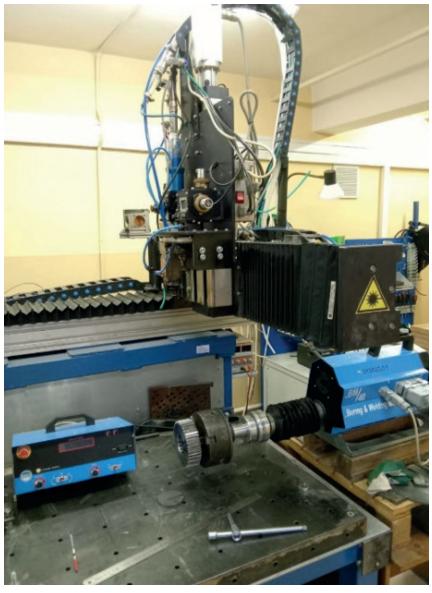


Рис. 1. Общий вид экспериментальной установки, использованной для лазерной очистки с лазером непрерывного действия, работающем при выходной мощности до 1,0 кВт

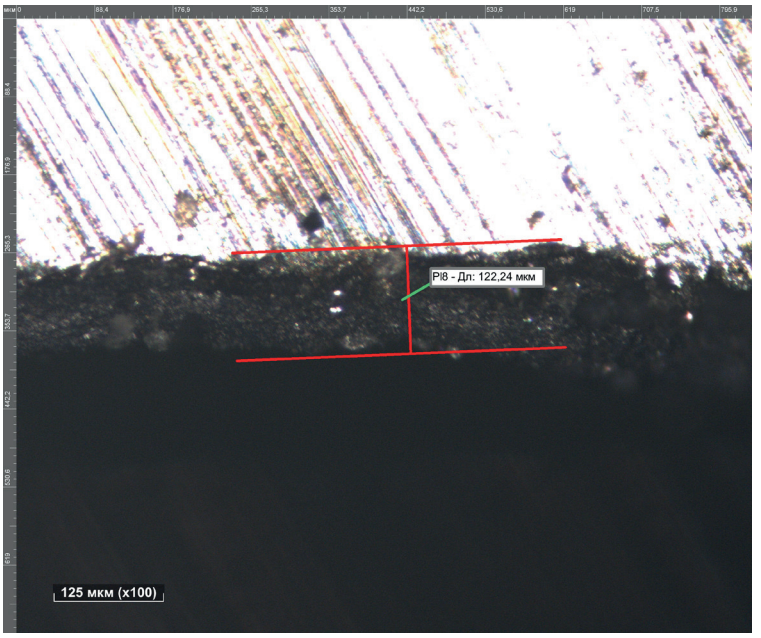
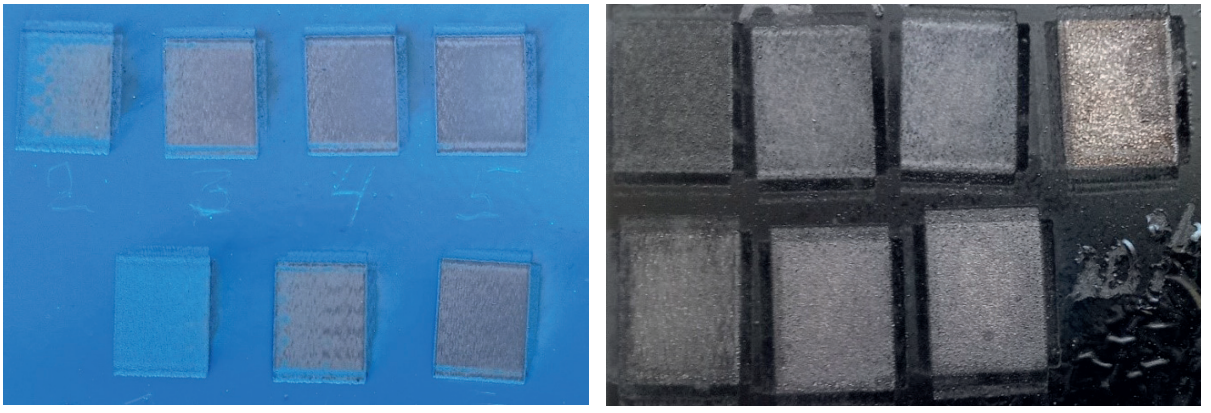


Рис. 2. Микроморфология участка поперечного микрошлифа пластинчатого образца из стали 65Г со слоем алкидного ЛКП толщиной до 122 мкм до начала лазерной очистки. Масштаб/репер на фото (слева внизу) равна 125 мкм



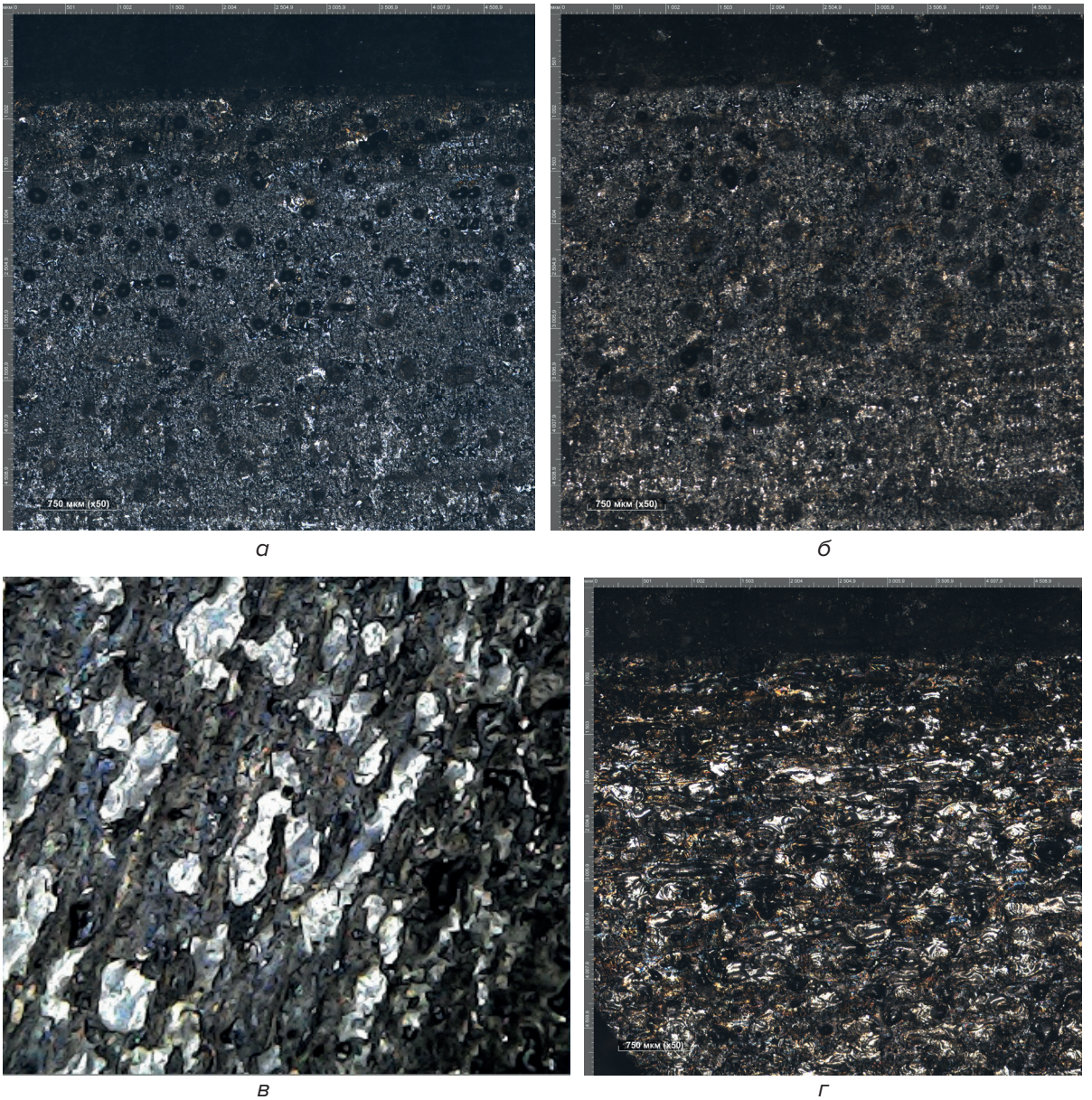
а *б*



в

Рис. 3. Макроморфология для очищенных (в разных режимах ЛО) участков: от ЛКП: *а* – на образце из стали марки Ст3; *б* – на образце из стали марки 65Г; от слоя оксидной окалины: *в* – на образце из стали марки Ст3

На рис. 3*б* в нижнем ряду второй и третий участки слева соответствуют режимам очистки № 2 и 3 по нижеприведенным табл. 2 и 3, а рис. 3*б* в верхнем ряду первый участок справа (в котором наблюдаются признаки частичного оплавления стальной поверхности) соответствует режиму очистки № 4 по табл. 2 и 3. Микроморфология поверхности данных участков после ЛО в режимах № 2, 3, 4 показана на рис. 4.



а *б*

в *г*

Рис. 4. Микроморфология поверхностей:
а – для очищенного участка № 2 (без оплавления при ЛО): мощность ОКГ непрерывного действия 200 Вт, 2 прохода; *б* – для очищенного участка № 3 (без оплавления при ЛО): мощность 200 Вт, 3 прохода; *в* – для очищенного участка № 4 (с частичным оплавлением при ЛО): мощность 300 Вт, 1 проход; *г* – для очищенного участка № 4 (с частичным оплавлением при ЛО): мощность 300 Вт, 1 проход, увеличение ×3 (по сравнению с *в*)).
Масштаб/репер (слева внизу) на фотографиях *а*, *б*, *в*: 750 мкм

Скорость лазерной очистки (в м^2/с), входящая в выражение для предложенного нами в данной работе (для предварительной апробации) параметра интенсивности обработки K_P (пригодного только для приближенной оценки энерготехнологических характеристик процесса ЛО без рассмотрения вклада отдельных теплофизических механизмов при нагреве в ходе очистки), в общем случае при стационарном режиме ЛО (без учета перекрытия (нахлестки)) составляет:

$$G_w = \frac{d_s^2}{t} = v d_s, \quad (3)$$

где t – время нагрева поверхности от начальной температуры (≈ 298 K) до температуры T_1 удаления слоя, S – его площадь (при направлении луча по нормали к поверхности $S = \pi d_s^2 / 4$), v – линейная скорость сканирования луча по поверхности.

Табл. 2

Параметры для режимов удаления слоя алкидного ЛКП (черного цвета) толщиной (102 ± 20) мкм участков на пластинчатых образцах (толщиной 6 мм) из стали марки 65Г в разных режимах ЛО с волоконным ОКГ непрерывного действия (*CW = continuous wave*) при диаметре пятна от луча ЛИ на поверхности образца d_s = 0,3 мм и ширине очищаемого участка *w* = 10 мм

N°	Параметр процесса ЛО	Номер очищаемого участка						
		1	2	3	4	5	6	7
1	Входная мощность ОКГ P_0, Вт	200	200	200	300	200	500	200
2	Задаваемая скорость смещения ОКГ по перпендикуляру к траектории луча ЛИ v_1 (перемещение по ширине (*w*) очищаемого участка), мм/с	2,5	2,5	2,5	2,5	3,33	2,5	1,67
3	Задаваемая частота *f* сканирования луча по его траектории (перемещение по длине (l = 13 мм) очищаемого участка с линейной скоростью $v_2 = l \cdot f$), с$^{-1}$; линейная скорость луча v_2, мм/с	50; 650	50; 650	50; 650	50; 650	50; 650	30; 390	50; 650
4	Длительность одного цикла ЛО для очищаемого прямоугольного участка поверхности пленки $t_{c\text{-}lc}$, с	4,0	4,0	4,0	4,0	3,0	4,0	6,0
5	Задаваемое количество повторных проходов луча по всему очищаемому (путем ЛО) участку *n*	1	2	3	1	2	1	2
6	Оценочная степень перекрытия (нахлестки) при сканировании луча по поверхности образца (по способу [18]) η, %	83,3	83,3	83,3	83,3	77,8	72,2	88,9
7	Число дорожек (частично перекрывающихся) n_s сканирования луча ЛИ на единицу площади	6,0	6,0	6,0	6,0	4,5	3,6	9,0
8	Степень очистки поверхности стали от ЛКП, % (по данным контроля под микроскопом)	85	100	100	100*	95**	100*	80

* – наблюдается частичное оплавление поверхности стали (за счет ее перегрева с плавлением микровыступов на ней) после полного ЛО-удаления слоя ЛКП;

** – возможно частичное термооксидирование поверхности стали и загрязнение ее продуктами пиролиза ЛКП при ЛО

В использованных нами режимах очистки эффективная поверхностная скорость ЛО от слоя ЛКП G_e (в мм^2/с), с учетом перекрытия (нахлестки) при сканировании луча ЛИ и количества повторных его проходов по очищаемому участку n, может быть приближенно найдена по видоизмененному, по сравнению с формулой (3), выражению (в котором обозначения величин в правой части – как в табл. 2):

$$G_e = \frac{v_1 l}{n} . \qquad (4)$$

Табл. 3

Значения микротвердости поверхности (по Виккерсу) для характерных режимов ЛО (с параметрами по табл. 2) пластинчатых образцов из стали 65Г от слоя полимерного алкидного ЛКП и оценочные энерготехнологические характеристики этих режимов

Параметр	Участки стальной поверхности, очищенные в режимах ЛО по табл. 2		
	№ 2	№ 3	№ 4
Iа. Средняя величина микротвердости в приповерхностном слое металла (до ~ 80 мкм) и ее интервал после проведения ЛО, в единицах HV (среднее значение по не менее, чем пяти измеренным точкам)	556 (485–665)	558 (423–658)	788 (735–816)
Iб. Средняя величина микротвердости в удаленном от поверхности слое металла (глубже, чем ~ 100 мкм) и ее интервал после ЛО, в единицах HV (среднее значение по не менее, чем пяти измеренным точкам)	295 (278–309)	293 (215–367)	268 (215–289)
Iв. Степень упрочнения k_s, т. е. увеличения микротвердости приповерхностного слоя металла (относительно металла в глубине образца) после ЛО	1,88	1,91	2,94
II. Энерготехнологические характеристики:			
1) Эффективная поверхностная скорость ЛО от слоя ЛКП G_e, мм^2/с	16,25	10,8	32,5
2) «Промежуточная» поверхностная скорость ЛО за один проход G_1, мм^2/с	32,5	32,5	32,5
3) Безразмерный параметр K_p, определяемый по значению G_e и по значению G_1	177–248; 354–497	117–165; 354–497	354–497; 354–497
4) Удельные энергозатраты на работу лазерной системы при ЛО EC_0, определяемые по G_e и по G_1 на единицу поверхности, Дж/(см^2 слоя ЛКП)	1231; 615,4	1846; 615,4	923,1; 923,1
5) Удельные энергозатраты лазерной системы при ЛО EC_{0V}, определяемые по G_e и по G_1 на единицу объема слоя ЛКП, МДж/(дм^3 ЛКП)	120,7; 60,33	181,0; 60,33	90,50; 90,50
6) Удельная мощность, поглощенная удаляемым при ЛО слоем ЛКП W_p (оценена по способу [11]), Вт/Вт	(0,9–1,35)·10^4	(0,9–1,35)·10^4	(1,35–2,02)·10^4
7) Безразмерный фактор теплопроводности для нагреваемой твердофазной структуры «органический (ЛКП) слой – металлическая основа» (предпочтительно определять по усредненным (в пределах рабочей температурной области) значениям к (при этом свойства стали 65Г в области T = 293–1073 К могут быть приняты по данным из Марочника сталей и сплавов): отношение $к_о/к_{ms}$	0,0067–0,010		

Примечания: $к_{ol}$ и $к_{ms}$ – коэффициенты теплопроводности для органического ЛКП-слоя и для стали, соответственно. Для наглядности нами были использованы значения свойств стали при фиксированной T = 873 К, близкой к приближенной температуре T_g полной газификации/пиролиза слоя ЛКП, как в [19].

Отметим также, что в расчетах энерготехнологических характеристик для различных режимов ЛО значение энергии поглощенного поверхностью материала излучения в общем виде целесообразно определять по выражению вида (в соответствии с данными [20]):

$$Q = (1 - R)\cdot I_o(x, y, t)\cdot \Lambda_s , \quad (5)$$

где R – коэффициент отражения ЛИ от поверхности; $I_o(x, y, t)$ – распределение энергии излучения лазерного пучка (до контакта с поверхностью) в двумерной системе координат (x, y) и во времени (t); коэффициент Λ_s (он приближенно равен 0,9 по [20] при моделировании ЛО в разных режимах) – это коэффициент экранирования поверхности от пучка ЛИ в зоне приповерхностной лазерно-индуцированной плазмы с примесью продуктов испарения (как вариант, пиролиза) материала поверхности, и таким образом данная величина Λ_s – это степень сохранения энергии лазерного пучка при прохождении его через зону приповерхностной плазмы.

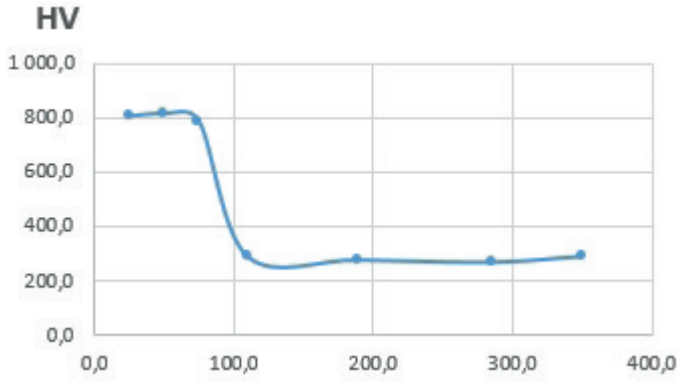


Рис. 5. Профиль локальных значений микротвердости по Виккерсу (*HV*) по глубине (*L* в мкм – по оси *X*) слоя пластины из стали 65Г, измеренный (на микрошлифе) для образца, подвергнутого лазерной очистке в характерном режиме удаления слоя ЛКП (режим № 2 по табл. 2 и 3)

С учетом (5) мощность излучения (в безразмерном варианте по (2)), поглощенного слоем нагретого и пиролизованного ЛКП, может быть найдена в виде:

$$W_{lp} = \frac{P_0 A \Lambda_s}{\kappa \delta T_m} \approx \frac{Q}{\kappa \delta T_m} . \quad (6)$$

Важные для оценки параметров ЛО от ЛКП физические свойства удаляемого слоя ЛКП: ρ и c_p – плотность слоя и его удельная теплоемкость, которые могут быть приняты (на примере двух красок полимерного типа) для расчетов по данным [21–22], как: ρ = 1700–1300 кг/м^3, c_p = 1,80–2,51 кДж/(кг·К). Для этих красок значения таких важных характеристик, как коэффициенты теплопроводности (к) и температуропроводности (a) составляют: 0,20–0,30 Вт/(м·К) и 0,0654–0,0919 мм^2/с, соответственно. При этом указанные свойства в [21–22] определены для типичных промышленных ЛКП с характерным для таких материалов содержанием порошковых наполнителей (типично, каолина или диоксида SiO_2) и пигментов и благодаря этому, по-видимому, могут быть приближенно приняты как близкие к свойствам в использованных нами ЛКП (параметры для процесса очистки которых приведены выше в табл. 2 и 3), для которых измерения теплопро-

водности ЛКП-слоя нами не проводились. Отметим также, что спектральный коэффициент поглощения для красок черного цвета, аналогичных использованной нами (в слоях ≥ 0,1 мм), в т. ч. акриловых и других полимерных сортов, находится обычно на уровне не ниже, чем A_s = 0,9 [23–24].

Таким образом, по полученным экспериментальным результатам выполнен краткий анализ различных вариантов данной разновидности ЛО-процесса, с использованием набора параметров, характеризующих эффективность режимов ЛО, в т. ч.: эффективная поверхностная скорость очистки G_e; безразмерный параметр интенсивности обработки K_P при нагреве при заданной скорости очистки; удельные энергозатраты на работу лазерной системы при ЛО на единицу поверхности и на единицу объема удаляемого слоя ЛКП, а также удельная мощность, поглощенная удаляемым слоем ЛКП W_p. Выявленный в подобранных нами режимах ЛО с сочетанием эффектов очистки и упрочнения поверхности уровень такой выходной характеристики, как степень упрочнения поверхности металла (относительно твердости ненагретой стали в глубине образца) после ЛО, находится в интервале k_s = 1,9–2,9 (табл. 3). При этом режим ЛО-процесса, дающий наибольшее упрочнение поверхности основы, что соответствует k_s около 2,9, требует мощности нагрева в пятне ЛИ на поверхности не менее, чем 300 Вт; и он характеризуется побочным эффектом частичного оплавления стали после удаления с нее ЛКП. В данном режиме наблюдается уровень удельных энергозатрат ≈ 920 Дж/(см^2 пленки) при диапазоне оценочного параметра интенсивности обработки (для процесса ЛО) K_P = 350–500 и при интервале удельной мощности W_p = (1,35–2,02)·10^4 Вт/Вт. Меньшая же степень упрочнения поверхности ($k_s \leq 1{,}91$) может быть получена в режимах с мощностью нагрева ≤ 200 Вт, что обеспечивается при повышенных энергозатратах (за счет не менее, чем двукратного повтора лазерного воздействия на весь очищаемый участок) около 1230 Дж/(см^2 пленки) и при этом без побочного эффекта оплавления стальной основы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведен анализ данных по влиянию процессов лазерной очистки (ЛО) поверхности конструкционных материалов от оксидных слоев и углеродсодержащих органических полимеров на состояние металла основы, в частности, на ее физико-механические свойства после проведения очистки. По опубликованной информации наиболее перспективными вариантами в этом направлении с точки зрения повышения механических свойств поверхности в результате ЛО являются некоторые конструкционные углеродистые стали и алюминиевые сплавы.

2. Поскольку для подгруппы технологий ЛО, выполняемых с удалением органических пленок с металлических деталей и с одновременным эффектом изменения функциональных механических свойств их поверхности, объем опубликованной информации весьма ограничен, то была проведена экспериментальная серия именно в данном направлении, с использованием углеродсодержащих полимерных ЛКП (алкидного типа) на образцах из конструкционных сталей двух видов – низкоуглеродистой Ст3 и рессорно-пружинной 65Г, с применением лазера непрерывного действия. Для сравнения нами также протестированы и режимы ЛО от окалины на аналогичных стальных образцах.

3. В целом полученный набор опытных данных и производных от них энерготехнологических параметров (оценочных значений) при ЛО свидетельствует о возможности варьирования физико-механических свойств очищаемой от органических пленок стальной поверхности (в частности, степени упрочнения k_s до 2,9), что в дальнейшем может быть использовано (не смотря на относительно высокий полученный уровень энергозатрат при ЛО на единицу объема удаляемой пленки ЛКП, по сравнению с рядом известных технологий лазерной очистки от органических и оксидных слоев без эффек-

та упрочнения металла основы [1, 3]) для промышленного использования данного комбинированного способа очистки деталей из стали типа 65Г и их упрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Deschênes, J. M. Empirical study of laser cleaning of rust, paint, and mill scale from steel surface / J. M. Deschênes // Materials Proces. Fundamentals. The Minerals, Metals & Materials Ser. – Springer, 2020. – Pp. 189–201.
2. Progress of laser cleaning technology from the perspective of Chinese patents / Z. Li [et al.] // Frontiers of Mechanical Engineering. – 2024. – Vol. 19 (6) : 44.
3. On Energy Efficiency Characteristics of Laser Erosion on Oxidic Surfaces of Carbon Steels, Cast Iron and Low-alloy Non-ferrous Alloys During Deoxidizing Cleaning. Part I. / O. G. Devoino [et al.] // Science and Technique. – 2025. – Vol. 24 (1). – pp. 12–23.
4. Investigation of the Surface Integrity of Q345 Steel After Nd: YAG Laser Cleaning of Oxidized Mining Parts / M. Ma [et al.] // Coatings. – 2020. – Vol. 10 (8) : 716.
5. Chinese patent CN114985939 / Method for removing paint on surface of carbon fiber reinforced resin-based composite material containing conductive layer // Inventors: Y. Shen [et al.]. Application: 2022-05-20.
6. Laser cleaning and strengthening combined machining method for aluminum alloy material : pat. CN 116162937A / J. Wu [et al.]. – Date of access: 04.04/2023.
7. A study of microstructure and mechanical properties of aluminum alloy using laser cleaning / T. Shi [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 42 (7). – Pp. 60–66.
8. Influence of ns-Laser Cleaning Parameters on the Removal of the Painted Layer and Selected Properties of the Base Metal / X. Li [et al.] // Materials. – 2020. – Vol. 13 (23) : 5363.
9. Effect of Different Laser Parameters on Surface Physical Characteristics and Corrosion Resistance of 20 Steel in Laser Cleaning / C. He [et al.] // Applied Sciences. – 2024. – Vol. 14 : 2058.
10. Effect of laser cleaning on mechanical properties of laser lap welded joint of SUS310S stainless steel and 6061 aluminum alloy / P. Wei [et al.] // Materials Letters. – 2021. – Vol. 291(1–2) : 129549.
11. Energy balance in high-quality cutting of steel by fiber and CO_2 lasers / V. M. Fomin [et al.] // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2017. – Vol. 58 (2). – Pp. 371–378.
12. Beam Shaping in Laser Powder Bed Fusion: Péclet Number and Dynamic Simulation / S. N. Grigoriev [et al.] // Metals. – 2022. – Vol. 12 : 722.
13. A study of low-power density laser welding process with evolution of free surface / E.-J. Ha [et al.] // International Journal of Heat and Fluid Flow. – 2005. – Vol. 26 (4). – P. 613–621.
14. Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-power Fiber Laser / M. S. F. de Lima [et al.] // Materials Research. – 2007. – Vol. 10 (4). – Pp. 461–467.
15. Evaluations of Ceramic Spraying Processes by Numerical Simulation / T. Sato [et al.] // Materials Transactions. – 2004. – Vol. 45 (6). – Pp. 1874–1879.
16. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies / D. G. Bansal [et al.] // Wear. – 2009. – Vol. 266 (7–8). – Pp. 721–732.
17. A Multi-scale Contact Temperature Model for Dry Sliding Rough Surfaces / J. Choudhry [et al.] // Tribology Letters. – 2021. – Vol. 69 : 128.
18. Effect of Nd:YAG Pulsed-Laser Welding Parameters on Melting Rate of GTD-111 Superalloy Joint / M. Taheri [et al] // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6 : 076549.
19. Review of 30 Years of Research Using the Chemical Percolation Devolatilization Model / T. H. Fletcher // Energy & Fuels. – 2019. – Vol. 33. – Pp. 12123−12153.
20. Finite element simulation of temperature field in laser cleaning of TA15 titanium alloy oxide film (in Chinese) / Z. Li [et al.] // Scientia Sinica Technologica. – 2022. – Vol. 52 (2). – Pp. 318–332.
21. Simulation and Experimental Study of Nanosecond Pulse Laser Removal of Epoxy Paint on 6061 Aluminum Alloy Surface / Y. Li [et al.] // Photonics. – 2024 – Vol. 11 (1) : 25.
22. Simulation of nanosecond laser cleaning the paint based on the thermal stress / Y. Lu [et al.] // Optik. – 2020. – Vol. 227 : 165589.
23. Huynh, M. Analyzing Reflectance Data for Various Black Paints and Coatings [Electronic resource] / M. Huynh. – Mode of access: https://www.sto.nato.int.MP-SET-277-12. – Date of access: 8.01.2025.
24. Soot-based coatings for solar cookers / H. Servín-Campuzano [et al.] // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. – 2019. – Vol. 138 (6). – Pp. 153–162.

REFERENCES

1. Deschênes, J. M. Empirical study of laser cleaning of rust, paint, and mill scale from steel surface. *Materials Proces. Fundamentals. The Minerals, Metals &Materials Ser.*, Springer, 2020, pp. 189–201.
2. Li Z., et al. Progress of laser cleaning technology from the perspective of Chinese patents. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2024, vol. 19 (6) : 44.
3. Devoino O. G., et al. On Energy Efficiency Characteristics of Laser Erosion on Oxidic Surfaces of Carbon Steels, Cast Iron and Low-alloy Non-ferrous Alloys During Deoxidizing Cleaning. Part I. *Science and Technique*, 2025, vol. 24 (1), pp. 12–23.
4. Ma M., et al. Investigation of the Surface Integrity of Q345 Steel After Nd:YAG Laser Cleaning of Oxidized Mining Parts. *Coatings*, 2020, vol. 10 (8) : 716.
5. Shen Y., et al. *Method for removing paint on surface of carbon fiber reinforced resin-based composite material containing conductive layer.* Patent CN 114985939, 2022.
6. Wu J., et al. *Laser cleaning and strengthening combined machining method for aluminum alloy material.* Patent CN 116162937A, 2023.
7. Shi T., et al. A study of microstructure and mechanical properties of aluminum alloy using laser cleaning. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 42 (7), pp. 60–66.
8. Li X., et al. Influence of ns-Laser Cleaning Parameters on the Removal of the Painted Layer and Selected Properties of the Base Metal. *Materials*, 2020, vol. 13 (23) : 5363.
9. He C., et al. Effect of Different Laser Parameters on Surface Physical Characteristics and Corrosion Resistance of 20 Steel in Laser Cleaning. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 : 2058.
10. Wei P., et al. Effect of laser cleaning on mechanical properties of laser lap welded joint of SUS310S stainless steel and 6061 aluminum alloy. *Materials Letters*, 2021, vol. 291 (1–2) : 129549.
11. Fomin V. M., et al. Energy balance in high-quality cutting of steel by fiber and CO_2 lasers. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2017, vol. 58 (2), pp. 371–378.
12. Grigoriev S. N., et al. Beam Shaping in Laser Powder Bed Fusion: Péclet Number and Dynamic Simulation. *Metals*, 2022, vol. 12 : 722.
13. Ha E.-J., et al. A study of low-power density laser welding process with evolution of free surface. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 2005, vol. 26 (4), pp. 613–621.
14. M.S.F. de Lima, et al. Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-power Fiber Laser. *Materials Research*, 2007, vol. 10 (4), pp. 461–467.
15. Sato T., et al. Evaluations of Ceramic Spraying Processes by Numerical Simulation. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45 (6), pp. 1874–1879.
16. Bansal D. G., et al. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies. *Wear*, 2009, vol. 266 (7–8), pp. 721–732.
17. Choudhry J., et al. A Multi-scale Contact Temperature Model for Dry Sliding Rough Surfaces. *Tribology Letters*, 2021, vol. 69 : 128.
18. Taheri M., et al. Effect of Nd: YAG Pulsed-Laser Welding Parameters on Melting Rate of GTD-111 Superalloy Joint. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6 : 076549.
19. Fletcher T. H. Review of 30 Years of Research Using the Chemical Percolation Devolatilization Model. *Energy & Fuels*, 2019, vol. 33, pp. 12123−12153.
20. Li Z., et al. Finite element simulation of temperature field in laser cleaning of TA15 titanium alloy oxide film (in Chinese). *Scientia Sinica Technologica*, 2022, vol. 52 (2), pp. 318–332.
21. Li Y., et al. Simulation and Experimental Study of Nanosecond Pulse Laser Removal of Epoxy Paint on 6061 Aluminum Alloy Surface. *Photonics*, 2024, vol. 11 (1) : 25.
22. Lu Y., et al. Simulation of nanosecond laser cleaning the paint based on the thermal stress. *Optik*, 2020, vol. 227 : 165589.
23. Huynh M. *Analyzing Reflectance Data for Various Black Paints and Coatings*. Available at: https://www.sto.nato.int.MP-SET-277-12 (accessed 08.01.2025).
24. Servín-Campuzano H., et al. Soot-based coatings for solar cookers. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2019, vol. 138 (6), pp. 153–162.

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 621. 793: 621.9.048.7

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ НА ДЕТАЛЯХ ИЗ СТАЛИ 65Г ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ В РЕЖИМЕ «КИНЖАЛЬНОГО» ПРОПЛАВЛЕНИЯ

О. Г. Девойно, А. Ю. Рудницкий, А. В. Горбунов,
И. А. Королецкий, П. Э. Ратников

Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Приведены результаты исследований влияния параметров лазерной закалки в режимах «кинжального» проплавления на формирование упрочненного слоя на плоских деталях из рессорно-пружинной стали 65Г. Исследованы геометрические параметры зон проплавления и влияние режимов обработки на микротвердость и градиент свойств в проплавленной области. Получена информация по зависимости площади упрочненной зоны от скорости обработки (v) и влиянию режимов на достигнутую микротвердость (находится в диапазоне от 840 до 925 HV). Установлено, что при лазерной закалке возможно формирование структур с управляемым градиентом свойств, за счет формы зоны термического воздействия и изменения шага обработки стали. Как оптимальная задаваемая линейная скорость обработки, при которой обеспечивается получение оптимального отношения площади зоны «кинжального» упрочнения и её микротвердости, может быть принят уровень v = 20 мм/с. Анализ приближенных значений технологических и энергетических характеристик для основных режимов поверхностного «кинжального» проплавления позволил дополнительно оценить предпочтительные условия для достижения как достаточно высокого уровня механических свойств, так и минимальных энергозатрат на единицу обрабатываемой поверхности и энергозатрат на единицу площади полученной зоны проплавления в изученных образцах (они достигаются при скорости сканирования луча 30 мм/с). Показано, что управление режимными параметрами лазерной обработки позволяет варьировать физико-механические свойства закаленной поверхности стали и за счет этого создает возможность для промышленного внедрения данного метода упрочнения деталей.

Ключевые слова: упрочненные слои, стальные детали, градиентная структура, рессорно-пружинная сталь, лазерная закалка, «кинжальное» проплавление, микротвердость поверхности, технологические и энергетические характеристики процесса, скорость сканирования луча лазера

FORMATION OF A GRADIENT STRUCTURE OF STRENGTHENED LAYER ON PARTS FROM 65G STEEL DURING THE REALIZATION OF THE LASER HARDFACING PROCESS IN "KEY HOLE" MELTING REGIME

O. G. Devoino, A. Y. Roudnitsky, A. V. Gorbunov,
I. A. Koroletsky, P. E. Ratnikov

Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

The paper presents the results of investigation of the effect of laser surface hardening parameters in the regimes of "key holer" melting on the formation of a strengthened layer on the plate parts from 65G structural spring steel. The geometric parameters of the local melting zones and the effect of the processing regimes on the microhardness and properties gradient in the obtained melted area were investigated, and information was obtained on the dependence of the strengthened zone area on the processing speed (v) and on the effect of the regimes on achieved microhardness (in the range from 840 to 925 HV). It was found, that the structures with a controlled gradient of properties can be formed during the laser hardening due to the shape of heat-affected zone and a change in the processing step for the steel. The level of v = 20 mm/s can be accepted as the preferred specified linear processing speed, which ensures the optimal ratio of the area of narrow "key hole" hardening zone and its microhardness. The analysis of estimated values of auxiliary operating and energy characteristics for the main regimes of the surface "key hole" melting allows to further evaluate the preferred conditions to achieve both a sufficiently high level of mechanical properties and optimal energy consumption per unit of the processed surface, and energy consumption per unit of area of the obtained narrow melting zone in the investigated samples (which is achieved at a laser beam scanning speed of 30 mm/s). It is shown that control of operating parameters of the laser processing allows to vary the physical and mechanical properties of the hardening steel surface, and due to this gives the opportunity for industrial-scale realization of this method for the parts strengthening.

Key words: strengthened layers, steel parts, gradient structure, spring steel, laser *hardening*, "dagger" melting, surface microhardness, process operating and energy characteristics, laser beam scanning speed

e-mail: scvdmed@bntu.by

ВВЕДЕНИЕ

Важным показателем качества машин и оборудования, определяющим их конкурентоспособность, является износостойкость деталей, входящих в узлы трения. Это подтверждается данными статистики, согласно которым не менее 50 % отказов машин и оборудования происходит по причине преждевременного износа. Среди существующих видов повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей одним из наиболее значимых является термическая обработка, в частности методы лазерного упрочнения. Их целью является создание необходимых технологических и эксплуатационных свойств на поверхности детали [1]. Одним из наиболее распространённых методов лазерного упрочнения является лазерная закалка, при которой скорости нагрева и охлаждения достигают десятков тысяч градусов Цельсия в секунду [2]. В результате

достигаются высокие значения твёрдости поверхности, дисперсности структуры и несущей способности поверхностных слоёв материала.

Вместе с тем для решения задач повышения глубины закаленного слоя требуется увеличение мощности лазерного излучения, что предполагает использование более дорого оборудования. Кроме того, большая глубина закалки при сверхвысоких скоростях охлаждения приводит к существенному росту остаточных напряжений, что иногда нивелирует преимущества лазерной закалки. Альтернативным методом формирования упрочненного слоя может быть реализация процесса лазерного упрочнения в режиме «кинжального» проплавления, при котором зоны закалки формируются на режимах, соответствующих параметрам лазерной сварки [3, 4]. В отличие от других известных процессов, благодаря значительной интенсивности лазерного излучения, формируется парогазовый канал, реактивное давление паров которого сильно деформирует поверхность расплава [5]. В результате зона поглощения излучения углубляется, усиливая нагрев более глубоких слоев вещества [6]. При этом дорожки лазерной обработки накладываются с определенным шагом, обеспечивающим формирование градиентов свойств как по глубине, так и по площади обработки, что способствует снижению напряжений и позволяют обеспечить высокую несущую способность поверхности при небольшом увеличении объема металла, подверженного структурным превращениям.

Несмотря на перспективность лазерного поверхностного упрочнения в режиме «кинжального» проплавления, известные в настоящее время работы в данной области носят фрагментарный характер относительно оценки формируемых градиентов, что не позволяет пока реализовать такую технологию в промышленности [7–9]. Дополнительному экспериментальному исследованию для решения данной научно-технической задачи посвящена настоящая работа.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Лазерная обработка осуществлялась на установке для ручной лазерной сварки Weld-FIBER-1500M с мощностью P_0 = 1,5 кВт, с ОКГ непрерывного действия (CW) с длиной волны лазерного излучения (*ЛИ*) – 1080 нм, диаметром пятна на поверхности металла – 0,2 мм, в среде защитного газа – азота. Для изменения скоростей использовался манипулятор. Скорость линейного сканирования луча варьировалась от 20 до 40 мм/сек.

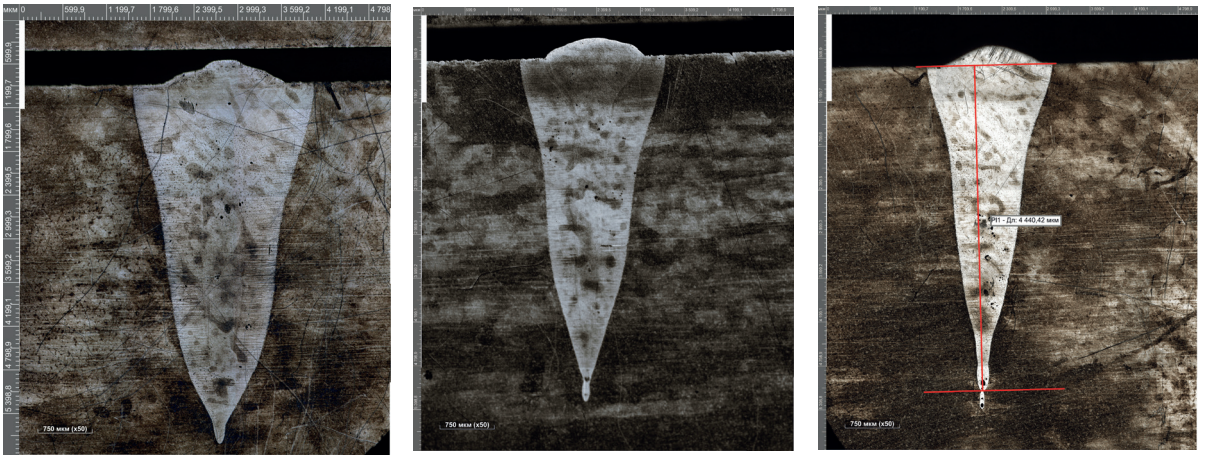
Для исследования использовались пластины из стали 65Г, длиной 100 мм, шириной 30 мм и толщиной 6 мм. Их поверхность перед лазерным воздействием подготавливали дробеструйной обработкой.

Исследование геометрии зон лазерного воздействия в режиме «кинжального» проплавления проводили с использованием микроскопа ADF I350, микротвёрдость измеряли с использованием микротвердомера Kason 59 HV в соответствии с ГОСТ 9450–76.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены характерные сечения зон кинжального упрочнения. В ходе исследования влияния параметров лазерной обработки в режиме «кинжального» проплавления на геометрические параметры зоны термического воздействия было выявлено, что с увеличением скорости обработки от 20 до 40 мм/с общая площадь зоны кинжала в поперечном сечении (рис. 2) значительно уменьшается (порядка 25 % на каждые 10 мм/с). Существенное влияние на этот эффект оказывает, по-видимому, изменение условий теплопереноса в металле по кондуктивному механизму (скорость которого лимитируется за счет относительно невысокого уровня коэффициента теплопроводности стали 65Г – не выше 37 Вт/(м·К) даже при низких температурах [10] и соответствующего уровня ее коэффициента температуропроводности) в области ниже плоскости контакта лазерного луча с поверхностью стали в режимах с различной скоростью сканирования

луча. Причем, в режиме ЛО с повышенной скоростью сканирования луча (до 40 мм/с) реализуется пониженный уровень «экспозиции» теплового потока (в Вт/мм^2) на стадии прогрева металла (на единице площади) под движущимся пятном ЛИ за счет его теплопроводности, что и дает заметное сокращение регистрируемого после эксперимента объема зоны металла (рис. 1), в которой он успевает достичь температуры, необходимой для плавления (т. е. $T_m \geq 1800$ K – см. ниже).



а *б* *в*

Рис. 1. Общий вид полученных шлифов после лазерного кинжального проплавления:
а – скорость сканирования 20 мм/с; *б* – 30 мм/с; *в* – 40 мм/с

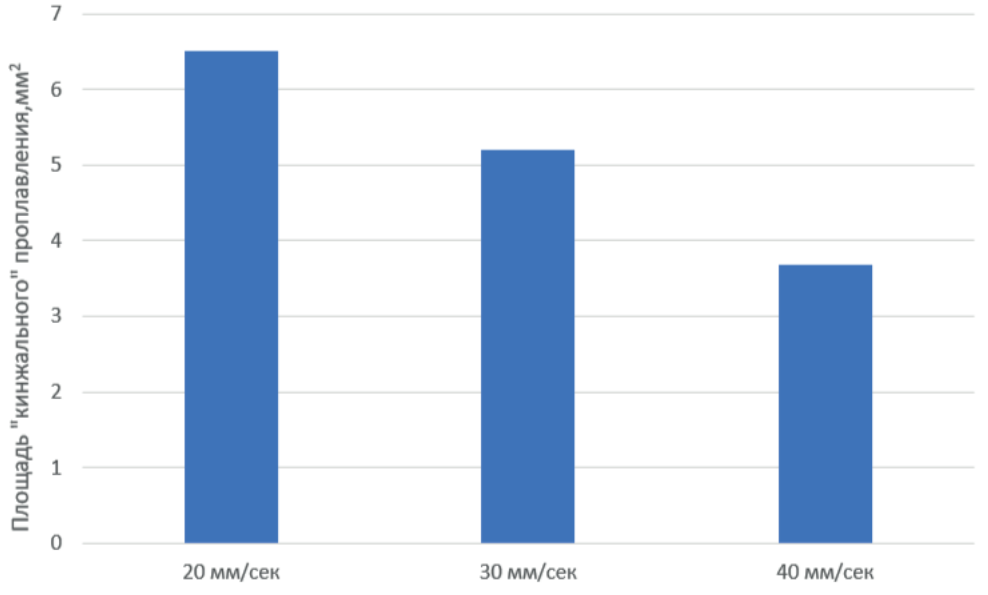


Рис. 2. Диаграмма зависимости площади зоны лазерной закалки от задаваемой линейной скорости лазерного излучения

В результате исследования влияния режимов лазерного кинжального проплавления на микротвёрдость образца стали 65Г было выявлено, что средняя микротвёрдость зоны термического упрочнения варьируется от 840 до 925 HV. С увеличением скорости обработки с 20 до 40 мм/с средняя микротвёрдость незначительно возрастает на 2–3 % на каждые 10 мм/с (рис. 3). Это связано с тем, что при увеличении скорости обработки уменьшается время воздействия лазерного излучения на единицу площади, вслед-

ствие чего уменьшается количество энергии, передаваемое металлу. В связи с этим скорости нагрева и охлаждения увеличиваются, из-за чего структура металла в зоне кинжального проплавления становится более неравновесной, что вызывает увеличение микротвердости.

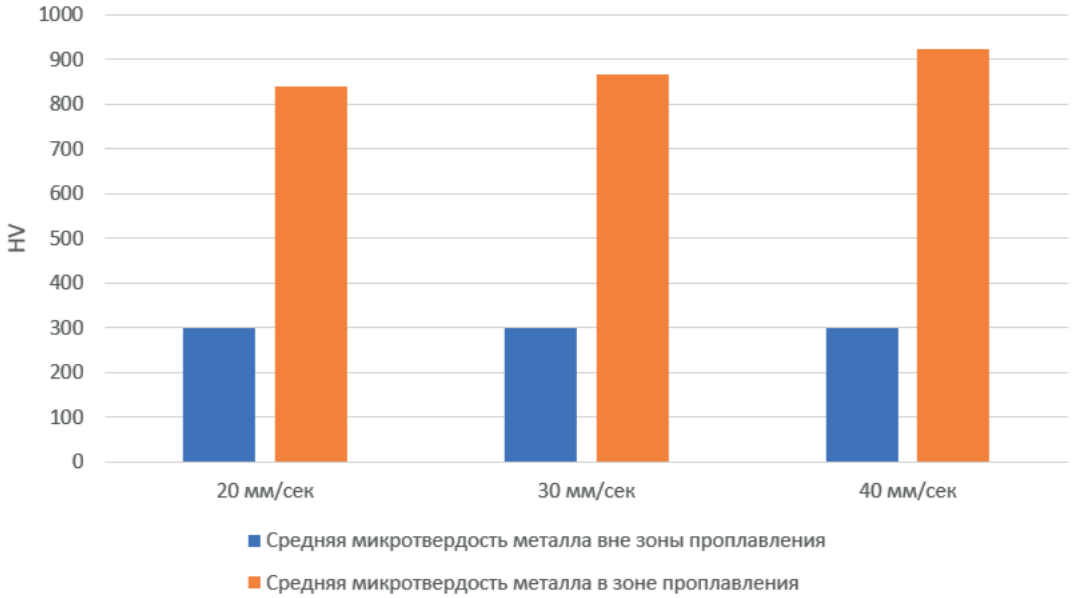


Рис. 3. Диаграмма зависимости средней микротвёрдости металла от задаваемой линейной скорости лазерной обработки

В ходе исследования распределения микротвёрдости по глубине лазерного «кинжального» проплавления (рис. 4) установлено, что на глубине 3 мм от поверхности образца зафиксировано увеличение средней микротвёрдости стали на 2–7 %, что обусловлено частичным отводом тепла от нагретой поверхности (по конвективно-излучательному механизму) в окружающее пространство, в то время как на максимальной глубине зоны лазерного проплавления реализуется частичная теплоотдача из нее по кондуктивному механизму в окружающую «холодную» область металла. В центральной же области данной зоны проплавления, из которой теплоотвод от расплава наиболее затруднен, по-видимому, обеспечиваются условия для кристаллизационного формирования локального слоя с достаточно неравновесной итоговой структурой закаленного металла. Существенно также, что по нашим экспериментальным данным (рис. 1) в ходе лазерного проплавления не наблюдается существенного уноса металла (судя по отсутствию каких-либо углублений на поверхности после обработки) из зон плавления за счет его испарения или разбрызгивания.

При анализе полученных данных (рис. 2, 3) установлено, что имеется существенная зависимость геометрических параметров и микротвёрдости зоны кинжального проплавления от режимов лазерной обработки, с достаточно сложным характером. При этом следует отметить, что соотношение общей площади зоны упрочнения к микротвёрдости при увеличении скорости резко уменьшается. Исходя из этого можно считать, что лазерное кинжальное проплавление более рационально на скорости 20 мм/с. Такая скорость способствует оптимизации соотношения между геометрией зоны проплавления и уровнем микротвердости в ней.

В зависимости от геометрической формы зоны лазерного упрочнения меняется соотношение полученной площади упрочненного и не упрочненного слоев по глубине зоны проплавления металла. Благодаря этому, изменяя такой режимный параметр, как

степень перекрытия η при лазерной обработке, можно регулировать общую несущую способность полученной зоны упрочнения на всей поверхности образца (рис. 5). Для исследования профилей микротвёрдости металла по ширине зоны лазерной закалки в режиме «кинжального» проплавления выбраны три варианта степени перекрытия проплавляемого слоя – 100, 240 и 260 %. Данная степень может быть определена по выражению:

$$\eta = \frac{L}{D}, \tag{1}$$

где L – расстояние между центрами (осями) зон «кинжального» проплавления; D – диаметр отдельной зоны «кинжального» проплавления.

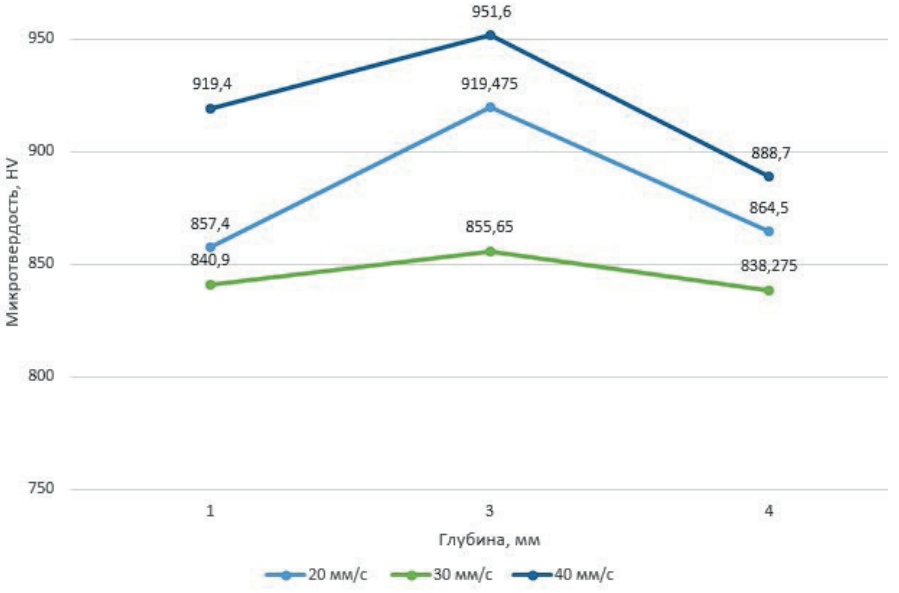


Рис. 4. Зависимости распределения микротвёрдости стали по глубине зоны кинжального проплавления

Полученные результаты измерения градиента микротвёрдости по ширине зоны лазерного проплавления показаны ниже на рис. 6.

При анализе градиента распределения микротвёрдости по ширине лазерного кинжального проплавления из рис. 6 выявлено, что наибольший градиент составляет 120 единиц HV при скорости сканирования луча 40 мм/с и при степени перекрытия 100 %, а наименьший градиент микротвердости составляет 40 единиц HV при скорости 20 мм/с и степени перекрытия 260 %.

С целью дополнительного анализа механизма упрочнения в режиме локального «кинжального» проплавления с закалкой поверхности и влияния на него условий лазерной обработки определен ряд технологических и энергетических параметров для основных режимов проплавления по примененному методу, в т. ч. скорости лазерной обработки (ЛО) G, теплового числа Пекле Pe (широко используемого в различных расчетных задачах, как в гидрогазодинамике, так и в механике деформируемого твердого тела) и удельных энергозатрат на проплавление (с закалкой) EC. Полученные данные приведены в табл. 1. Они позволяют оценить предпочтительное сочетание условий для достижения приемлемого по эксплуатационным соображениям уровня механических свойств поверхности обработанных лазерным излучением стальных образцов при одновременном умеренном энерговкладе на единицу обрабатываемой поверхности.

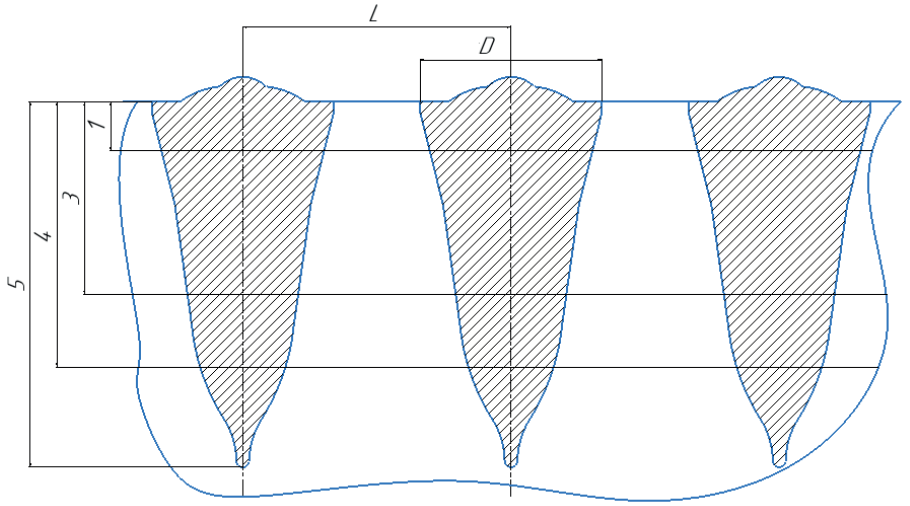


Рис. 5. Схема исследования градиента микротвёрдости образцов по ширине шлифа (размеры приведены в мм)

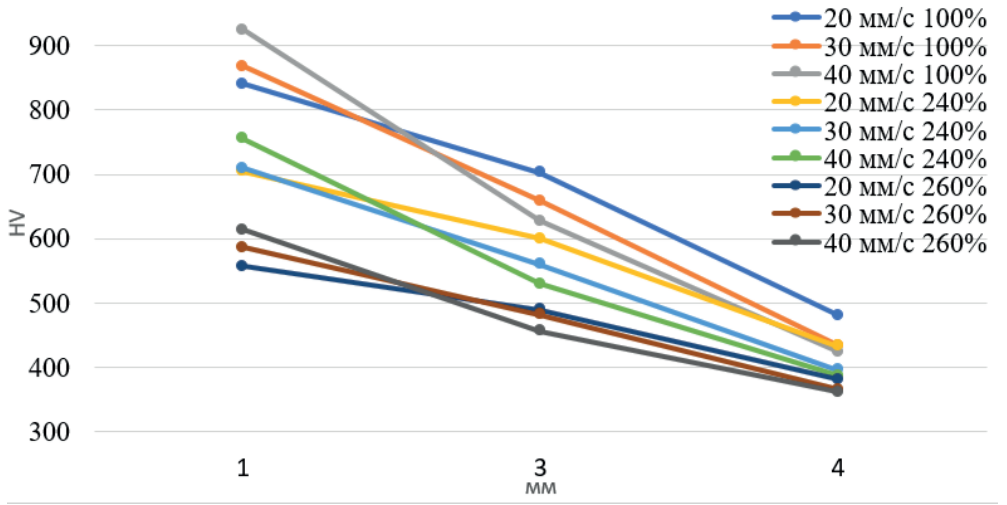


Рис. 6. Профили микротвёрдости поверхности стали с разным уровнем степени перекрытия по ширине полученных зон кинжального проплавления

Табл. 1

Энерготехнологические параметры для типовых режимов лазерной обработки (ЛО) пластин из стали 65Г с их проплавлением

Вид параметра	Участки стальной поверхности, упрочненные лазерным воздействием в режиме «кинжального» проплавления		
	№ 1	№ 2	№ 3
Эффективная поверхностная скорость ЛО G, мм^2/с	4,0	6,0	8,0
Удельные энергозатраты на единицу наружной поверхности образца при ЛО EC_0, Дж/(мм^2 поверхности образца)	375	250	187,5
Тепловое число Пекле Pe, определяемое по G и по температуропроводности расплава стали (приближенная a_m = 6,5 мм^2/с при T_m [23])	0,62	0,91	1,22
Удельная мощность, поглощенная на единицу поверхности образца W_p (расчет по способу [11–12])	2,73	2,96	3,24
Эффективные удельные энергозатраты на единицу площади зоны проплавления в образце при ЛО EC_m , Дж/(мм^2 зоны проплавления в образце)	92,32	76,96	81,12

Обозначения: $EC_0 = P_0 / G$; $EC_m = (P_0 \cdot ds) / (v \cdot S_m)$, где v – скорость сканирования и S_m – площадь проплавления по табл. 1; d_s – оценочная ширина/шаг зоны на поверхности, содержащей область проплавления в окружающую непроплавленную область (задавалась в экспериментах как 8,0 мм для всех режимов ЛО, в т. ч. см. для иллюстрации рис. 1 и 5).

С учетом теплотехнического подхода для расчета параметров ЛО в первом приближении могут быть использованы критерии подобия, в т. ч. тепловое число Пекле Pe, которое в рассматриваемом варианте нагрева представляет собой нормированную скорость (делением на коэффициент температуропроводности материала слоя [13–18]) лазерной обработки на единицу поверхности металла, а также безразмерная тепловая мощность излучения, поглощаемого поверхностью металла при сканировании лазерного луча Wlp. Теплотехнический подход основан на использовании методов теории подобия и апробированных в расчетах и моделировании характеристик теплообмена и энергозатрат в современных технологиях лазерного селективного плавления и спекания металлических порошков, плазменного напыления различных порошков (со стадией их плавления), лазерного оплавления (с закалкой), сварки и резки, а также в системах с нагревом металлических поверхностей при их контактном трении и в плазменных нагревателях с электрическими дугами [11–18].

$$\mathrm{Pe} = \frac{v \cdot d}{a} = \frac{G_{1w}}{a}, \tag{2}$$

$$W_{lp} = \frac{P_0 A}{\kappa \delta T_m}, \tag{3}$$

где G – скорость обработки поверхности при ЛО (в м^2/с); v – линейная скорость сканирования лазерного луча по нагреваемой поверхности; d – диаметр пятна ЛИ на поверхности; P_0 – это выходная мощность используемого лазера (до начала взаимодействия пучка ЛИ с поверхностью металла); A – коэффициент поглощения (оптический) лазерного излучения поверхностью нагреваемого металла; δ, κ и a – толщина нагреваемо

го (проплавляемого в нашем случае) металла, его коэффициент теплопроводности и коэффициент температуропроводности, соответственно; T_m – температура плавления металла. Коэффициент $a = к/(\rho \cdot c_p)$, где ρ и c_p – плотность и удельная теплоемкость (в Дж/(кг·К)) для обрабатываемого металла, усредненные по рассматриваемому температурному интервалу. При использовании данных безразмерных параметров Ре и W_{lp} не ставилась задача определять по их значениям вклад того или иного физического механизма энергообмена в области лазерного проплавления металла. Получены значения данных параметров и других параметров процесса (табл. 1), которые могут быть использованы для дальнейшего сравнения (на интегральном (зональном) уровне) примененных нами режимов ЛО с режимами обработки конструкционных сталей в различных проводимых исследованиях технологий лазерного упрочнения.

Используемая при нахождении числа Пекле скорость обработки (в мм^2/с) в использованном нами упрощенном случае (без учета перекрытия (нахлестки) при ЛО и рассматривая луч ЛИ как точечный тепловой источник [14–18]) может быть найдена как:

$$G = \frac{d_s^2}{t} = v d_s \ , \qquad (4)$$

где t – время нагрева поверхности от начальной температуры (~ 298 К) до температуры T_1 плавления металла; d_s – диаметр пятна лазерного излучения на поверхности металла; v – линейная скорость сканирования лазерного луча по поверхности.

При расчете величин, приведенных в табл. 1, использованы значения физических свойств стали выбранной марки (т. е. 65Г) в области T от 293 до 1073 К [10], а также коэффициент температуропроводности а для углеродистых сталей в расплавленном состоянии [23]. Значение коэффициента поглощения A было принято как приблизительно равное значению (A = 0,46 в спектральной области λ ≃ 1,06 μm) для конструкционной стали AISI 1095 [19–21]. Были также приняты следующие значения (для расчета по (3)): величина температуры плавления T_m ≃ 1808 К (как для углеродистой конструкционной стали Q345 [22, 19]) и величина усредненного по интервалу от ~ 300 К до T_m коэффициента теплопроводности к ≃ 28 Вт/(м·К) (по экстраполяции данных справочника [10] для стали 65Г).

С учетом полученных расчетных значений энерготехнологических параметров очевидно, что хотя с точки зрения достижения наибольшей скорости лазерной обработки единицы поверхности G (в единицу времени) и наименьшей удельной энергоемкости процесса EC0 на единицу поверхности образца предпочтительным является режим N° 3, но по уровню такого параметра, как эффективные удельные энергозатраты на единицу площади зоны проплавления в образце при ЛО (EC_m) более эффективным (т. е. обеспечивающим наименьший EC_m ≃ 77,0 Дж/мм^2) является режим N° 2 со скоростью сканирования луча ЛИ 30 мм/с. Это может быть обусловлено, в частности, влиянием на процесс ЛО динамики такого параметра, как удельная мощность, поглощенная на единицу поверхности образца W_p в сравниваемых трех режимах лазерной обработки, которая противоположна динамике изменения энергозатрат EC_0 в пределах данных трех режимов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В ходе исследования влияния параметров лазерной обработки в режиме «кинжального» проплавления на параметры образуемой зоны термического воздействия выявлено, что рост линейной скорости сканирования лазерного луча от 20 до 40 мм/с приводит к заметному сокращению общей площади зоны кинжального проплавления (рис. 4) – на 25–30 % на каждые 10 мм/с прироста скорости сканирования.

2. С увеличением скорости сканирования луча от 20 до 40 мм/с средняя микротвёрдость в зоне лазерного кинжального проплавления находится в интервале 840–950 HV и незначительно увеличивается – на 2–3 % на каждые 10 мм/с прироста скорости сканирования. Это, вероятно, обусловлено эффектом влияния на интенсивность нагре-

ва и охлаждения скорости лазерного воздействия, за счет чего структура металла в зоне проплавления формируется более неравновесной и это способствует повышению его локальной микротвёрдости. При этом в ходе лазерной обработки не наблюдается следов уноса металла из зоны плавления.

3. Выявлено наличие значительной и линейной по характеру зависимости геометрических параметров и микротвёрдости в зоне лазерного проплавления от режимных параметров обработки. При этом соотношение общей площади полученной в металле зоны упрочнения к величине микротвёрдости в ней существенно уменьшается при увеличении скорости сканирования лазерного луча. Вследствие чего установлено, что на основании анализа режимов проплавления оптимальной скоростью лазерного сканирования для получения максимальных физико-механических характеристик можно считать уровень в 20 мм/с. Такая скорость обеспечивает благоприятные условия для формирования зоны термического упрочнения и способствует оптимизации соотношения между геометрией зоны проплавления и уровнем микротвердости в ней. Также при измерениях распределения микротвёрдости металла (HV) по ширине зоны лазерного проплавления найдено, что наибольший ее градиент составляет 120 единиц HV при уровне скорости сканирования луча 40 мм/с и степени перекрытии 100 % при сканировании, а минимальный (40 единиц HV) достигается в режиме с сочетанием скорости сканирования луча 20 мм/с и степенью перекрытия 260 %.

4. В проплавленном слое на глубине 3 мм от поверхности образца зафиксировано увеличение средней микротвёрдости стали на 2–7 %, что обусловлено неравномерностью теплоотдачи в зоне «кинжального» проплавления.

5. Предварительный анализ найденных дополнительных технологических и энергетических характеристик для основных режимов лазерного проплавления по примененному экспериментальному методу позволил оценить предпочтительное сочетание условий для достижения высокого уровня механических свойств при одновременном умеренном энерговкладе на единицу обрабатываемой поверхности металлических образцов. Так показано, что по уровню такого выходного параметра, как эффективные удельные энергозатраты на единицу площади зоны проплавления в образце при ЛО (EC_m) более эффективным (т. е. обеспечивающим наименьший EC_m) является второй из изученных режимов – со скоростью сканирования луча ЛИ 30 мм/с.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сравнительный анализ способов повышения износостойкости и долговечности деталей / В. М. Комаровская [и др.] // Современные технологии в образовании : материалы междунар. науч.-практ. конф. – Минск : БНТУ, 2017. – Ч. 2. – С. 113–117.
2. Васильев, И. С. Лазерная закалка / И. С. Васильев, И. И. Глушков // Междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых БГТУ им. В. Г. Шухова. – Белгород : Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова, 2018. – С. 1297–1301.
3. Laser surface hardening of steel: A review / A. Kumar [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – 789, 139610.
4. Effects of laser parameters on the microstructure and hardness of laser-treated steel surfaces / Y. Zhang [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 264. – Pp. 164–172.
5. Стационарная лазерная воронка, возникающая при взаимодействии мощного излучения непрерывного CO_2-лазера с металлом и жидкостью / А. А. Антонов [и др.] // Квантовая электроника. – 1977. – Т. 4:8. – С. 1747–1753 [Sov. J. Quantum Electronics. – 1977. – Vol. 7:8, Pp. 990–993].
6. Об особенностях кинжального режима проплавления движущимся лазерным пучком / Ф. В. Бункин [и др.] // Квантовая электроника. – 1981. – Т. 8:2. – С. 448–451 [Sov. J. Quantum Electronics. – 1981. – Vol. 11:2. – Pp. 277–279].
7. Оптимизация режимов упрочнения зубчатых колес лазерной закалкой сканирующим излучением / И. В. Швец [и др.] // Перспективные направления развития технологии машиностроения и метал

лообработки. Технология – Оборудование – Инструмент – Качество : тез. докл. 36-ой междунар. науч.-техн. конф. / редкол.: В. К. Шелег (отв. ред.) [и др.]. – Минск : Бизнесофсет, 2022. – С. 93–95.
8. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц [и др.]. – М. : Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
9. Об эффективности использования современных технологий формирования упрочненных покрытий из самофлюсующихся сплавов при комбинации газотермического напыления и ТВЧ оплавления / И. И. Вегера [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. тр. : в 3 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси. – 2023. – Кн. 2. – С. 14–34.
10. Марочник сталей и сплавов / А. С. Зубченко [и др.]. ; под общей ред. А. С. Зубченко. – М. : Машиностроение. – 2003, 784 с.
11. Energy balance in high-quality cutting of steel by fiber and CO_2 lasers / V. M. Fomin [et al.] // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2017. – Vol. 58 (2). – Pp. 371–378.
12. Li, C. Analysis of Striation Formation and Suppression Strategy on Upper Edge of Cutting Surface in Laser Cutting / C. Li, D. You // World Journal of Engineering and Technology. – 2018. – Vol. 6. –Pp. 201–213.
13. Application of dimensional analysis to selective laser melting / M. van Elsen [et al.] // Rapid Prototyping Journal. – 2008 – Vol. 14 (1) : 15.
14. Beam Shaping in Laser Powder Bed Fusion: Péclet Number and Dynamic Simulation / S. N. Grigoriev [et al.] // Metals. – 2022. – Vol. 12 : 722.
15. A study of low-power density laser welding process with evolution of free surface / E.-J. Ha [et al.] // International Journal of Heat and Fluid Flow. – 2005. – Vol. 26 (4). – Pp. 613–621.
16. Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-power Fiber Laser / M. S. F. de Lima [et al.] // Materials Research. – 2007. – Vol. 10 (4). – Pp. 461–467.
17. Evaluations of Ceramic Spraying Processes by Numerical Simulation / T. Sato [et al.] // Materials Transactions. – 2004. – Vol. 45 (6). – Pp. 1874–1879.
18. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies / D. G. Bansal [et al.] // Wear. – 2009. – Vol. 266 (7–8). – Pp. 721–732.
19. On Energy Efficiency Characteristics of Laser Erosion on Oxidic Surfaces of Carbon Steels, Cast Iron and Low-alloy Non-ferrous Alloys During Deoxidizing Cleaning. Part I. / O. G. Devoino [et al.] // Science and Technique. – 2025. – Vol. 24 (1). – Pp. 12–23.
20. Okumu, H. W. Cleaning of metal surfaces by laser irradiation; mathematical modeling and experimental analysis : Tesis de Maestría en Ciencias / H. W. Okumu. – Centro de Investigaciones en Óptica, León, Mexico, 2022. – 91 p.
21. Numerical simulation of metal flow and solidification in the multi-cavity casting moulds of automotive components / A. Kermanpur [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 206 (1–3). – Pp. 62–68.
22. Stepwise Removal Process Analysis Based on Layered Corrosion Oxides / Y. Ren [et al.] // Materials. – 2022. – Vol. 15 (21) : 7559.
23. Thermal conductivities of molten iron, cobalt, and nickel by laser flash method / T. Nishi [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions – A. – 2003. – Vol. 34 (12). – Pp. 2801–2807.

REFERENCES

1. Komarovskaya V. M., i dr. Sravnitel'nyi analiz sposobov povysheniya iznosostoykosti i dolgovechnosti detalei [Comparative analysis of methods for increasing wear resistance and durability of parts]. *Materialy mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii «Sovremennyye tekhnologii v obrazovanii»* [Materials of the International Scientific and Practical Conference "Modern Technologies in Education"]. Minsk, Belarusian National Technical University Publ., 2017, vol. 2, pp. 113–117. (in Russian).
2. Vasil'yev I. S., Glushkov I. I. Lazernaya zakalka [Laser hardening]. *Mezhdunarodnaya nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya molodykh uchenykh BGTU im. V. G. Shukhova* [International scientific and technical conference of young scientists of BGTU named after V. G. Shukhov]. Belgorod, Belgorod State Technological University named after V. G. Shukhov Publ., 2018, pp. 1297–1301. (in Russian).
3. Kumar A., et al. Laser surface hardening of steel: A review. *Materials Science and Engineering: A,* 2020, 789, 139610.
4. Zhang Y., et al. Effects of laser parameters on the microstructure and hardness of laser-treated steel surfaces. *Journal of Materials Processing Technology,* 2019, vol. 264, pp. 164–172.
5. Antonov A. A., i dr. Statsionarnaya lazernaya voronka, voznikayushchaya pri vzaimodeistvii moshchnogo izlucheniya nepreryvnogo CO_2-lazera s metallom i zhidkost'yu [Stationary laser funnel formed

during the interaction of high-power radiation of a continuous CO_2-laser with a metal and a liquid]. *Kvantovaya elektronika* [Quantum Electronics], 1977, vol. 4:8, pp. 1747–1753. (in Russian).
6. Bunkin F. V., i dr. Ob osobennostyakh kinzhal'nogo rezhima proplavleniya dvizhushchimsya lazernym puchkom [On the Features of the Dagger Mode of Melting by a Moving Laser Beam]. *Kvantovaya elektronika* [Quantum Electronics], 1981, vol. 8:2, pp. 448–451. (in Russian).
7. Shvets I. V., i dr. Optimizatsiya rezhimov uprochneniya zubchatykh koles lazernoy zakalkoy skaniruyushchim izlucheniyem [Optimization of hardening modes of gears by laser hardening with scanning radiation]. *Tezisy dokladov 36-oi Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii «Perspektivnyye napravleniya razvitiya tekhnologii mashinostroyeniya i metalloobrabotki. Tekhnologiya – Oborudovaniye – Instrument – Kachestvo»* [Thesis report of the 36th international scientific and technical conference "Prospective directions for the development of machine engineering and metalworking technology. Technology – Equipment – Tools – Quality"]. Minsk, Biznesofset Publ., 2022, pp. 93–95. (in Russian).
8. Grigor'yants A. G., i dr. *Tekhnologicheskiye protsessy lazernoi obrabotki* [Laser processing technologies]. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publ., 2006, 664 p. (in Russian).
9. Vegera I. I., Devoyno O. G., Zalessky V. G., Rudnicky A. Y., Gorbunov A. V., Volodko A. S. Ob effektivnosti ispol'zovaniya sovremennykh tekhnologij formirovaniya uprochnennykh pokrytii iz samoflyusuyushchikhsya splavov pri kombinatsii gazotermicheskogo napyleniya i TVCH oplavleniya [On the effectiveness of using modern technologies for the formation of hardened coatings from self-fluxing alloys using a combination of gas-thermal spraying and high-frequency melting]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Tekhnologii i oborudovanie mekhanicheskoii fiziko-tekhnicheskoi obrabotki* [Advanced methods and technologies of materials development and processing. Technologies and equipment of mechanical and physical and technical processing]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2023, pp. 14–34. (in Russian).
10. Zubchenko A. S., i dr. *Marochnik stalei i splavov* [Steel and alloy grade book]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 2003, 784 p. (in Russian).
11. Fomin V. M., et al. Energy balance in high-quality cutting of steel by fiber and CO_2 lasers. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics,* 2017, vol. 58 (2), pp. 371–378.
12. Li C., You D. Analysis of Striation Formation and Suppression Strategy on Upper Edge of Cutting Surface in Laser Cutting. *World Journal of Engineering and Technology*, 2018, vol. 6, pp. 201–213.
13. M. van Elsen, et al. Application of dimensional analysis to selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2008, vol. 14 (1), 15.
14. Grigoriev S. N., et al. Beam Shaping in Laser Powder Bed Fusion: Péclet Number and Dynamic Simulation. *Metals*, 2022, vol. 12, 722.
15. Ha E.-J., et al. A study of low-power density laser welding process with evolution of free surface. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 2005, vol. 26 (4), pp. 613–621.
16. M.S.F. de Lima, et al. Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-power Fiber Laser. *Materials Research*, 2007, vol. 10 (4), pp. 461–467.
17. Sato T., et al. Evaluations of Ceramic Spraying Processes by Numerical Simulation. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45 (6), pp. 1874–1879.
18. Bansal D. G., et al. A method for obtaining the temperature distribution at the interface of sliding bodies. *Wear*, 2009, vol. 266 (7–8), pp. 721–732.
19. Devoino O. G., et al. On Energy Efficiency Characteristics of Laser Erosion on Oxidic Surfaces of Carbon Steels, Cast Iron and Low-alloy Non-ferrous Alloys During Deoxidizing Cleaning. Part I. *Science and Technique*, 2025, vol. 24 (1), pp. 12–23.
20. Okumu H. W. *Cleaning of metal surfaces by laser irradiation; mathematical modeling and experimental analysis.* Tesis de Maestría en Ciencias. Centro de Investigaciones en Óptica, León, Mexico, 2022, 91 p.
21. Kermanpur A., et al. Numerical simulation of metal flow and solidification in the multi-cavity casting moulds of automotive components. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 206 (1–3), pp. 62–68.
22. Ren Y., et al. Stepwise Removal Process Analysis Based on Layered Corrosion Oxides. *Materials*, 2022, vol. 15 (21), 7559.
23. Nishi T., et al. Thermal conductivities of molten iron, cobalt, and nickel by laser flash method. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2003, vol. 34 (12), pp. 2801–2807.

Статья поступила в редакцию 04.06.2025 г.

УДК 621.77.04

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЛИСТОВОГО ЛАМИНИРОВАНИЯ

[1]В. А. Зеленин, [2]В. Б. Кравцов, [2]Н. К. Толочко

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Белорусский государственный аграрный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Предложены новые технические подходы к созданию стальных деталей машин на примерах изготовления шестерни и грядиля плуга, основанные на аддитивной технологии листового ламинирования в условиях заводского производства. Конструкция многослойных деталей была подвергнута топологической оптимизации. Проведенные испытания показали, что предложенные конструкторско-технологические решения обеспечивают снижение массы деталей при сохранении требуемых функциональных свойств, повышение производительности и снижение стоимости их изготовления.

Ключевые слова: шестерня, грядиль, топологическая оптимизация, аддитивная технология, листовое ламинирование

MANUFACTURING CRITICAL MACHINE PARTS USING ADDITIVE SHEET LAMINATION TECHNOLOGY

[1]V. A. Zelenin, [2]V. B. Kravtsov, [2]N. K. Tolochko

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Belarusian State Agrarian Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

New technical approaches to the creation of steel machine parts are proposed using the example of a plough gear and beam, based on the use of additive sheet lamination technology in factory production conditions. The manufactured parts had a multilayer structure, and their design was subjected to topological optimization. The conducted tests showed, that the proposed design and technological developments provide a decrease in the weight of parts while maintaining their required functional properties, an increase in productivity and a decrease in the cost of their manufacture.

Key words: gear, beam, topological optimization, additive technology, sheet lamination

e-mail: vazelenin@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии позволяют производить мелкосерийные изделия гораздо дешевле, чем при применении классических технологий обработки материалов, и, в связи с этим с начала 2000 годов они постепенно внедряются в промышленность [1, 2]. В первую очередь к ним относятся технологии, основанные на селективной термообработке металлического порошка или проволоки, осуществляемой лазерным (*Selective Laser Melting*, *Laser Metal Deposition*) или электронным лучом (*Electron Beam Melting*, *Electron Beam Freeform Fabrication*), а также плазмой (*Ion Fusion Formation*) или электродуговым разрядом (*Gas metal arc welding*). Однако широкое применение аддитивных технологий сдерживается большой стоимостью технологического оборудования (3D-принтеров), малыми размерами рабочей зоны построения, а также низкой производительностью, обусловленной присущим им последовательно-фрагментарным характером формирования наращиваемых слоев деталей.

От вышеперечисленных принципиально отличается аддитивная технология листового ламинирования – *Sheet Lamination (SL*), согласно которой детали создают непосредственно из металлических листов. В практическом отношении наиболее интересен *CSB-SL* вариант этой технологии, которая реализуется по схеме «*cut – stack – bond*» (*CSB*) при следующей последовательности операций: контурный раскрой листового металла (лазером или фрезой), пакетирование листовых выкроек и их соединение между собой. Данная технология отличается сравнительно малой стоимостью технологического оборудования – раскроечных станков; большими размерами рабочей зоны построения, которые определяются размерами раскройного стола и достигают 1–2 м и более; высокой производительностью, поскольку создаваемая деталь наращивается готовыми слоями – листовыми выкройками [2].

Цель работы – рассмотрение возможностей и преимуществ изготовления стальных деталей с помощью *SL*-технологии на примере изготовления шестерен и грядилей плугов в условиях производства ОАО «Минский завод шестерен» (МЗШ).

Детали каждого вида изготавливали по технологии, включающей используемые на заводе традиционные операции, и по *SL*-технологии. Показано, что при применении аддитивной технологии появляются предпосылки для существенного увеличения числа подходов к проектированию деталей, в частности, возможность применения методов проектирования, позволяющих максимально адаптировать конструкцию и, следовательно, функциональные свойства деталей под конкретные эксплуатационные требования. Одним из таких подходов к проектированию деталей, который был реализован в данной работе, была топологическая оптимизация конструкций шестерни и грядиля с учетом особенностей их изготовления по *SL*-технологии.

Работа состоит из двух частей: первая часть посвящена топологической оптимизации и производству с использованием *SL*-технологии шестерен, вторая – изготовлению и испытанию продольного бруса рамы плуга – грядиля.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ПРОИЗВОДСТВО ШЕСТЕРНИ

Объектом исследований являлись конструкторско-технологические решения изготовления с использованием *SL*-технологии цилиндрической прямозубой шестерни, используемой в гитаре механизма деления вертикального зубофрезерного станка-полуавтомата модели 5Е32. Комплект сменных зубчатых колес гитары состоит из 41 ше-

стерни с количеством зубьев от 23 до 100 шириной 20 мм, изготавливаемых из стали 40 (количество зубьев от 23 до 46) и из чугуна марки СЧ 18-23.

Традиционный технологический процесс изготовления зубчатых колес в заводских условиях включает следующие операции: (1) заготовительная, (2) термообработка (нормализация), (3) токарная, (4) термообработка (нормализация), (5) зубофрезерная, (6) долбежная, (7) слесарная, (8) термообработка (закалка), (9) плоскошлифовальная, (10) внутришлифовальная, (11) шлифовальная, (12) шлицешлифовальная, (13) контрольная.

При изготовлении шестерни по традиционной технологии использовали следующее оборудование: ленточно-отрезной (операция 1), токарно-винторезный (операция 3), зубофрезерный (операция 5), долбежный (операция 6), плоскошлифовальный (операция 9), внутришлифовальный (операция 10), плоскошлифовальный (операция 11), шлицешлифовальный (операция 12). Для осуществления операций термообработки использовали: при нормализации – камерную печь (операции 2 и 4), при закалке – индукционную печь (операция 8).

Заготовку шестерни получали резкой круглого стального проката из стали 65Г, затем ее доводили до нужных размеров токарной обработкой. В ходе зубофрезерной обработки формировали зубья шестерни, а долбежной – шпоночный паз. Слесарную обработку выполняли для снятия заусенцев. Шлифованием достигали требуемого качества различных поверхностей шестерни. На контрольной операции проверяли соответствие размеров чертежу шестерни.

При изготовлении шестерни по *SL*-технологии проводили топологическую оптимизацию ее конструкции. Конструкция шестерни в соответствии с послойным характером ее аддитивного построения приобрела многослойную структуру, каждый слой которой представлял собой листовую выкройку. Кроме того, использование *SL*-технологии на стадии вырезки листовых выкроек привело к изменениям как маршрута проведения технологических операций, так и условий и режимов их выполнения.

Модифицированный технологический процесс изготовления шестерни включал следующие операции: (1) заготовительная, (2) слесарная, (3) термообработка (закалка), (4) плоскошлифовальная, (5) контрольная, (6) слесарно-сборочная, (7) внутришлифовальная, (8) шлифовальная, (9) зубошлифовальная, (10) контрольная. Трудоемкости выполнения операций по традиционной и по SL-технологии представлены в табл. 1 и 2,

Табл. 1

Трудоемкость (Т) выполнения операций по традиционной технологии изготовления шестерни

Операция	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Т, *мин*	6	25	32,4	25	75	12	3	240	6	14	10	93	16

Табл. 2

Трудоемкость (Т) выполнения операций по *SL*-технологии изготовления шестерни

Операция	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Т, мин	6	2	240	7	5	5	14	10	93	11

Общая трудоемкость изготовления шестерни по традиционной технологии составляет ~ 9,5 ч, а по *SL*-технологии ~ 6,5 ч.

Использование *SL*-технологии привело к следующим изменениям в технологическом процессе изготовления шестерни:

1) из *SL*-технологии исключены следующие операции: термообработка (нормализация), токарная, зубофрезерная, долбежная;

2) в *SL*-технологию введены следующие операции: контрольная (промежуточная), слесарно-сборочная;

3) в следующих, заимствованных из традиционного процесса, операциях изменен характер их выполнения: заготовительная, слесарная, термообработка (закалка), плоскошлифовальная, шлифовальная, зубошлифовальная, контрольная.

На заготовительной операции получали листовые заготовки, необходимые для изготовления шестерни по *SL*-технологии. Заготовки представляли собой выкройки из листа горячекатаной стали 65Г толщиной 5 мм, которые имели зубчатый венец с близким к эвольвентному профилем зубьев (рис. 1*а*). Выкройки получали путем лазерного контурного раскроя с использованием станка лазерной резки LaserCUT-1515-6-2-N-RT, который имеет максимальную выходную мощность 2000 Вт. В качестве газа для лазерной резки применяли кислород, что обеспечило высокую скорость резания. При толщине выкройки 5 мм для изготовления каждой шестерни толщиной 20 мм вырезали по 4 одинаковых выкройки. Во время лазерной резки формировали как зубчатый венец с припуском на последующую механическую обработку, так и отверстия в каждой выкройке – центральное со шпоночным пазом (для крепления шестерни на валу) и по три отверстия под резьбу для механического соединения выкроек.

На слесарной операции в отверстиях нарезали резьбу для последующей сборки выкроек. Кроме того, выполняли по два дополнительных отверстия для последующего соединения штифтами. Полученные листовые выкройки подвергали закалке для обеспечения требуемой твердости (43–46 HRC). На промежуточной контрольной операции проверяли качество поверхности выкроек перед окончательной сборкой, проводившейся на слесарно-сборочной операции, в ходе которой из выкроек собирали шестерню, для чего выкройки пакетировали, свинчивали и заштифтовывали.

На последующих операциях проводили шлифование сопрягаемых поверхностей собранной шестерни. Особое внимание уделяли обеспечению требуемого качества рабочих поверхностей зубьев, включая боковые поверхности, поверхности вершин и впадин. При этом устранялись все неровности, возникающие по границам раздела листовых выкроек при сборке шестерни (рис. 1*а*, *б*, *в*).

В результате перехода от традиционного технологического процесса изготовления шестерни к *SL*-технологии, общая трудоемкость изготовления уменьшилась с 9,5 до 6,5 ч, что соответствует увеличению производительности в 1,5 раза. Вместе с тем, как показали расчеты, переход к *SL*-технологии обеспечивает уменьшение себестоимости ее изготовления приблизительно на 5 %. Увеличение производительности и уменьшение себестоимости изготовления обусловлено сокращением количества выполняемых операций, в том числе тех из них, которые характеризуются повышенной трудоёмкостью и энергоемкостью.



Рис. 1. Листовая выкройка (*а*) и многослойная шестерня до (*б*) и после (*в*) шлифования зубьев

Одной из важных задач совершенствования конструкции деталей машин является уменьшение их металлоемкости. В связи с этим было исследовано напряженно-деформированное состояние 3D-модели шестерни методом конечных элементов с использованием программного пакета APM FEM CAD-системы KOMPAS 3D. В частности, были получены и проанализированы диаграммы распределения полей напряжения в конструкции шестерни и на этой основе проведена топологическая оптимизация конструкции путем внесения в нее дополнительных сквозных отверстий, расположенных в наименее напряженных участках.

На рис. 2*а* представлены результаты выполненной топологической оптимизации конструкции листовых выкроек шестерни. На рис. 2*б* показана листовая выкройка с оптимизированной топологией, а на рис. 2*в* – облегченная шестерня, полученная из таких выкроек по рассмотренному выше модифицированному технологическому процессу (после шлифования зубьев). Облегченная конструкция шестерни обеспечивала снижение металлоёмкости и, соответственно, массы почти в 1,6 раза за счёт выполнения дополнительных отверстий (масса исходной шестерни ~ 0,27 кг, облегченной ~ 0,17 кг).

Многослойные образцы шестерен как в базовом, так и в облегченном конструктивном варианте, изготовленные с использованием *SL*-технологии, подвергали производственным испытаниям. В процессе испытаний шестерни устанавливали в гитаре механизма деления вертикального зубофрезерного станка-полуавтомата модели 5Е32 вместо аналогичной штатной шестерни, изготовленной по традиционной заводской технологии. Длительность испытаний составляла 40 ч. Во время испытаний работа станка (гитары станка) проходила в штатном режиме, без каких-либо нарушений или отклонений, Повышенной шумности или нагрева испытуемых зубчатых колес не происходило. При визуальном осмотре шестерен после проведения испытаний следов износа или повреждений (деформаций, сколов, трещин) не выявлено.

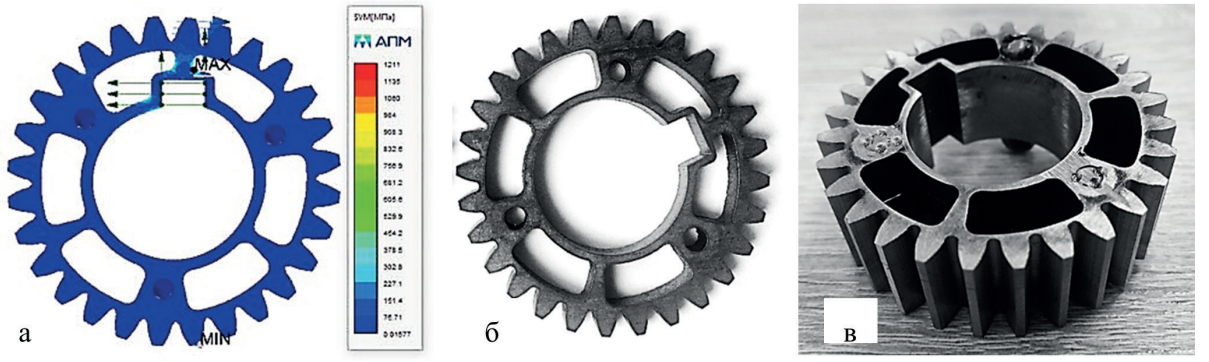


Рис. 2. Диаграмма распределения эквивалентных напряжений по фон Мизесу SVM (МПа) в шестерне под нагрузкой (*а*), листовая выкройка с оптимизированной топологией (*б*) и многослойная облегченная шестерня (*в*)

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ПРОИЗВОДСТВО ГРЯДИЛЯ ПЛУГА

Грядиль – деталь рамы плуга в виде стального бруса прямоугольного поперечного сечения, который жестко удерживает плуг в заданном направлении движения и передает ему тяговое усилие от трактора.

В качестве объекта конструкторско-технологических разработок выбран грядиль, устанавливаемый на оборотный плуг, показанный в традиционной конструкции на рис. 3. Габаритные размеры грядиля: высота H = 0,722 м, длина L = 0,420 м; размеры поперечного сечения: высота h = 0,080 м, толщина b = 0,045 м. Грядиль имеет 6 крепежных отверстий – по 3 отверстия с каждой стороны. Одной из сторон грядиль крепится

при помощи трех болтов к балке, к другой стороне грядиля прикрепляется корпус, также при помощи трех болтов. Грядиль изготовлен из стали 35ХГСА, его исходная масса равна 27 кг.

Плуг предназначен для вспашки каменистых почв с удельным сопротивлением (показателем энергоёмкости процесса вспашки) до 0,1 МПа. Во время работы плуга грядиль испытывает переменные изгибающие нагрузки, величина которых непрерывно изменяется, при этом кратковременные пиковые нагрузки существенно (в 2,7 раза) превосходят средние значения.

Традиционный технологический процесс изготовления грядиля в заводских условиях включает следующие операции: (1) отрезная, (2) нагрев, (3) гибка, (4) контроль ОТК, (5) вертикально-фрезерная, (6) фрезерно-сверлильная, (7) слесарная, (8) контрольная, (9) объемная закалка, (10) отпуск, (11) дробеструйная. Трудоемкость операций представлена в табл. 3, из которой видно, что общая трудоемкость изготовления грядиля по традиционной технологии составляет ~ 6,2 ч.

Табл. 3

Трудоемкость (Т) операций традиционного технологического процесса изготовления грядиля

Операция	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Т, мин	6	1	10	8	10	21	1	8	5	240	65

Основные виды используемого технологического оборудования: ленточнопильный станок (операция 1), гибочный станок (операции 2 и 3), вертикально-фрезерный станок (операция 5), вертикально-обрабатывающий центр (операция 6), камерная печь (операции 9 и 10), дробеметная машина (операция 11). На слесарной операции 7 проводили очистку заусенцев. На операциях контроля 4 и 8 проверяли точность размеров.

На рис. 3*а* показан грядиль плуга традиционной конструкции.

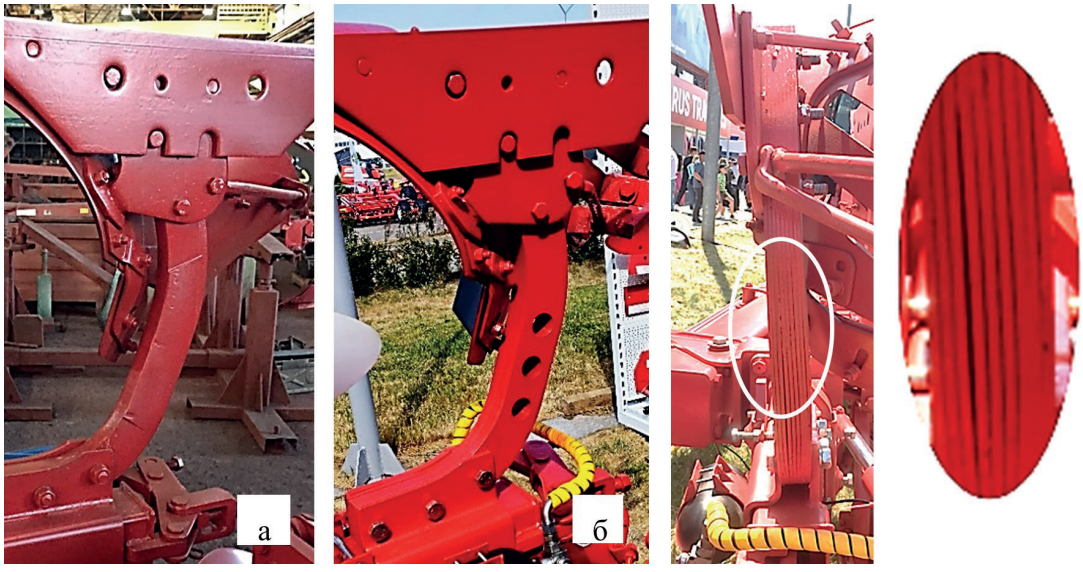


Рис. 3. Грядиль плуга традиционной конструкции (*а*) и модифицированной многослойной конструкции (*б*, *в*, *г*), изготовленной с использованием *SL*-технологии

При изготовлении грядиля, как и при изготовлении шестерни, с использованием *SL*-технологии претерпели модифицирование, как конструкция грядиля, так и технологический процесс его изготовления.

Модифицированный технологический процесс изготовления грядиля включал следующие операции: (1) лазерная резка, (2) слесарно-сборочная, (3) объемная закалка, (4) отпуск, (5) дробеструйная, (6) слесарно-сборочная. Трудоемкость операций представлена в табл. 4, из которой видно, что общая трудоемкость изготовления грядиля по модифицированной технологии составляла ~ 3,8 ч.

Табл. 4

Трудоемкость (Т) операций *SL*-технологии изготовления грядиля

Операция	1	2	3	4	5	6
Т, мин	35	10	10	2	120	52

На операции лазерной резки 1, выполнявшейся с использованием лазерного станка LaserCUT-1515-6-2-N-RT, вырезали не только сами выкройки, но и отверстия в них – как крепежные, так и дополнительные. На слесарно-сборочной операции 2 проводили подготовку листовых выкроек к термообработке, для чего их собирали в пакет через проставки, так чтобы между ними был зазор, и стягивали болтами. Операции термообработки 3 и 4 и дробеструйная операция 5 выполнялись в основном так же, как и аналогичные операции традиционного технологического процесса изготовления грядиля. На слесарно-сборочной операции 6 разбирали пакет листовых выкроек с проставками, после чего вновь собирали выкройки в многослойный грядиль для последующего монтажа на плуге.

В результате перехода от традиционного технологического процесса изготовления грядиля к *SL*-технологии общая трудоемкость изготовления уменьшилась с 6,2 до 3,8 ч, что соответствовало увеличению производительности приблизительно в 1,6 раза. Вместе с тем, как показали расчеты, переход к *SL*-технологии обеспечил уменьшение себестоимости изготовления приблизительно в 1,4 раза. Увеличение производительности и уменьшение себестоимости изготовления грядиля, как и шестерни, обусловлено сокращением количества выполняемых операций, в том числе тех из них, которые характеризуются повышенной трудоёмкостью и энергоемкостью.

С целью уменьшения металлоемкости конструкции грядиля и, соответственно, уменьшения массы грядиля и, как следствие, массы всего плуга, было исследовано напряженно-деформированное состояние 3D-модели грядиля методом конечных элементов с использованием программного пакета APM FEM CAD-системы KOMPAS-3D – по аналогии с тем, как это было описано выше для случая уменьшения металлоемкости конструкции шестерни. На рис. 4*а* и *б* представлены результаты выполненной таким образом топологической оптимизации конструкции листовых выкроек грядиля, в которую внесены дополнительные сквозные отверстия, расположенные в наименее напряженных участках. На рис. 4*в* показан облегченный грядиль, полученный из листовых выкроек с оптимизированной топологией с использованием *SL*-технологии; на рис. 3*б–г* этот же грядиль показан в составе плуга.

Грядиль, изготовленный с использованием *SL*-технологии, был испытан в полевых условиях в рамках приемочных испытаний на соответствие оборотного плуга требованиям СТБ 1388-2019 «Плуги тракторные лемешные общего назначения. Общие технические условия». Грядиль был установлен на один из корпусов плуга, агрегированного с трактором «Кировец» модели К-742М Стандарт 1 и трактором «Беларус» модели 3522. Испытания проводились в течение 12 рабочих смен, общая наработка плуга с установленным грядилем за время испытаний составила 192 га. В ходе испытаний отказов в работе, повреждений (деформаций, трещин и др.) грядиля не было выявлено, значения показателей вспашки соответствовали нормам ТНПА.

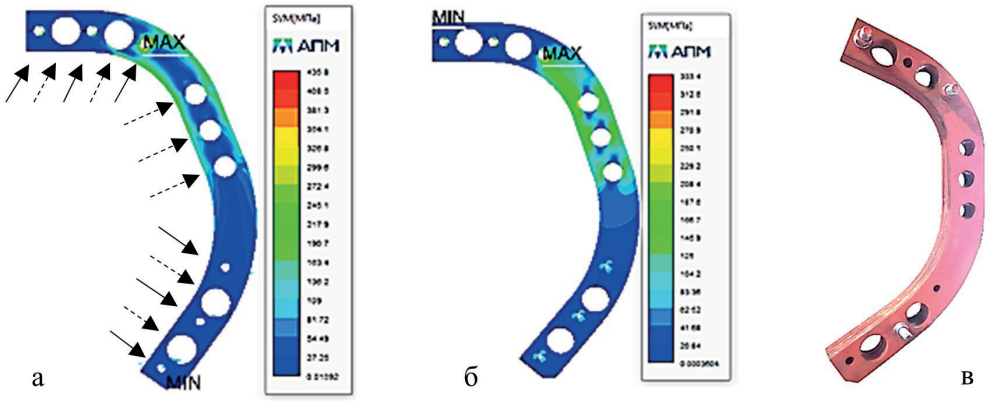


Рис. 4. Диаграммы распределения эквивалентных напряжений по фон Мизесу SVM (МПа) в листовых выкройках грядиля модифицированной конструкции при действии продольной (*а*) и поперечной (*б*) силы сопротивления и облегченный грядиль, полученный из листовых выкроек с оптимизированной топологией с использованием *SL*-технологии (*в*)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые разработан комплексный методологический подход к созданию деталей машин на основе использования аддитивной технологии листового ламинирования, включающий проектирование деталей с многослойной топологически оптимизированной конструкцией и комбинированных технологических процессов их изготовления, совмещающих операции традиционной и аддитивной технологии, благодаря чему обеспечивается уменьшение металлоемкости деталей при сохранении требуемых функциональных свойств, увеличение производительности и уменьшение себестоимости их изготовления в условиях заводского производства.

В результате практической реализации предложенного подхода созданы многослойные шестерни, для которых обеспечено снижение массы в 1,6 раза и увеличение в 1,5 раза производительности и уменьшение на 5 % себестоимости изготовления, а также многослойные грядили плуга, для которых обеспечено снижение массы на 17 % и увеличение производительности в 1,6 раза и уменьшение себестоимости изготовления в 1,4 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зленко, М. А. Аддитивные технологии в машиностроении : пособие для инженеров / М. А. Зленко, М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. – М. : ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
2. Толочко, Н. К. Методологические аспекты оценки эффективности аддитивной технологии листового ламинирования / Н. К. Толочко, О. В. Сокол // Вестник машиностроения. – 2020. – № 10. – С. 11–15.
3. Проблема ступенчатого рельефа при изготовлении шестерен по аддитивной технологии листового ламинирования / Н. К. Толочко [и др.] // Агропанорама. – 2022. – №1. – С. 2–7.

REFERENCES

1. Zlenko M. A., Nagaicev M. V., Dovbish V. M. *Additivnie tehnologii v mashinostroenii* [Additive technologies in machine engineering]. Moscow, GNTs RF FGUP «NAMI» Publ., 2015, 220 p. (in Russian).
2. Tolochko N. K., Sokol O. V. Metodologicheskie aspekty ocenki effektivnosti additivnoi tehnologii listovogo laminirovaniya [Methodological aspects of evaluating the effectiveness of additive technology for sheet lamination]. *Vestnik mashinostroeniya* [Herald of Engineering], 2020, N° 10, pp. 11–15. (in Russian).
3. Tolochko N. K., Avramenko P. V., Kravcov V. B., Kopchik D. I. Problema stupenchatogo relefa pri izgotovlenii shesteren po additivnoi tehnologii listovogo laminirovanii [The problem of stepped rel'ief in the production of gears using additive technology of layered lamination]. *Agropanorama* [Agropanorama], 2022, N° 1, pp. 2–7. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 623.445.2

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ КЕРАМОКОМПОЗИТНЫХ БРОНЕПАНЕЛЕЙ: ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И АРМИРОВАНИЯ НА БАЛЛИСТИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИИ

А. Ю. Изобелло, В. В. Апишев,
Э. Г. Биленко, А. В. Басалай

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

Исследованы современные технологии и способы получения подложек для керамокомпозитных бронепанелей. Изготовлен противоосколочный пакет из саржевой ткани и сверхвысокомолекулярного полиэтилена и проведены имитационные испытания падающим грузом на вертикальном копре. Проведены механические испытания на растяжение эпоксистеклопластиков из стеклотканей трех марок и испытания на адгезионную прочность слоев саржевой ткани, спеченных через полиэтиленовую плёнку низкого давления. Изготовлена и испытана бронепанель на стеклотканевой подложке с применением алюмооксидной керамики.

Ключевые слова: баллистическая ткань, бронепанель, испытания, арамидная ткань, СВМПЭ

OPTIMIZATION OF THE STRUCTURE OF CERAMIC COMPOSITE ARMOR PANELS: THE EFFECT OF THE TECHNOLOGY OF PRODUCTION AND REINFORCEMENT ON THE BALLISTIC RESISTANCE OF THE COMPOSITION

A. Yu. Izobello, V. V. Apishev,
Eh. G. Bilenko, A. V. Basalai

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus
Minsk, Republic of Belarus

Modern technologies and methods for obtaining substrates for ceramic composite armor panels were investigated. An anti-splinter bag made of twill fabric and ultra-high molecular weight polyethylene was made and simulated tests with a falling load on a vertical copra were carried out. Mechanical tensile tests of epoxy-fiberglass made of fiberglass fabrics of

three brands and tests for the adhesive strength of twill fabric layers sintered through a low-pressure polyethylene film were carried out. An armored panel on a fiberglass substrate using alumina ceramics was manufactured and tested.

Keywords: ballistic fabric, armored panel, testing, aramid fabric, UHMWPE

e-mail: v.apishev@phti.by

Основой при проектировании современных многослойных композиционных структур для сдерживания пуль с высокими пробивными характеристиками, как например пули с термоупрочненным сердечником, является разработка задерживающего слоя (подложки) обычно из лёгких противобаллистических материалов и выбора керамических плиток с дискретным расположением на подложке. Такая структура бронепанели позволяет кардинально снизить вес бронежилета по сравнению со сталью и использовать преимущества каждого материала для сдерживания поражающего элемента.

Керамические плитки используемые в бронепанелях являются первичной преградой, встречающей пулю и благодаря своей высокой твёрдости затупляют и/или разрушают её. После разрушения плитки и деформации пули, образуются осколки и фрагменты пули, которые сталкиваются с подложкой, гасящей в свою очередь их остаточную энергию [1].

В рамках данной работы анализировались материалы, применяемые в подложках, изучалась их структура и влияние структуры на противоосколочные свойства подложки.

При изготовлении бронепакета из тканого баллистического материала всё чаще отдают предпочтение сатиновой и саржевой структурам [1, 2]. Это объясняется большей длиной волны изгиба нитей (меньшей кривизной). Помимо плетёных материалов преимущество среди остальных структур имеют однонаправленные структуры (*Unidirectional – UD*) благодаря невысокой плотности и большей прочности. Перспективным является использование мультиаксиальных структур в задерживающем слое, что позволяет уменьшить трудоёмкость изготовления в несколько раз.

Помимо вышеописанных материалов с *UD*-структурой, существует метод изготовления противобаллистической подложки намоточным способом, при котором отсутствует послойная склейка или выкладка баллистической ткани. Преимущества нитяной намотки заключаются, во-первых, в устранении необходимости в ткачестве, которое может приводить к значительным повреждениям нитей. Во-вторых, данная технология сводит к минимуму или полностью исключает искривление волокон, особенно при использовании некрученых нитей, что предотвращает преждевременное разрушение материала и обеспечивает более полное использование свойств композита. В-третьих, нитяная намотка позволяет сократить содержание связующего минимум на 10 % благодаря более компактной укладке армирующих элементов в объеме заготовки [3].

Технологический процесс изготовления подложки для мягких баллистических материалов отличается, а взаимодействие с пулей несёт разный характер разрушения материала. Стеклоткани обладают высокой хрупкостью и более низкой прочностью по сравнению с арамидными волокнами и сверхвысокомолекулярным полиэтиленом (СВМПЭ). Они функционируют как жёсткий несущий элемент в форме эпоксидного стеклопластика, расположенного под лицевым керамическим слоем, который эффективно поглощает значительную часть кинетической энергии, высвобождаемой при столкновении пули с этим слоем.

Арамидная ткань, как и СВМПЭ является универсальным материалов при изготовлении как гибких, так и жёстких бронепанелей для средств индивидуальной бронезащиты. Противоосколочная стойкость тканей как показывают многочисленные экспери-

менты уменьшается с увеличением концентрации термопластичной или эластомерной матрицы, что в свою очередь так же увеличивает и вес из-за применения связующего. Однако подложки бронепанелей должны обладать жесткостью для обеспечения необходимого подпора под лицевой слой керамики. В таких случаях рекомендуется применять связующее с низким модулем упругости и максимальным удлинением.

Подложки из *UD*-структур СВМПЭ на данный момент являются наиболее популярными в бронепанелях так как обладают лучшей противоосколочной стойкостью по сравнению с арамидными тканями и обладают меньшей поверхностной плотностью с теми же защитными характеристиками. Такие подложки получают методом вакуумного прессования десятков слоёв СВМПЭ при температурах 125–145 °С.

Существует конструктивная особенность в виде отбортовки подложек. Такая конструкция позволяет удобнее и точнее позиционировать керамические плитки во время монтажа, добавляет минимизацию эффекта бокового выброса при краевых поражениях, и препятствует разлёту осколков сбоку при попадании пули в край бронепанели.

Для сохранения прочностных свойств арамидных тканей существует способ получения подложек с применением полиэтиленовых плёнок низкого давления толщиной 20–120 мкм. В таких случаях между слоями арамидной ткани прокладывается плёнка и весь бронепакет прессуется в форме повторяющей геометрию подложки при температуре выше 110 °С, что позволяет отказаться от применения связующего, увеличивая жёсткость арамидной подложки и сохранить прочность ткани [4].

Проводился сравнительный анализ натурных испытаний и испытание падающим грузом массой 5,185 кг с использованием вертикального копра. В качестве материала имитатора осколка диаметром 6,35 мм (рис. 1) была взята сталь У8. После изготовления, имитатор был закалён на твёрдость 50 HRC.



Рис. 1. Закаленный имитатор осколка

Материалами, применяемыми в исследованиях, являются арамидная ткань саржевого плетения (плотность 255 г/м^2), сверхвысокомолекулярный полиэтилен (плотность 240 г/м^2), стеклоткани марок Т10-14, QX1200, QX600.

Для оценки качества спекания полиэтиленовой плёнки низкого давления толщиной 80 мкм с арамидной тканью были проведены испытания на расслоение и сдвиг двух слоёв арамидной ткани саржевого плетения. Испытание на сдвиг проводилось по ГОСТ 57834-2017 на универсальной испытательной машине Time WDW-100E. Прямоугольные образцы размером 35×200 мм, в зоне нахлеста 50 мм от края спекались при температурах 130, 140, и 150 °С. Растяжение образцов проводилось при скорости 10 мм/мин.

Испытание на расслоение проводили по ГОСТ 57751-2017 по схеме, показанной на рис. 2, на том же оборудовании. Слои арамида спекались в области нахлёста 100 мм от края при тех же режимах что и образцы, испытываемые на сдвиг.

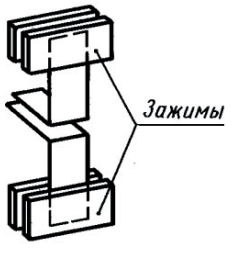


Рис. 2. Схема испытания на расслоение в условиях растяжения

Так же проводили сравнительные испытания на растяжение по ГОСТ 56785-2015 эпоксистеклопластиков из мультиаксиальных марок стеклоткани QX1200 и QX600, а также стеклоткани сатинового 8/3 плетения марки Т10-14 различного армирования с содержанием связующего из эпоксидной смолы К153 и отвердителя Этал-45М – 37–40 %.

Целью исследования является выбор структуры подложки с наилучшими показателями баллистической стойкости и весом.

Проведены испытания на противоосколочную стойкость подложек из арамидной ткани саржевого плетения и СВМПЭ с разным количеством слоёв.

Подложки из СВМПЭ толщиной 7,2 и 6,4 мм с показателем скорости осколка $v_{50\,\%}$ – 631,9 и 595,1 м/с, соответственно, проявили себя лучше, чем подложки из арамидной ткани саржевого плетения толщиной 6,8 и 7,6 мм против скорости осколка $v_{50\,\%}$ – 557,8 и 576,2 м/с, соответственно.

Была изготовлена бронепанель из СВМПЭ толщиной 7,2 мм методом вакуумного прессования с целью сравнения натурных испытаний по ГОСТ 34286-2017 и испытаний на копре падающим грузом. В качестве оценочного критерия противоосколочной стойкости являлась имитация энергии при баллистических испытаниях из баллистического ствола шариком диаметром 6,35 мм. Так, панель при натурных испытаниях подложка толщиной 7,2 мм из СВМПЭ имеет показатель противоосколочной стойкости $v_{50\,\%}$ = 631,9 м/с. Кинетическая энергия при таких показателях составляет 200 Дж. При испытаниях падающим грузом массой 5,185 кг, подвешенным над образцом на высоте 3,2 м с потенциальной энергией падения 162 Дж, выяснилось, что панель не выдержала попадание имитатора осколка, что не сходится с натурными испытаниями. В роли подпора для образца выступал войлок толщиной 20 мм.

Панель после испытаний показана на рис. 3.



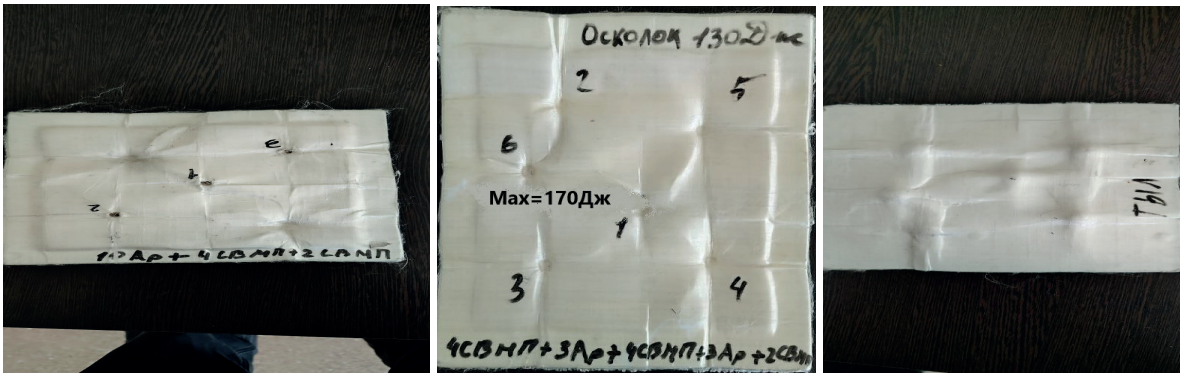
Рис. 3. Имитация испытаний на осколок при 540 м/с без пробития (1, 2, 3) и имитация при 570 м/с с пробитием (4)

Так как результаты натурных испытаний и имитационных с использованием падающего груза не сошлись, то имеет смысл ввести поправочные коэффициенты на высоту падения груза для разнородных материалов. Для гибких бронепанелей, сделанных из СВМПЭ, и арамидной ткани следует убрать подбор и сделать подходящую оснастку для позиционирования бронепанелей на весу.

Для испытания противоосколочной стойкости на копре были сделаны гибридные 16-слойные образцы из СВМПЭ и арамида с различной раскладкой.

Испытания проводились с имитацией скорости осколка в 500 и 570 м/с с энергией падающего груза 130 и 170 Дж. Результаты получились удовлетворительными (рис. 4) для обоих раскладок. Следует отметить, что прошлые спрессованные панели из СВМПЭ

с большим количеством слоёв выдерживали меньшую энергию удара, следовательно можно сделать вывод что комбинация двух материалов с добавлением арамида улучшает противоосколочную стойкость, а гибкая панель лучше останавливает осколок.



а *б* *в*

Рис. 4. Панели из арамида и СВМПЭ:
а – образец с пакетом арамида внутри и оболочкой из СВМПЭ;
б – образец с арамидным и СВМПЭ пакетом внутри с оболочкой из СВМПЭ;
в – запреградный выступ (аналогичен для обоих образцов)

Результаты испытаний на сдвиг слоёв арамидной ткани показали сильную когезию между слоями, в результате чего разрыва в области спекания не происходило, а нити, в области непропитанной полиэтиленовой плёнкой низкого давления, начали вытягиваться в результате нагрузки как показано на рис. 5.

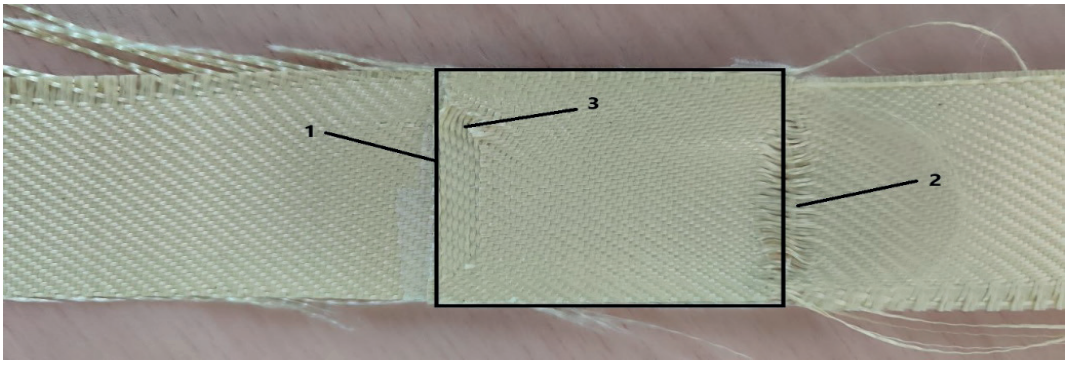


Рис. 5. Образец двух спеченных слоёв арамидной ткани через полиэтиленовую плёнку низкого давления:
1 – область спекания; 2 – вытягивание нитей на краю области спекания;
3 – сминание слоя ткани из-за вытягивания нитей

Такое поведение ткани наблюдалось на всех образцах, спечённых при температуре от 130 °С и выше. Усилие вытягивания нитей достигало порядка 820 Н.

Эти результаты показывают возможность использования процесса спекания через полиэтиленовую плёнку низкого давления в технологии изготовления подложки из арамидной ткани без применения клеевого связующего.

При расслоении в условиях растяжения образцы не показывали большого усилия при всех температурах спекания, иначе говоря, их можно было разорвать руками без особых усилий.

Результаты испытаний на растяжение эпоксистеклопластиков показаны в табл. 1.

Табл. 1

Результаты испытаний на растяжение эпоксистеклопластиков

Ткань	Толщина	Ширина, *b*	Нагрузка	Предел прочности, $\sigma_в$		Относительное удлинение, δ		Модуль упругости, *E*
	мм	мм	кН	МПа	среднее	%	Среднее	ГПа
Т 10-14 + К153 90/90/0/0…	3,4	24,8	11,38	135	143	6,8	7,1	2,96
		23,8	12,14	150		5,9		3,13
		24,6	12,72	152		7,4		2,51
		24,15	11,04	134		8,4		2,16
		25,2	12,42	145		7		2,54
Т 10-14 + К153 0/0/…	3	24,6	19,52	265	246,8	7	6,12	4,5
	2,93	24,1	13,32	189		5		4,99
	3	24,9	21,08	280		6,3		4,93
	2,95	24,6	21,12	290		6,5		4,4
	3	24,2	15,34	210		5,8		4,76
Т 10-14 + К153 90/90/…	3,25	25,8	14,28	170	182,8	6,1	6,57	2,54
	3,1	23,3	11,9	172		6		3,36
	3,2	24	13,1	171		6,95		2,65
	3,32	20	12,38	186		6,5		2,6
	3,2	23,3	16,14	215		7,3		2,88
QX600 + К153	3,35	25	14,46	173	177	7,6	7,3	2,43
	3	24,6	13,32	180		7,9		2,67
	3,15	24,6	14,36	185		7		2,95
	3,3	25	14,06	170		6,8		2,66
	3,2	24,6	11,98	брак		–		–
QX1200 +К153	3,62	25	9,14	брак	184,5	–	7,8	2,58
	3,62	25	15,24	168		8,9		3,07
	3,38	24,6	16,84	205		7,3		3,03
	3,53	25	16,08	182		6,8		2,77
	3,65	23,4	15,64	183		8,2		–

Из таблицы видно, что механические характеристики эпоксистеклопластика, растяжение которого проводили по направлению армирования, имеют большее значение, чем у остальных эпоксистеклопластиков с другими раскладками, однако такие показатели не являются определяющими для оценки баллистической стойкости, так как из прошлых испытаний [5] на падающий груз выяснилось, что ортотропная раскладка 2 через 2 лучше себя проявляет в сопротивлении удару.

Также была изготовлена бронепанель с применением подложки из стеклоткани с ортотропной расположением кроя 0°/0°/90°/90°. Стеклоткань пропитывалась двухкомпонентной эпоксидной смолой холодного отверждения и приклеивалась алюмооксидная керамика с последующим прессованием. Отверждение проходило при комнатной температуре.

На рис. 6 видно, что эпоксистеклопластик может служить полноценной подложкой для корундовой керамики, как было замечено после проведения испытаний. Бронепанель выдержала 4 выстрела без пробития, без запреградного выступа и без вмятины в подложке, что было замечено при вскрытии бронепанели. После четвертого выстрела произошло отслоение подложки из-за того, что энергия удара распространяется по всей площади и отслоение происходит не в месте контакта пули. Из-за отслоения произошло пробитие пятым выстрелом. Для предотвращения отслоения следует увеличить прочность сцепления керамического слоя с подложкой за счёт использования связующего с хорошей адгезионной прочностью.



Рис. 6. Бронепанель класса защиты Бр 5 после испытаний
(красным цветом обозначена очередность выстрелов)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Несмотря на то, что гибридные ткани лучше себя проявляют в противоосколочной защите, подложка керамокомпозитных панелей для бронежилетов должны лучше поддерживать форму, что для гибкой защиты не специфично. В таких случаях для поддержания настоящей степени защиты следует использовать бронепанели с плёночной технологией, которые при достаточном количестве слоёв будут способны сохранять свою жёсткую форму и не терять защитных свойств, как, после пропитки ткани связующим.

В имитационных испытаниях с применением вертикального копра, учитывая тот факт, что кинетическая энергия осколка и потенциальная энергия груза одинаковы, результаты после натурных испытаний и имитационных не сошлись. Подобные испытания требуют ввода поправочных коэффициентов в общем уравнении определения потенциальной энергии падающего груза для каждого материала. Получать объективные данные для оценки противоосколочной стойкости композиционных структур является проблематичным при испытаниях падающим грузом, поэтому следует больше уделять внимания сравнительным испытаниям одинаковых материалов с различным армированием композиционной структуры.

3. Для изготовления керамокомпозитных бронепанелей наиболее перспективными являются подложки получаемые методом прессования СВМПЭ при температуре 125–145 °С, подложки из слоёв арамидной ткани или *UD*-арамида, спеченные через полиэтиленовую плёнку низкого давления для предотвращения потери прочности при

использовании связующего. Эти материалы являются очень лёгкими и обеспечивают необходимую защиту.

4. Сравнение механических характеристик показало, что стеклопластик с квадроаксиальным армированием имеет больше модуль упругости и предел прочности по сравнению со стеклотканью с ортотропной схемой армирования 0/0/90/90, однако показатели обычной раскладки 0/0/0... и 90/90/90 больше показателей мультиаксиальной стеклоткани.

5. При использовании корундовой керамики в бронепанели с очень жесткой подложкой без отбортовки по периметру, при попадании пули с термоупрочненным сердечником происходит отслоение подложки по всей площади панели. Следует увеличить адгезию керамического слоя с подложкой и оборачивать панель в арамидную или стеклотканевую «рубашку».

ЛИТЕРАТУРА

1. Кобылкин, И. Ф. Материалы и структуры лёгкой бронезащиты : учеб. / И. Ф. Кобылкин, В. В. Селиванов. – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – С. 191.
2. Харченко, Е. Ф. Композитные, текстильные и комбинированные бронематериалы : моногр. / Е. Ф. Харченко. – М. : РадиоСофт, 2014. – Т. 2. Современные защитные структуры и средства индивидуальной бронезащиты. – 332 с.
3. Морозова, Т. В. Разработка и исследование волоконно-композитных материалов на основе волокон Русар-С для средств индивидуальной бронезащиты : дис. ... канд. техн. наук : 2.6.11 / Т. В. Морозова ; ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева». – М., 2023. – 152 л.
4. Олейниченко, М. А. Разработка керамокомпозитных бронепанелей по классам защиты Бр4, Бр5 ГОСТ 34286-2017 [Электронный ресурс] / М. А. Олейниченко, А. П. Цепляев // Инженерный вестник Дона. – 2022. – N° 3. – Режим доступа: http://www. ivdon.ru/ru/magazine/archive/n3y2022/7513.
5. Биленко, Э. Г. Исследование влияния термомеханических параметров формообразования образцов из сверхвысокомолекулярного полиэтилена на их механические свойства / Э. Г. Биленко, А. Ю. Изобелло, И. И. Сможевский // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 3 кн. / редкол.: А. В. Белый (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2018. – Кн. 3. Обработка металлов давлением. – С. 6–15.

REFERENCE

1. Kobylkin I. F., Selivanov V. V. *Materialy i struktury lyogkoi bronezashchity* [Materials and structures of light armor protection]. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publ., 2014, p. 191. (in Russian).
2. Kharchenko E. F. *Kompozitnye, tekstil'nye i kombinirovannye bronematerialy. Sovremennye zashchitnye struktury i sredstva individual'noi bronezashchity* [Composite, textile, and combined armor materials. Modern protective structures and means of individual armor protection]. Moscow, RadioSoft Publ., 2014, 332 p. (in Russian).
3. Morozova T. V. *Razrabotka i issledovanie volokonno-kompozitnykh materialov na osnove volokon Rusar-S dlya sredstv individual'noi bronezashchity. Diss. kand. tekhn. nauk* [Development and research of fiber-composite materials based on Rusar-S fibers for personal protective equipment. Cand. techn. sci. diss.]. Moscow, 2023, 152 p. (in Russian).
4. Oleinichenko M. A., Tseplyaev A. P. Razrabotka keramokompozitnykh bronepanelei po klassam zashchity Br4, Br5 GOST 34286-2017 [Development of ceramic composite armored panels according to protection classes Br4, Br5 GOST 34286-2017]. *Inzhenernyi vestnik Dona* [E-journal "Engineering journal of Don"], 2022, N° 3. (in Russian). Available at: http://www. ivdon.ru/ru/magazine/archive/n3y2022/7513.
5. Bilenko Eh. G., Izobello A. Yu., Smozhevskii I. I. Issledovanie vliyaniya termomekhanicheskikh parametrov formoobrazovaniya obraztsov iz sverkhvysokomolekulyarnogo poliehtilena na ikh mekhanicheskie svoi stva [Study of the influence of thermomechanical parameters of the shaping of samples

made from ultra-high molecular weight polyethylene on their mechanical properties] *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Obrabotka metallov davleniem* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. Metal Forming Processes]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ, 2018, pp. 6–15. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 14.08.2025 г.

УДК 621.785.5

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ 40Х, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ОКСИНИТРИРОВАНИЯ

[1]Н. А. Кананович, [1]И. Л. Поболь, [1]О. Ю. Суворова,
[1]А. А. Могдалова, [1]И. Г. Олешук, [1]Г. Ф. Федорук,
[2]В. Г. Матыс, [2]В. В. Поплавский

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Проведен выбор технологических параметров комбинированного метода упрочнения, включающего ионно-плазменное азотирование (ИПА) с последующим оксидированием поверхностных слоев на образцах из конструкционной стали 40Х. Исследование микроструктуры, твердости поверхности и профиля микротвердости по глубине упрочненного слоя показало, что с увеличением времени выдержки при ИПА до 16 ч твердость возрастает до $HV_{0,1}$ 437, а глубина упрочненного слоя до 900 мкм. При этом белый нитридный слой имел толщину 17–20 мкм, оксидный слой – 5–8 мкм. Изучено влияние магнитно-абразивной обработки ферроабразивным порошком $Fe–Al_2O_3$ поверхности образцов из стали после оксинитрирования для получения параметра шероховатости поверхности Ra 0,06–0,15 мкм. При коррозионных испытаниях в камере соляного тумана наилучший результат получен для образца после ИПА в течение 16 ч с последующим оксидированием и магнитно-абразивной обработкой поверхности.

Ключевые слова: конструкционные стали, ионно-плазменное азотирование, оксидирование, гальваническое хромирование, комбинированные методы инженерии поверхности, оксинитрирование, микроструктура, микротвердость, коррозионная стойкость

STUDY OF HARDENED LAYERS ON 40Cr STEEL OBTAINED BY OXIDITRIZATION

[1]N. A. Kananovich, [1]I. L. Pobol, [1]A. Yu. Suvorava,
[1]A. A. Mogdalova, [1]I. G. Oleshuk, [1]H. F. Fedoruk,
[2]V. G. Matys, [2]V. V. Poplavsky

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Belarusian State Technological University,
Minsk, Republic of Belarus

The selection of technological parameters for combined hardening including ion-plasma nitriding (IPN) followed by oxidation of surface layers on samples made of 40Cr STEEL structural steel was carried out. A study of the microstructure, surface hardness and microhardness profile in the hardened layer showed, that with an increase in the IPA holding time to 16 h, the hardness increases to HV0,1 437 and the depth of the hardened layer to 900 μm. The white nitride layer thickness reached 17–20 μm and the oxide layer 5–8 μm. The effect of magnetic abrasive treatment with ferroabrasive powder Fe–Al_2O_3 on the surface of steel samples after oxynitriding to obtain a surface roughness of Ra 0,06–0,15 was studied. The best result of samples corrosion tests in a salt spray chamber was obtained for sample subjected to IPA for 16 h, followed by oxidation and magnetic abrasive surface treatment.

Keywords: structural steels, ion-plasma nitriding, oxidation, galvanic chromium plating, combined surface engineering methods, oxynitriding, microstructure, microhardness, corrosion resistance

e-mail: nikita.kananovich@gmail.com

ВВЕДЕНИЕ

На предприятиях Беларуси (ОАО «Белкард», ОАО «МЗКТ», ОАО «МАЗ», ОАО «МТЗ», ОАО «Автогидроусилитель», ОАО «Гродно Азот» и др.) применяется технология гальванического хромирования. Получаемые покрытия отличаются высокими твердостью, износостойкостью, химической и термической устойчивостью. Наряду с достоинствами, гальваническое хромирование связано с существенными проблемами. В Беларуси, странах Западной Европы, США, Канаде, Японии и др. этот процесс находится под строгим регулированием. Замена гальванического хромирования на другие способы получения износо- и коррозионностойких покрытий на деталях является актуальной задачей.

Гальваническое хромирование. Особенности и недостатки. Гальваническое хромирование с получением слоев толщиной 40–250 мкм и твердостью 66–70 HRC применяется для увеличения износо- и коррозионностойкости деталей. Тонкие хромовые покрытия (толщиной в несколько мкм) в сочетании с подслоем из никеля и меди широко используются в защитно-декоративных целях, при изготовлении отражателей, зеркал, прожекторов и др. Гальваническое хромирование также применяют для формирования слоев на некоторых стальных деталях мотоциклов, велосипедов, автомобилей с их предварительной закалкой токами высокой частоты (ТВЧ), в частности на штоках газовых пружин.

Однако для технологии хромирования и полученных слоев характерны:

– неравномерность толщины слоя (от 10 до 25 мкм) на детали, наличие микропор, что не обеспечивает полной электрохимической защиты от коррозии;

– формирование в покрытии неблагоприятных напряжений растяжения, снижающих усталостную прочность деталей, тем больше, чем толще слой хрома;

– недостаточно высокая адгезия (отшелушивание) покрытия;

– неравномерный по твердости и глубине упрочненный подслой под покрытием, который получают закалкой ТВЧ на деталях;

– необходимость наличия больших производственных площадей (цеха с гальваническими ваннами) и эффективной вытяжной системы;

– трудоемкость производственного процесса, необходимость использования оборудования для закалки ТВЧ;

– образование в технологическом процессе вредных для организма человека паров с поверхности ванн и особо опасного канцерогена – шестивалентного хрома;

– необходимость наличия дорогостоящих очистных сооружений и захоронения отходов производства на полигонах;

– использование свинцовых электродов.

Решения, альтернативные гальваническому хромированию. Исследуются и применяются в различных отраслях промышленности альтернативные гальваническому хромированию методы повышения коррозионной и износостойкости металлических материалов. Существуют разнообразные варианты термического атмосферного напыления материалов, в том числе хрома, вакуумные методы химического осаждения из паровой фазы (*CVD*) и физического осаждение из паровой фазы (*PVD*).

Термическое напыление (пламенное, плазменное, детонационное, электродуговое, высокоскоростное) включает испарение материала и его конденсацию на основе. Высокие температуры позволяют наносить значительное количество металлических и керамических материалов, в том числе тугоплавких. Такие покрытия обычно имеют пористость не менее 1–2 % и не всегда требуемую адгезию к основе. На поверхности сложного профиля и труднодоступные участки, внутренние части труб малого диаметра покрытия такими методами осаждаются ограниченно.

Высокоскоростное газопламенное напыление (метод *HVOF*) обеспечивает низкую пористость покрытий, высокие твёрдость и адгезионную прочность. Твёрдость покрытий из нанесенного карбида вольфрама ~ 1050 HV и адгезионная прочность до ~ 80 МПа дают возможность их применения в агрессивных средах при повышенной температуре взамен гальванического хромирования. Однако стоимость оборудования и технологий для нанесения таких покрытий весьма велики. Необходима финишная обработка нанесенного твердого материала. Такая технология используются фирмой Engelhard Corp. (США) для изготовления дорогостоящих изделий, в основном военного назначения – шасси самолетов, гидравлических цилиндров, подшипников реактивных двигателей и корпусов подшипников, валов турбин, узлов пропеллера [1].

Методы химического *CVD* и плазмохимического *PECVD* осаждения позволяют получить высокочистый хром на поверхности изделия. Осаждение *CVD* покрытий происходит при температуре выше 1000 °С, покрытий *PECVD* – при более низких температурах. Толщины слоев невелики (~ 2–5 мкм), их коррозионная стойкость умеренная, ниже стойкости гальванического твердого хрома.

Покрытия системы «никель – фосфор» характеризуются значительной регулируемой твёрдостью (540–820 HV после термообработки при 400 °С), коррозионной и износостойкостью. Процесс нанесения таких покрытий более экологичный и на 40 % более энергоэффективный, чем хромирование. Эти покрытия могут применяться в условиях абразивного, гидроабразивного износа, фреттинг-коррозии [2, 3].

Повышение коррозионной стойкости штоков. Имеются области применения, в которых детали не испытывают чрезмерно высокой коррозионной нагрузки, но они по-прежнему подвергаются гальваническому хромированию.

К изделиям, при производстве которых в промышленно развитых странах мира используются альтернативные хромированию технологии, относятся газовые пружины. Они применяются в конструкциях практически всех выпускаемых в мире автомобилей, в мебели, в пневматическом оружии, в медицинском и аэрокосмическом оборудовании.

ОАО «Белкард» является изготовителем газовых пружин более 20 типоразмеров, которые поставляются производителям автотехники Беларуси и других стран. Штоки газовых пружин изготавливаются по традиционной технологии хромирования с предварительной закалкой ТВЧ поверхности для создания несущего механическую нагрузку подслоя.

Мировые лидеры по производству газовых пружин для автомобилей различных классов (фирмы Stabilus GmbH, Oskulati, Basbach, Suspa, Hahn Gasfedern и др.) вместо гальванического хромирования применяют комбинированные технологии получения

покрытий на штоках. Исходя из доступной в литературе информации, используется сочетание упрочняющей обработки в плазме тлеющего разряда с последующим окислением поверхностного слоя на штоке. Ионно-плазменное азотирование (ИПА) осуществляется с целью повышения усталостной прочности деталей, рабочие поверхности которых изнашиваются или подвергаются коррозии. О применяемых технологиях для получения необходимых параметров шероховатости поверхности не сообщается.

Анализ имеющихся литературных источников и собственные исследования позволяют выявить следующие преимущества упрочняющей обработки в плазме тлеющего разряда:

– формирование равномерного диффузионного твердого слоя с благоприятными напряжениями сжатия на поверхности изделий различной конфигурации;

– отсутствие проблемы недостаточной адгезии ввиду отсутствия наносимого покрытия;

– полностью автоматизированное управление процессом;

– небольшие требуемые производственные площади;

– отсутствие необходимости использования термической обработки ТВЧ;

– полное соответствие экологическим нормам, отсутствие отходов производства и выбросов в атмосферу;

– отсутствие потребности в очистных сооружениях.

Целью работы являлся выбор технологических параметров комбинированного поверхностного упрочнения образцов из стали 40Х, включающего ионное азотирование и оксидирование, режимов обработки для достижения требуемых параметров шероховатости поверхности, исследование структуры, твердости, фазового состава и коррозионной стойкости упрочненных слоев.

ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для разработки метода комбинированного упрочнения стали 40Х были изготовлены образцы, соответствующие штокам газовых пружин, длиной 150 и 200 мм и диаметром 8 и 10 мм. Образцы подвергали обработке методом ИПА с последующим окислением поверхностных слоев. ИПА осуществляли на оборудовании производства ФТИ НАН Беларуси при температуре 580 °С в среде азота, водорода и аргона в течение 4 ч для образцов № 1–3, 8 ч для образцов № 4–6 и 16 ч для образцов № 7–9. Окисление проводили при температуре 450 °С в течение 1 ч на воздухе.

Для проведения исследования структуры и глубины упрочненных слоев после ИПА с последующим оксидированием изготавливали поперечные шлифы путем вырезания на автоматическом отрезном станке METKON с водным охлаждением места реза, что позволяет избежать перегрева материала. Для подготовки шлифов использовали пробоприготовительное оборудование Metkon – пресс Ecopress 100 и шлифовально-полировальный станок Digiprep.

Исследования структуры образцов проводили на оптическом микроскопе Planar МИ-1 с CCD камерой. Микротвердость образцов измеряли на автоматическом моторизированном микротвердомере AFFRI-DM8. Измерения проводили при нагрузке 100 г.

Часть образцов после оксинитрирования подвергали магнитно-абразивной обработке (МАО) на модернизированной установке Т11 производства УП «Полимаг» (Минск) для получения требуемых параметров шероховатости поверхности [4]. При МАО абразивное воздействие на обрабатываемую деталь оказывает порошковая ферромагнитная абразивная масса, уплотненная энергией магнитного поля. Использовали ферроабразивные порошки Fe–Al_2O_3 фракции 40/0 и Fe–B_4C фракции 40/0. Обработку проводили по следующему режиму: ход магнитной системы – 60 мм; частота осцилляции – 2,0 Гц; частота вращения образца – 700 об/мин; рабочий зазор – 4 мм; время

обработки составляло от десятков секунд до 5 мин. В качестве смазочно-охлаждающей жидкости применяли «Тесматол».

Определение параметров шероховатости образцов проводили с помощью профилометров «MarSurf PS1» (Mahr, Германия) и Mitutoyo Surftest SJ-310 (Япония).

Рентгенофазовый анализ образцов из стали 40Х после оксинитрирования и МАО выполняли на рентгеновском дифрактометре GNR Explorer.

Коррозионную стойкость образцов № 3, 4, 7 и 8 определяли в соответствии с ГОСТ 9.308-85 с использованием камеры соляного тумана ASCOTT S120iS распылением водяного раствора 5 % NaCl.

Предварительная подготовка образцов заключалась в следующем:

– торцы образцов и края от торцов на расстоянии 1–2 мм изолировали кремнийорганическим лаком КО-85 в два слоя с финальной сушкой 48 ч;

– образцы обезжиривали ацетоном и помещали в специальный держатель под углом 70° к горизонтали, расстояние между образцами составляло 50 мм.

Испытания проводили в течение 96 ч с контролем внешнего вида и коррозионных поражений каждые 24 ч. Обработку выполняли по схеме: 12 ч распыление раствора с температурой 35 °С со скоростью 4 мл/мин, 12 ч выдержка в камере без распыления.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОКСИДИРОВАНИЯ СТАЛИ 40Х

Влияние комбинированной обработки на структуру и твердость. Микроструктура стали 40Х в исходном состоянии – феррито-перлитная (рис. 1). На рис. 2*а* показано распределение микротвердости в поперечном сечении образца из стали 40Х после ИПА в течение 4 ч с последующим оксидированием. Толщина упрочненного слоя составила 700–750 мкм. На расстоянии 20 мкм от поверхности образца микротвердость стали $HV_{0,1}$ 386, а при переходе к основе – $HV_{0,1}$ 230. Азотированный материал состоит из диффузионного слоя, представляющего собой твердый раствор азота в α-железе с дисперсными включениями нитридов железа и хрома, и белого нитридного слоя толщиной 14–16 мкм (рис. 3*а*). На поверхности образца наблюдается темный оксидный слой толщиной 2–3 мкм.

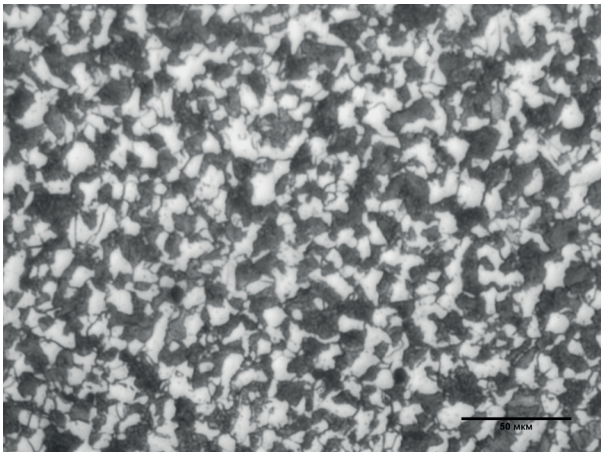
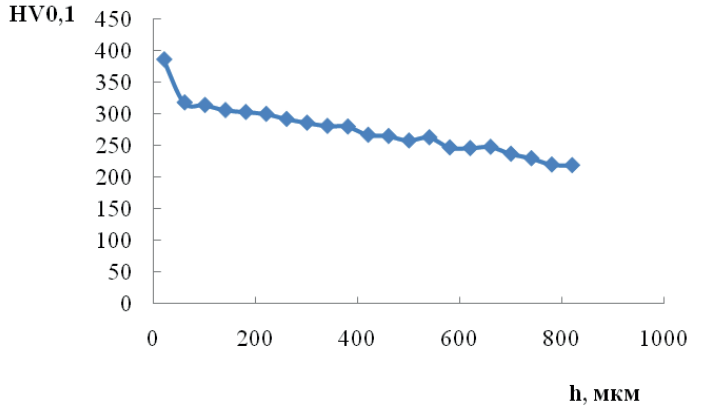


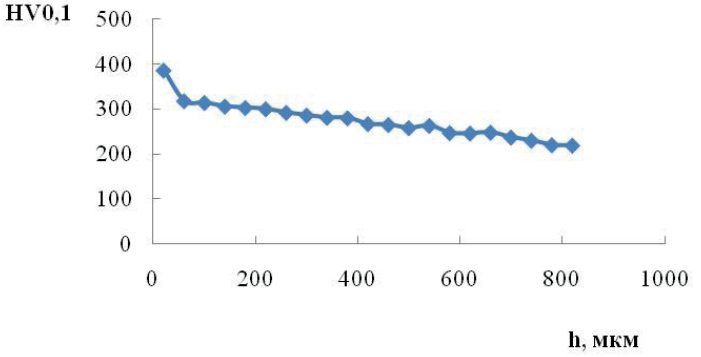
Рис. 1. Микроструктура стали 40Х в исходном состоянии

После ИПА в течение 8 ч с последующим оксидированием толщина упрочненного слоя на 40Х достигает ~ 800 мкм, микротвердость у поверхности образца – $HV_{0,1}$ 412 (рис. 2*б*). Микроструктура упрочненного поверхностного слоя показана на рис. 2*в*. Азотированный слой включает диффузионный и белый нитридный участки толщиной 15–19 мкм. Оксидный темный слой достигает 3–5 мкм (рис. 3*б*).

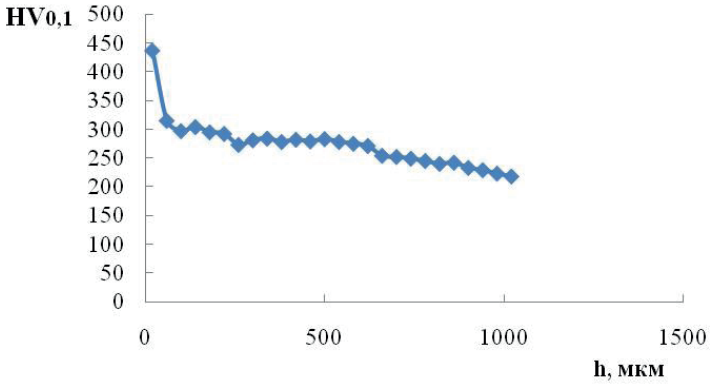
При повышении длительности ИПА до 16 ч твердость упрочненного слоя возрастает до $HV_{0,1}$ 437, толщина слоя – до 900 мкм (рис. 2*в*). Белый нитридный слой имеет толщину 17–20 мкм, оксидный слой – 5–8 мкм (рис. 3*в*).



а



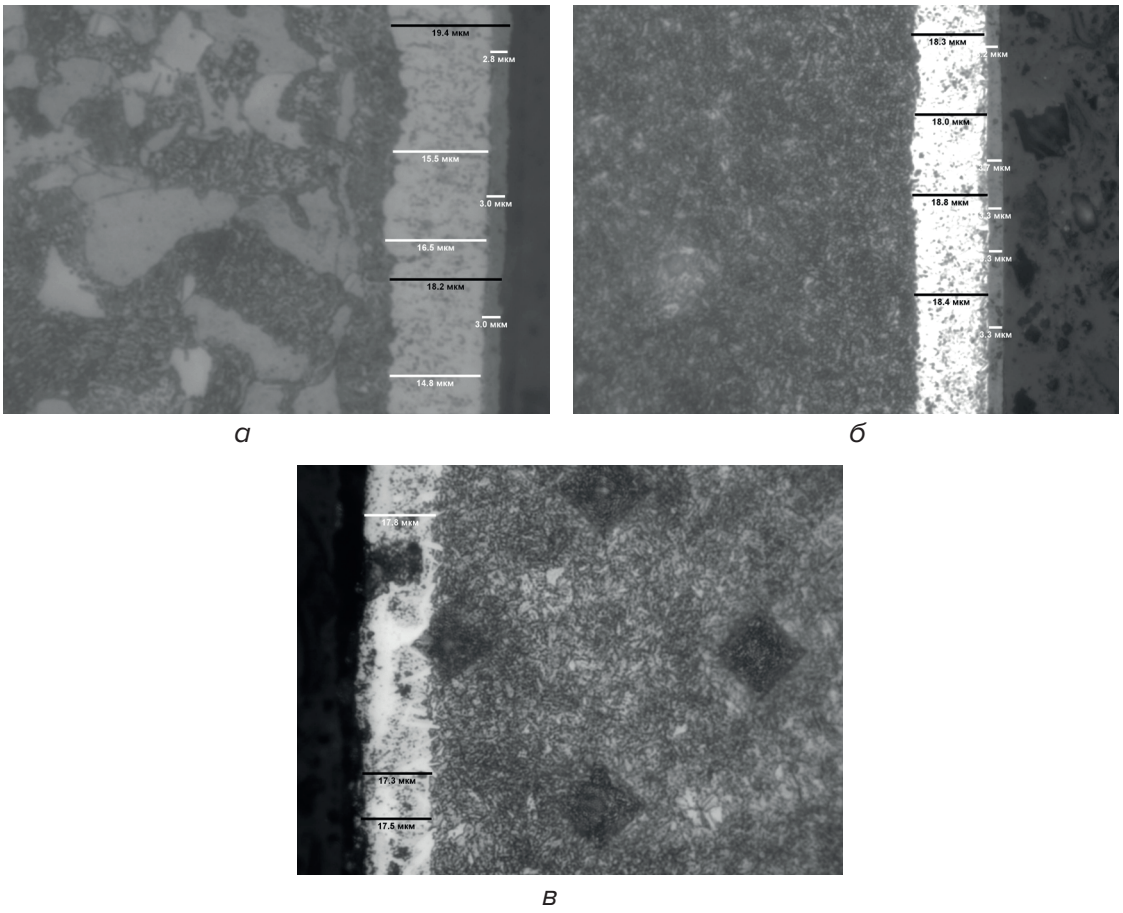
б



в

Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении образца из стали 40Х после ИПА в течение 4 ч (*а*), 8 ч (*б*) и 16 ч (*в*) последующим оксидированием

Исследование фазового состава выполняли на образцах из стали 40Х, подвергнутых комбинированной обработке методом ИПА при температуре 580 °С в течение 8 ч с последующим окислением поверхностных слоев и их магнитно-абразивной обработкой. Рентгенофазовый анализ образцов показал наличие на поверхности оксидов Fe_2O_3, Fe_3O_4 и нитрида Fe_4N.



а *б*

в

Рис. 3. Микроструктура образца из стали 40Х после ИПА в течение 4 ч (*а*), 8 ч (*б*) и 16 ч (*в*) с последующим оксидированием

Влияние комбинированной обработки на параметры шероховатости поверхности. В табл. 1 представлены результаты измерения параметра шероховатости *Ra* штоков в исходном состоянии и после оксинитрирования. В исходном состоянии параметр шероховатости образцов *Ra* соответствовал 0,104–0,130 мкм. После проведения ИПА поверхности с последующим окислением параметр шероховатости возрастал до 0,160–0,360 мкм, что связано с ионной бомбардировкой поверхности.

Проведен выбор абразивного материала и режима МАО для снижения параметра шероховатости и достижения требуемой его величины. Из использованных абразивных материалов оптимальные результаты для достижения параметра *Ra* 0,08 мкм обеспечил порошок Fe–Al_2O_3 фракции 40/0. Внешний вид такого образца демонстрирует рис. 4.



Рис. 4. Фотография образца штока после оксинитрирования и МАО порошком Fe–Al_2O_3

Коррозионные испытания. Контроль внешнего вида образцов штоков при проведении коррозионных испытаний с использованием камеры соляного тумана осуществляли, руководствуясь техническими требованиями к испытаниям хромированных штоков на коррозию «Corrosion test specification for finished rods», No. 10870008 [5] машиностроительной компании Tenneco (США), следующим образом:

Табл. 1

Параметры шероховатости (*Ra*, мкм) поверхности штоков на различных участках в исходном состоянии, после оксинитрирования и последующей магнитно-абразивной обработки

№ образца	Исходное состояние	После оксинитрирования	После МАО
1	0,116	0,190	–
2	0,130	0,160	–
3	0,104	0,160	–
4	0,110	0,180	–
5	0,110	0,190	–
6	0,112	0,190	0,08
7	0,110	0,360	0,08
8	0,120	0,190	0,08
9	0,108	0,230	0,08

– образцы извлекали из камеры соляного тумана каждые 24 ч и промывали водопроводной водой (температура 15–20 °С), чтобы удалить остатки соли;

– анализировали цветовую гамму продуктов коррозии при их наличии (бурый – оранжевый – коричневый – черный);

– механически удаляли продукты коррозии, находящиеся на поверхности, не повреждая покрытие;

– если после удаления продуктов коррозии повреждение покрытия не выявлялось, обозначали это место как «коррозионное пятно», указывали его размеры и расстояние от верхнего края изоляции образца;

– если после удаления продуктов коррозии наблюдался четкий питтинг, обозначали это место как «коррозионный питтинг», указывали его размер и расстояние от верхнего края изоляции образца. Размеры питтингов обозначали в соответствии с табл. 2.

Табл. 2

Кодирование размеров питтингов [5]

Диаметр питтинга, мм	Код	Описание
< 0,5	*XSP*	очень малый питтинг (*extra small pit*)
< 1	*SP*	малый питтинг (*small pit*)
1–2	*P*	нормальный питтинг (*normal pit*)
> 2	*LP*	большой питтинг (*large pit*)

После 24 ч испытаний образцов № 3, 4, 7 и 8 наименьшие коррозионные поражения отмечались у образца № 7 – едва заметные точки в верхней части. Также небольшие локальные поражения (фактически один питтинг размером около 2 мм) проявились сверху у образца № 3. Достаточно обширные поражения отмечались у образца № 4: преимущественно коррозионные пятна и группы питтингов в верхней и нижней части образца, расположенной сверху по действию тумана. Образец № 8 также содержал достаточно много питтингов: в основном небольших размеров (*SP* и *XSP*), но с присутствием трёх питтингов диаметром более 2 мм (*LP*) в верхней и нижней части поверхности образца, подвергнутой действию тумана в наибольшей степени.

После испытаний течение 48 ч образцы № 3, 4, 7 и 8 имели преимущественно точечные очаги коррозии. У образцов № 4 и 8 появились вытянутые очаги коррозии размером порядка 1–2 см. Наименьшие коррозионные поражения у образца № 7. Остальные образцы в порядке возрастания коррозионных поражений можно расположить следующим образом: № 3, 8 и 4.

После 72 ч испытаний на всех образцах интенсивность коррозия возросла. Но в целом значительного появления новых очагов коррозии не наблюдалось, особенно у образцов № 4 и 8. По-прежнему характер коррозионных поражений преимущественно точечный (питтинги). Очаги сплошной коррозии (пятна) размером 5–20 мм имелись на всех образцах. По степени поражения коррозией все образцы сравнялись. Хотя у образцов № 4 и 8 присутствовали очаги коррозии большого размера, новых точечных очагов у них образовалось меньше, чем у образцов № 3 и 7.

Результаты коррозионных испытаний образцов штоков через 96 ч представлены в табл. 3. В скобках приведено для питтингов и пятен расстояние от верхнего края изоляции образцов. Для образца № 3 результаты коррозии более заметны по сравнению с образцами № 4, 7 и 8. Все группы точечной коррозии превратились в обширные пятна. Наименьшие коррозионные поражения по-прежнему у образца № 7, далее идут образцы № 8 и 4. На образец № 4 появления новых очагов коррозии не отмечались, а на непрокорродировавших участках мало точечных поражений и их поверхность имеет равномерный светло-серый цвет.

Табл. 3

Результаты коррозионных испытаний образцов штоков через 96 ч

№ образца	Описание внешнего вида образца	Описание и размер коррозионных пятен	Описание и размер питтингов
3	Коррозия значительно усилилась. В верхней части много узких и длинных язв (пятен) шириной 3–5 мм и длиной 10–30 мм. Язвы выглядят глубокими с рыхлыми продуктами коррозии. Наблюдавшиеся ранее точечные поражения слились в сплошные язвы	Большие продолговатые пятна (3–5)×(10–30) мм по всей длине в верхней части образца	Множественные *S* питтинги
4	Коррозия усилилась, расширились коррозионные поражения, которые были ранее. Питтингов немного. Непрокор-родировавшие участки имеют равномерный светло-серый цвет без питтингов. С обратной стороны коррозии образца нет. Степень коррозионных поражений меньше, чем у образца № 3	Пятна в верхней части: вытянутое вдоль образца 40×(3–5) мм (12 см и до изоляции снизу); 2 пятна неправильной формы (8 см)	
7	Большие пятна и язвы отсутствуют. Множество питтингов *SP* и *XSP*.	2 пятна сверху 6×8 мм (1,5 см); 3×4 мм (16 см у края изоляции); пятно 3×3 мм (13 см)	Множественные *XSP* и *SP* питтинги в нижней части образца (8–16 см); слева 2 *LP* (13,5 и 15,5 см)
8	Большие пятна в верхней части и в самом низу у изоляции. Питтингов меньше, чем у образца № 7. Коррозионных пятен больше и их размеры больше, чем у образца № 7	Сверху у изоляции 10×5 мм; 10×6 мм (3 см); 10×2 мм (15 см); справа 2×4 мм (14 см)	Много *SP* и *P* в нижней части образца (8–16 см)

На рис. 5 и 6 представлен внешний вид образцов штоков № 3 и 7 после оксинитрирования (до испытаний) и после коррозионных испытаний в течение 24, 48, 72 и 96 ч. Можно отметить появление после 96 ч испытаний в камере соляного тумана сплошных коррозионных язв с бурыми продуктами коррозии на поверхности образца № 3, который не подвергался МАО (рис. 5). На поверхности обработанного методом МАО образца № 7 после 96 ч испытаний отмечаются преимущественно локальные коррозионные поражения.



Рис. 5. Внешний вид образцов штоков № 3 после оксинитрирования (до испытаний) и после коррозионных испытаний в течение 24, 48, 72 и 96 ч



Рис. 6. Внешний вид образцов штоков № 7 после оксинитрирования (до испытаний) и после коррозионных испытаний в течение 24, 48, 72 и 96 ч

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен выбор технологических параметров комбинированного упрочнения, включающего ионно-плазменное азотирование с последующим оксидированием поверхностных слоев на образцах из конструкционной стали 40Х.

Исследовано влияние времени выдержки (4, 8 и 16 ч) в процессе ионно-плазменного азотирования при температуре 580 °С на микроструктуру и микротвердость упрочненных слоев, полученных комбинированной обработкой. С увеличением времени выдержки при ИПА до 16 ч возрастает твердость и глубина упрочненного слоя. Максимальная микротвердость у поверхности составила $HV_{0,1}$ 437, толщина слоя – около 900 мкм. Белый нитридный слой имел толщину 17–20 мкм, оксидный слой – 5–8 мкм.

Изучено влияние магнитно-абразивной обработки ферроабразивными порошками Fe–Al_2O_3 и Fe–B_4C поверхности образцов из стали 40Х после оксинитрирования для получения требуемого значения параметра шероховатости поверхности. Из использованных абразивных материалов оптимальные результаты для достижения параметра *Ra* 0,08 мкм показал порошок Fe–Al_2O_3 фракции 40/0. Выявлено, что увеличение времени обработки поверхности свыше двух минут приводит к удалению поверхностного упрочненного слоя.

Рентгенофазовым анализом образцов из стали 40Х после оксинитрирования и МАО на их поверхности обнаружены фазы оксидов Fe_2O_3, Fe_3O_4 и нитрида Fe_4N.

Коррозионные испытания азотированных образцов в камере соляного тумана выявили меньшую степень коррозии образцов, подвергнутых после азотирования МАО, в сравнении с образцами без обработки МАО. Это может быть связано с тем, что в результате МАО поверхность образцов становится более равномерной и однородной как по внешнему виду, так и возможно по составу и структуре. В результате поверхность становится менее склонной к электрохимической коррозии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ruggiero, P. F. Tungsten carbide coatings replace chromium / P. F. Ruggiero // Advanced Materials & Processes. – 2005. – N° 7. – Pp. 39–40.
2. Цыбульская, Л. С. Состав, структура и свойства химически осажденных покрытий никель – фосфор – медь / Л. С. Цыбульская, С. С. Перевозников, В. С. Шендюков // Журнал Белорусского государственного университета. Химия. – 2019. – Вып. 2. – С. 62–68.
3. Кагало, В. Г. Получение покрытий никель – фосфор методом химического никелирования на стали 40ХН2МА, исследование их структуры и свойств / В. Г. Кагало [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2022. – Кн. 2. – С. 107–115.
4. Хомич, Н. С. Магнитно-абразивная обработка изделий / Н. С. Хомич. – Минск : БНТУ, 2006. – 218 с.
5. Corrosion test specification for finished rods, No. 10870008 // Tenneco, USA, 2014. – 5 p.

REFERENCES

1. Ruggiero P. F. Tungsten carbide coatings replace chromium. *Advanced Materials & Processes*, 2005, N° 7, Pp. 39–40.
2. Tsybulskaya L. S., Perevoznikov S. S., Shendyukov V. S. Sostav, struktura i svoistva khimicheski osazhdennykh pokrytii nikel–fosfor–med' [Composition, structure and properties of chemically deposited nickel-phosphorus-copper coatings]. *Zhurnal Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. Khimiya* [Journal of the Belarusian State University. Chemistry], 2019, vol. 2, pp. 62–68. (in Russian).
3. Kagalo V. G., Oleshuk I. G., Pobol I. L., i dr. Polucheniye pokrytii nikel'-fosfor metodom khimicheskogo nikelirovaniya na stali 40KHN2MA, issledovaniye ikh struktury i svoistv [Obtaining nickel-phosphorus coatings by chemical nickel plating on 40XH2MA steel, studying their structure and properties]. *Sovremennyye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2022, bk. 2, pp. 107–115. (in Russian).
4. Khomich N. S. *Magnitno-abrazivnaya obrabotka izdelii* [Magnetic abrasive machining of products]. Minsk, Belarusian National Technical University Publ., 2006, 218 p. (in Russian).
5. *Corrosion test specification for finished rods*, No. 10870008. Tenneco, USA, 2014, 5 p.

Статья поступила в редакцию 15.05.2025 г.

УДК 66.087.7; 669.056.91

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ ОКСИД – АЛЮМИНИЙ

Е. А. Климова, А. А. Паршуто, Е. А. Степанова-Паршуто,
И. П. Смягликов, С. И. Багаев, В. Н. Кохнюк,
А. А. Изюмов, Е. В. Мочайло, А. Н. Дробов

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

Проведены исследования влияния различных методов и режимов электрохимического оксидирования алюминиевого сплава на толщину и элементный состав переходного слоя. Максимальная толщина переходного слоя наблюдается при стационарном оксидировании при плотности тока 1 А/дм^2, а минимальная – при высоковольтном электрохимическом оксидировании с плотностью тока 3 А/дм^2. При постоянном напряжении происходит непрерывное и равномерное формирование анодного оксидного слоя, что приводит к быстрому достижению состояния равновесия в системе и, как следствие, к более низкой толщине переходного слоя. При импульсном напряжении оксидирование осуществляется в пределах временных интервалов действия импульсов, что приводит к замедлению роста оксидного слоя. Для всех рассмотренных методов электрохимического оксидирования с увеличением плотности тока повышается доля алюминия и снижается доля кислорода в переходном слое.

Ключевые слова: электрохимическое оксидирование, алюминиевый сплав, переходный слой, импульсный ток, оксидный слой, элементный состав

INFLUENCE OF THE ELECTROCHEMICAL OXIDATION METHOD ON THE ELEMENTAL COMPOSITION OF THE OXIDE – ALUMINUM TRANSITION LAYER

E. A. Klimova, A. A. Parshuto, E. A. Stepanova-Parshuto,
I. P. Smyaglikov, S. I. Bahayeu, V. N. Kokhniuk,
A. A. Iziumau, E. V. Mochailo, A. N. Drobov

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The influence of various methods and modes of electrochemical oxidation of aluminum alloys on the thickness and elemental composition of the transition layer was studied. The

maximum thickness of the transition layer is observed during stationary oxidation at a current density of 1 A/dm², and the minimum – during high-voltage electrochemical oxidation with a current density of 3 A/dm². At constant voltage, continuous and uniform formation of the anodic oxide layer occurs, which leads to a rapid achievement of the equilibrium state in the system and, as a consequence, to a lower thickness of the transition layer. At pulse voltage, oxidation occurs within the time intervals of the pulses, which leads to a deceleration in the oxide layer growth. For all the considered methods of electrochemical oxidation, with an increase in current density, the proportion of aluminum increases and the proportion of oxygen in the transition layer decreases.

Keywords: electrochemical oxidation, aluminum alloy, transition layer, pulse current, oxide layer, elemental composition

e-mail: ltm.plasmoteg@gmail.com

ВВЕДЕНИЕ

Формирование оксидного слоя при электрохимическом оксидировании алюминия и алюминиевых сплавов происходит вследствие взаимной диффузии ионов Al^{3+} и O^{2-}. Образовавшийся слой взаимодействует с электролитом и частично растворяется. При этом считается, что на металле вначале образуется беспористый барьерный оксидный слой. Его началом являются линзообразные микроячейки, срастающиеся в процессе окисления металла в сплошной слой оксида. Анодный оксид представляет собой плотно упакованные ячейки, которые направлены перпендикулярно поверхности металла и параллельны друг другу. Поры образуются в центре ячеек в виде цилиндрических каналов. Их основанием является беспористый барьерный слой. Рост анодного оксида происходит под барьерным слоем за счет удлинения поры ячейки в результате подтравливающего действия электролита. Полусферическая форма дна растущей ячейки при этом сохраняется [1].

Известно, что рост пористых оксидов обусловлен одновременным протеканием электрохимических процессов окисления металла на границе оксид – металл и растворением оксида на границе с электролитом. Рассматривая реальную структуру алюминия как дефектную, а естественную окисную пленку как поверхность, наследующую эти дефекты, можно утверждать, что скорость электрохимического растворения в зависимости от степени дефектности поверхности на разных участках будет различаться [2]. Строение пористого оксида алюминия можно охарактеризовать следующими геометрическими параметрами [3]: размер оксидной ячейки (период пористой структуры, который представляет собой диаметр окружности, вписанной в шестиугольную проекцию ячейки), диаметр поры, толщина барьерного слоя, толщина пористого слоя.

На геометрические параметры оксида наибольшее влияние оказывают состав электролита и электрические режимы формирования. На основании многочисленных экспериментальных результатов установлено, что между геометрическими размерами оксида и напряжением его формирования существует линейная зависимость [4]. Особое внимание уделяется исследованию методов стационарного, высоковольтного и импульсного электрохимического оксидирования, позволяющих получать качественные оксидные покрытия с возможностью контроля их толщины и структуры на поверхности алюминия. Стационарное оксидирование алюминия осуществляется при постоянном токе, что обеспечивает образование устойчивой структуры оксида алюминия на поверхности материала. Этот метод позволяет получать тонкие и однородные оксидные слои с высокой адгезией и прочностью [5]. Импульсное оксидирование характеризуется

чередованием периодов работы на низком и высоком токе, что способствует образованию оксидных слоев с уникальными свойствами, такими как повышенная пористость и изменяемая морфология [6]. Высоковольтное оксидирование проводится при использовании повышенных значений напряжения, что приводит к образованию плотных и механически прочных оксидных слоев [7]. Изучение влияния различных методов получения оксидных слоев на элементный состав переходного слоя между алюминием и оксидным слоем является актуальной задачей.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДОЛОГИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого материала использовались пластины из алюминиевого сплава АМг2 (ГОСТ 4784-97) площадью 2 см^2 (табл. 1).

Табл. 1

Состав алюминиевого сплава

Сплав	Содержание элементов, мас. %									
	Al	Fe	Si	Mn	Cu	Mg	Cr	Ti	Zn	примеси
АМг2	95,7–98,2	до 0,5	до 0,4	0,1–0,5	до 0,15	1,7–2,4	до 0,05	до 0,15	–	0,15

В качестве электролита для оксидирования алюминия использовался 20%-ный водный раствор серной кислоты. Предварительная химическая подготовка поверхности образцов состояла из следующих стадий: обезжиривание, травление и осветление. Обезжиривание проводили в водном растворе тринатрийфосфата и карбоната натрия при концентрации компонентов 4 % и температуре процесса 50–60 °С. Травление поверхности осуществлялось в растворе: 65 об. % H_3PO_4, 1 об. % HNO_3, 5 об. % уксусной кислоты. После каждой стадии подготовки осуществлялась промывка в проточной воде.

Время обработки – 1 ч для стационарного и высоковольтного электрохимического оксидирования и 2 ч для импульсного режима оксидирования. Исследуемые плотности тока 1, 2 и 3 А/дм^2 для всех методов электрохимического оксидирования. При нестационарном (импульсном) оксидировании рассмотрена частота следования импульса тока 1000 Гц со скважностью 2 (длительность импульса равна половине его периода, т. е. длительность импульса равна длительности паузы).

Для работы в стационарном и импульсном режиме оксидирования использовали источник питания постоянного тока Nice-Power R-SPS3010 с блоком управления, обеспечивающим регулирование параметров импульсов (длительность и скважность импульса).

Для формирования оксидных слоев с помощью высоковольтного метода электрохимического оксидирования (ВВЭО) использовался трехфазный импульсный тиристорный источник питания, имеющий гальваническую развязку с питающей сетью через трехфазный разделительный трансформатор. Напряжение питания – трехфазная сеть переменного тока 380 В частотой 50 Гц. Максимальная мощность источника питания составляет 2,5 кВт, максимальный рабочий ток 5 А, максимальное выходное амплитудное импульсное напряжение 520 В, диапазон регулировки стабилизированного выходного тока 0–5 А, диапазон выходного импульсного напряжения 15–520 В. Устройство генерирует импульсы тока длительностью 3,3 мс. Для исключения возникновения микродуг при высоких напряжениях применено балластное сопротивление, включенное последовательно с дросселем, которое снижает амплитуду тока и подавляет образование дуговых разрядов.

Толщину покрытия определяли с помощью прибора Константа К6Ц, в основу работы которого положены вихретоковый фазовый, вихретоковый параметрический (частотный) и импульсный магнитоиндукционный методы получения первичной информации.

Элементный анализ и определение толщин оксидных слоев на образцах было выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA, позволяющим получать СЭМ-изображения поверхности и проводить анализ элементного состава поверхностного слоя толщиной до 1 мкм с использованием анализатора EDAX Genesis 2000.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

Зависимости толщины оксидных слоев от режимов обработки приведены на рис. 1. Как видно, толщина оксидного слоя пропорционально увеличивается с увеличением плотности тока от 1 до 3 А/дм^2 при использование всех исследуемых методов электрохимического оксидирования, в ряду ВВЭО, стационарный режим и импульсный режим. Скорость роста оксидных слоев соизмерима с количеством электричества, пошедшего на электрохимические процессы. Однако, использование нестационарных методов обработки может по-разному сказаться на толщине слоя оксида. За счет различий в энергии импульсов, применяемых при обработке ВВЭО и импульсном режиме, скорость роста отличается, что косвенно можно связать с химическими процессами, проходящими на границе оксидный слой – электролит.

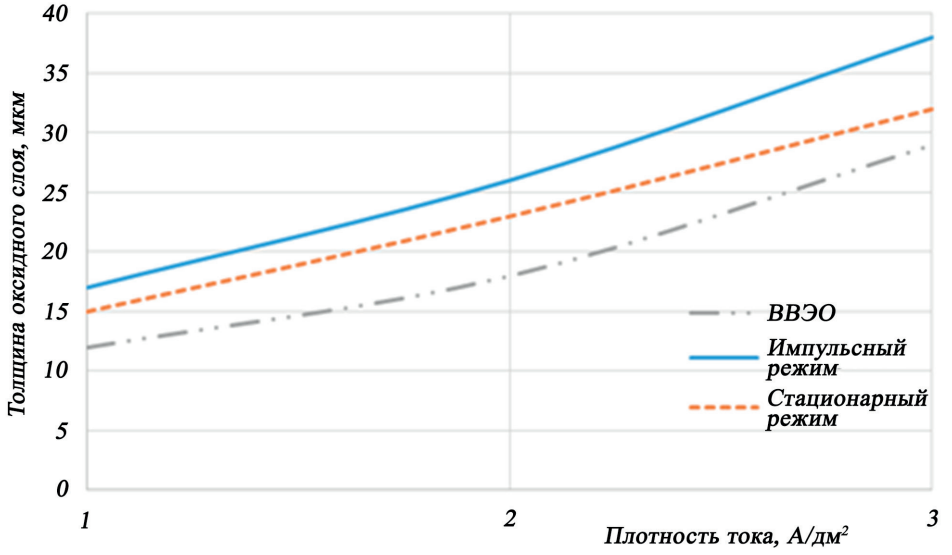


Рис. 1. Влияние плотности тока на толщину оксидного слоя на сплаве АМг после оксидирования: 1 – импульсный режим, 2 – стационарный режим 3 – ВВЭО

Согласно результатам [8], в процессе оксидирования на поверхности алюминиевого сплава формируется оксидный слой с аморфной структурой. С увеличением плотности оксидирования доля аморфной фазы возрастает и обнаруживается существенное снижение величины среднего межатомного расстояния R_1 для аморфного оксидного слоя [8]. Последнее указывает на уменьшение среднего межатомного расстояния в аморфном слое оксида вследствие увеличения плотности заполнения атомами кислорода пор в хаотической плотноупакованной структуре [9–12]. Также с увеличением плотности тока обработки увеличивается неоднородность химического состава аморфного оксидного слоя [13].

Изучение элементного состава в области границы алюминий-оксидный слой (табл. 2) показало неравномерное распределения основных элементов алюминиевого сплава (Al, Mg) и кислорода по толщине оксидного слоя. Остальные компоненты, входящие в состав сплава АМг2 и электролита, содержаться в оксидном слое общей концен-

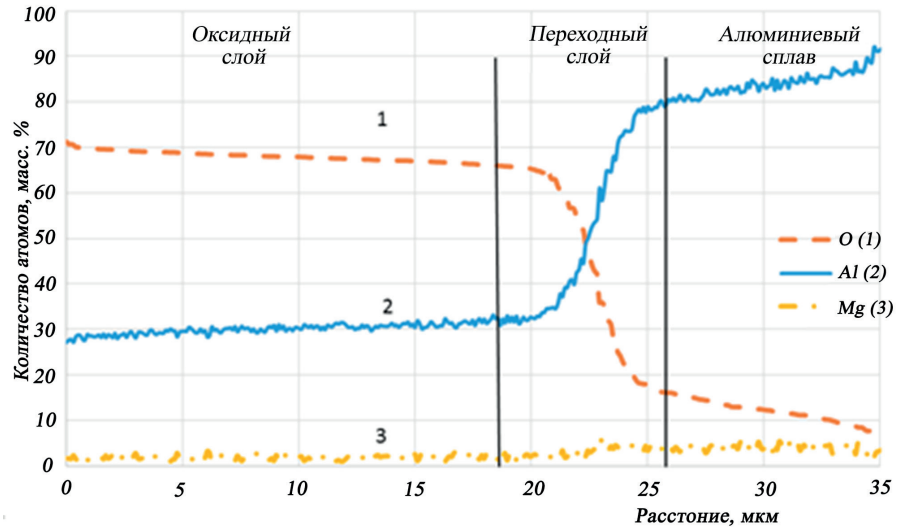
трацией менее 1 %. В процессе формирования слоя распределение атомов O и Al постепенно изменяется, выравниваясь по мере роста оксидного слоя. В состав покрытия могут входить также компоненты электролита и алюминиевого сплава [14].

Табл. 2

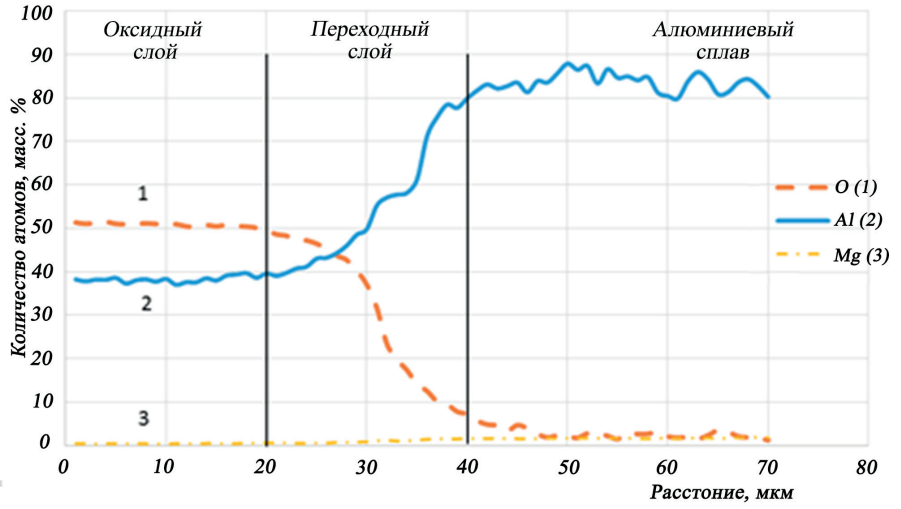
Элементный состав «переходного слоя» оксидного слоя

Метод получения оксидного слоя	Плотность тока, А/дм²	O, мас. %	Mg, мас. %	Al, мас. %
ВВЭО	1	69,5	2,33	28,16
	2	70,84	1,51	27,64
	3	73,4	2,26	24,34
Стационарный	1	49,45	0,63	39,62
	2	48,35	0,53	38,52
	3	50,38	0,49	38,44
Импульсный	1	47,86	0,44	39,77
	2	50,31	0,37	37,49
	3	48,11	0,5	34,89

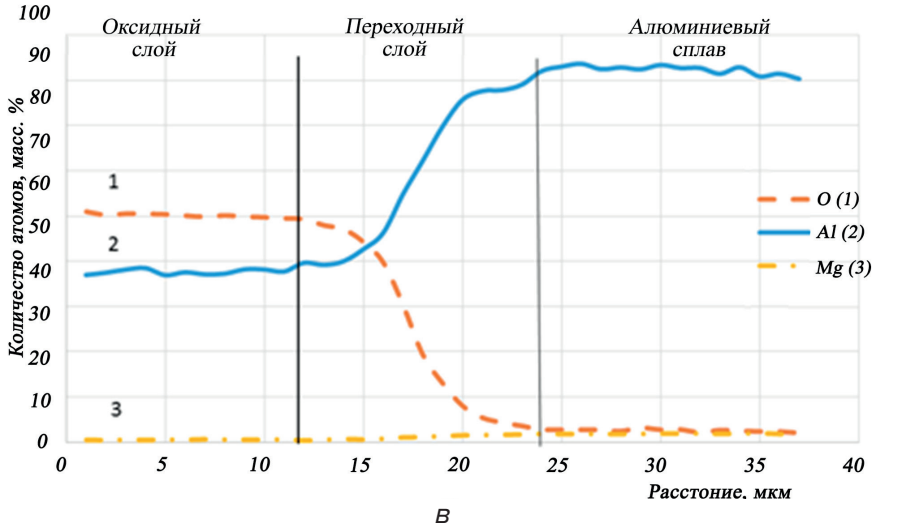
Зависимость распределения атомов алюминия, кислорода и магния по толщине оксидного слоя при различных способах электрохимического оксидирования при плотности тока 1 А/дм² показана на рис. 2. Измерения проводились с шагом 0,1–0,9 мкм. Как видно из графика, перераспределение атомов на границе раздела происходит постепенно, и область замещения одних атомов другими значительно превышает толщину барьерного слоя (слоя толщиной 2–3 нм непосредственно на поверхности металла и пористого слоя). Также установлена следующая закономерность: чем выше плотность тока, тем быстрее происходит выравнивание концентрации атомов кислорода и алюминия, толщина переходного слоя снижается.



а



б



в

Рис. 2. Распределение атомов Al, O, Mg по толщине оксидного слоя, полученного разными методами. при плотности тока 1 А/дм^2:
а – ВВЭО; *б* – стационарный режим; *в* – импульсный режим

Толщина «переходного слоя» оксидных слоев, полученных с использованием исследуемых методов электрохимического оксидирования, приведена в табл. 3.

Табл. 3

Толщина «переходного слоя» оксидного слоя, полученного различными методами

Метод получения	Плотность тока, А/дм^2		
	1	2	3
	Толщина, мкм		
ВВЭО	7	5	4
Стационарный	20	15	10
Импульсный	12	10	8

Как видно из табл. 3, варьирование параметров технологического процесса позволяет влиять на толщину переходного слоя анодного оксидного слоя алюминия. Увеличение плотности тока в процессе анодирования приводит к повышению скорости электрохимических процессов, в следствии чего формирование оксидного слоя происходит быстрее и толщина переходного слоя снижается из-за более высокой энергии и количества задействованных ионов вблизи дна пор, где и происходят основные реакции. При применении постоянного напряжения, в отличие от импульсного режима, происходит равномерное формирование анодного оксидного слоя с большей толщиной переходного слоя. Для импульсного режима формирование оксидного слоя происходит только во время действия импульса, что замедляет рост оксидного слоя в целом.

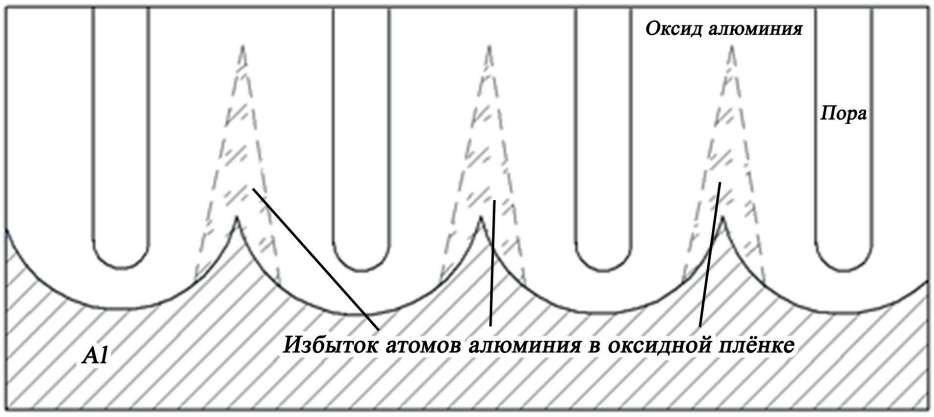


Рис. 3. Схема структуры оксидного слоя алюминия

Области избытка атомов алюминия в оксидном слое представлены на рис. 3. Избыток алюминия в оксидном слое особенно выражен в градиентной зоне, где происходит переход от металлического алюминия к оксиду, что способствует улучшению адгезии между этими двумя слоями. Предполагается также, что скорость окисления металла пропорциональна изменению концентрации и диффузии компонентов соответствующей химической реакции, и оксидный слой играет роль твёрдого электролита (благодаря переносу ионов), а роль электродов играют границы раздела фаз («металл – оксид» – анод, «оксид – газ» – катод). Поэтому вблизи стенок пор (в электролите) всегда присутствует диффузный слой, в области которого наблюдается рост концентрации положительных сольватированных ионов. Воздействие на них электрического поля приводит к направленному движению катионов и, как следствие, электролита в сторону катода.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что использование различных методов и режимов оксидирования приводят к формированию переходного слоя различной толщины, от 4 до 20 мкм. Максимальная толщина переходного слоя наблюдается при получение оксидного покрытия на сплаве алюминия с помощью стационарного метода оксидирования при плотности тока 1 А/дм^2. Минимальное значение толщины переходного слоя при оксидировании при помощи ВВЭО с использованием плотности тока – 3 А/дм^2. При подаче постоянного напряжения, в отличие от импульсного режима, наблюдается непрерывный и равномерный процесс формирования анодного оксидного слоя. Это способствует более раннему достижению состояния равновесия в системе и уменьшает толщину переходного слоя. В контексте импульсного режима формирование оксидного слоя осуществляется лишь в пределах временных интервалов действия импульса, что приводит к замедлению общего процесса роста оксидного слоя.

Элементный состав также показал различие концентрации элементов в структуре оксидного слоя при изменении метода получения и плотности тока. Наблюдается увеличение количества алюминия и уменьшения количества кислорода с увеличением плотности тока для всех исследуемых электрохимических методов получения

Выявление оптимальных концентраций и толщины переходного слоя оказывает значительное влияние на свойства всей структуры оксидного слоя. Исследование методов воздействия на элементный состав оксида может привести к формированию слоев с заданными свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хенли, В. Ф. Анодное оксидирование алюминия и его сплавов / В. Ф. Хенли ; пер. с анг. под ред. В. С. Синявского. – М. : Металлургия, 1986. – 153 с.
2. Богрякова, Е. В. Сравнительный анализ оксидных покрытий на сплаве Д16 при микродуговом и электрохимическом оксидировании / Е. В. Богрякова, Е. А. Федорова // Известия вузов. Химия и химическая технология. – 2007. – Т. 50, № 11. – С. 120–122.
3. Сокол, В. А. Особенности роста пористого оксида алюминия / А. В. Сокол // Доклады БГУИР. – 2003. – Т. 1, № 1. – С. 75–82.
4. Белов, А. Н. Особенности получения наноструктурированного анодного оксида алюминия / А. Н. Белов, С. А. Гаврилов, В. И. Шевяков // Российские нанотехнологии. – 2006. –Т. 1. – С. 223–227.
5. Effect of alloy types on the anodizing process of aluminum / I. Tsangaraki-Kaplanoglou [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 200, №. 8. – Pp. 2634–2641.
6. Optimization of mechanical properties for pulsed anodizing of aluminum / M. Roshani [et al] // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 310. – Pp. 17–24.
7. Метод высоковольтного электрохимического оксидирования алюминия / А. А. Паршуто [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы VI Междунар. науч.-техн. конф., Минск 14–16 сентября 2011 г. : в 3 кн. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2011. – Кн. 2. – С. 294–298.
8. Thermodynamic stability of amorphous oxide films on metals: Application to aluminum oxide films on aluminum substrates / Lars P. H. Jeurgens [et al.] // Physical Review B. – 2000. – Vol. 62. – № 7. – Pp. 4707–4719.
9. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников : ГОСТ 9450–76. – Введ. 01.01.77. – М. : Издательство стандартов, 1976. – 33 с.
10. Electrolytic coloring of aluminum in lead acetate solucion / S. Yongqing [et al.] // Metal Finishing. – 1999. – Vol. 97, № 11. – Pp. 8–11.
11. Судзуки, К. Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимо. – М. : Металлургия, 1987. – 328 с.
12. Bennet, C. H. Role of composition in metallic glass formation / C. H. Bennet, D. E. Polk, D. Turnbull // Acta Metallurgica. – 1971. – Vol. 19, № 12. – Pp. 1295–1298.
13. Соколов, Ю. В. Исследование оксидных пленок, полученных методом высоковольтного электрохимического оксидирования / Ю. В. Соколов, В. А. Кукареко, А. А. Паршуто // Металлургия: респ. межведомств. сб. науч. тр. – Минск : БНТУ, 2014. – Вып. 35. – С. 199–207.
14. Le Coz, F. Chemical analysis of a single basic cell of porous anodic aluminium oxide templates / F. Le Coz, L. Arurault, L. Datas // Materials characterization. – 2010. – Vol. 61. – № 3. – Pp. 283–288.

REFERENCES

1. Khenli V. F. *Anodnoe oksidirovanie alyuminiya i ego splavov* [Anodic oxidation of aluminum and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 153 p. (in Russian).
2. Bogryakova E. V., Fedorova E. A. Sravnitel'nyi analiz oksidnykh pokrytii na splave D16 pri mikrodugovom i elektrokhimicheskom oksidirovanii [Comparative analysis of oxide coatings on D16 alloy during microarc and electrochemical oxidation]. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii, Khimiya i Khimicheskaya Tekhnologiya* [News of Higher Educational Institutions. Chemistry and Chemical Technology], 2007, vol. 50, № 11, pp. 120–122. (in Russian).
3. Sokol V. A. Osobennosti rosta poristogo oksida alyuminiya [Features of the growth of porous aluminum oxide]. *Doklady BGUIR* [Reports of BGUIR], 2003, vol. 1, № 1, pp. 75–82. (in Russian).

4. Belov A. N., Gavrilov S. A., Shevyakov V. I. Osobennosti polucheniya nanostrukturirovannogo anodnogo oksida alyuminiya [Features of obtaining nanostructured anodic aluminum oxide]. *Rossiiskie nanotekhnologii* [Nanotechnologies in Russia], 2006, vol. 1, pp. 223–227. (in Russian).
5. Tsangaraki-Kaplanoglou I., et al. Effect of alloy types on the anodizing process of aluminum. *Surface and Coatings Technology,* 2006, vol. 200, N° 8, pp. 2634–2641.
6. Roshani M., et al. Optimization of mechanical properties for pulsed anodizing of aluminum. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 310, pp. 17–24.
7. Parshuto A. A., i dr. Metod vysokovol'tnogo elektrokhimicheskogo oksidirovaniya alyuminiya [Method of high-voltage electrochemical oxidation of aluminum]. *Materialy VI Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii «Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov»* [Materials of the VI International Scientific and Technical Conference "Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials"]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., vol. 2, pp. 294–298. (in Russian).
8. Jeurgens Lars P. H., et al. Thermodynamic stability of amorphous oxide films on metals: Application to aluminum oxide films on aluminum substrates. *Physical Review B*, 2000, vol. 62, N° 7, pp. 4707–4719.
9. GOST 9450-76. *Izmerenie mikrotverdosti vdavlivaniem almaznykh nakonechnikov* [State Standart 9450-76. Measurement of microhardness by indentation of diamond tips]. Moscow, Izdatel'stvo standartov Publ., 1976, 33 p. (in Russian).
10. Yongqing S., et al. Electrolytic coloring of aluminum in lead acetate solucion. *Metal Finishing*, 1999, vol. 97, N° 11, pp. 8–11.
11. Sudzuki K., Fudzimori Kh., Khasimo K. *Amorfnye metally* [Amorphous metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 328 p. (in Russian).
12. Bennet C. H., Polk D. E., Turnbull D. Role of composition in metallic glass formation. *Acta Metallurgica*, 1971, vol. 19, N° 12, pp. 1295–1298.
13. Sokolov Yu. V., Kukareko V. A., Parshuto A. A. Issledovanie oksidnykh plenok, poluchennykh metodom vysokovol'tnogo elektrokhimicheskogo oksidirovaniya [Investigation of oxide films obtained by high-voltage electrochemical oxidation]. *Respublikanskii mezhvedomstvennyi sbornik nauchnykh trudov «Metallurgiya»* [Republican Interagency Collection of Scientific Works "Metallurgy"]. Minsk, Belarusian National Technical University Publ., 2014, vol. 35, pp. 199–207. (in Russian).
14. Le Coz F., Arurault L., Datas L. Chemical analysis of a single basic cell of porous anodic aluminium oxide templates. *Materials characterization*, 2010, vol. 61, N° 3, pp. 283–288.

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 621.793

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНЕТРОНА РАСПЫЛЕНИЯ С УПРАВЛЯЕМОЙ МАГНИТНОЙ СИСТЕМОЙ

[1]В. М. Комаровская, [1]С. Д. Латушкина,
[2]О. И. Терещук, [1]А. Г. Артемчик, [3]Д. Д. Гордиенко

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь,
[2]Общество с ограниченной ответственностью «Изовак»,
г. Минск, Республика Беларусь,
[3]Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Приведены результаты физико-математического моделирования траекторий движения электронов в объеме вакуумной камеры в зависимости от величины напряженности внешнего магнитного поля соленоида. Установлено, что при напряженности внешнего магнитного поля выше 350 кА/м рассматриваемая система начинает работать как несбалансированный магнетрон первого или второго типа.

Ключевые слова: магнетрон, моделирование, траектории электронов, соленоид, магнитная система

PHYSICAL AND MATHEMATICAL MODELING OF A CONTROLLED MAGNETIC SYSTEM MAGNETRON SPUTTERING

[1]V. M. Komarovskaya, [1]S. D. Latushkina,
[2]O. I. Tereshchuk, [1]A. G. Artemchik, [3]D. D. Gorgienko

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus,
[2]Izovak,
Minsk, Republic of Belarus,
Belarusian State Technological University,
Minsk, Republic of Belarus

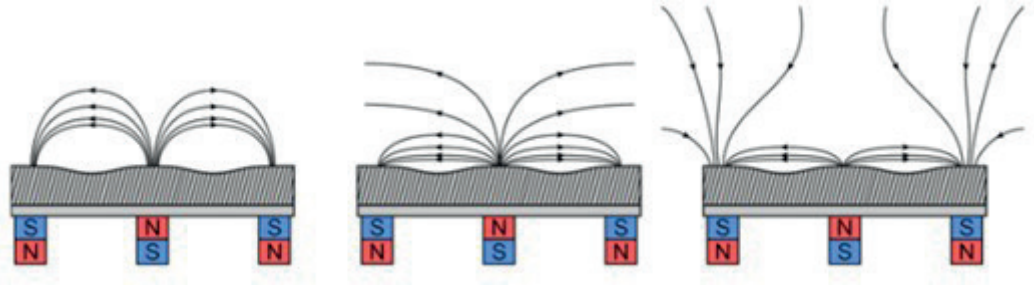
The results of physical and mathematical modeling of the trajectories of electrons in the volume of a vacuum chamber are presented depending on the value of the external magnetic field intensity of the solenoid. It is established that at an external magnetic field intensity above 350 kA/m, the system under consideration begins to operate as an unbalanced magnetron of the first or second type.

Keywords: magnetron, modeling, the trajectory of the electrons, solenoid, magnetic system

e-mail: phti@tut.by

ВВЕДЕНИЕ

Изменение силы и конфигурации магнитного поля оказывает значительное влияние на свойства разряда и, следовательно, на условия протекания процесса распыления мишени при формировании покрытий [1]. К данным свойствам относятся плотность плазмы, напряжение и ток разряда. Изменяя конфигурацию магнитов в планарном магнетроне, можно увеличить интенсивность ионной бомбардировки подложки во время осаждения покрытия за счет извлечения ионов из ионизированной области в область, прилежащую к подложке. В обычном или сбалансированном магнетроне все силовые



а *б* *в*

линии магнитной ловушки образуют замкнутые петли между магнитными полюсами, как показано на рис. 1*а* [2].

Рис. 1. Схема конфигурации магнитной системы:
а – сбалансированный магнетрон – все силовые линии, исходящие из центрального магнита, входят в кольцевой магнит; *б* – несбалансированный магнетрон типа I – все силовые линии исходят из центрального магнита, а некоторые не входят в кольцевой магнит;
в – несбалансированный тип II магнетрона – все силовые линии исходят из кольцевого магнита, а некоторые не входят в цилиндрический центральный магнит

В такой магнетронной распылительной системе (МРС) генерация ионов происходит в ограниченной торообразной зоне. Локализованная область ионизации и ограниченный дрейф электронов поперек силовых линий магнитного поля приводят к тому, что плазменная область разряда прижата к поверхности катода-мишени. Её высота обычно не превышает 30–60 мм. При размещении подложки вне этой зоны, что чаще всего и реализуется на практике, затрудняется поддержание разряда и до неё доходит незначительное количество заряженных частиц, то есть по большей части покрытие формируется из распыленных нейтральных частиц (атомов) мишени [3]. Следует отметить, что плотность тока ионов на подложке (главным образом ионов Ar) при использовании такого типа магнетронной распылительной системы обычно составляет менее 1 мА/см^2, что недостаточно для ионной очистки поверхности и модификации образующейся структуры осаждаемого покрытия [4]. Также недостаточно и простой подачи отрицательного смещения подложки для направления ионного потока к ней в случае, если напряжение составляет менее 100 В. При больших же напряжениях смещения появляются дефекты в кристаллической структуре покрытия, возрастают внутренние напряжения в плёнке и концентрация поглощённых частиц аргона [5]. Это, в свою очередь, обуславливает получение покрытий неудовлетворительного качества, поэтому чаще всего в технологических схемах, реализующих осаждение покрытий с помощью такого типа МРС, дополнительно используются ионные источники ассистирования для активации поверхности подложки, как во время самого процесса формирования покрытия, так и в процессе внутрикамерной подготовки.

В случае, если один из магнитных полюсов магнетрона обладает большей коэрцитивной силой в сравнении с другим полюсом, магнетрон считается несбалансированным. Один из способов получения несбалансированной конфигурации магнетрона это подбор магнитной системы таким образом, что центральные магниты по отношению к внешним магнитам были с большей коэрцитивной силой. В этом случае часть силовых линий направлена к стенкам камеры и плотность плазмы вблизи подложки мала. Такой тип магнетрона распыления называется несбалансированным магнетроном типа I и схематически показан на рис. 1*б*. В случае, когда внешние магниты по отношению к центральным обладают большей коэрцитивной силой, не все силовые линии замыкаются между центральным и внешним полюсами магнита, а часть силовых линий направлена в сторону подложки, при этом часть электронов движется вдоль этих силовых линий. Следовательно, плазма не только прочно удерживается в области ионизации около поверхности мишени, но и может распространяться до самой подложки. Таким образом, можно получать относительно высокие ионные токи на обрабатываемых деталях, более 1–2 мА/см^2 [6].

Подобное поле можно создать в обычной сбалансированной МРС, если вокруг системы расположить дополнительную электромагнитную катушку, направление магнитного потока которой совпадает с направлением потока от внешнего полюса магнитной системы магнетрона. В тех случаях, когда диаметр рабочей камеры небольшой, можно дополнительную катушку разместить на внешней стороне обечайки камеры. В МРС подобного типа плазма свободно диффундирует вдоль магнитных силовых линий к подложке, что приводит к повышенной концентрации заряженных частиц около неё. Этому также способствует ионизация газа в пространстве между мишенью и подложкой. В результате плотность ионного тока на подложку может достигать 2–10 мА/см^2 даже без приложения внешнего напряжения смещения, что более чем на порядок превосходит ионный ток в обычных системах со сбалансированным магнитным полем. Здесь надо отметить, что распределение концентрации заряженных частиц около поверхности подложки определяется распределением магнитного поля и может быть неоднородным.

Существует показатель, который позволяет рассчитать и оценить степень балансировки магнитной системы магнетрона, который определяется по следующей формуле [7]:

$$K = \frac{\Phi_1}{\Phi_2} = \frac{\int_{S_1} \vec{B}_{\perp 1} \mathrm{d}S}{\int_{S_2} \vec{B}_{\perp 2} \mathrm{d}S}\ , \qquad (1)$$

где $\vec{B}_{\perp 1}$ и $\vec{B}_{\perp 2}$ – компоненты магнитного потока, перпендикулярные поверхности мишени; S_1 и S_2 – площади поперечного сечения внешнего и внутреннего магнитов соответственно.

При равенстве магнитных потоков внешнего и центрального полюсов и замыкании всех линий магнитного поля между полюсами магнитная система считается сбалансированной и $K = 1$. При $K > 1$ магнитный поток на внешнем полюсе превышает магнитный поток на центральном полюсе, а некоторые магнитные линии проходят через внешнюю сторону магнитной системы, и магнетрон становится несбалансированным типа II (рис. 1*в)*. Несбалансированный магнетрон типа I (рис. 1*в)* имеет $K < 1$.

Сбалансированные магнетроны обычно используются в тех случаях, когда требуется высокая скорость осаждения, но качество покрытия может быть неудовлетворительным из-за ограниченной ионизации частиц потока вблизи подложки. Несбалансированные магнетроны улучшают качество за счет увеличения ионизации и ионной бомбардировки осаждаемого покрытия. В результате получаются более плотные и однородные покрытия с лучшими механическими и оптическими свойствами [7], [8].

В связи с вышеизложенным появляется необходимость в моделировании траектории электронов (заряженных частиц) в зависимости от воздействия на них внешнего

магнитного поля. В результате моделирования определим оптимальное значение магнитной индукции соленоида, а это в свою очередь позволит предложить конструкцию магнетронной распылительной системы с внешним соленоидом, основывающейся на управлении величиной магнитной индукции и распределении магнитных силовых линий.

Цель настоящей работы – провести физико-математическое моделирование траектории движения заряженных частиц (электронов) в зависимости от величины внешнего магнитного поля, создаваемого дополнительным соленоидом стандартной планарной магнетронной распылительной системы, что позволит выработать рекомендации по конструированию МРС такого типа.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

– создание трехмерной модели, включающей в себя вакуумную камеру, систему вращения подложек, магнетрон распыления;

– провести моделирование электрических полей во внутрикамерном объеме;

– провести моделирование траекторий электронов.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Для создания модели, позволяющей исследовать траектории движения заряженных частиц в области вакуумной камеры, использовалось ПО для физико-математического моделирования COMSOL Multiphysics.

При моделировании магнитной системы напряженность магнитного поля определяется по формуле, А/м [2]:

$$\vec{H} = -\nabla \cdot V_m, \tag{2}$$

где V_m – магнитный скалярный потенциал.

Магнитная индукция, Тл:

$$\nabla \cdot \vec{B} = 0, \tag{3}$$

$$B = \mu_0 \cdot (H + M), \tag{4}$$

где μ_0 – магнитная проницаемость; M – вектор намагниченности.

Для моделирования электрических полей используется следующая формула:

$$\vec{E} = -\nabla \cdot U, \tag{5}$$

где U – напряжение, В.

При моделировании трассировки частиц магнитные силы, воздействующие на частицу, рассчитываем по формуле, Н:

$$\vec{F}_m = Z \cdot e \cdot \vec{v} \times \vec{B}, \tag{6}$$

где Z – это заряд частицы; e – это величина заряда, Кл; $\vec{v}$ – скорость частицы, м/с.

Сила воздействия на частицу электрического поля, Н:

$$\vec{F}_e = e \cdot Z \cdot \vec{E}, \tag{7}$$

Скорость частицы, м/с:

$$\vec{v} = \frac{\vec{L}_0}{\left|\vec{L}_0\right|} \sqrt{\frac{2E_0}{m_p}}, \tag{8}$$

где E_0 –начальная кинетическая энергия частиц, эВ; L_0 – начальный вектор частицы; m_p – масса частицы, кг.

На начальном этапе моделирования разработали трехмерную модель, в которую входит вакуумная камера, система вращения подложек и непосредственно стандартная планарная МРС. Последующие расчеты и моделирование траектории заряженных частиц проводились для данной трехмерной модели. Для оптимизации вычислительных процессов принято решение провести моделирование работы соленоида в виде постоянного магнита с определенной величиной намагниченности в пределах от 0 до

650 кА/м с шагом 25 кА/м. Начальная величина 0 А/м – соответствует случаю одиночного магнетрона без применения соленоида.

Первоначально задавались количество частиц (электронов), которые находятся в зоне ионизации в количестве 30 – это соответствует начальному этапу инициации плазменного разряда. На рис. 2 представлен результат физико-математического моделирования траекторий движения заряженных частиц (электронов) для данного случая.

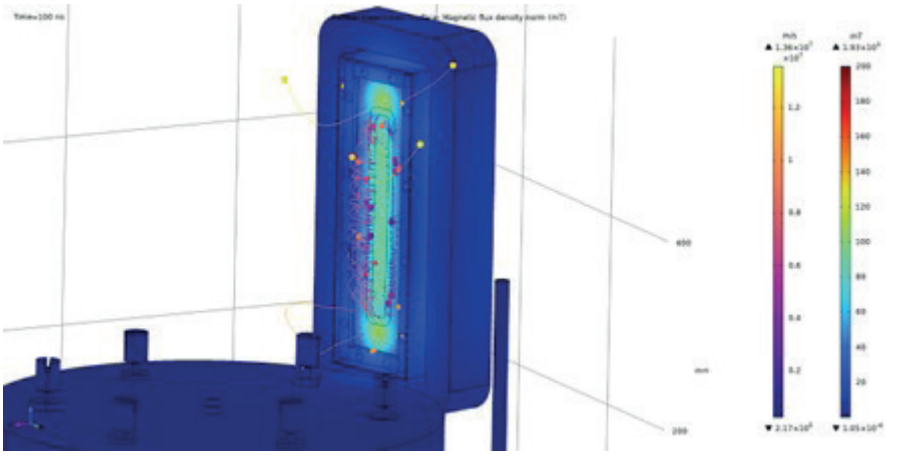
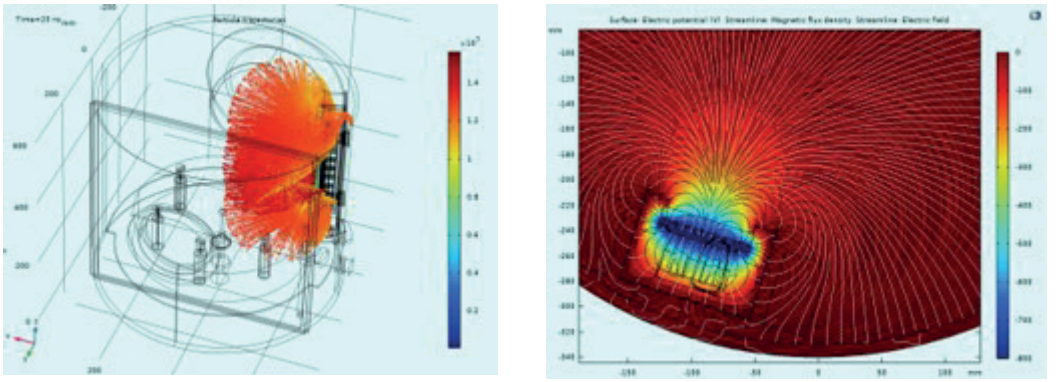


Рис. 2. Модель траектории движения электронов у поверхности мишени. Величина магнитной индукции (крайняя правая шкала) скорость частиц (левая шкала)

Верификация модели показала, что траектории движения электронов в рассматриваемом случае представлены как сложные циклоиды над поверхностью мишени, которые направлены вдоль периметра трека распыления. Полученные результаты согласуются с имеющимися данными о поведении электронов в прикатодной области магнетрона [3].

На следующем этапе моделирования количество частиц (электронов) принималось равным 30000, что позволило оптимизировать вычислительные ресурсы расчетной станции. Следует также отметить, что данное количество частиц является оптимальным с точки зрения репрезентативности и наглядности влияния магнитных полей на трассировку частиц.

Получены результаты моделирования траектории движения электронов в вакуумной камере при отсутствии внешнего магнитного поля (соленоид отсутствует) (рис. 3).

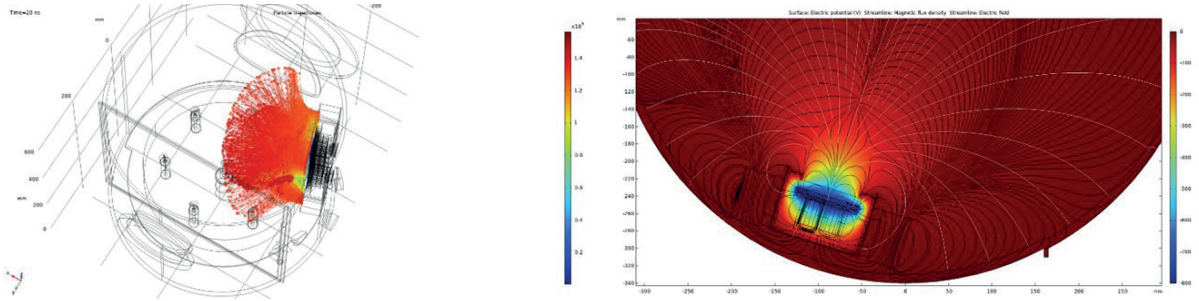


а *б*

Рис. 3. Результаты моделирования при отсутствии внешнего магнитного поля:
а – траектория движения электронов в вакуумной камере; *б* – силовые линии магнитного поля (черный цвет) и силовые линии электрического поля (серый цвет)

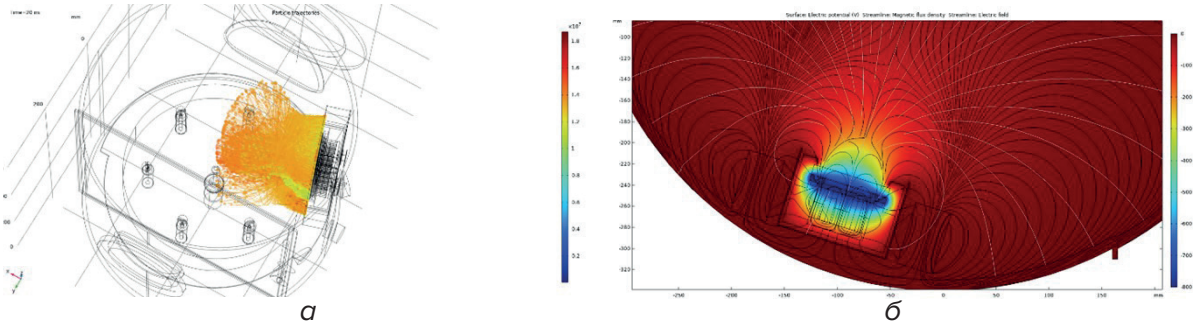
Представленные на рис. 3*а* результаты моделирования траектории движения электронов в вакуумной камере указывают, что при отсутствии внешнего магнитного поля электроны, не участвующие в процессе ионизации и не попавшие в прикатодную ловушку скрещенных электрических и магнитных полей, разлетаются по всему объему вакуумной камеры. В данном случае основной процесс ионизации происходит в узкой зоне над мишенью, а значительная часть электронов, не попадая в ловушку скрещенных полей, уходит на стенки анода, что характерно для процессов, происходящих при формировании покрытий сбалансированным магнетроном.

Для расширения области ионизации распыленных частиц мишени до подложки на элемент модели «соленоид» прикладывалось магнитное поле, изменяющееся с шагом в 25 кА/м от 0 до 650 кА/м. Отдельные результаты проведенного моделирования представлены на рис. 4–7.



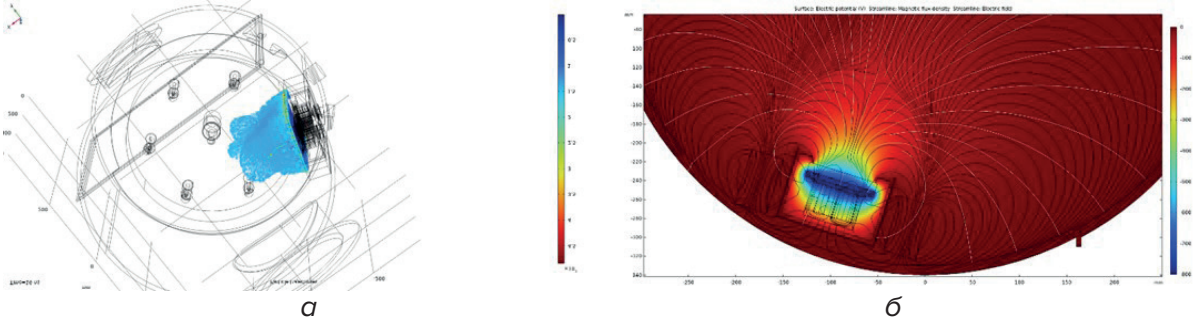
а *б*

Рис. 4. Результаты моделирования при значениях внешнего магнитного поля M = 50 кА/м: *а* – траектория движения электронов в вакуумной камере; *б* – силовые линии магнитного поля (черный цвет) и силовые линии электрического поля (серый цвет)



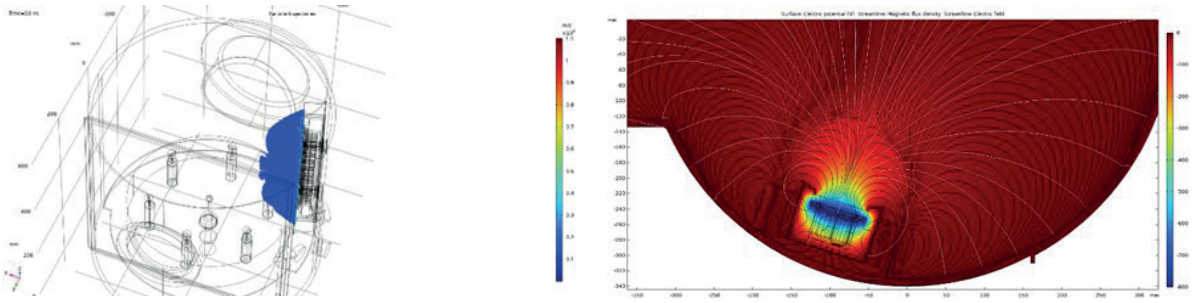
а *б*

Рис. 5. Результаты моделирования при значениях внешнего магнитного поля M = 150 кА/м: *а* – траектория движения электронов в вакуумной камере; *б* – силовые линии магнитного поля (черный цвет) и силовые линии электрического поля (серый цвет)



а *б*

Рис. 6. Результаты моделирования при значениях внешнего магнитного поля M = 350 кА/м: *а* – траектория движения электронов в вакуумной камере; *б* – силовые линии магнитного поля (черный цвет) и силовые линии электрического поля (серый цвет)



а *б*

Рис. 7. Результаты моделирования при значениях внешнего магнитного поля M = 650 кА/м: *а* – траектория движения электронов в вакуумной камере; *б* – силовые линии магнитного поля (черный цвет) и силовые линии электрического поля (серый цвет)

Согласно полученным результатам (рис. 4–7) установлено влияние силы магнитного поля и распределения его силовых линий на траекторию движения электронов в вакуумной камере при магнетронном распылении. В соответствии с результатами моделирования видно, что при напряженности внешнего магнитного поля выше 350 кА/м рассматриваемая система начинает работать как несбалансированный магнетрон первого или второго типа.

ВЫВОДЫ

Предложенная расчетная модель стандартного планарного магнетрона с внешней электромагнитной катушкой (соленоидом) обеспечивает возможность управления конфигурацией магнитного поля, изменяя тип магнитной системы в процессе работы МРС со сбалансированного в несбалансированный и наоборот.

Проведенное физико-математическое моделирование траектории движения электронов по объему вакуумной камеры в зависимости от величины напряженности внешнего магнитного поля позволит на этапе проектирования МРС подобрать необходимое количество ампер-витков электромагнитной катушки по установленной величине магнитной индукции, обеспечивающей управление траекторией движения электронов в промежутке между системой «магнетрон – подложка».

ЛИТЕРАТУРА

1. Кривобоков, В. П. Плазменные покрытия (методы и оборудование) / В. П. Кривобоков, Н. С. Сочугов, А. А. Соловьев. – Томск : Томский политехнический ун-т, 2008. – 104 с.
2. Gudmundsson, J. P. Physics and technology of magnetron sputtering discharges / J T Gudmundsson // Plasma Sources Science and Technology. – 2020. – Vol. 29, N° 11. – Pp. 1–53.
3. Кузьмичев, А. И. Магнетронные распылительные системы. Введение в физику и технику магнетронного разряда / А. А. Кузьмичев. – Киев : Аверс, 2008. – 244 с.
4. Rossnagel, S. M. Charge transport in magnetrons / S. M. Rossnagel, H. R. Kaufman // Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 1987. – Vol. 5, N° 4. – Pp. 2276–2279.
5. Rossnagel, S. M. Current–voltage relations in magnetrons / S. M. Rossnagel, H. R. Kaufman // Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 1988. – Vol. 6, N° 5. – Pp. 223–229.
6. Savvides, N. Unbalanced magnetron ion-assisted deposition and property modification of thin films/ N. Savvides, B. Window // Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 1986. – Vol. 4, N° 3. – Pp. 504–508.
7. Window, B. Unbalanced dc magnetrons as sources of high ion fluxes / B. Window, N. Savvides // Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 1986. – Vol. 4, N° 3. – Pp. 453–456.
8. Thin film processes II / J. L. Vossen [et al]. – Boston : Academic Press, 1991. – 866 p.

REFERENCES

1. Krivobokov V. P., Sochugov N. S., Solovyev A. A. *Plazmennye pokrytiya (metody i oborudovanie)* [Plasma coatings (methods and equipment)]. Tomsk, National Research Tomsk Polytechnic University Publ., 2008, 104 p. (in Russian).
2. Gudmundsson J. P. Physics and technology of magnetron sputtering discharges. *Plasma Sources Science and Technology*, 2020, vol. 29, N° 11, pp. 1–53.
3. Kuz'michev A. I. *Magnetronnye raspylitel'nye sistemy. Vvedenie v fiziku i tekhniku magnetronnogo razryada* [Magnetron sputtering systems. Introduction to the physics and technology of magnetron discharge]. Kiev, Avers Publ., 2008, 244 p. (in Russian).
4. Rossnagel S. M., Kaufman H. R. Charge transport in magnetrons. *Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films,* 1987, vol. 5, N° 4, pp. 2276–2279.
5. Rossnagel S. M., Kaufman H. R. Current–voltage relations in magnetrons. *Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films,* 1988, vol. 6, N° 5, pp. 223–229.
6. Savvides N., Window B. Unbalanced magnetron ion-assisted deposition and property modification of thin films. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films,* 1986, vol. 4, N° 3, pp. 504–508.
7. Window B., Savvides N. Unbalanced dc magnetrons as sources of high ion fluxes. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films,* 1986, vol. 4, N° 3, pp. 453–456.
8. Vossen J.L., et al. *Thin film processes II.* Boston, Academic Press, 1991, 866 p.

Статья поступила в редакцию 24.06.2025 г.

УДК 669.017.3

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СПЕКАНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД – МЕДНЫЙ СПЛАВ

[1]А. М. Кузей, [1, 2]В. Е. Бабич

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям
Республики Беларусь,
г. Минск, Республика Беларусь

Методами электронной сканирующей и оптической микроскопии изучены процессы контактного взаимодействия в порошковой системе FeCu–FeC–CuSn. Показано, что спекание композиционного материала 50 мас. % FeCu – 30 мас. % FeC – 20 мас. % CuSn приводит к развитию процессов реакционной диффузии между компонентами композиционного материала. Установлено, что процессы взаимной диффузии в системе FeCu–FeC–CuSn снижают термическую устойчивость структуры композиционного материала и приводят к фазовой перекристаллизации в частицах сплавов FeCu и FeC. Фазовая перекристаллизация в сплаве FeCu приводит к образованию частиц обогащенных железом и частиц, обогащенных медью, а в сплаве FeC – к образованию графита и α-Fe.

Ключевые слова: матрица, железо-углеродный сплав, графит, коэффициент трения

STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS AT SINTERING OF COMPOSITE MATERIALS OF IRON – CARBON – COPPER ALLOY SYSTEM

[1]A. M. Kuzei, [1, 2]V. E. Babich

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The processes of contact interaction in the powder system FeCu–FeC–CuSn have been studied by electron scanning and optical microscopy. It is shown, that annealing of composite material 50 wt. % FeCu – 30 wt. % FeC – 20 wt. % CuSn leads to the development of reaction diffusion processes between the components of composite material. It is established that the

processes of mutual diffusion in the system FeCu–FeC–CuSn reduce the thermal stability of structure of composite material and leads to phase recrystallization in the particles of FeCu and FeC alloys. Phase recrystallization in FeCu alloy leads to the formation of iron-rich particles and copper-rich particles, and in FeC alloy and the formation of graphite and α-Fe.

Key words: matrix, iron-carbon alloy, graphite, friction coefficient

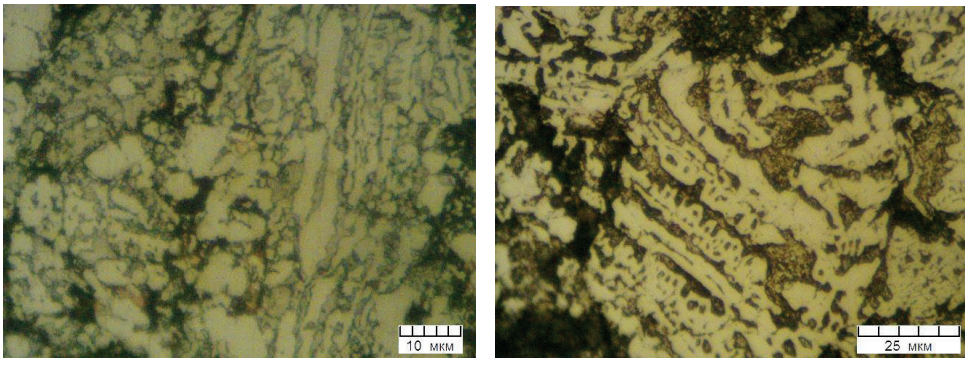
e-mail: babich83@mail.ru

Процессы контактного взаимодействия в двойных системах твердый металл – твердый металл изучены весьма подробно [1–3]. Взаимодействие между двумя металлами в таких системах протекает как взаимная диффузия атомов одного металла в другой, приводящая в зависимости от физико-химических характеристик металлов, условий контактного взаимодействия, к образованию двух твердых растворов, либо двух твердых растворов и частиц интерметаллов по границе раздела. Состав, структура интерметаллидов определяются физико-химическими характеристиками металлов диффузионной пары.

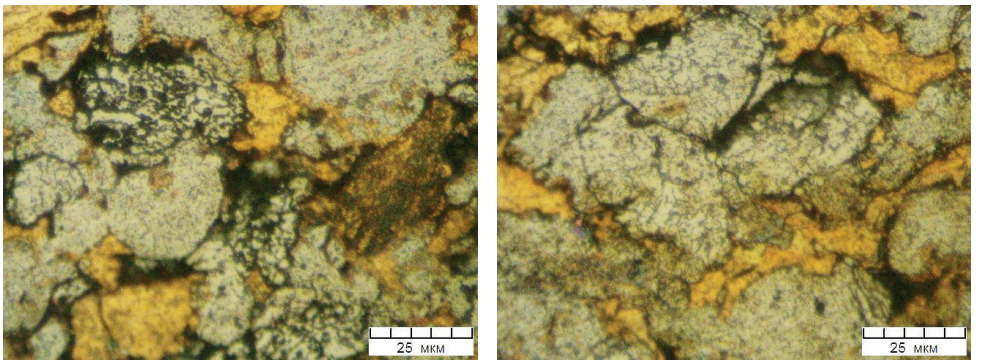
В процессах контактного взаимодействия на границе раздела участвуют и структурные элементы сплавов: интерметаллиды, прослойки эвтектик, твердых растворов и т. д. [4]. Термическая устойчивость структур композиционных материалов будет определяться и характером взаимодействия структурных элементов сплавов в диффузионных парах [5].

Композиционные материалы 50 мас. % FeCu – 30 мас. % FeC – 20 мас. % CuSn были получены горячим прессованием порошков при 1075 К и давлении 30 МПа. В качестве порошка сплава FeCu использовался порошок Fe – 20 мас. % Cu; порошка сплава CuSn – порошок сплава Cu – 10 мас. % Sn; порошка сплава FeC – порошок содержащий 5,6 мас. % C. Фракционный состав порошка FeCu представлен фракцией – 20 мкм; порошка FeC-фракцией 80 мкм; порошка CuSn-фракцией 50 мкм. Брикеты из композиционного материала спекали в атмосфере аргона при 1000 К в течение 24, 28 и 72 ч.

В исходном состоянии структура частиц сплава FeC представлена цементитом, ледебуритом [Fe_3C + (α-Fe + Fe_3C)] перлитом, либо их сочетаниями (первичный цементит + перлит, первичный цементит + ледебурит) (рис. 1) деформированных в различной степени.



а *б*



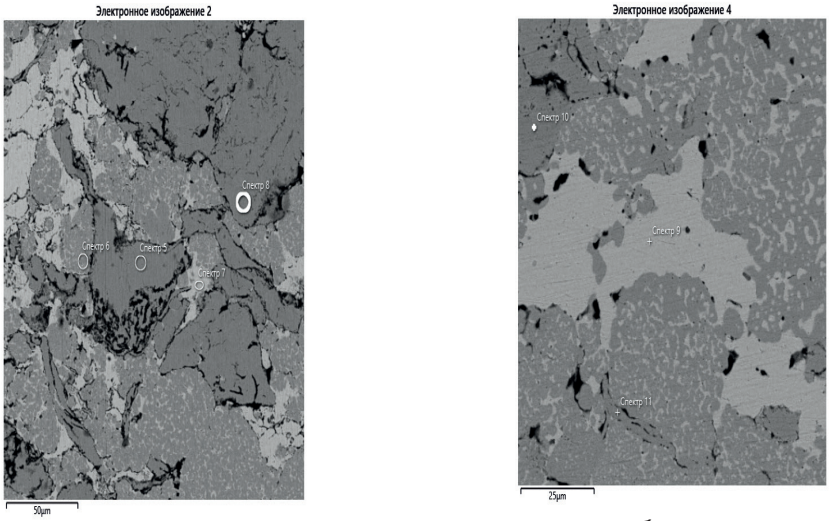
в *г*

Рис. 1. Микроструктура частиц сплава FeC в композиционном материале: *а* – фрагмент частицы сплава FeC со структурой ледебурит – перлит; *б* – фрагмент частицы сплава Fe со структурой ледебурит – цементит (первичный); *в* – фрагмент частицы цементита; *г* – фрагмент частицы эвтектики (ледебурита)

Спекание композиционного материала приводит к изменению их микроструктуры, микротвердости и коэффициента трения. После 24-часового спекания состав индивидуальных частиц FeC, FeCu, CuSn изменился (рис. 2; табл. 1). Скопление индивидуальных частиц сплава FeCu трансформировались в агломераты с размерами 30–50 мкм (рис. 2*а*, *б*). В структуре частиц сплава FeC (цементита) появились внедрения углерода. В частицах сплава FeC со структурой ледебурита произошел распад исходной структуры (рис. 2*а*). Состав частиц сплава FeC также изменился: в нем присутствует медь, олово (рис. 2*а*). В частицах сплава CuSn присутствует железо (рис. 2*б*, метка 9). Содержание железа в частице сплава CuSn составляет 2,75 мас. % (рис. 2*б*, метка 9). Состав и структура частиц FeCu в агломератах также изменился: в них образовались области расслоения с различными концентрациями железа и меди (рис. 2, табл. 1).

Твердость брикета из композиционного материала FeCu–FeC–CuS в исходном состоянии составляет 96 HRB_{100}, а после спекания в течение 24, 48 и 72 ч – 94, 92 и 88 HRB_{100} соответственно.

Коэффициент трения композиционного материала снижается с 0,6 до 0,5; 0,4 и 0,3 после 24, 48 и 72 ч отжига.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура композиционного материала FeC–FeCu–CuSn (*а*) и микроструктура частиц FeCu и CuSn (*б*). Спекание при 1000 К в течение 24 ч

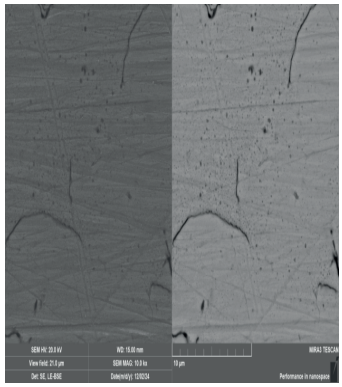
Табл. 1

Элементный состав участков композиционного материала FeC–FeCu–CuSn. Спекание при 1000 К в течение 24 ч

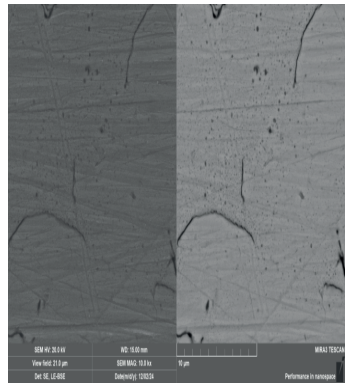
Метка спектра	Спектр 5	Спектр 6	Спектр 7	Спектр 8
C	5,43	6,71	6,36	8,69
O	0,82	1,13	1,43	0,80
Si	0,98	0,09	0,06	0,65
P	0,03	0,02	0,05	0,01
Fe	92,28	63,53	4,89	89,58
Cu	0,46	25,34	75,61	0,14
Sn	0,00	3,19	11,59	0,12
Всего	100,00	100,00	100,00	100,00

Увеличение длительности процесса спекания композиционного материала FeC–FeCu–CuSn до 48 ч привело к изменению структуры и состава компонентов композиционного материала. В агломератах из частиц сплава FeCu образовались области (частицы) железо-медного и медно-железного сплавов, обогащенные железом и медью. В составе этих областей, обогащенных медью, присутствует олово.

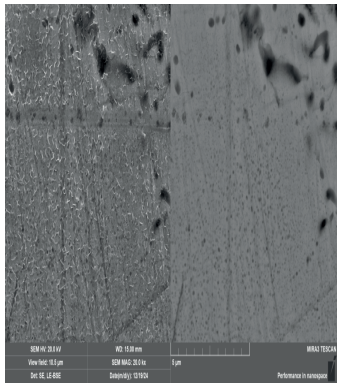
Структуры в сплаве FeC представлены пластинчатыми и округлыми частицами графита, ультрадисперсными, пластинчатыми частицами.



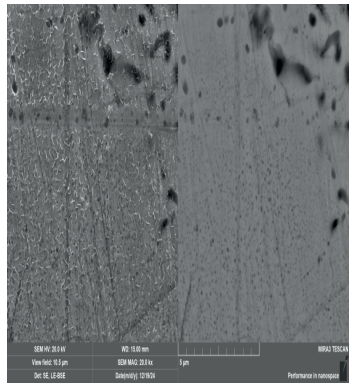
а



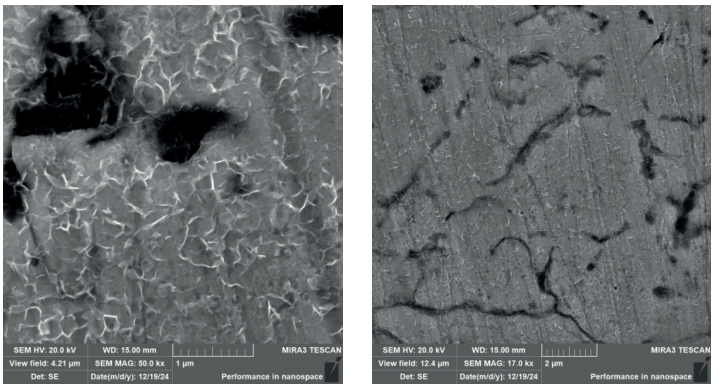
б



в



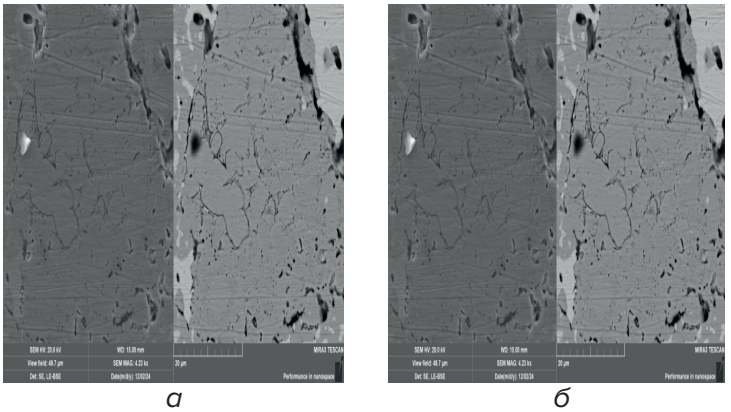
г



д *е*

Рис. 3. Микроструктура частиц (FeC) композиционном материале FeC–FeCu–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 K в течение 48 ч:
а, *б* – микроструктура частицы сплава FeC с включениями графита пластинчатой и округлой формы; *в*, *г* – микроструктура частиц сплава FeC с ультрадисперсными частицами (0,01–0,05 мкм) округлой и пластинчатой форм и дисперсными (0,5–1 мкм) включениями графита; *д* – микроструктура частицы сплава FeC с дисперсными (0,5–1 мкм) включениями графита и ультрадисперсными частицами пластинчатой формы; е – зеренная микроструктура частицы сплава FeC с дисперсными пластинчатыми включениями графита

Увеличение длительности отжига до 72 ч приводит к формированию «зеренных» структур в частицах сплава FeC, в которых границы зерен декорированы дисперсными и ультрадисперсными включениями графита (рис. 4*а*, *б*). В частицах сплава FeC присутствует медь и олово (табл. 2).



а *б*

Рис. 4. Микроструктуры частиц сплава FeC в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 K в течение 72 ч

На границах раздела частиц FeC и агломератов из частиц сплава FeCu присутствует переходной слой из частиц железо-медного сплава в котором расположены включения (5–15 мкм) сплава медь – железо. В структуре частиц железа, как и в структуре переходного слоя, присутствуют включения 0,1–0,5 мкм графита округлой формы (рис. 5).

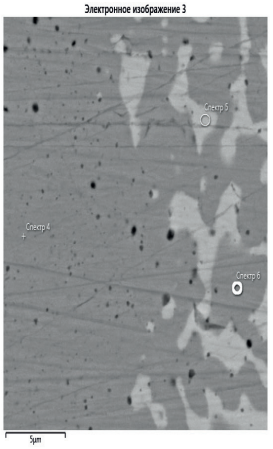


Рис. 5. Микроструктура частицы сплава FeC в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 K в течение 72 ч

Табл. 2

Элементный состав участка сплава FeC в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 K в течение 72 ч

Метка спектра	Спектр 4	Спектр 5	Спектр 6
C	4,36	5,54	4,36
P	0,33	0,04	0,25
Mn	0,18	0,14	0,00
Fe	93,64	12,28	93,05
Cu	1,33	73,34	2,02
Sn	0,17	8,65	0,31
Всего	100,00	100,00	100,00

После 72-часового отжига структура агломератов частиц сплавов FeCu представляет композиционный материал, состоящий из матрицы железо-медного сплава, в котором присутствуют области («частицы») медно-железного сплава, содержащего олово. В отдельных частицах медно-оловянного сплава содержание железа достигает 13,5 мас. % (рис. 7; табл. 4).

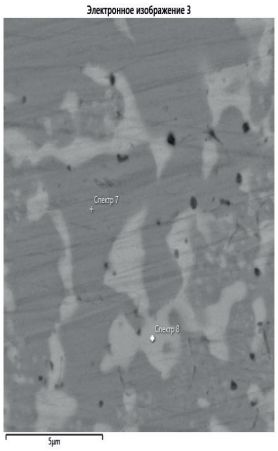


Рис. 6. Микроструктура участка сплава FeCu в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 K в течение 72 ч

Табл. 3

Элементный состав участка сплава FeCu в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn. Спекание композиционного материала при 1000 К в течение 72 ч

Метка спектра	Спектр 7	Спектр 8
C	4,08	5,31
P	0,13	0,00
Fe	93,18	13,49
Cu	2,34	72,70
Sn	0,27	8,50
Всего	100,00	100,00

Характер изменения микроструктуры композиционного материала FeCu–FeC–CuSn при спекании показывает, что спекание приводит к изменению микроструктуры композиционного материала и изменению состава его компонентов. После 24-часового спекания наблюдается распад структур перлита и ледебурита [Fe_3C+(α-Fe + Fe_3C)], (рис. 2; табл. 1). Структура частиц сплава FeC из первичного цементита не изменяется, однако изменяется их состав: в них присутствует медь (рис. 2; табл. 1).

Состав частицы сплава FeC на границах с частицами сплавов CuSn и FeCu также изменяется: в периферийных областях частиц сплава FeC присутствует олово и медь (рис. 2; табл. 1). Области скопления частиц сплава FeCu образуют агломераты. После 24-часового спекания состав агломератов также изменяется (рис. 2; табл. 1) из-за присутствия в них олова.

Увеличение длительности спекания до 48, 72 ч сопровождается изменениями структуры и состава компонентов композиционного материала, которые обусловлены различной термической устойчивостью структур компонентов композиционного материала и взаимной диффузией их элементов в системе FeCu–FeC–CuSn. Различия во взаимном расположении компонентов в диффузионных парах будут определять и различия в структуре состава локальных участков композиционного материала. При температуре спекания композиционного материала различия в значениях величин растворимости железа в меди и меди в железе приводят к распаду исходного пересыщенного раствора меди в железе в частицах сплава FeCu. Распад твердого раствора меди в железе протекает как расслоение пересыщенного твердого раствора меди в железе на области железо-медного и медно-железного сплава [6–8].

Агломерат из частиц железо-медного сплава распадается на области (частицы) сплава различного состава: обогащенные железом и медью.

Процесс распада пересыщенного твердого раствора меди в железе протекает во всем временном интервале отжига и приводит к образованию в композиционном материале FeCu–FeC–CuSn прослоек псевдосплавов, состоящих из матрицы железо-медного сплава и областей (частиц) медно-железного сплава. В областях контакта прослоек псевдосплавов с частицами медно-оловянного сплава диффузия олова в «частицы» медно-железного сплава приводит к образованию областей сплава медь – железо – олово (рис. 5, 6; табл. 2, 3).

Термическая неустойчивость структур цементита (первичного), ледебурита, перлита в частицах сплава FeC при температуре спекания и диффузия в частицы сплава меди, олова на границах с прослойками агломератов FeCu и частицами сплава CuSn приводит к распаду структур цементита, ледебурита, перлита и образованию графита (рис. 3, 4; табл. 2).

Распад областей сплава со структурой цементита (первичного) ледебурита, перлита в частицах FeC приводит к образованию графита. Распад цементита (цементита в

структурах ледебурита, перлита) приводит к образованию ультрадисперсных включений графита. Присутствие в частицах сплава FeC ультрадисперсных (округлых) и дисперсных (пластинчатых) включений графита показывает, что их образование (дисперсных пластинчатых включений графита) протекает по механизму «растворение – рост». Рост пластинчатых включений графита происходит при растворении ультрадисперсных частиц графита в γ-Fe и осаждении атомов углерода на частицах (пластинчатые) графита (рис. 3).

В структуре сплава FeC после спекания в течение 48 ч присутствуют как дисперсные, так и ультрадисперсные частицы графита округлой и пластинчатой форм (рис. 3*в*, *г*, *д*). Однако пластинчатые частицы по электронному контрасту в характеристическом излучении не отличается от железоуглеродной матрицы (α-Fe).

Это дает основания полагать, что пластинчатые включения представляют собой цементит (Fe_3C), образовавшийся при медленном охлаждении композиционного материала FeCu–FeC–CuSn в процессе спекания. Образование дисперсных, пластинчатых включений графита, формирующих «зернистую» структуру в частях FeC, также связаны с процессом перекристаллизации углерода: рост дисперсных включений графита протекает путем растворения ультрадисперсных частиц углерода, образовавшихся при распаде карбидов Fe_3C в γ-Fe и осаждении (кристаллизации) атомов углерода на частицах графита. Образование в частицах FeC структуры из зерен α-Fe и прослоек графита между ними показывает, что распад исходных структур в сплаве FeC обусловлен их термической неустойчивостью, что и приводит к развитию процесса перекристаллизации, сопровождающимся образованием графита.

Увеличение длительности процесса спекания до 72 ч сопровождается развитием процессов перекристаллизации углерода и увеличением размеров зерен α-Fe в частицах сплава FeC и перекристаллизацией меди в агломератах FeCu (рис. 5, 6, 7; табл. 3, 4). Присутствие в частицах меди (медно-железного сплава) олова обусловлено диффузией олова в медно-железный сплав (рис. 7; табл. 4). Данный процесс протекает на границах частиц медно-железного сплава с частицами медно-оловянного сплава. Присутствие в частицах медно-оловянного сплава (CuSn) железа, обусловлено диффузией железа в диффузионной паре FeCu–CuSn (рис. 3; табл. 2) на границах раздела.

Снижение коэффициента трения композиционного материала FeCu–FeC–CuSn после спекания происходит вследствие изменения состава композиционного материала, и образования включений графита (частиц, областей) меди в структуре прослоек агломерата (FeCu–CuFe).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования структурно-фазовых превращений протекающих при спекании композиционного материала, показали, что термическая неустойчивость структуры композиционного материала обусловлена процессами, протекающими в частицах сплавов FeCu и FeC и в меньшей степени реакционной диффузией на границах раздела в диффузионных парах FeCu–FeC, FeCu–CuSn, FeC–CuSn и в тройной системе FeCu–FeC–CuSn. Различия в термической устойчивости частиц сплава FeC со структурой ледебурита и цементита (первичного) приводят к распаду структуры ледебурита после 24 ч спекания, а распад цементита происходит при времени спекания более 24 ч. Распад структуры цементита можно представить как структурно-фазовое превращение $FeC \rightarrow Fe + C$, а последующее увеличение размеров областей железа и размеров частиц графита как процесс фазовой перекристаллизации, приводящий к увеличению размеров областей α-Fe и включений графита. Причем увеличение включений графита происходит по механизму «растворение – осаждение». Распад твердого раствора меди в железе в частицах сплава Fe – 20 мас. % Cu протекающий в течение 24 ч спекания композиционного материала и приводящий к образованию областей сплава, обогащенных железом и ме-

дью, также можно рассматривать, как развитие процесса фазовой перекристаллизации, как в индивидуальных частицах сплава Fe – 20 мас. % Cu так и в агломератах частиц железного сплава (FeCu).

Процессы фазовой перекристаллизации в частицах сплавов FeCu, FeC сопровождаются взаимной диффузией элементов сплавов CuSn, FeCu, FeC в местах двойных и тройных стыков между частицами сплавов, что приводит к снижению термической устойчивости сплавов FeC и FeCu и композиционного материала FeCu–FeC–CuSn в целом.

ЛИТЕРАТУРА

1. A mechanism of spontaneous diamond cladding with tungsten carbide in the course of tool sintering with the Cu–Fe–Co–Ni nanomodified metallic binder / D. A. Sidorenko [et al.] // Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy. – 2015. – Vol. 5. – Pp. 53–63.
2. Еременко, В. Н. Кинетика растворения металлов в металлических расплавах в условиях внешней задачи. Обзор / В. Н. Еременко, Я. В. Натанзон // Порошковая металлургия. 1970. – N° 8. – С. 39–54.
3. Савицкий, А. П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами / А. П. Савицкий. – Новосибирск : Наука. Сиб. отделение, 1991 – 184 с.
4. Пименов, В. Н. Влияние гравитации на формирование фазовых слоёв при взаимодействии твёрдого и жидкого металлов / В. Н. Пименов, С. А. Масляев // Физика и химия обработки материалов. – 1983. – N° 1. – С. 63–67.
5. Аксельруд, Г. А. Растворение твёрдых веществ / Г. А. Аксельруд, А. Д. Молчанов. – М. : Химия, 1977. – 272 с.
6. Никитин В. Н. Физико-химические явления при взаимодействии жидких металлов на твёрдые / В. Н. Никитин. – М. : Атомиздат, 1967. – 441 с.
7. Белов Н. А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем / Н. А. Белов. – М. : МИСиС, 2007. – 360 с.
8. Хансен, М. Структура двойных сплавов : справ. : в 2 т. / М. Хансен, К. Андерко ; под ред. И. И. Новикова и И. Л. Рогельберга. – 2-е изд., перераб. – М. : Металлургия, 1962. – Т. 2: Структура двойных сплавов. – 1488 с.

REFERENCES

1. Sidorenko D. A., Levashov E. A., Loginov P. A., Svyndina N. V., Skryleva E. A., Uskova I. E. A mechanism of spontaneous diamond cladding with tungsten carbide in the course of tool sintering with the Cu–Fe–Co–Ni nanomodified metallic binder. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2015, vol. 5, pp. 53–63.
2. Eremenko V. N. Kinetika rastvoreniya metallov v metallicheskikh rasplavakh v usloviyakh vneshnei zadachi. Obzor [Liquid-phase sintering of systems with interacting components]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder Metallurgy], 1970, N° 8, pp. 39–54. (in Russian).
3. Savickii A. P. *Zhidkofaznoe spekanie sistem s vzaimodeistvuyushchimi komponentami* [Kinetics of dissolution of metals in metal melts under conditions of an external problem. Review]. Novosibirsk, Nauka. Sib. otdelenie Publ., 1991, 184 p. (in Russian).
4. Pimenov V. N., Maslyaev S. A. Vliyanie gravitatsii na formirovanie fazovykh sloyov pri vzaimodeistvii tvyordogo i zhidkogo metallov [The effect of gravity on the formation of phase layers in the interaction of solid and liquid metals]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov* [Physics and Chemistry of Materials Treatment], 1983, N° 1, pp. 63–67. (in Russian).
5. Aksel'rud G. A., Molchanov A. D. *Rastvorenie tvyordykh veshhestv* [Dissolution of solids]. Moscow, Khimiia Publ., 1977, 272 p. (in Russian).
6. Nikitin V. N. *Fiziko-khimicheskie yavleniya pri vzaimodeistvii zhidkikh metallov na tvyordye* [Physico-chemical phenomena in the interaction of liquid metals with solid ones]. Moscow, Atomizdat Publ., 1967, 441 p. (in Russian).
7. Belov N. A. *Diagrammy sostoyaniya troinykh i chetvernykh sistem* [Diagrams of the state of triple and quadruple systems]. Moscow, National University of Science and Technology "MISIS" Publ., 2007, 360 p. (in Russian).
8. Hansen M., Anderko K. *Struktura dvoinykh splavov* [The structure of double alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1962, vol. 2, 1488 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 08.06.2025 г.

УДК 538.911; 549.086; 621.373

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛЕЙ Р6М5 И Х6ВМФ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

[1]В. В. Малеронок, [2]А. М. Милюкова, [3]И. А. Богданович

[1]Белорусская государственная академия авиации,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[3]Барановичский государственный университет,
г. Барановичи, Республика Беларусь

Исследовалось влияние магнитно-импульсной обработки на микротвердость и микроструктуру сталей Р6М5 и Х6ВМФ режущего инструмента (сверл диаметром 20 мм).

В результате магнитно-импульсной обработки сверла из стали Х6ВМФ получили прирост микротвердости на ленточке до 21 и 25 % в канавке. Микротвердость сверла из стали Р6М5 приросла на ленточке до 3,7 и 6,8 % в канавке.

Установлено, что наложение магнитного поля в процессе магнитно-импульсной обработки сталей приводит к образованию отпущенного мелкоигольчатого мартенсита без изменения размера дисперсных карбидов.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, сверло, остаточный аустенит, мартенсит, фазовые переходы, микротвердость, режущий инструмент, сталь Р6М5, сталь Х6ВМФ

INFLUENCE OF MAGNETIC-PULSED TREATMENT ON MICROHARDNESS AND MICROSTRUCTURE OF R6M5 AND KH6VMF STEELS OF CUTTING TOOLS

[1]V. V. Maleronok, [2]A. M. Miliukova, [3]I. A. Bogdanovich

[1]Belarusian State Academy of Aviation,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[3]Baranovichi State University,
Baranavichy, Republic of Belarus

The effect of magnetic pulse treatment on the microhardness and microstructure of R6M5 and Kh6VMF steels of cutting tools (drills with a diameter of 20 mm) was studied.

As a result of magnetic pulse treatment, the drills made of Kh6VMF steel received an increase in microhardness on the band of up to 21 and 25 % in the groove. The microhardness of the drill made of R6M5 steel increased on the band of up to 3,7 and 6,8 % in the groove.

It was found that the application of a magnetic field during magnetic pulse treatment of steels leads to the formation of tempered fine-needle martensite without changing the size of dispersed carbides.

Keywords: magnetic-pulsed process, drill, residual austenite, martensite, phase transitions, microhardness, cutting tool, R6M5 steel, Kh6VMF steel

e-mail: s-tm.v.v@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

В 2025 г. исполнилось 60 лет с момента появления в тематике исследований Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси импульсных методов обработки материалов давлением: изучение и создание оборудования для штамповки металлов импульсным магнитным полем при электрогидроимпульсной и пневмоударной обработки листовых металлов. Созданное за эти годы магнитно-импульсное оборудование было внедрено не только на предприятиях Беларуси, но и за рубежом.

В это время для формообразования на ряду с пневмо и гидроударной обработкой начала развиваться и магнитно-импульсная [1].

В настоящее время метод магнитно-импульсной обработки (далее – МИО) продолжает активно развиваться и исследоваться для актуального применения – упрочнения поверхности стальных инструментов и высоконагруженных деталей. Испытания режущих инструментов на производствах различных предприятий Беларуси и за рубежом (в машиностроительной, деревообрабатывающей, пищевой и других отраслях промышленности) показали, что в результате высокоскоростной упрочняющей МИО, они повышают свои эксплуатационные характеристики до двух раз.

При МИО с большой напряженностью магнитного поля (105–107 А/м) происходит микропластическая деформация субмикрообъемов твердого тела, главным образом влияющая на субструктуру обрабатываемого материала. Дислокационный характер упрочнения связан с магнитострикционной деформацией. Процесс деформационного старения сопровождается уменьшением параметров решетки мартенсита, выделением мелкодисперсных фаз и увеличением твердости стали. Возможно, изменение плотности структурных дефектов и характера их распределения при воздействии на сталь относительно слабых магнитных полей. Действие поля должно состоять в том, чтобы сорвать материал с границ стабильности его свойств и обеспечить, тем самым, возможность самопроизвольной перестройки субструктуры в результате релаксации внутренних напряжений. Отмечается также, что воздействие магнитных полей приводит к необратимым изменениям структуры и свойств не только у ферромагнетиков, но также у материалов, в которых нет областей спонтанной намагниченности [2].

Целью данной работы является определение влияния различных режимов МИО на микротвердость и микроструктуру сталей Р6М5 и Х6ВМФ, используемых для изготовления режущего инструмента (сверл, метчиков, фрез).

МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

Для проведения МИО использованы партии закаленных сверл диаметром 20 мм: («Томский инструмент»), изготовленные из быстрорежущей стали Р6М5, и («Туламаш»),

изготовленные из стали повышенной износостойкости типа Х6ВМФ. На исследуемых сверлах определялся их химический состав с использованием оптико-эмиссионного спектрометра Spectro и анализатора металлов Skyray Instruments EXPLORER 5000.

Химический состав образцов исследуемых сверл и стандартной быстрорежущей стали Р6М5 в соответствии с ГОСТ 19265-73 [3] представлен в табл. 1.

Табл. 1

Химический состав образцов сверла

Образец	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	W	V	Co	Cu	Fe
ГОСТ 19265 (Р6М5)	0,82–0,9	0,2–0,5	0,2–0,5	до 0,6	до 0,025	до 0,03	3,8–4,4	4,8–5,3	5,5–6,5	1,7–2,1	до 0,5	до 0,25	от 75
Сверло Ø 20 мм (Р6М5)	0,89	–	0,34	0,37	–	–	4,8	5,3	6	2	0,13	0,12	80,8
Сверло Ø 20 мм (Х6ВМФ)	1,20	1,69	0,32	0,19	0,01	0,02	5,14	1,05	1,44	0,69	–	0,1	88,83

Согласно данным табл. 1, партия сверл производства «Томский инструмент» по большинству химических элементов соответствовала показателям стали Р6М5 в соответствии с ГОСТ. Сверла производства «Туламаш» по составу, соответствовали вольфрам-молибденовой стали повышенной износостойкости типа Х6ВМФ [4].

МИО сверл проводили на разработанной в ФТИ НАН Беларуси установке МИУ-3 для упрочняющей обработки (с увеличенной конденсаторной батареей) серией циклов (по 3, 7, 10 циклов в серии; энергия импульса составляла 10 кДж).

Для проведения металлографических исследований и измерения микротвердости были изготовлены шлифы на пробоподготовительном комплексе с применением шлифовально-полировального станка DIGIPREP 251.

Исследовали микротвердость сверл, изготовленных из стали Х6ВМФ и стали Р6М5 в состоянии поставки и после проведения циклов МИО. Перед проведением измерений образцы размагничивали.

Микротвердость образцов определялась методом Виккерса с применением на твердомере AFFRI-MVDM8 нагрузки на индентор 25 г. Исследование микротвердости проводили по глубине упрочненного слоя от края сверла к его центру в двух контрольных точках – на ленточке и в канавке сверла.

Изменения в структуре образцов были изучены с использованием металлографического комплекса на основе микроскопа МИКРО VERT-200. Фиксация изображения проводилась с использованием видеокамеры с выводом на монитор персонального компьютера. Количественная обработка микроструктуры проводилась с помощью программы «IMAGE-SP». Исследование изменения структуры проводили методом прицельной металлографии при увеличении ×1000.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Измерение микротвердости упрочненного слоя поверхности сверла выполняли в шахматном порядке (это позволяет уменьшить шаг измерения и выполнить условие измерения микротвердости на данном приборе – расстояние между соседними измерениями не менее 2,5 размера диагонали отпечатка) в четыре прохода с количеством измерений в дорожке 9 раз с шагом 40 мкм, начиная с расстояния около 10 мкм от края поверхности, а шаг между измерениями в соседних дорожках составлял 20 мкм (рис. 1).

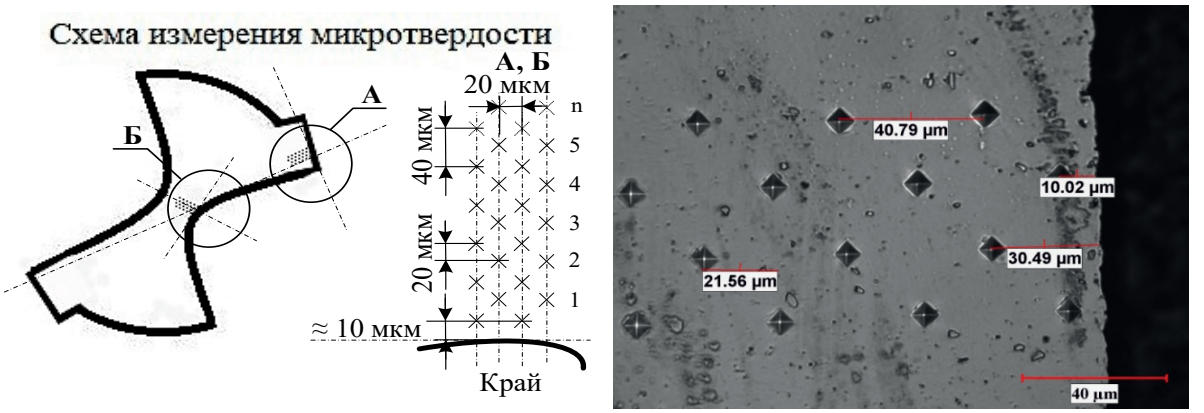
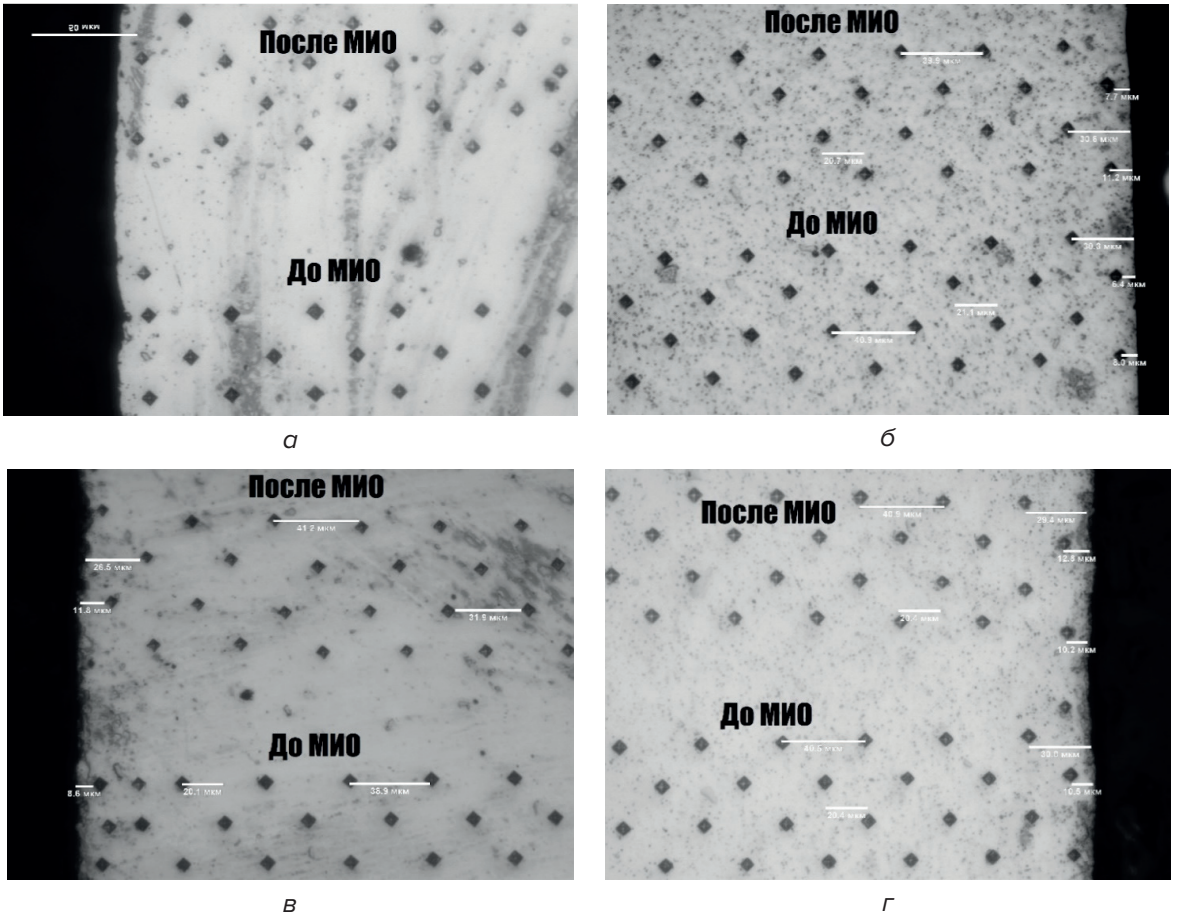


Рис. 1. Контрольные точки и схема измерения микротвердости на исходном и обработанном шлифе сверл (Ø 20 мм) из стали Р6М5 и Х6ВМФ

После проведения измерений микротвердости до и после МИО индентор с нагрузкой 25 г оставил отпечатки на поверхности шлифа, отличные по размеру, что говорит об изменении микротвердости после проведения МИО в сторону увеличения (рис. 2).



а *б*

в *г*

Рис. 2. Отпечатки от индентора после измерения микротвердости на шлифах сверл (Ø 20 мм) из стали Х6ВМФ и Р6М5 до и после МИО (7 циклов 10 кДж):
а – ленточка сверла из стали Х6ВМФ; *б* – ленточка сверла из стали Р6М5;
в – канавка сверла из стали Х6ВМФ; *г* – канавка сверла из стали Р6М5

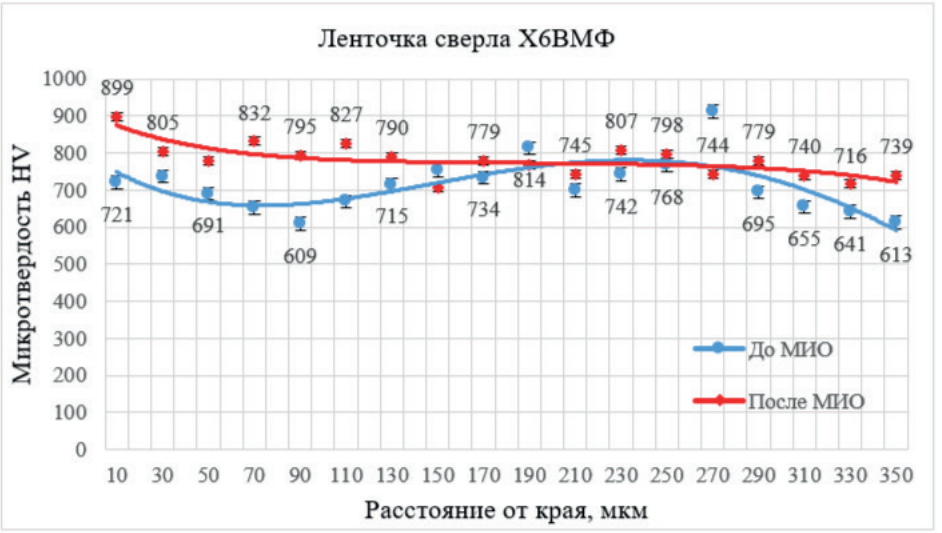
Результаты измерения представлены в табл. 2, а на рис. 3 построены графики распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя сверл из стали Х6ВМФ и Р6М5 до и после МИО. Анализ графиков на рис. 3 и значений в табл. 2 позволил выделить глубину, равную 110 мкм, на которой происходит заметное изменение микротвердости после МИО.

Табл. 2

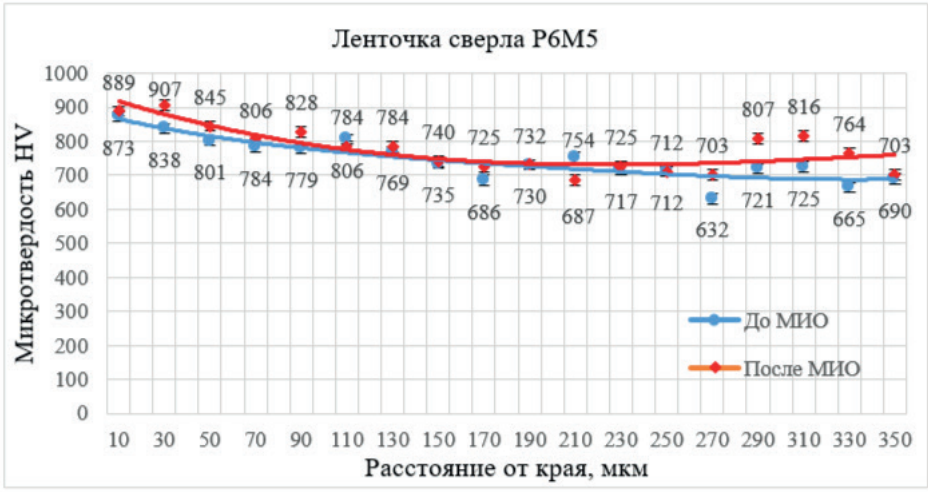
Значения микротвердости образцов сверл (Ø 20 мм) из стали Х6ВМФ и Р6М5 до и после МИО

Расстояние от края, мкм	Микротвердость HV 0,025							
	ленточка Х6ВМФ		канавка Х6ВМФ		ленточка Р6М5		канавка Р6М5	
	до МИО	после МИО	до МИО	после МИО	до МИО	после МИО	до МИО	после МИО
10	698; 744; Ср. 721	937; 861; Ср.899	861; 838; Ср. 850	964; 1071; Ср. 1018	885; 861; Ср. 873	853; 924; Ср. 889	964; 734; Ср. 849	838; 964; Ср. 901
30	744; 730; Ср. 737	826; 783; Ср.805	763; 789; Ср. 776	951; 1140; Ср. 1046	838; 838; Ср. 838	849; 964; Ср. 907	805; 763; Ср. 784	883; 953; Ср. 918
50	716; 665; Ср. 691	773; 783; Ср.778	815; 783; Ср. 799	979; 979; Ср. 979	753; 849; Ср. 801	805; 885; Ср. 845	773; 861; Ср. 817	834; 863; Ср. 849
70	698; 608; Ср. 653	838; 826; Ср. 832	773; 778; Ср. 776	924; 937; Ср. 931	753; 815; Ср. 784	849; 763; Ср.806	805; 805; Ср.805	885; 873; Ср.879
90	626; 591; Ср. 609	826; 763; Ср. 795	744; 707; Ср. 726	979; 910; Ср. 945	763; 794; Ср. 779	861; 794; Ср. 828	763; 885; Ср. 824	861; 826; Ср. 844
110	673; 665; Ср. 669	838; 815; Ср. 827	707; 730; Ср. 719	910; 861; Ср. 886	763; 849; Ср. 806	794; 773; Ср. 784	725; 783; Ср. 754	773; 773; Ср. 773
Средн.	680	823	774	968	813	843	806	861
130	657; 773; Ср. 715	826; 753; Ср. 790	753; 783; Ср. 768	1008; 937; Ср. 973	744; 794; Ср. 769	815; 753; Ср. 784	794; 734; Ср. 764	716; 744; Ср. 730
150	773; 733; Ср. 753	716; 698; Ср. 707	773; 778; Ср. 776	1055; 873; Ср. 964	763; 707; Ср. 735	773; 707; Ср. 740	815; 794; Ср.805	673; 725; Ср.699
170	794; 673; Ср. 734	753; 805; Ср.779	734; 725; Ср. 730	951; 898; Ср. 925	690; 681; Ср. 686	725; 725; Ср. 725	849; 744; Ср. 797	763; 763; Ср. 763
190	849; 778; Ср. 814	794; 744; Ср. 769	725; 699; Ср. 712	937; 898; Ср. 918	753; 707; Ср. 730	690; 773; Ср. 732	794; 783; Ср. 789	707; 898; Ср. 803
210	707; 690; Ср. 699	773; 716; Ср. 745	673; 734; Ср. 704	861; 937; Ср. 899	773; 734; Ср. 754	716; 657; Ср. 687	794; 744; Ср. 769	753; 716; Ср. 735

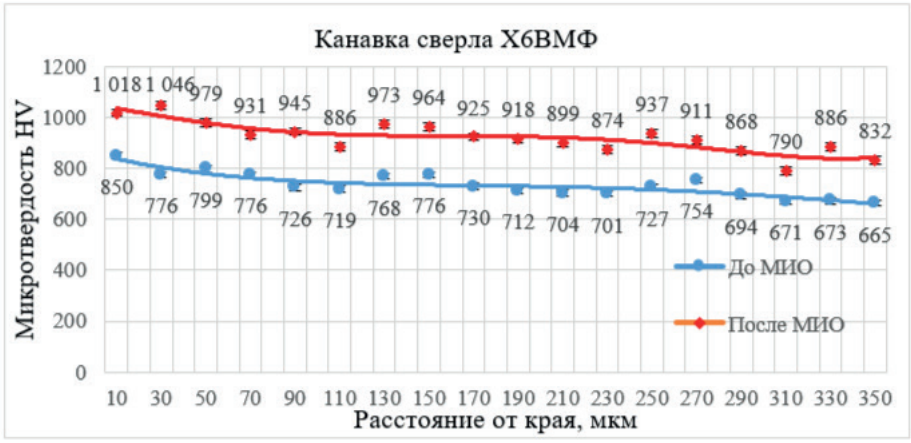
230	716; 768; Ср. 742	861; 753; Ср. 807	690; 712; Ср. 701	910; 837; Ср. 874	753; 681; Ср. 717	716; 734; Ср. 725	773; 744; Ср. 759	665; 783; Ср. 724
250	773; 763; Ср. 768	734; 861; Ср. 798	763; 690; Ср. 727	964; 910; Ср. 937	690; 734; Ср. 712	725; 698; Ср. 712	794; 773; Ср. 784	673; 763; Ср. 718
270	979; 847; Ср. 913	744; 744; Ср. 744	773; 735; Ср. 754	898; 924; Ср. 911	698; 565; Ср. 632	707; 698; Ср. 703	734; 838; Ср. 786	744; 725; Ср. 735
290	716; 673; Ср. 695	753; 805; Ср. 779	698; 690; Ср. 694	838; 898; Ср. 868	707; 734; Ср. 721	924; 690; Ср. 807	698; 773; Ср. 736	744; 753; Ср. 749
310	649; 661; Ср. 655	716; 763; Ср. 740	665; 677; Ср. 671	873; 707; Ср. 790	725; 725; Ср. 725	849; 783; Ср. 816	763; 690; Ср. 727	805; 734; Ср. 770
330	641; 641; Ср. 641	725; 707; Ср. 716	681; 665; Ср. 673	873; 898; Ср. 886	657; 673; Ср. 665	783; 744; Ср. 764	898; 783; Ср. 841	541; 673; Ср. 607
350	612; 614; Ср. 613	734; 744; Ср. 739	673; 656; Ср. 665	815; 849; Ср. 832	673; 707; Ср. 690	707; 698; Ср. 703	725; 753; Ср. 739	725; 698; Ср. 712



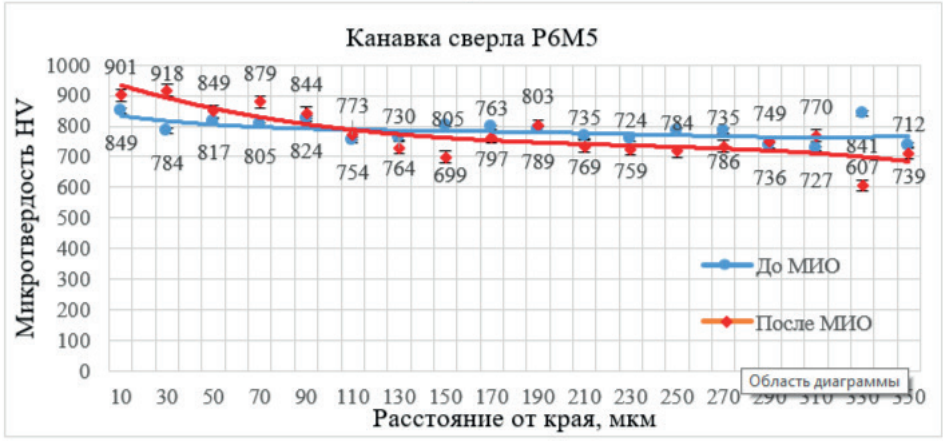
а



б



в



г

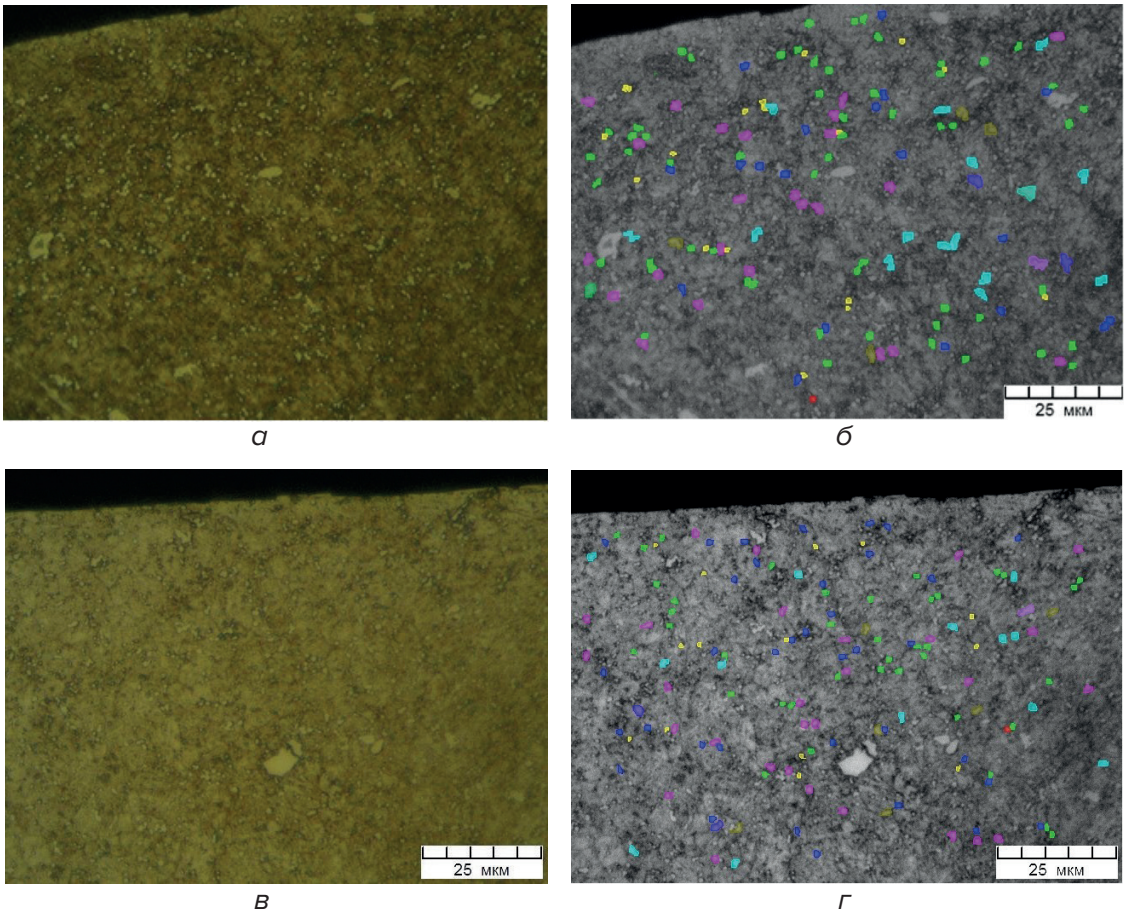
Рис. 3. Микротвердость по глубине упрочненного слоя сверл
из стали Х6ВМФ и Р6М5 до и после МИО:
а – ленточка сверла из стали Х6ВМФ; *б* – ленточка сверла из стали Р6М5;
в – канавка сверла из стали Х6ВМФ; *г* – канавка сверла из стали Р6М5

Микротвердость сверла из стали Х6ВМФ в исходном состоянии изменяется на ленточке от 591 до 744 HV 0,025 и в канавке от 707 до 861 HV 0,025, а средняя микротвердость по выбранной глубине составляет 680 HV 0,025 на ленточке и 774 HV 0,025 в канавке. После применения МИО микротвердость сверла из стали Х6ВМФ на ленточке возрастает до значений 773–937 HV 0,025 и 861–1140 HV 0,025 в канавке, а средняя микротвердость по выбранной глубине до 823 HV 0,025 на ленточке и 968 HV 0,025 в канавке. Следовательно, прирост микротвердости на ленточке составляет 21 и 25 % в канавке.

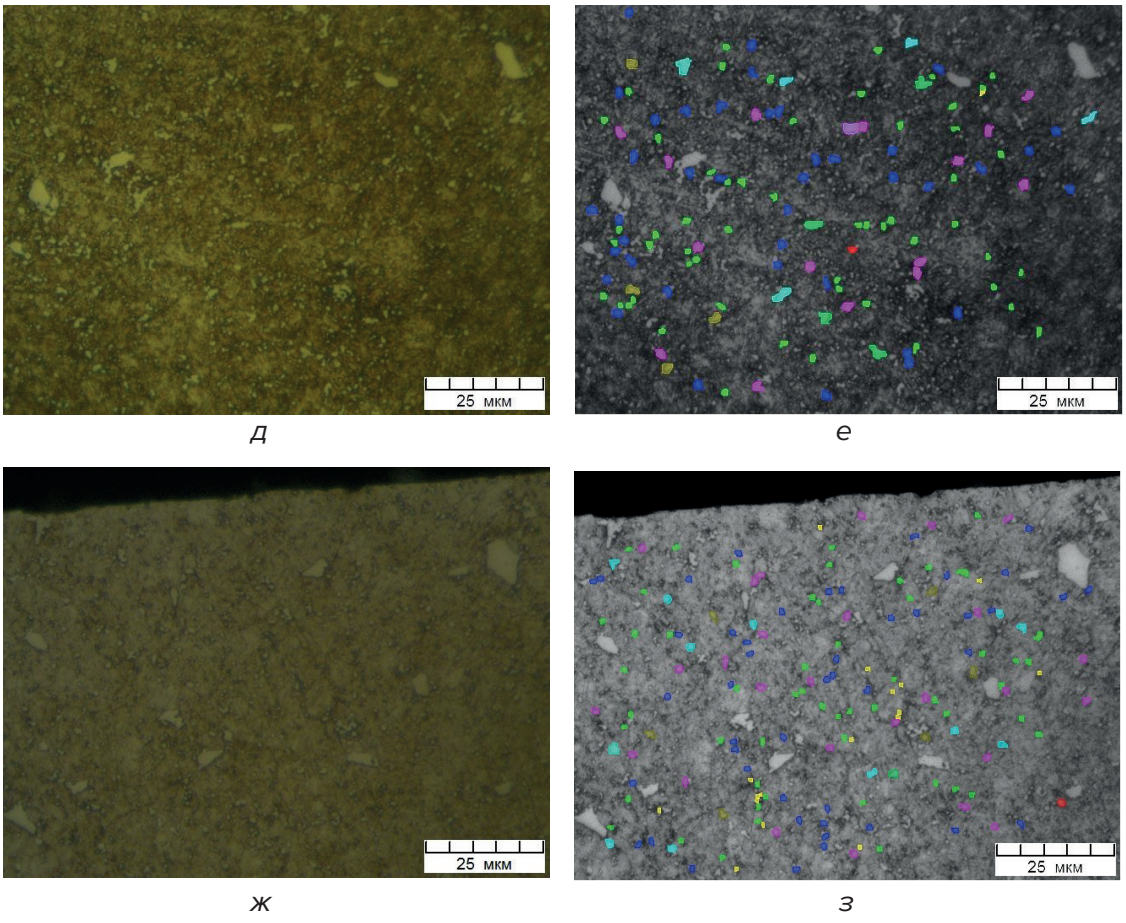
Микротвердость сверла из стали Р6М5 в исходном состоянии изменяется на ленточке от 753 до 885 HV 0,025 и в канавке от 725 до 964 HV 0,025, а средняя микротвердость по выбранной глубине составляет 813 HV 0,025 на ленточке и 806 HV 0,025 в канавке. После применения МИО микротвердость сверла из стали Р6М5 на ленточке возрастает до значений 763–964 HV 0,025 и 773–964 HV 0,025 в канавке, а средняя микротвердость по выбранной глубине до 843 HV 0,025 на ленточке и 861 HV 0,025 в канавке. Следовательно, прирост микротвердости на ленточке составляет 3,7 и 6,8 % в канавке.

Микроструктура стали Р6М5 в исходном состоянии представлена δ-ферритом (сорбит отпуска), отдельными включениями первичных и вторичных карбидов: основной карбид Me_6C_6 (Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C) и небольшим количеством остаточного аустенита (менее 10 %), что согласуется с литературными данными для термообработанной закаленной стали P_6M_5 [5].

На рис. 4 представлены микроструктуры и раскраска карбидных включений для стали Р6М5 до и после МИО (10 кДж) при разном количестве циклов МИО – 3, 7, 10.



а *б* *в* *г*

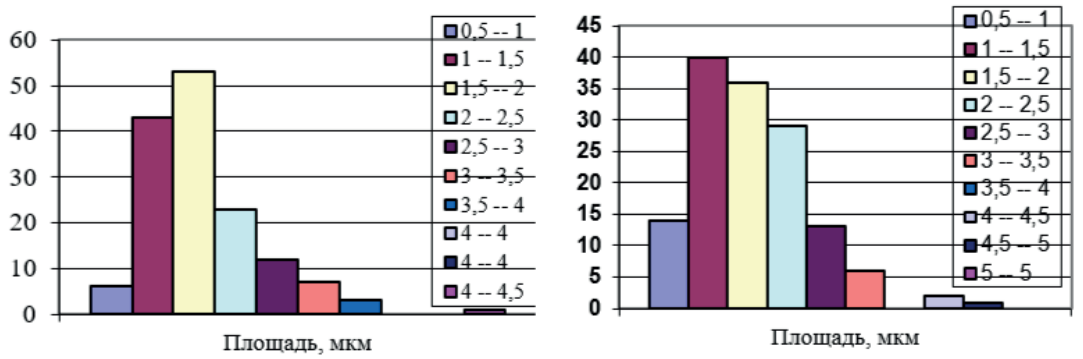


д *е*

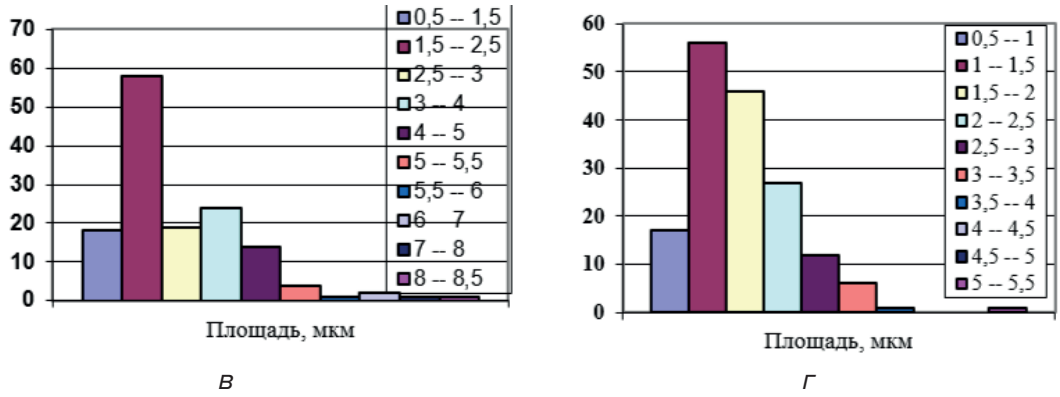
ж *з*

Рис. 4. Микроструктура образца стали Р6М5:
а – ×1000 до МИО; *б* – раскраска карбидных включений по классам до МИО;
в – ×1000 после МИО (10 кДж, 3 цикла); *г* – раскраска карбидных включений по классам после МИО (10 кДж, 3 цикла); *д* – ×1000 после МИО (10 кДж, 7 циклов); *е* – раскраска карбидных включений по классам после МИО (10 кДж, 7 циклов); *ж* – ×1000 после МИО (10 кДж, 10 циклов);
з – раскраска карбидных включений по классам после МИО (10 кДж, 10 циклов)

Цвет карбидов характеризует его принадлежность к определенному классу и размеру. Ниже представлен график распределения карбидов по размерным классам (рис. 5).



а *б*



в *г*

Рис. 5. Гистограмма распределения карбидных включений по площади:
а – до МИО; *б* – после МИО (10 кДж, 3 цикла);
в – после МИО (10 кДж, 7 циклов); *г* – после МИО (10 кДж, 10 циклов)

Площадь занимаемых карбидов преобладающим размерным классом:

– до МИО от 1,5 до 2 мкм, что составляет порядка 34 % от общего количества;

– после МИО (3 цикла) от 2 до 2,5 мкм, что составляет порядка 25 % от общего количества;

– после МИО (7 циклов) от 1,5 до 2,5 мкм, что составляет порядка 30 % от общего количества;

– после МИО (10 циклов) от 1,5 до 2 мкм, что составляет порядка 29 % от общего количества.

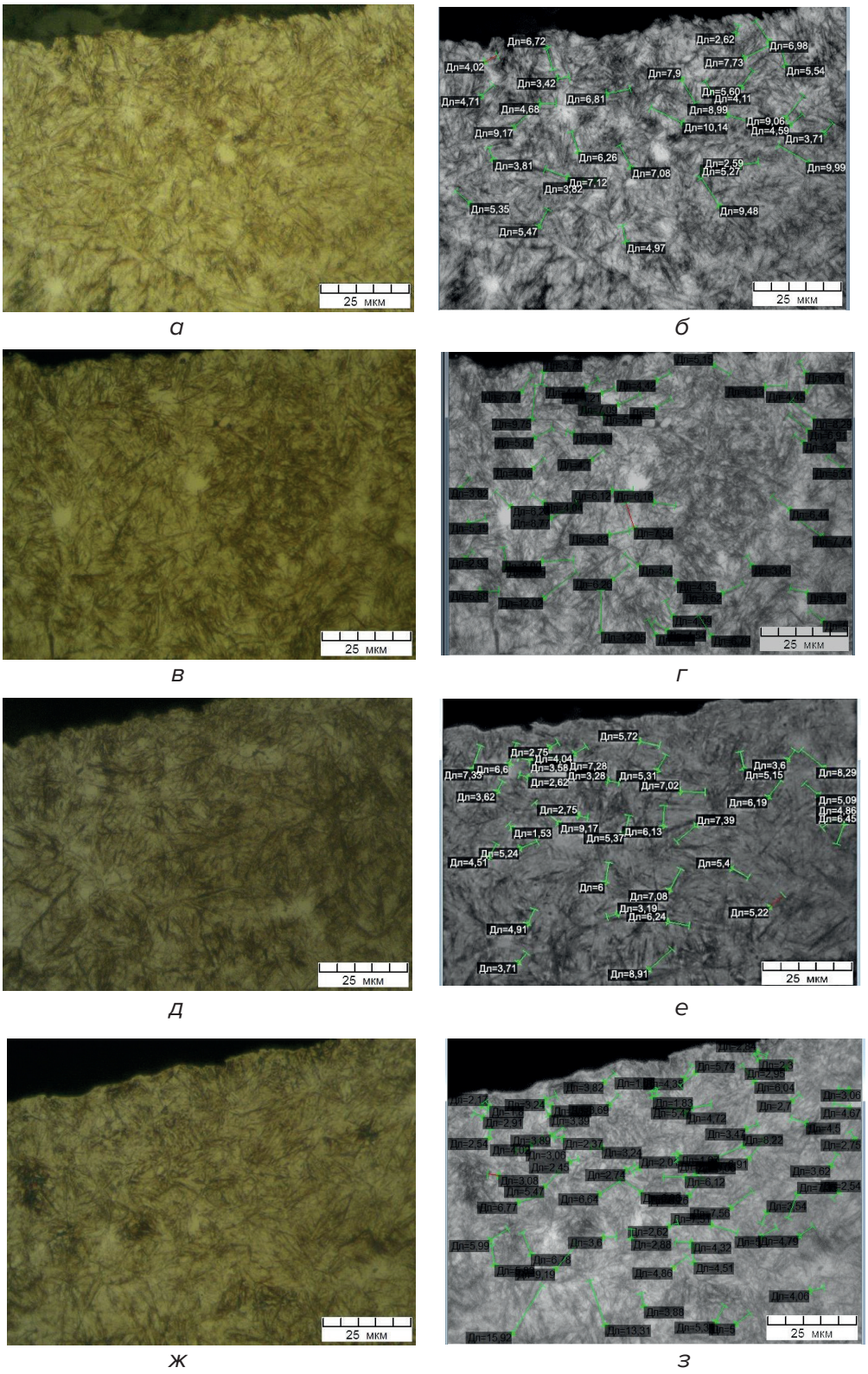
В результате МИО крупные карбидные фазы не изменили своего размера, рост числа дисперсных карбидов практически не регистрируется и не может быть основанием для увеличения твердости закаленного металла.

Это свидетельствует о том, что МИО не растворяет карбиды в быстрорежущей стали, препятствующие разрушению стали при высоких температурах резания. Дальнейшее увеличение энергии импульса и их количества возможно лишь после проведения исследований и выбора режимов.

Кроме того, так как быстрорежущая сталь Р6М5 подвержена обезуглероживанию при длительном действии высоких температур, то применение МИО значительно сокращает время воздействия высоких температур (до 1 мс) во время обработки и обеспечивает ступенчатый нагрев (при обработке несколькими циклами), что позволяет сохранить процент углерода в поверхностном слое.

Микроструктура материала сверла из стали Х6ВМФ в состоянии поставки содержит мартенсит α-Fe, аустенит γ-Fe и дисперсные карбиды вольфрама.

На рис. 6 представлены снимки микроструктур образцов из стали Х6ВМФ и размер мартенситных игл до и после МИО (10 кДж) при разном количестве циклов МИО – 3, 7, 10.



а *б*

в *г*

д *е*

ж *з*

Рис. 6. Микроструктура образца стали Х6ВМФ:
а – ×1000 до МИО; *б* – размер мартенситных игл до МИО; *в* – ×1000 после МИО (10 кДж, 3 цикла); *г* – размер мартенситных игл после МИО (10 кДж, 3 цикла); *д* – ×1000 после МИО (10 кДж, 7 циклов); *е* – размер мартенситных игл после МИО (10 кДж, 7 циклов); *ж* – ×1000 после МИО (10 кДж, 10 циклов); *з* – размер мартенситных игл после МИО (10 кДж, 10 циклов)

Определен размер игл мартенсита образцов из стали Х6ВМФ до и после МИО (табл. 3).

Табл. 3

Размер мартенситных игл образцов из стали Х6ВМФ до и после МИО

Образцы по режимам	Край, мкм	Середина, мкм
Исходный	2,62–4,02	4,97–9,17
МИО 10 кДж; 3 цикла	3,78–5,15	4,1–8,77
МИО 10 кДж; 7 циклов	1,52–2,75	4,51–7,39
МИО 10 кДж; 10 циклов	1,80–3,24	3,60–13,31

До МИО длина игл мартенсита варьируется в пределах от 2,62 до 9,17 мкм.

Предпочтительным является режим МИО 10 кДж 7 циклов, который приводит к образованию упрочненного слоя на поверхности глубиной 15 мкм. При этом иглы мартенсита у края варьируются в диапазоне 1,52–2,75 мкм, в то время как в центральной части – 4,51–7,39 мкм. Это также подтверждается значениями микротвердости у края и в центральной части образца (рис. 3).

Обработка тремя циклами МИО не привела к заметным изменениям структуры стали, а результат от применения 10 циклов схож с результатом при 7 циклах, однако потребовалось больше затрат электроэнергии и привело к критическому разогреву индуктора.

Результаты исследования микроструктуры контрольных образцов, обработанных МИО, свидетельствуют об измельчении мартенситных игл (пластин), как в канавке сверла (рис. 6), так и в ленточке, что способствует улучшению большого комплекса механических свойств стали.

Ранее проведенные исследования [6] показали, что для стали Х6ВМФ количество аустенитной фазы железа уменьшается на 18 %, а из стали Р6М5 приводит к незначительному уменьшению процента остаточного аустенита на 3 %.

Механизм измельчения структуры мартенсита в канавке сверла при МИО связан с комбинированным воздействием высокой температуры (до 300 °С при 7 циклах) за счет большей плотности вихревых индукционных токов, а также за счет действия давления, возникающего при МИО $p_{кан} \approx 72$ МПа [7, 8].

Измельчение мартенсита в материале ленточки проходит при более низкой температуре (порядка 200 °С при 7 циклах), что связано с меньшей плотностью вихревых индукционных токов в углах профиля сверла (ленточки). Однако из-за близкого расположения ленточек к рабочей поверхности индуктора на них действует повышенное давление $p_{бок} \approx 130$ МПа, что приводит к приросту твердости режущих ленточек [7, 8].

Кроме того нагрев в упрочненном слое до 200–300 °С (при 7 циклах с энергией 10 кДж) попадает в нижний оптимальный температурный диапазон (20–300 °С) упрочнения при деформировании [9], которое при МИО представляется в виде микропластической деформации упрочненного слоя под действием давления магнитного поля (72–130 МПа) во время разряда в индукторе, которого достаточно для начала движения незаблокированных дислокаций [10] и началу ряда превращений и модификаций материала упрочняемого слоя режущего инструмента (аустенитно-мартенситное превращение, дробление мартенситных игл).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования влияния МИО на микротвердость и микроструктуру показали, что воздействие импульсных магнитных полей способствовало приросту микротвердости

сталей марок Р6М5 и Х6ВМФ и образованию мелкоигольчатого мартенсита без растворения карбидов, препятствующих разрушению стали при высоких температурах резания. Проведенные исследования позволили создать научно-обоснованную технологию упрочнения стальных инструментов (сверл, метчиков и др.). На основании полученных результатов можно рекомендовать применять МИО для различного инструмента после финишной шлифовки и заточки (особенно после появления прижогов стали) для выравнивания твердости по поверхности инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Технологии Физтеха : юбилейный сб. тр. : в 2 т. / Общ. ред. акад. НАН Беларуси С. А. Астапчик. – Минск : Экоперспектива, 2004. – Т. 2 – С. 59–70.
2. Перестройка дефектных комплексов в кристаллических твердых телах под воздействием магнитных полей допороговых энергий / С. Н. Постников [и др.] // Прикладные проблемы прочности и пластичности. – 1980. – С. 138–143.
3. Прутки и полосы из быстрорежущей стали : ГОСТ 19265-73. – М. : Изд-во стандартов, 1973. – 22 с.
4. Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали : ГОСТ 5950-2000. – Минск : Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 2002. – 44 с.
5. Гуляев, А. П. Металловедение : учеб. для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
6. Малеронок, В. В. Влияние магнитно-импульсной обработки на фазовые переходы в поверхностном слое режущего осевого инструмента из инструментальной стали / В. В. Малеронок, А. В. Кушнеров, А. В. Алифанов // Вестник БарГУ. Сер. Технические науки. – 2022. – № 1 (11). – С. 24 – 31.
7. Малеронок, В. В. Численное моделирование процесса магнитно-импульсной обработки осевого режущего инструмента в ANSYS / В. В. Малеронок, Д. А. Ционенко, А. В. Алифанов // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2022. – Т. 66. – № 2. – С. 237–246.
8. Малеронок, В. В. Имитационное моделирование процесса магнитно-импульсной обработки режущего инструмента и анализ изменения микроструктуры стали / В. В. Малеронок, Д. А. Ционенко, А. В. Алифанов // Актуальные проблемы прочности : моногр. / под общ. ред. В. В. Рубаника. – Витебск, 2022. – Гл. 11. – С. 130 – 149.
9. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов : в 2 т. / М. Л. Бернштейн. – М. : Металлургия, 1968. – Т. 2: Термомеханическая обработка стали. – 576 с.
10. Орлов, А. С. Повышение работоспособности режущих инструментов путем упрочнения импульсной магнитной обработкой : автореф. дис. … канд. техн. наук : 25.05.12 / А. С. Орлов. – Иваново, 2012. – 20 л.

REFERENCES

1. Astapchik S. A. (General ed.) *Tekhnologii Phystecha* [Phystech technologies]. Minsk, Ekoperspektiva Publ., 2004, vol. 2, pp. 59–70. (in Russian).
2. Postnikov S. N., Sidorov V. P., Ilyakhinskii A. V., et al. Perestroika defektnykh kompleksov v kristallicheskikh tverdykh telakh pod vozdeistviem magnitnykh polei doporogovykh energii [Restructuring of defect complexes in crystalline solids under the influence of magnetic fields of subthreshold energies]. *Prikladnye problemy prochnosti i plastichnosti* [Applied problems of strength and plasticity], 1980, pp. 138–143. (in Russian).
3. *GOST 19265-73. Prutki i polosy iz bystrorezhushchei stali* [State Standart 19265-73. High-speed steel rods and strips]. Moscow, Izd-vo standartov Publ., 1973, 22 p. (in Russian).
4. *GOST 5950-2000. Prutki, polosy i motki iz instrumental'noi legirovannoi stali* [State Standart 5950-2000. Rods, strips and coils of alloy tool steel]. Minsk, Mezhgosudarstvennyi sovet po standartizatsii, metrologii i sertifikatsii Publ., 2002, 44 p. (in Russian).
5. Gulyaev A. P. *Metallovedenie. Uchebnik dlya vuzov*. [Metal Science. Textbook for Universities]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 544 p. (in Russian).
6. Maleronok V. V., Kushnerov A. V., Alifanov A. V. Vliyanie magnitno-impul'snoi obrabotki na fazovye perehody v poverkhnostnom sloe rezhushhego osevogo instrumenta iz instrumental'noi stali [Influence of magnetic-pulse treatment on phase transitions in the surface layer of a cutting axial tool made

of tool steel]. *Vestnik BarGU. Serija tehnicheskie nauki* [Bulletin of the BarSU. Series: Technical Sciences], 2022, vol. 1 (11). pp. 24–31. (in Russian).
7. Maleronok V. V., Tsionenko D. A., Alifanov A. V. Chislennoe modelirovanie protsessa magnitno-impul'snoi obrabotki osevogo rezhushchego instrumenta v ANSYS [Numerical modeling of the process of magnetic-pulse machining of an axial cutting tool in ANSYS]. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi* [Reports of the National Academy of Sciences of Belarus], 2022, vol. 66, N° 2, pp. 237–246. (in Russian).
8. Maleronok V. V., Tsionenko D. A., Alifanov A. V. Imitatsionnoe modelirovanie protsessa magnitno-impul'snoi obrabotki rezhushchego instrumenta i analiz izmeneniya mikrostruktury stali [Simulation modeling of the process of magnetic-pulse processing of a cutting tool and analysis of changes in the microstructure of steel]. *Aktual'nye problemy prochnosti* [Actual problems of strength]. Vitebsk, 2022, vol. 11, pp. 130–149. (in Russian).
9. Bernstein M. L. *Termomekhanicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Thermomechanical processing of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968, vol. 2, 576 p. (in Russian).
10. Orlov A. S. *Povyshenie rabotosposobnosti rezhushchikh instrumentov putem uprochneniya impul'snoi magnitnoi obrabotkoi. Avtoref. diss. ... kand. tekhn. nauk* [Improving the performance of cutting tools by strengthening with pulsed magnetic treatment. Cand. of techn. sci. diss. abstr.]. Ivanovo, 2012, 20 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 07.05.2025 г.

УДК 621.98.044.7

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА АДГЕЗИОННУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЯ ZrN

А. Н. Матяс, А. М. Милюкова

Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

Статья посвящена исследованию образцов из титанового (α + β)-сплава ВТ6 с нанесенным вакуумным покрытием ZrN, которые подвергли воздействию сильного импульсного магнитного поля с различными параметрами режимов на двух магнитно-импульсных установках.

Испытания позволили определить характер разрушения покрытия ZrN, сравнить силу, которая понадобилась для полного удаления покрытия с образца из титанового сплава, а также зависимость коэффициента трения от длины перемещения индентора для образцов с покрытием до и после воздействия. Установлено, что воздействие импульсного магнитного поля после нанесения покрытия приводит к сохранению целостности покрытия в месте контакта при большей нормальной силе, снижает шероховатость поверхности и коэффициент трения в сравнении с необработанным образцом.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, титановый сплав ВТ6, покрытие ZrN, адгезионная прочность

STUDY OF THE PULSED MAGNETIC FIELD EFFECT ON THE ADHESION STRENGTH OF ZrN COATING

A. N. Matsias, A. M. Miliukova

Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The article is devoted to the study of samples made of VT6 titanium (α + β)-alloy with ZrN vacuum coating, which have been exposed to a strong pulsed magnetic field with various mode parameters on two magnetic pulse installations.

The tests have allowed us to determine the destruction nature of ZrN coating, compare the force required to completely remove the coating from the sample made of the titanium alloy, as well as to determine the dependence of the friction coefficient on the length of the indenter movement for coated samples before and after the exposure. It has been found that the pulsed magnetic field effect after coating preserves the coating integrity at the point of contact with a higher normal force, reduces surface roughness and coefficient of friction in comparison with the untreated sample.

Key words: magnetic-pulse treatment, VT6 titanium alloy, ZrN coating, adhesion strength

e-mail: alexandr1690@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

Актуальной целью для большинства металлических изделий является достижение высокой поверхностной прочности и трибологических свойств. Так как большинство изделий в парах трения обычно эксплуатируется в жестких условиях, достижение этой цели является сложной задачей [1]. В настоящее время многочисленные исследования посвящены технологиям нанесения на поверхность металлических изделий износостойких покрытий. В частности, создание однородного, надежного и износостойкого покрытия с высоким качеством поверхности является одним из важнейших подходов для предотвращения повреждения поверхности готовых изделий. Высокая прочность, низкая пористость, повышенные адгезионные свойства, аморфная и нанокристаллическая структуры поверхностных покрытий являются стандартом для хорошей комплексной производительности поверхностных покрытий [1–3].

Прочность сцепления покрытия с подложкой определяется адгезией – это комплексная характеристика, которая зависит от типа связей между покрытием и подложкой, от внутренних напряжений в покрытии и от степени предварительной подготовки поверхности. В основе адгезионных связей покрытия с поверхностью подложки лежат два фактора, которые определяют прочность связи: механическое и молекулярное взаимодействия. Адгезия является главной характеристикой любого покрытия.

Таким образом, в настоящее время актуальной проблемой является поиск современных технологий и методов, которые позволят дополнительно повысить механические и эксплуатационные свойства, работоспособность инструмента и других готовых изделий, в том числе изделий с различными видами покрытий. Получение модифицированного поверхностного покрытия с повышенными адгезионными свойствами путем его упрочнения позволит изделию выдерживать высокие требования к условиям эксплуатации.

Повышение эксплуатационных свойств широкой номенклатуры изделий достигается за счет применения прогрессивных методов поверхностной обработки. В ФТИ НАН Беларуси развивается инновационная финишная технология обработки с использованием импульсного магнитного поля для улучшения характеристик металлических материалов [4]. Этот метод выгодно отличается от многих традиционных методов упрочнения простотой использования, высокой скоростью обработки и более низкой температурой обработки по сравнению с традиционной термической и химико-термической обработкой. Магнитно-импульсная обработка (МИО) характеризуется низкими трудозатратами, малой энергоемкостью, экологической чистотой.

Ранее применение магнитно-импульсного воздействия на стальные образцы с вакуумными и гальваническими покрытиями хрома показало отличный результат для повышения эксплуатационных характеристик покрытия [5]. Использование комбинированного метода повышения свойств изделия нанесением износостойких покрытий совместно с МИО (в качестве финишной или подготовительной обработки) является новым и перспективным направлением развития.

В ряде работ [6, 7] отмечается, что использование сплава ВТ6 в медицине в качестве компонентов эндопротезов может вызывать проблемы со здоровьем из-за токсичности ванадия и алюминия в составе. Данная проблема может быть решена применением современных технологий модификации поверхностных слоев материалов и нанесением защитных покрытий с целью создания «барьерного» слоя между сплавом и живой тканью. В качестве такого барьерного слоя может быть использовано дополнительное покрытие, однако важно, чтобы фрагменты покрытия не отслаивались и не истирались в процессе эксплуатации.

Основной целью исследований в данной работе является определение влияния различных параметров режимов упрочняющей МИО на трибологические и адгезионные свойства изделия из титанового сплава ВТ6 с нанесенным вакуумным покрытием ZrN.

Объектами исследования для определения влияния электромагнитного импульсного воздействия на свойства поверхностных слоев являлись образцы двухфазного титанового сплава ВТ6 с предварительно нанесенным покрытием ZrN толщиной 2 мкм, осажденным на образцы, обработанные компрессионными плазменными потоками с плотностью поглощенной энергии 37 Дж/см^2 за импульс, 1–6 импульсами. Цирконий является ближайшим аналогом титана, имеет близкую температуру плавления и также обладает полиморфизмом. Цирконий, как и технически чистый титан, является биоинертным металлом, улучшает коррозионные и прочностные свойства титанового сплава.

ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для создания ответственных деталей и изделий интерес представляют (α + β)-титановые сплавы, свойства которых можно изменять в достаточно широком диапазоне, варьируя соотношение α- и β-фаз, к тому же эти сплавы обладают большей прочностью по сравнению с α- и псевдо-α-сплавами.

Наиболее распространенным сплавом на основе титана является (α + β)-сплав Ti–6Al–4V, известный как *Grade-5* или ВТ6 (российский аналог). Этот сплав был разработан для аэрокосмических, военно-морских, химических, автомобильных отраслей промышленности. Кроме того, он широко используются в качестве основного материала для изготовления дентальных и ортопедических имплантатов благодаря его прочностным свойствам и высокой устойчивости к коррозии [8]. За счет своих свойств парамагнетизма и низкой электропроводности исследование влияния импульсного магнитного поля на титан, а также возможность повышения эксплуатационных характеристик изделий из этих сплавов является на сегодня перспективным и востребованным.

Для исследований были подготовлены образцы в виде шайб диаметром 25 мм и высотой 5 мм. Выбор размера образцов обусловлен требованиями экспериментов и характеристиками оснастки. Для каждого исследования подготавливалось по 5 образцов. В результате 15 образцов были разделены на 3 группы: группа № 1 – это образцы без обработки (исходные); группа № 2 – после обработки по режиму 1; группа № 3 – образцы, обработанные по режиму 2.

Покрытие наносилось методом вакуумного осаждения с одного или двух металлических катодов с управляемым ускоренным движением катодного пятна в атмосфере азота. Перед осаждением проводилась ионная очистка поверхности образцов ионами Zr, сопровождаемая осаждением тонкого промежуточного металлического подслоя. Структурно-фазовое состояние покрытий исследовалось методом рентгеноструктурного анализа с помощью дифрактометра Rigaku Ultima IV в излучении CuK_α в фокусировке параллельных пучков.

Определение концентрации элементов покрытий осуществлялось методом энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА), в основе которого лежит регистрация характеристического рентгеновского излучения (ХРИ) атомов, возбуждаемого падающими электронами, и возникающего при переходе электронов между внутренними энергетическими уровнями атомов.

Определение элементного состава исследуемых образцов методом РСМА осуществлялось с помощью детектора, сопряженного с растровым электронным микроскопом (РЭМ) MIRA 3 LMH. Использовались следующие режимы работы: ускоряющее напряжение 20 кВ, SiLi – полупроводниковый детектор, время записи спектра не менее 300 с. Относительная погрешность определения концентрации легирующих элементов не превышала 5 %.

Морфология поверхности изучалась с помощью стационарного портативного профилометра Surftest SJ-201P (Mitutoyo) и профилометра с цифровым отсчетом и индуктивным преобразователем, модель 296. Параметры шероховатости поверхности определялись на базовой длине 3 мм и с отсечкой шага 0,25 мм для образцов с параметром *Ra* до 0,4 мкм и с отсечкой шага 0,8 мм для образцов с параметром *Ra* от 0,4–3,2 мкм. По статистическим данным проводившейся поверки приборов, погрешность не превышала 5 %.

Для определения влияния МИО на изменение адгезионной стойкости поверхности образцов из титанового сплава ВТ6 с покрытиями ZrN, сравнения и выявления функциональности и особенностей использования технологии МИО, обработку проводили на разных магнитно-импульсных установках (МИУ) с отличающимися техническими характеристиками и при различных параметрах режимов (энергии, частоты и длительности импульса). Обработку проводили на установках МИУ-3 и МИП-18. Длительность единичного импульса магнитного поля при воздействии на образцы в установке МИУ-3 находится в интервале от 30 до 220 мкс. Установка МИП-18 более скоростная и длительность импульса, в зависимости от используемого типа индуктора составляет от 10 до 100 мкс. Максимальное амплитудное значение напряженности магнитного поля составляет $1{,}7 \cdot 10^7$ А/м, что соответствует 21 Тл. МИУ-3 позволяет обрабатывать изделия с частотами в диапазоне 2–10 кГц и энергией до 12 кДж. Установка МИП-18 имеет повышенную частоту от 4 до 15 кГц, энергию до 15 кДж [9].

Исходя из технических возможностей изготовленного в ФТИ НАН Беларуси оборудования, ориентируясь на существующую классификацию методов магнитной обработки, а также учитывая накопленный за годы исследований материал по исследованиям влияния МИО на свойства изделий из титанового сплава [10] обработка проводилась с энергией воздействия: 10 кДж, 4 импульса (образцы группы N° 2) на установке МИУ-3; 10 кДж, 4 импульса (образцы группы N°3) на установке МИП-18 на плоском индукторе диаметром 150 мм.

Испытания на адгезионную прочность проводили с помощью установки «Скретч-тестер».

Основные технические характеристики установки «Скретч-тестер»:

1) нагружение индентора до нагрузки 200 Н с разрешением 5 мН;
2) регистрация силы трения при царапании с разрешением 5 мН;
3) измерение перемещения образца с разрешением 0,5 мкм;
4) скорость перемещения образца до 500 мм/мин;
5) регистрация сигнала акустического датчика;
6) анализ изображения царапины при помощи микроскопа с видеокамерой.

Рентгенофазовый анализ, для определения макронапряжений 1-го рода на поверхности нанесенного покрытия ZrN до и после МИО, проводился с помощью многоцелевого рентгеновского дифрактометра GNR Explorer (Италия) с ионизационной регистрацией рентгеновских лучей Cu_{α} в диапазоне углов $2\Theta = 69°–73°$ с шагом сканирования 0,05° и накоплением импульсов в течение 5 с, предел допустимой абсолютной погрешности 0,02.

Рабочее напряжение: 40 кВ, 35 мА. Расчет макронапряжений и обработка данных производилась при помощи пакета Difractometer 1.0 УП СИСПРОГ.

Основой рентгеноструктурного метода определения макронапряжений являлось то, что все атомные плоскости во всех кристаллитах материала, одинаково ориентированные по отношению к действующим упругим силам, однородно меняют свои межплоскостные расстояния, одним словом отношение $\frac{\Delta d}{d}$ остается постоянным по величине и по знаку.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для анализа распределения элементов в поверхностных слоях записывалось распределение интенсивности линий характеристического рентгеновского излучения (ХРИ) $K_{\alpha 1}$ Ti, Zr, Nb, Hf, N при сканировании электронного пучка вдоль заданной линии по поверхности.

Результаты исследования элементного состава представлены в табл. 1. Данные получены без учета таких примесей как углерод и кислород. Из представленных в табл. 1 данных видно, что преобладающим металлическим элементом в многокомпонентных покрытиях является цирконий.

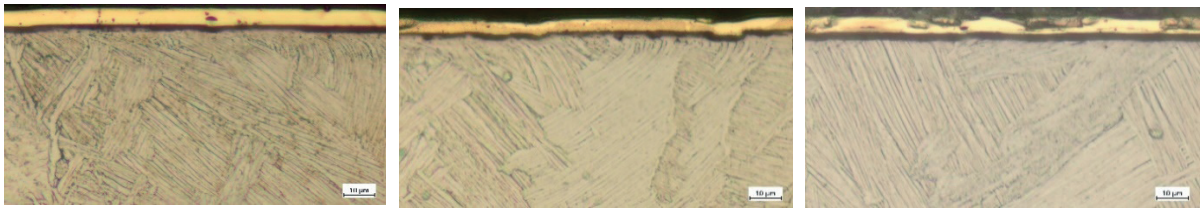
Табл. 1

Средняя концентрация элементов покрытия, ат. %

Покрытие	Концентрация элементов покрытия, ат. %				
	Ti	Zr	Nb	Hf	N
ZrN	0,17	48,61	–	–	51,22

Проведенные исследования параметров шероховатости и волнистости после нанесения покрытия показали, что увеличение количества импульсов приводит к росту *Ra* от 1,6 до 5,7 мкм и *Wa* от 1,46 до 4,44 мкм. После нанесения покрытия на исходный образец сплава поверхность характеризовалась *Ra* = 0,45 мкм и *Wa* = 0,64 мкм.

На рис. 1 показаны поперечные шлифы образцов титанового сплава ВТ6 с покрытием ZrN до и после МИО.



а *б* *в*

Рис. 1. Структура поверхности образца титанового сплава ВТ6 с нанесенным покрытием ZrN: *а* – исходный образец; *б* – образец из группы № 2; *в* – образец из группы № 3

Из снимков видно, что покрытие получается качественное и равномерное по своей длине. Несмотря на то, что под действием импульсного магнитного поля происходит огромное ударное воздействие, растрескиваний, сколов или каких-либо других разрушений покрытия не наблюдается.

Одним из наиболее надежных способов определения адгезии покрытия к подложке является метод царапания, который заключается в нанесении иглой на поверхность износостойкого покрытия тонкой риски с возрастающей нагрузкой до тех пор, пока не произойдет отделения от подложки.

При испытаниях длина трека составляла 15 мм, скорость движения индентора – 15 мм/мин. Как видно из рис. 2, максимальная нагрузка на индентор составляла 10 Н.

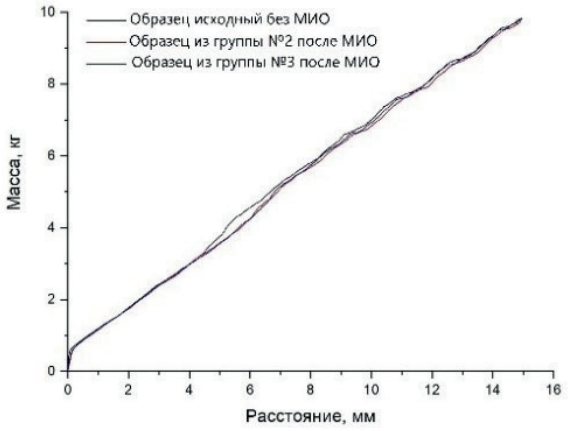


Рис. 2. Зависимость массы, прикладываемой к индентору от расстояния

С помощью металлографического микроскопа измерялось расстояние от начала трека, на котором наблюдалось отслаивание покрытия и с помощью графика на рис. 4 определялась соответствующая масса нагрузки и нормальная сила, при которой происходило разрушение покрытия.

У группы исходных образцов разрушение имеет адгезионный характер: еще при незначительных нагрузках по краям дорожки видны незначительные отслоения. Это указывает на недостаточную прочность адгезионных связей покрытия ZrN и подложки из титанового сплава, а также возможные микротрещины. Характерные признаки отслаивания (полное удаление) покрытия наблюдались на длине трека 3,5–5 мм, т. е. при нормальной силе 27–35 Н. Результаты испытаний одного из образцов представлены на рис. 3. Далее наблюдалось взаимодействие индентора непосредственно со сплавом в треке и непрерывное отслаивание покрытия по краям трека.



Рис. 3. Морфология поверхности исходного образца с покрытием в месте отслаивания покрытия

На образцах, обработанных МИО, трек характеризовался образованием двух последовательных локальных участков, на которых обнаружено отслаивание покрытия, и третьего участка, начиная с которого происходит взаимодействие индентора непосредственно со сплавом в треке и непрерывное отслаивание покрытия по краям трека. Появление нескольких участков связано с развитой поверхностью после воздействия. Для случая, представленного на рис. 4, участки отслаивания соответствовали нормальной силе, которая составила для образцов из группы № 2 – 38,5–47 Н, для образцов из группы № 3 – 35–44 Н.

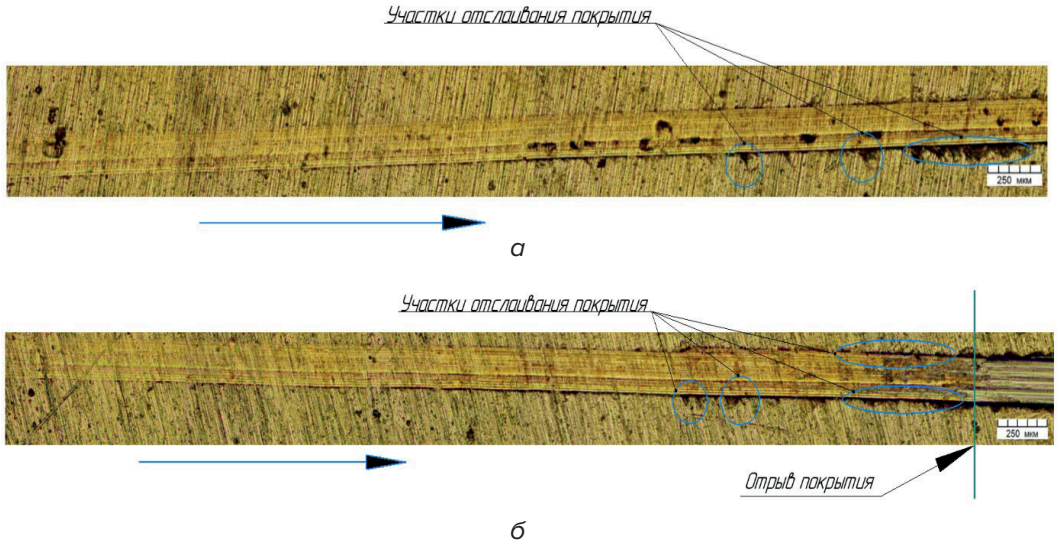


Рис. 4. Морфология поверхности образца с покрытием, обработанного МИО:
а – образец из группы № 2; *б* – образец из группы № 3

Из рисунков видно, что адгезия покрытия ZrN с подложкой значительно улучшилась по сравнению с результатом царапания, представленных на рис. 3. Это говорит о том, что магнитно-импульсное воздействие поспособствовало активизации диффузионных процессов между покрытием и подложкой.

Для всех образцов группы № 2, подвергнутых МИО, 1-ый участок отслаивания покрытия (где произошло удаление покрытия) находился в диапазоне расстояний 5,1–6,6 мм (диапазон нормальной силы 37–47 Н). Для образцов группы № 3, участок отслаивания покрытия находился в диапазоне расстояний 5,4–6,3 мм (диапазон нормальной силы 35–44 Н). Таким образом, можно сделать вывод, что дополнительная обработка импульсным магнитным полем после нанесения покрытия приводит к сохранению целостности покрытия в месте контакта при большей нормальной силе, в сравнении с необработанным образцом.

Кроме того, была определена зависимость коэффициента трения индентора от длины его перемещения, представленная на рис. 5. Как видно, у исходного образца с покрытием наблюдается увеличение коэффициента трения на длине трека, соответствующей отслаиванию покрытия. Следовательно, для относительно гладких поверхностей критерием отслаивания покрытия может служить резкое изменение величины коэффициента трения.

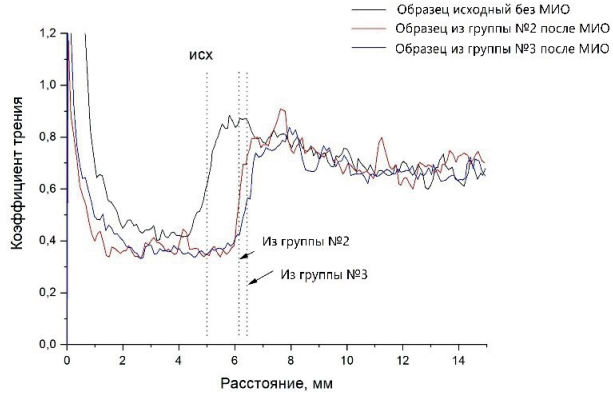


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения от длины перемещения индентора для образцов с покрытием ZrN до и после МИО

Коэффициент трения образцов, не подвергнутых МИО, находился в пределах 0,62–0,65; после МИО для образцов группы № 2 – 0,55–0,57; для образцов группы № 3 – 0,52–0,55. Уменьшение коэффициента трения, которое наблюдается после воздействия импульсным магнитным полем, произошло благодаря повышению прочности покрытия.

Положительный эффект от обработки можно связать с полученными ранее исследованиями в работе [11], где исследовалось влияние МИО на изменение остаточных макронапряжений и микротвердости поверхности покрытия ZrN.

В процессе нанесения покрытия рост его толщины оказывает влияние на внутренние напряжения и когезионную прочность и является параметром оптимизации [12]. Вопрос о напряжениях в адгезионных соединениях имеет несколько самостоятельных аспектов. Во-первых, межфазная граница в адгезионных соединениях, во-вторых, в адгезионных соединениях особенно велика роль остаточных напряжений. В процессе МИО в системе покрытие – основа имеют место все три вида напряжений (I, II и III рода). Однако причиной нарушения адгезионной прочности покрытий, появления микротрещин в них являются напряжения I рода [13]. В связи с этим ранее были рассмотрены напряжения I рода, возникающие в покрытиях после МИО. Было установлено стабильное изменение растягивающих макронапряжений, которые присутствовали в исходных образцах, на сжимающие. Кроме того, корректируя режимы обработки, получали практически стабильное состояние остаточных напряжений в покрытии ZrN.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С целью разработки комбинированного метода получения высокопрочных вакуумных покрытий исследованы образцы из титанового (α + β)-сплава ВТ6 с нанесенными вакуумными покрытиями ZrN, которые подвергли МИО с различными параметрами режимов обработки на установках МИУ-3 и МИП-18.

Испытания, проведенные с помощью установки «Скретч-тестер», позволили определить характер разрушения покрытия, сравнить силу, которая понадобилась для полного удаления покрытия с подложки, а также зависимость коэффициента трения от длины перемещения индентора для образцов с покрытием ZrN до и после МИО. Установлено, что МИО изделий с нанесённым покрытием приводит к сохранению его целостности в месте контакта при большей нормальной силе, способствует снижению коэффициента трения в сравнении с исходными необработанными образцами.

Показано, что комбинирование покрытий и воздействия импульсного магнитного поля позволяет улучшить эксплуатационные свойства изделий из титанового сплава с покрытием ZrN.

ЛИТЕРАТУРА

1. Адгезионная прочность покрытий, сформированных деформационным плакированием гибким инструментом / М. А. Леванцевич [и др.] // Управляющие технологии и покрытия. – 2016. – № 6. – С. 12–18.
2. Определение адгезионной прочности покрытий Mo–Ti–N и Mo–Cu–N на установке «Скретч-тестер» / В. М. Анищик [и др.] // Приборы и методы измерений. – 2015. – № 1 (10). – С. 81–86.
3. Марукович, Е. И. Повышение эффективности покрытий литейных форм путем модифицирования наноструктурированными материалами: [противопригарные покрытия] / Е. И. Марукович, Ю. А. Николайчик // Актуальные проблемы прочности : монография [по материалам 60-й Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности», 14–18 мая 2018 г., г. Витебск] : в 2 т. / Национальная академия наук Беларуси, Витебский государственный технологический университет ; под ред. В. В. Рубаника. – Витебск : ВГТУ, 2018. – Т. 2. – Гл. 12. – С. 231–253.
4. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка материалов / А. В. Алифанов [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. / редкол.:

В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2021. – Кн. 1. Новые технологии и материалы. – С. 127–153.
5. Исследование влияния сильных электромагнитных полей на качество гальванических покрытий / А. М. Милюкова [и др.] // Механическое оборудование металлургических заводов. – 2023. – № 1 (20). – С. 10–22.
6. Characterization and Mechanical Proprieties of New TiMo Alloys Used for Medical Applications / A. V. Sandu [et al.] // Materials. – 2019. – 12 (18). – Mode of access: https://doi.org/10.3390/ma12182973.
7. Nouri, A. Introduction to surface coating and modification for metallic biomaterials / A. Nouri, C. Wen // Surface Coating and Modification of Metallic Biomaterials. – 2015. – Pp. 3–60.
8. Katti, K. S. Biomaterials in total joint replacement / K. S. Katti // Colloids and Surfaces B: Biointerfaces. – 2004. – Vol. 39, № 3. – Pp. 133–142.
9. Матяс, А. Н. Разработка экспериментального оборудования для нового метода магнитно-импульсной обработки с независимым регулированием длительности импульса / А. Н. Матяс, А. А. Лях // Вестник БарГУ. Сер. Технические науки. – 2023. – Вып. 2 (14). – С. 16–27.
10. Исследование физико-механических свойств титанового сплава после магнитно-импульсной обработки / А. М. Милюкова [и др.] // Вестник БарГУ. Сер. Технические науки. – 2021. – Вып. 1 (9). – С. 18–27.
11. Исследование влияния импульсных магнитных полей на свойства поверхности образцов титанового сплава ВТ6 с покрытием ZrN, ZrNbN / А. Н. Матяс [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2024. – Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. Обработка металлов давлением. – С. 127–138.
12. Тополянский, П. А. Адгезионные характеристики тонкопленочного покрытия, осаждаемого при финишном плазменном упрочнении / П. А. Тополянский, С. А. Ермаков, А. П. Тополянский // Воронежский научно-технический вестник. – 2021. – Т. 3, № 3 (37). – С. 11–27.
13. Матяс, Д. С. Остаточные напряжения в системе покрытие-основа после магнитно-электрического упрочнения плоских поверхностей деталей / Д. С. Матяс, А. С. Алексеенко // Техсервис-2019 : материалы науч.-практ. конф. студентов и магистрантов. – Минск : БГАТУ, 2019. – С. 145–148.

REFERENCES

1. Levantsevich M. A., i dr. Adgezionnaya prochnost' pokrytii, sformirovannykh deformatsionnym plakirovaniem gibkim instrumentom [Adhesion strength of coatings formed by deformation cladding with flexible tools]. *Upravlyayushchie tekhnologii i pokrytiya.* [Control Technologies and Coatings], 2016, № 6, pp. 12–18. (in Russian).
2. Anishchik V. M., i dr. Opredelenie adgezionnoi prochnosti pokrytii Mo–Ti–N i Mo–Su–N na ustanovke «skretch-tester» [Determination of adhesion strength of Mo–Ti–N and Mo–Sc–N coatings on the «scratch-tester" installation]. *Pribory i metody izmerenii* [Instruments and Methods of Measurements], 2015, № 1 (10), pp. 81–86. (in Russian).
3. Marukovich E. I., Nikolaychik Yu. A. Povyshenie effektivnosti pokrytii liteinykh form putem modifitsirovaniya nanostrukturirovannymi materialami [In creasing the efficiency of foundry mold coatings by modification with nanostructured materials]. *Materialy 60-i Mezhdunarodnoi nauchnoi konferentsii «Aktual'nye problemy prochnosti»* [Materials of the 60th International Scientific Conference "Current Problems of Strength"]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University Publ., 2018, vol. 2, pp. 231–253. (in Russian).
4. Alifanov A. V., i dr. Magnitno-impul'snaya uprochnyayushchaya obrabotka materialov [Magnetic-pulse hardening treatment of materials]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Novye tekhnologii i materialy.* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. New technologies and materials]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2021, pp. 127–153. (in Russian).
5. Miliukova A. M., i dr. Issledovanie vliyaniya sil'nykh elektromagnitnykh polei na kachestvo gal'vanicheskikh pokrytii [Investigation of the influence of strong electromagnetic fields on the quality of galvanic coatings]. *Mekhanicheskoe oborudovanie metallurgicheskikh zavodov* [Mechanical equipment of metallurgical plants], 2023, № 1 (20), pp. 10–22. (in Russian).

6. Sandu A. V., et al. Characterization and Mechanical Proprieties of New TiMo Alloys Used for Medical Applications. *Materials,* 2019, 12 (18). Available at: https://doi.org/10.3390/ma12182973.
7. Nouri A., Wen C. Introduction to surface coating and modification for metallic biomaterials. *Surface Coating and Modification of Metallic Biomaterials,* 2015, pp. 3–60.
8. Katti K. S. Biomaterials in total joint replacement. *Colloids and Surfaces B: Biointerfaces*, 2004, vol. 39, N° 3, pp. 133–142.
9. Matyas A. N., Lyakh A. A. Razrabotka eksperimental'nogo oborudovaniya dlya novogo metoda magnitno-impul'snoi obrabotki s nezavisimym regulirovaniem dlitel'nosti impul'sa [Design of the experimental equipment for a new magnetic-pulse treatment method with independent control of the pulse duration]. *Vestnik BarGU. Ser. Tekhnicheskie nauki.* [Bulletin of the BarSU. Series: Technical Sciences], 2023, Vol. 2 (14), pp. 16–27. (in Russian).
10. Milyukova A. M., i dr. Issledovanie fiziko-mekhanicheskikh svoistv titanovogo splava posle magnitno-impul'snoi obrabotki [Investigation of physical and mechanical properties of titanium alloy after magnetic-pulse treatment]. *Vestnik BarGU. Ser. Tekhnicheskie nauki.* [Bulletin of the BarSU. Series: Technical Sciences], 2021, vol. 1 (9), pp. 18–27. (in Russian).
11. Matsyas A. N., i dr. Issledovanie vliyaniya impul'snykh magnitnykh polei na svoistva poverkhnosti obraztsov titanovogo splava VT-6 s pokrytiem ZrN, ZrNbN. [Research of pulsed magnetic fields effect on the properties of the surface of VT-6 samples from titanium alloy with ZrN, ZrNbN coatings]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Tekhnologii i oborudovanie mekhanicheskoi i fiziko-tekhnicheskoi obrabotki. Obrabotka metallov davleniem* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. Technologies and Equipment of Mechanical and Physical and Technical Processing. Metal Forming Processes. Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2024, pp. 127–138. (in Russian).
12. Topolyanskii P. A., Ermakov S. A., Topolyanskii A. P. Adgezionnye kharakteristiki tonkoplenochnogo pokrytiya, osazhdaemogo pri finishnom plazmennom uprochnenii [Adhesion characteristics of thin film coating deposited at final plasma hardening]. *Voronezhskii nauchno-tekhnicheskii vestnik* [Voronezh Scientific and Technical Bulletin], 2021, vol. 3, N° 3 (37), pp. 11–27. (in Russian).
13. Matyas D. S., Alekseenko A. S. Ostatochnye napryazheniya v sisteme pokrytie-osnova posle magnitno-elektricheskogo uprochneniya ploskikh poverkhnostei detalei [Residual stresses in the coating-base system after magnetic-electric hardening of flat surfaces of parts]. Materialy nauchno-prakticheskoi konferentsii studentov i magistrantov «Tekhservis-2019» [Materials of the scientific and practical conference of students and master's students «Techservice-2019»]. Minsk, Belarusian State Agrarian Technical University Publ., 2019, pp. 145–148. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 14.05.2025 г.

УДК 621.77.04

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВКИ КЛИПСЫ ДЛЯ ОСТАНОВКИ КРОВОТЕЧЕНИЯ ИЗ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 ПУТЕМ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ И ШТАМПОВКИ

Д. В. Минько, В. В. Гаан

Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

В статье рассматриваются актуальные вопросы разработки технологии производства клипс, применяемых в хирургии для остановки кровотечения. Описаны ключевые этапы проектирования, выбора материалов и методов изготовления клипс, обеспечивающих их биосовместимость, механическую прочность и долговечность. Основное внимание уделено оптимизации конструкции клипс с использованием современных методов CAD/CAE-моделирования, что позволило существенно улучшить их механические характеристики и эксплуатационные свойства. Приведены результаты испытаний 3D-моделирования, подтверждающие эффективность разработанной технологии.

Ключевые слова: клипирование, хирургические клипсы, биосовместимые материалы, медицинские технологии, моделирование

INVESTIGATION OF THE PROCESS OF OBTAINING A CLIP BLANK FOR STOPPING BLEEDING FROM TITANIUM GRADE VT1-0 BY CROSS-WEDGE ROLLING AND STAMPING

D. V. Minko, V. V. Gaan

Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

The article discusses current issues of developing technology for the production of clips used in surgery to stop bleeding. The key stages of designing, selecting materials and manufacturing methods for clips that ensure their biocompatibility, mechanical strength and durability are described. The focus was on optimization of the clip design using modern CAD/CAE modeling methods, which significantly improved their mechanical characteristics and operational properties. The results of 3D modeling tests are presented, confirming the effectiveness of the developed technology.

Keywords: clipping, surgical clips, biocompatible materials, medical technologies, modeling

e-mail: dminko@bntu.ru

ВВЕДЕНИЕ

Клипсы для остановки кровотечения широко используются при хирургических операциях для пережатия кровеносных сосудов, а в некоторых случаях и желчных протоков. Клипирование – это хирургическое вмешательство, целью которого является окончательная остановка кровотечения из сосуда при невозможности перевязки. Клипсы представляют собой небольшие металлические зажимы, постоянно или временно перекрывающие сосуды и являются эффективным, быстрым и безопасным способом остановки кровотечения, что помогаете во время операций сократить время операции и риск осложнений [1]. Размерный ряд представлен двумя основными категориями клипс: мини с длиной ножки до 7 мм и стандартные до 25 мм [2]. Сила сжатия клипс не должна приводить к травмированную стенок сосудов, но в то же время предотвращать кровотечение. Временная клипса состоит из трёх основных элементов (рис. 1): рабочих ножек, пружинного механизма и соединительного хвостовика.



Рис. 1. Временная клипса для остановки кровотечения [3]

Рабочие ножки выполняются в виде параллельных или слабоизогнутых пластин толщиной 0,5–1,5 мм, на поверхности которых нанесены специальные насечки для достижения более надежной фиксации на зажатом сосуде.

Пружинный механизм клипс должен, обеспечивать усилие зажима в диапазоне 0,4–0,8 Н при сохранении работоспособности после 50 000 циклов открытия-закрытия.

Соединительный хвостовик длиной 5–10 мм обеспечивает надежное крепление к клипаппликатору (рис. 2) во время хирургического вмешательства.

Клипаппликатор – это хирургический инструмент, предназначенный для точного и безопасного наложения клипс на сосуды. Клипса фиксируется в клипаппликаторе с помощью хвостовика и может раскрываться при нажатии на него. После установки клипсы клипаппликатор освобождает ее и извлекается.

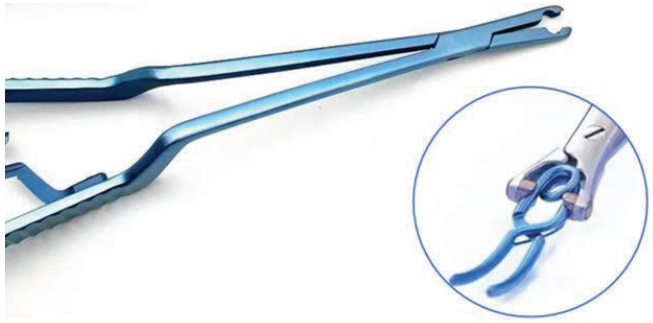


Рис. 2. Клипаппликтор для наложения клипс [3]

Клипса должна обеспечивать постоянство усилия зажима, многократность использования, высокую коррозионную стойкость и отсутствие ферромагнитных свойств, позволяющих исключить искажение результатов магнитно-резонансной томографии. Всем этим требованиям отвечает титан и его сплавы [4].

Целью исследования является изучение процесса получения титановой заготовки клипсы для остановки кровотечения методами поперечно-клиновой прокатки и штамповки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования процесса изготовления клипс взята проволока из технически чистого титана марки ВТ1-0 ГОСТ 19807-91 диаметром 1,2 мм ГОСТ 27265-87, содержащая более 99 % титана. Титан данной марки отличается высокой пластичностью и малой упругостью (табл. 1). Однако в процессе холодной пластической деформации титан марки ВТ1-0 нагартовывается, что увеличивает его прочность и упругие свойства [5].

Табл. 1

Механические свойства титана марки ВТ1-0 % ГОСТ 26492-85

Предел прочности (σ_p), МПа	Относительное удлинение (δ), %	Относительное сужение (ψ), %	Ударная вязкость (KCU), кДж/см^2
355–540	19–20	38–50	500–1000

Процесс получения заготовок клипс (рис. 3) предполагает применение следующих технологических операций: 1) поперечно-клиновая прокатка; 2) штамповка; 3) гибка. Операции поперечно-клиновой прокатки и штамповки предполагается проводить с использованием гидравлического пресса марки Hidroliksan HD 20, обладающего ходом поршня 300 мм и максимальным усилием 20 т.

Поперечно-клиновая прокатка – метод деформационной обработки металлов, при котором инструментом являются две плиты с клиновидным выступом, совершающих поступательное движение друг относительно друга. Цилиндрическая заготовка укладывается в зазор между плитами, равный вначале ее диаметру. При относительном плоскопараллельном перемещении плит клиновидный выступ внедряется в материал, вызывая ее вращение вокруг оси и радиальную деформацию средней части заготовки [6]. Рабочий ход при поперечно-клиновой прокатки 180 мм. Данная операция нужна для повышения прочностных и упругих свойств пружинного механизма клипсы.

При холодной объемной штамповке насечек создается микрорельеф на контактных поверхностях хирургических клипс для улучшения их фиксирующих свойств. Данная операция выполняется в штампе, пуансон которого имеет рельеф, обеспечивающий получение насечек.

Гибка проводится в специальном гибочном устройстве. Заготовка помещается в зажимной механизм, далее вращающаяся головка совершает поворот на 560°, после чего верхний и боковой пуансон прижимают рабочие ножки клипсы друг к другу.

Для проведения компьютерного моделирования использовалась программа Deform-3D для трёхмерного моделирования процессов обработки металлов давлением, основанная на использовании метода конечных элементов [7]. При выполнении компьютерного моделирования поперечно-клиновой прокатки были заданы следующие параметры: диаметр заготовки 1,2 мм, длина 65 мм, скорость движения плиты 10 мм/с, начальная температура материала и оснастки 20 °С.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате моделирования было получено распределение напряжений и изменение усилия при поперечно-клиновой прокатке и штамповке (рис. 3).

Установлено, что график усилия при поперечно-клиновой прокатке плитами имеет ярко выраженный скачкообразный характер, что связанно с последовательным вдавливанием клиньев в материал. Клин в момент контакта создает резкое увеличение давления, приводящее к пику на графике усилия, после чего при дальнейшем движении плиты и выходе клина из зоны контакта наблюдается снижение нагрузки (рис. 3*а*).

При моделировании процесса поперечно-клиновой прокатки установлено, что необходимое усилие прокатки достигает 24–25 кН. Наблюдается существенная неравномерность распределения сжимающих напряжений по сечению заготовки, максимальные значения которых достигают 512 МПа в зонах контакта с клиновыми выступами плит. Оптимизация геометрических параметров инструмента показала, что наилучшее сцепление заготовки с инструментом достигается при угле наклона плоскости клиньев $\alpha = 5°–7°$ и угле заострения клиньев $\beta = 10°–15°$.

Анализ напряженно-деформированного состояния при моделировании процесса штамповки насечек показывает максимальные нагрузки в зоне контакта пуансона с заготовкой, достигающие 500–700 МПа. Такие высокие напряжения вызывают интенсивное упрочнение поверхностного слоя титана, приводящее к увеличению твердости. При этом глубина зоны пластической деформации составляет 0,4 мм при глубине насечки 0,1 мм. Для проведения деформации требуется создать усилие штамповки величиной 43–45 кН (рис. 3*б*).

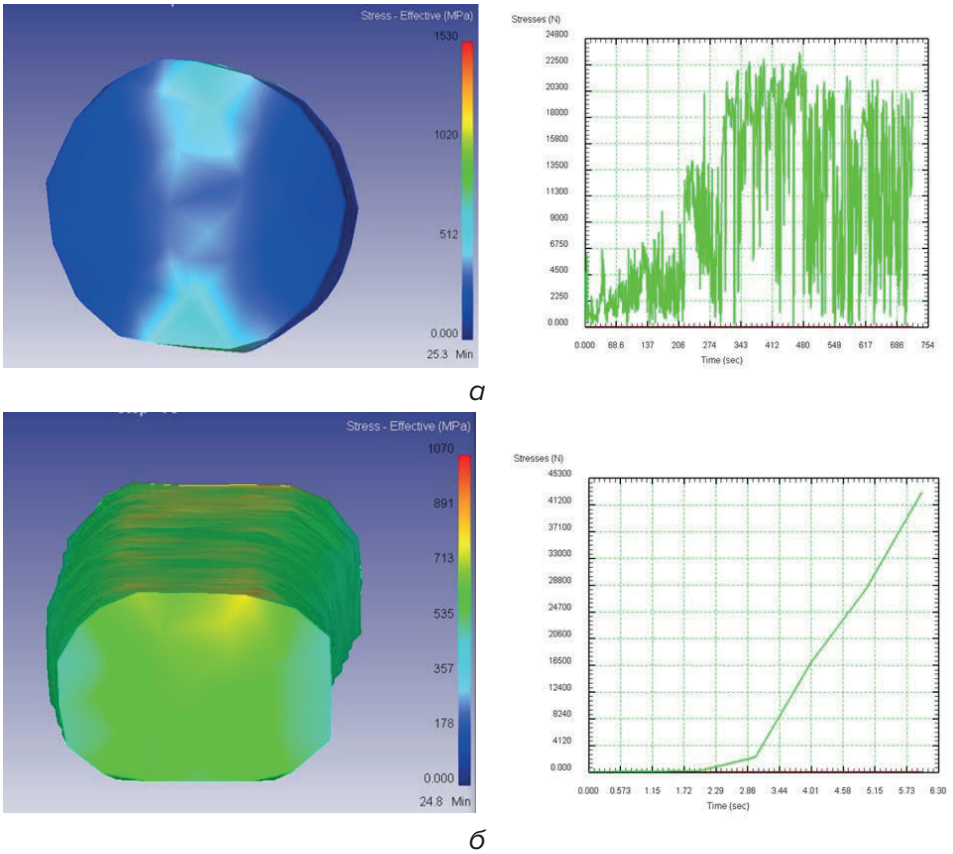


Рис. 3. Результаты моделирования параметров получения заготовки клипсы:
а – распределение напряжений и усилий при поперечно-клиновой прокатке;
б – распределение напряжений и усилий при штамповке

Угол заострения клиньев определяет скорость распространения очага деформации вдоль оси заготовки и, соответственно, осевой размер очага деформации, угол наклона плоскости клиньев – величину радиальной деформации заготовки инструментом [8]. При углах наклона плоскости клиньев больше полученного значения α = 5°–7° вращение заготовки прекращается и начинается ее скольжение между плитами. После моделирования длина заготовки составила 72,1 мм (рис. 4). Избытки металла отрезают специальными ножами.

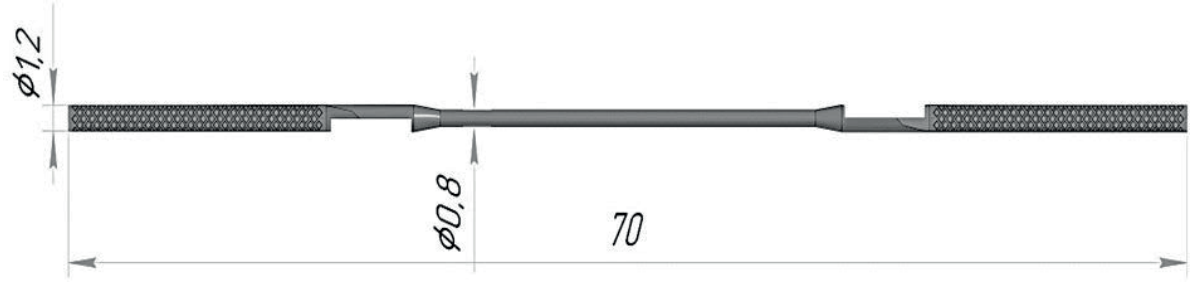


Рис. 4. Заготовка клипсы

Результаты компьютерного моделирования позволили разработать конструкторскую документацию на технологическую оснастку для проведения операций поперечно-клиновой прокатки средней части заготовки и холодной объемной штамповки насечек.

Разработанное устройство поперечно клиновой прокатки (рис. 5) имеет вертикальную схему перемещения плит, что позволяет разместить его на столе пресса. Применение вертикальной схемы обусловлено малым диаметром средней части заготовки, что значительно снижает требуемую величину хода плит. Плиты имеют ступеньку для закрепления в устройстве.

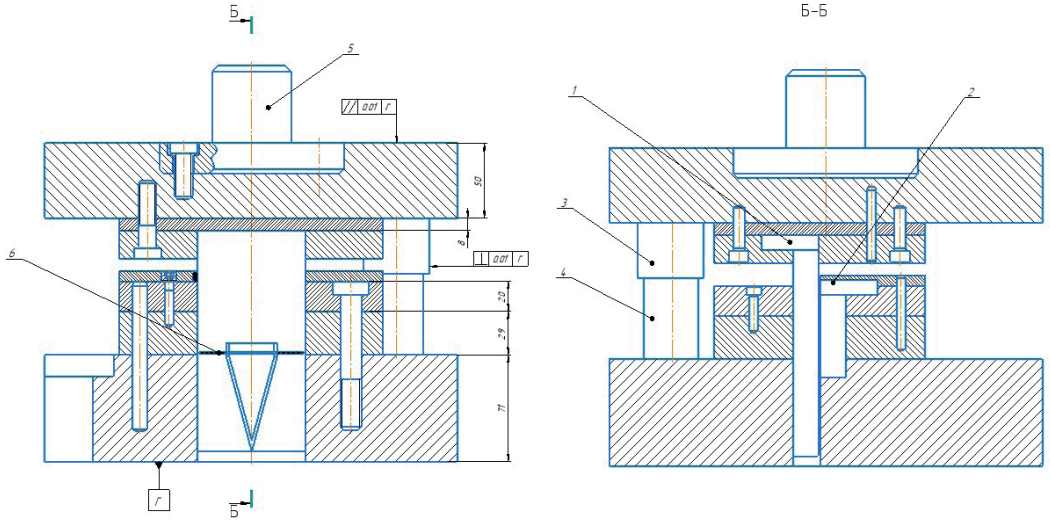


Рис. 5. Схема устройства для поперечно-клиновой прокатки:
1 – плита верхняя; 2 – плита нижняя; 3 – втулка; 4 – колонка; 5 – хвостовик; 6 – заготовка

Выбранные углы наклона плоскости клиньев α = 5°–7° обеспечивают плавное нарастание радиальной деформации без образования зон локального перенапряжения материала и проскальзывания заготовки. Плоскости деформирующих клиньев имеют шероховатую поверхность. Это необходимо для придания прокатываемой заготовке стабильного вращения без проскальзывания. Углы заострения клиньев β = 10°–15° обеспечивают деформацию и разгон металла заготовки в осевом направлении.

При проектировании штампа для формовки насечек учитывали геометрические параметры ножек клипсы: толщина ножки 1,2 мм, глубина насечек 0,02 мм, шаг 0,15 мм, угол наклона 15° (рис. 6).

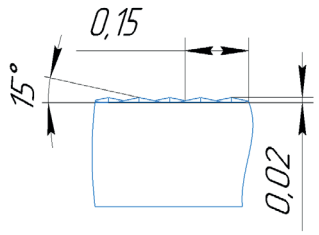


Рис. 6. Размеры насечек на ножке клипсы

Конструкция штампа выполнена разъёмной с направляющими колонками для обеспечения точного позиционирования. Штамп включает пуансон с двумя независимыми рабочими зонами длиной по 15 мм каждая, что позволяет одновременно наносить насечки на обоих концах клипсы, средняя часть клипсы меньшего диаметра в процессе штамповки фиксируется для предотвращения изгиба. Штамп оснащен выталкивателем для извлечения клипсы после обработки. Конструктивная схема штампа для получения насечек представлена на рис. 7.

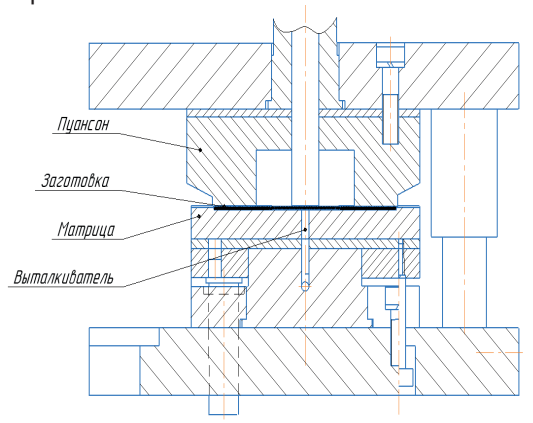


Рис. 7. Конструктивная схема штампа для получения насечек на рабочих ножках клипсы

Разработанная конструкция устройства для получения пружинного механизма клипс (рис. 8) включает: зажимной механизм с регулируемым усилием для фиксации заготовки на упоре, вращающуюся головку для получения гибки по радиусу пружинного механизма клипсы, верхний и боковой пуансоны, обеспечивающие прижатие ножек клипсы друг к другу.

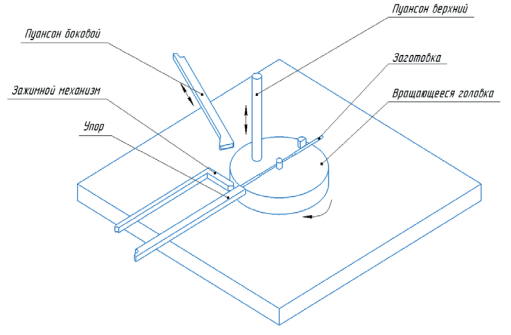


Рис. 8. Конструктивная схема устройства для гибки клипс

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате компьютерного моделирования в конечно-элементной программе Deform 3D получено распределение напряжений и изменение усилия при поперечно-клиновой прокатке и штамповке титановой заготовки клипсы для остановки кровотечения. В результате моделирования были установлены необходимые усилия для операций поперечно-клиновой прокатки (24–25 кН) и штамповки (43–45 кН), что позволяет использовать для дальнейших экспериментов один кривошипный пресс модели КД2118 с номинальным усилием 63 кН. Установленные путем моделирования диапазоны углов наклона плоскости клиньев α = 5°–7° и углов заострения клиньев β = 10°–15°, позволили спроектировать устройство для поперечно-клиновой прокатки, штамп для получения насечек и устройство для гибки клипс. Дальнейшие экспериментальные исследования процесса получения заготовки клипсы для остановки кровотечения из титана марки ВТ1-0 планируется провести после изготовления опытных образцов штамповой оснастки для поперечно-клиновой прокатки, штамповки и гибки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коновалов, А. Н. Хирургия аневризм головного мозга / А. Н. Коновалов, А. А. Потапов, Л. Б. Лихтерман. – М. : Медицина, 2015. – 480 с.
2. Нейрохирургические имплантаты. Самозакрывающиеся клипсы для внутричерепных аневризм : ИСО 9713-2022. – Введ. 01.04.2022. – Берлин : Немецкий институт по стандартизации, 2022. – 9 с.
3. Клипсы для аневризм по YASARGIL [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://www.neurop.ru/products/rebstock/rebstock_clips/. – Дата доступа: 09.05.2024.
4. Мажарова, Г. Е. Обработка титановых сплавов давлением / Г. Е. Мажарова. – М. : Металлургия, 1977. – 96 с.
5. Технология производства титановых самолётных конструкций / А. Г. Братухин [и др.]. – М. : Машиностроение, 1995. – 443 с.
6. Щукин, В. Я. Основы поперечно-клиновой прокатки / В. Я. Щукин. – Минск : Наука и техника, 1986. – 223 с.
7. Паршин, В. С. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D : учеб. пособие / В. С. Паршин. – Екатеринбург : УрФУ, 2014. – 265 с.
8. Кожевникова, Г. В. Развитие теории и технологии формообразования осесимметричных ступенчатых деталей поперечно-клиновой прокаткой / Г. В. Кожевникова. – Минск : Белорусская наука, 2005. – 183 с.

REFERENCE

1. Konovalov A. N., Potapov A. A., Likhterman L. B. *Hirurgiya anevrizm golovnogo mozga* [Surgery of brain aneurysms]. Moscow, Medicine Publ., 2015, 480 p. (in Russian).
2. *Neirokhirurgicheskie implantaty. Samozakryvayushchiesya klipsy dlya vnutricherepnykh anevrizm* [Neurosurgical implants. Self-closing clips for intracranial aneurysms]. ISO 9713-2022, 2022. (in Russian).
3. *Klipsy dlya anevrizm po YASARGIL* [Aneurysm clips by YASARGIL]. (in Russian). Available at: https://www.neurop.ru/products/rebstock/rebstock_clips/ (accessed 09.05.2024).
4. Mazharova G. E. *Obrabotka titanovykh splavov davleniem* [Pressure treatment of titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977, 96 p. (in Russian).
5. Bratukhin A. G., Kolachev B. A., Sadkov V. V. [i dr.] *Tekhnologiya proizvodstva titanovykh samoletnykh konstruktsii* [Production technology of titanium aircraft structures]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1995, 443 p. (in Russian).
6. Shchukin V. Ya. *Osnovy poperechno-klinovoi prokatki* [Fundamentals of transverse wedge rolling]. Minsk, Nauka i tekhnologiya Publ., 1986, 223 p. (in Russian).
7. Parshin V. S. *Prakticheskoe rukovodstvo k programmnomu kompleksu DEFORM-3D: Uchebnoe posobie* [A practical guide to the DEFORM-3D]. Yekaterinburg, Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin Publ., 2014, 265 p. (in Russian).

8. Kozhevnikova G. V. *Razvitie teorii i tekhnologii formoobrazovaniya osesimmetrichnykh stupenchatykh detalei poperechno-klinovoi prokatkoi* [Development of theory and technology of shaping of axisymmetric stepped parts by transverse wedge rolling]. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2005, 183 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 02.06.2025 г.

УДК 621.762

ЛАЗЕРНОЕ ПОРОШКОВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

[1,2]Д. В. Минько, [1]В. К. Шелег

[1]Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям,
г. Минск, Республика Беларусь

Исследована возможность применения лазерного излучения для порошкового модифицирования поверхности технически чистого титана. Установлены диапазоны регулирования технологических параметров процесса лазерного порошкового модифицирования, при которых происходит жидкофазная консолидация сферических частиц порошка титана в модифицирующем слое при сохранении твердого ядра. При этом образование контактов между частицами порошка и компактной подложкой происходит локально в местах проникновения лазерного луча в просветы между частицами. Анализ процесса контактообразования порошка при импульсном лазерном воздействии позволил выделить из набора технологических параметров несколько основных, наиболее сильно влияющих на структуру получаемого материала. В качестве основных управляющих параметров процесса рекомендовано использовать среднюю мощность одиночного импульса и скорость сканирования лазерного луча, а изменение длительности и частоты следования импульсов применять в качестве дополнительного.

Ключевые слова: лазерное излучение, лазерный импульс, частица порошка, подложка, жидкая фаза, контактообразование

LASER POWDER MODIFICATION OF COMMERCIALLY PURE TITANIUM SURFACE

[1,2]D. V. Minko, [1]V. K. Sheleg

[1]Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus
[2]University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

The possibility of using laser radiation for powder modification of the surface of commercially pure titanium has been investigated. The ranges of regulation of the technological parameters of the laser powder modification process have been established, in which liq-

uid-phase consolidation of spherical particles of titanium powder in the modifying layer occurs while preserving the solid core. In this case the formation of contacts between the powder particles and the compact substrate occurs locally in places where the laser beam penetrates into the gaps between the particles. Analysis of the powder contact formation process under pulsed laser action made it possible to select several main ones from a set of technological parameters that most strongly affect the structure of the resulting material. It is recommended to use the average power of a single pulse and the scanning speed of the laser beam as the main control parameters of the process, and to use a change in the duration and frequency of pulses as an additional one.

Keywords: laser radiation, laser pulse, powder particle, substrate, liquid phase, contact formation

e-mail: dminko@bntu.by

ВВЕДЕНИЕ

Лазерное порошковое модифицирование материалов происходит обычно при интенсивном тепловом воздействии лазерного излучения с плотностью потока энергии не менее 10^5–10^6 Вт/м^2 за время 10^{-4}–10^{-3} с, обуславливающим консолидацию частиц порошка и их закрепление на модифицируемой поверхности [1, 2]. Благодаря специфическим свойствам лазерного излучения, энергия светового пучка может быть локализована с помощью фокусирующего объектива, что позволяет выполнять очень точную (прецизионную) обработку поверхности. Проведение лазерного порошкового модифицирования требуется для придания поверхности определенных физико-химических свойств и функциональных характеристик, отличающихся от аналогичных в объеме материала. Применяемые в настоящее время технологии лазерного порошкового модифицирования связаны в основном с полным расплавлением подаваемых в зону лазерного синтеза материалов, которые при этом теряют свои первоначальные свойства и не всегда могут обеспечить получения заданного комплекса предъявляемых к ним требований [3]. Используемые в существующих лазерных установках системы подачи и укладки порошка не позволяют наносить модифицирующие слои с заданными структурными характеристиками и размерами на трехмерные монолитные каркасы сложной формы.

Необходимость в порошковом модифицировании поверхности титана обусловлена, прежде всего, широким его использованием в производстве изделий медицинского назначения. Функциональное назначение таких изделий предполагает применение различных технологий модифицирования – механических, химических, биохимических, физических [4]. Например, для достижения остеоинтеграции поверхность должна иметь хорошие остеокондуктивные свойства, являясь фундаментом для формирования новой кости. В устройствах, контактирующих с кровью, таких как искусственные сердечные клапаны, решающее значение имеет совместимость с кровью и отсутствие тромбообразования. Во многих других случаях требуется хорошая износостойкость и коррозионная стойкость. Применение тех или иных методов модифицирования поверхности позволяет не только сохранить отличные объемные свойства титана и его сплавов, такие как относительно низкий модуль упругости, хорошая усталостная прочность, формуемость и обрабатываемость, но и получить специфические свойства поверхности, необходимые для различных медицинских показаний. Порошковое модифицирование создает на поверхности титана развитую структуру с открытыми порами, позволяющими надежно фиксировать положение изделия медицинского назначения в организме. В отличие от механически структурированных поверхностей и тонких осажденных или термически напыленных покрытий по-

рошковый модифицирующий слой имеет объемную (трехмерную) структуру, обладающую значительно большей площадью поверхности. Использование в изделиях медицинского назначения технически чистого титана и для получения несущей основы, и для порошкового модифицирующего слоя обусловлено минимальным по сравнению с титановыми сплавами содержанием в нем легирующих элементов, приводящих в долгосрочной перспективе к превышению допустимых их концентраций в тканях организма.

Возможность применения лазерного излучения для получения пористых порошковых материалов и покрытий базируется на идее использования энергии лазерного излучения для поверхностного оплавления частиц порошка при сохранении твердого ядра, что приводит к образованию межчастичных контактов в присутствии жидкой фазы [5]. Применение импульсного лазерного воздействия за счет точного дозирования тепловой энергии импульса позволяет обеспечить минимальную усадку слоев порошка при отсутствии конгломерации частиц, управлять структурными характеристиками и свойствами изделий, сохранять микроструктуру и фазовый состав исходных материалов. Особенно перспективно [6] использование импульсного лазерного воздействия при получении пористых порошковых материалов и покрытий из порошков с размером частиц 0,1–1,0 мм. Метод позволяет обеспечить внутрислойное и межслойное спекание порошков разного гранулометрического состава при минимальных нарушениях исходной геометрии частиц и высокой степени пористости порошковых слоев. Отсутствие необходимости в формообразующем инструменте, пластифицирующих и активирующих добавках позволяет избежать внесения в материал посторонних примесей.

С целью изучения закономерностей порошкового модифицирования поверхности технически чистого титана при импульсном лазерном воздействии были проведены исследования особенностей образования и роста контактов между частицами порошка титана, а также между частицами порошка титана и компактной титановой подложкой.

ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Экспериментальные исследования процесса лазерного порошкового модифицирования проводили на установке лазерной порошковой стереолитографии УПЛС-1 [7] с длиной волны лазерного излучения 1064 нм при средней мощности лазерного импульса 150 Вт.

В качестве материала для проведения исследований использовали порошок технически чистого титана марки ВТ1-0 ГОСТ 19807-91 (содержание титана более 99 %) с частицами сферической формы двух фракционных составов: (-0,315 + 0,2) мм и (-0,4 + 0,315) мм. Частицы имели характерный серебристый цвет и блестящую поверхность. При изготовлении экспериментальных образцов модифицирующие слои частиц наносили на основу диаметром 10 мм из листа титана ВТ1-0 ГОСТ 19807-91 толщиной 2 мм. Сканирование поверхности порошковых слоев лазерным лучом осуществляли по кольцевым траекториям с расстоянием между треками, равным среднему диаметру частиц порошка спекаемого гранулометрического состава.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе MeF-3 (Reichert, Австрия). Микротвердость частиц порошков и структурных элементов экспериментальных образцов определяли на цифровом микротвердомере Micromet (Bueher Met, Германия). Исследование морфологии поверхности осуществляли на сканирующем электронном микроскопе Mira (Tescan, Чехия).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эффективность переноса энергии лазерного излучения к модифицирующему слою частиц порошка зависит как от свойств поверхности порошка, состоящей из отдельных частиц, так и от свойств материала частиц. Перенос энергии в материал частиц

обусловлен тепловым потоком, зависящим от теплопроводящих свойств этого материала. На скорость поглощения энергии могут оказывать влияние структура и дефекты поверхности частиц, а также загрязнения и оксидные пленки. Из-за высокой плотности мощности, используемой для лазерной обработки материалов, испарение и диссоциация поверхностных слоев могут привести к образованию плазмы, которая впоследствии экранирует поверхность от лазерного излучения, сильно поглощая падающее инфракрасное излучение [8].

Оптические свойства металлических порошков с размерами частиц в диапазоне видимых длин волн и выше имеют явные различия по сравнению с плотными материалами. Так как порошковый слой не является плотной структурой, в нем проявляется эффект многократных отражений.

При этом, начиная с некоторого минимального критического угла $j_{кр}$, появляются зоны повышенного разогрева поверхности частиц порошкового слоя из-за увеличения степени поглощения энергии лазерного излучения материалом. Расчетная глубина оптического проникновения в просветы между частицами в слое сферического порошка титана с размером частиц 20–30 мкм, оценивается на уровне примерно 65 мкм [8]. Несмотря на то, что для каждой отдельной сферической частицы поглощение энергии лазерного излучения происходит в очень тонком слое поверхности, определяемом значением глубины оптического проникновения, в глобальном масштабе поглощение слоя частиц порошков в несколько раз превышает поглощение плотных металлов из-за многократного отражения лазерного луча.

Порошки титана и его сплавов со сферической формой частиц обладают высокой текучестью, хорошей поглощающей способностью, низкой теплопроводностью и низкой энергией плавления [9]. Идеальная геометрическая форма частиц позволяет, изменяя параметры лазерного излучения, управлять процессом образования контактов между ними, а по происходящим фазовым превращениям – судить о величине термического воздействия.

Для определения величины параметров лазерного воздействия, при котором наблюдается устойчивое контактообразование между частицами, порошки исследуемых гранулометрических составов, свободно насыпанные на подложку, были подвергнуты импульсному лазерному разогреву одиночными импульсами мощностью 30, 60, 90, 120 и 150 Вт длительностью 1, 2, 3, 4, 5 и 6 мс с диаметром фокального пятна лазерного луча 0,5 и 1 мм.

Проведенное исследование показало, что воздействие одиночного импульса лазерного излучения при величинах средней мощности 30–150 Вт, длительности – 1–6 мс и диаметре фокального пятна ~ 1 мм в монослое частиц порошка приводит к образованию структурных элементов, диаметры которых соответствуют диаметру фокального пятна. Частицы порошка, попавшие в зону фокального пятна, соединены друг с другом посредством контактных шеек, в то время как частицы, находящиеся за границей фокального пятна, не участвуют в процессе контактообразования. На поверхности структурных элементов образования кратеров и конгломератов не наблюдалось вследствие изменения распределения мощности, а также в результате рассеяния лазерного излучения при попадании в просветы между частицами порошка и многократного отражения от их поверхности, а также от поверхности подложки. Воздействие одиночных импульсов лазерного излучения меньшей мощности и длительности не сопровождается образованием контактов между частицами, а фокусировка лазерного луча до диаметра 0,5 мм приводит к расплавлению частиц в центре фокального пятна. При больших величинах мощности и длительности лазерного излучения происходит локальный разогрев поверхности частиц до температуры кипения титана. В результате быстрого теплоотвода за счет испарения дальнейший рост температуры на поверхности частиц прекращается, однако за счет теплоотвода в материал температура в их объеме резко повышается, что

приводит к их полному или почти полному расплавлению и конгломерации в крупные капли с заметным нарушением исходной формы и размеров частиц. Экспериментально установленные границы технологических параметров, внутри которых происходит устойчивое контактообразование частиц (рис. 1) хорошо согласуются с результатами теоретических расчетов [10] величины критической мощности лазерного излучения, превышение которой приводит к полному расплавлению частиц порошка.

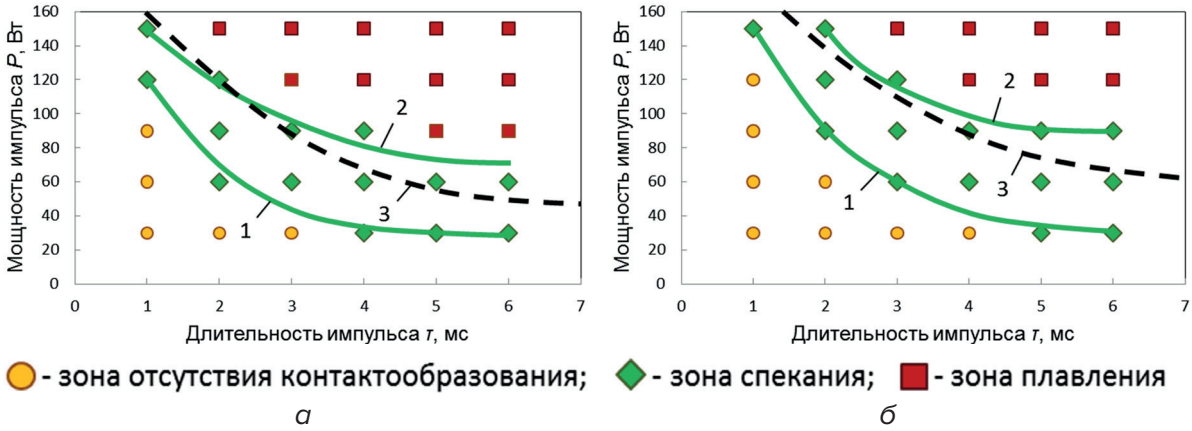


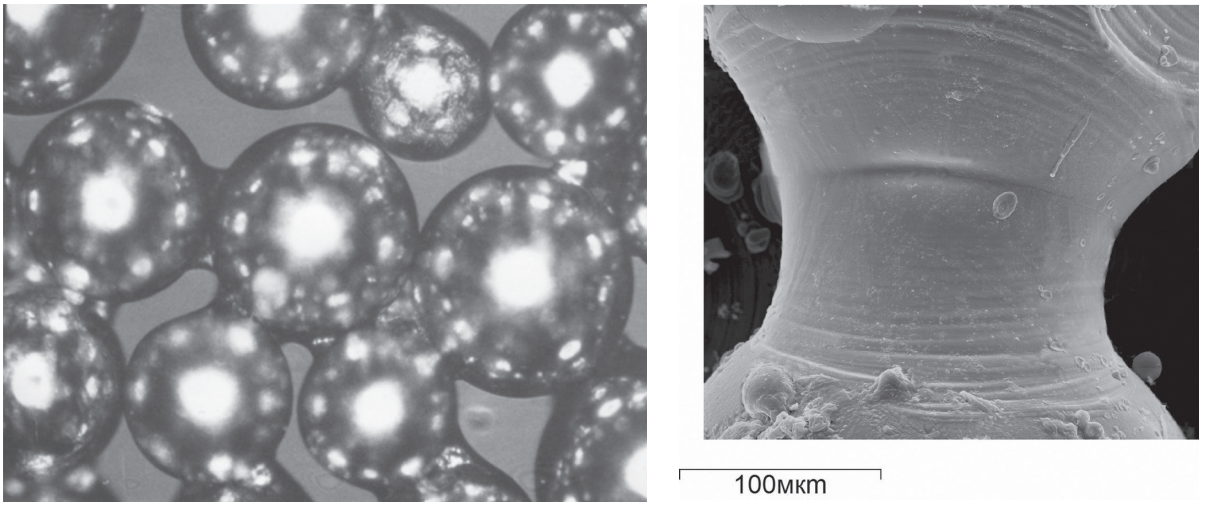
Рис. 1. Состояние монослоя частиц порошка титана разного гранулометрического состава в зависимости от мощности и длительности одиночного импульса лазерного излучения с диаметром фокального пятна 1 мм:
а – (-0,315 + 0,2) мм; *б* – (-0,4 + 0,315) мм;
1 – граница зоны отсутствия контактообразования; 2 – граница зоны расплавления;
3 – теоретическая кривая критической мощности лазерного излучения

При исследовании процесса лазерного порошкового модифицирования поверхности титана проводили импульсное сканирование монослоя частиц порошка на подложке по кольцевым траекториям. В установленных для одиночного импульса границах технологических параметров лазерного излучения определяли параметры сканирования – частоту следования импульсов, скорость сканирования лазерного луча, шаг между соседними траекториями сканирования с учетом перекрытия фокальных пятен не менее, чем на треть их диаметра. Экспериментально определяли такие параметры сканирования, при которых количество подведенной энергии равномерно распределится вдоль траектории перемещения центра лазерного луча.

При заданных величинах средней мощности и длительности импульса лазерного излучения необходимым условием для осуществления непрерывного поверхностного оплавления частиц в слое порошка, сопровождающегося формированием жидкофазных контактных зон как между частицами порошка, так и между частицами и подложкой, является согласование скорости сканирования лазерного луча с частотой следования импульсов. Это согласование определяет величину коэффициента перекрытия фокальных пятен на поверхности порошкового слоя и позволяет регулировать величину поступающей энергии лазерного излучения в зависимости от гранулометрического состава порошка и оптических свойств его поверхности. Эксперименты показали, что, изменяя скорость сканирования лазерного луча при заданной частоте следования импульсов, можно изменять скорость нагрева и охлаждения частиц порошка. Это позволяет эффективно управлять структурой и свойствами получаемого модифицирующего порошкового слоя за счет изменения скорости кристаллизации материала частиц.

При изучении результатов импульсного лазерного сканирования монослоя частиц порошка титана хорошо видно (рис. 2), что большинство частиц порошка сохраняют

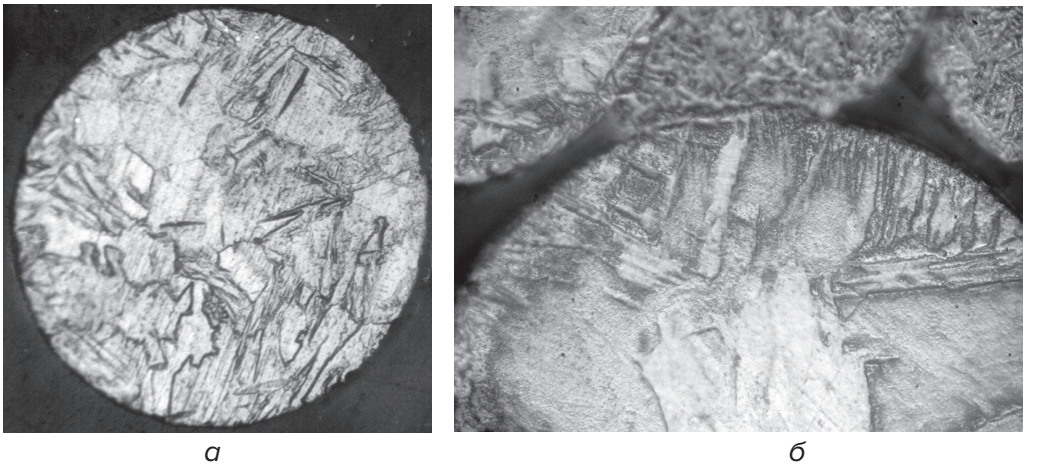
свою сферическую форму и соединены друг с другом контактными шейками, возникающими в результате поверхностного оплавления материала, образуя пористую структуру.



а *б*

Рис. 2. Контактные шейки между частицами титана после импульсного лазерного сканирования: *а* – структура порошкового монослоя; *б* – контактная шейка между частицами

Такой механизм возникновения контактов между частицами подтверждается сравнительными исследованиями микроструктуры материала частиц исходных порошков и пористой структуры (рис. 3). В отличие от микроструктуры исходных сферических частиц (рис. 3*а*), состоящей из тонких первичных зерен α-фазы (темные), заключенных в матрице из мартенситных зерен β-фазы (светлые), микроструктура поверхности частиц пористого порошкового материала состоит из более грубых первичных зерен α-фазы игольчатой формы (рис. 3*б*). Большая часть зерен β-фазы в центре частиц сохраняется, а часть, на поверхности, трансформируется через мартенситное превращение в α′-фазу. Эта так называемая видманштеттова микроструктура соответствует охлаждению с высокой скоростью в области температур полиморфного превращения. В результате импульсного лазерного воздействия происходит измельчение зеренной структуры титана на поверхности частиц порошка вследствие плавления и последующей рекристаллизации материала, в то время как внутри частиц сохраняется твердая фаза.



а *б*

Рис. 3. Микроструктура частиц порошка титана до и после импульсного лазерного воздействия: *а* – исходная частица; *б* – частица после воздействия

Полученные в результате импульсного лазерного сканирования экспериментальные образцы сохраняли равномерную пористую структуру, имели характерный металлический блеск и серебристый цвет, аналогичный порошкам в состоянии поставки. В результате лазерного воздействия происходил разогрев частиц порошка, приводящий к расплавлению их поверхности и образованию жидкометаллических контактных шеек. При этом форма частиц порошка оставалась практически неизменной (рис. 4), что говорит о сохранении твердого ядра частиц. Чем меньше размер частиц порошка, тем более сильному оплавлению подвергается их поверхность при одних и тех же технологических режимах импульсного лазерного сканирования.

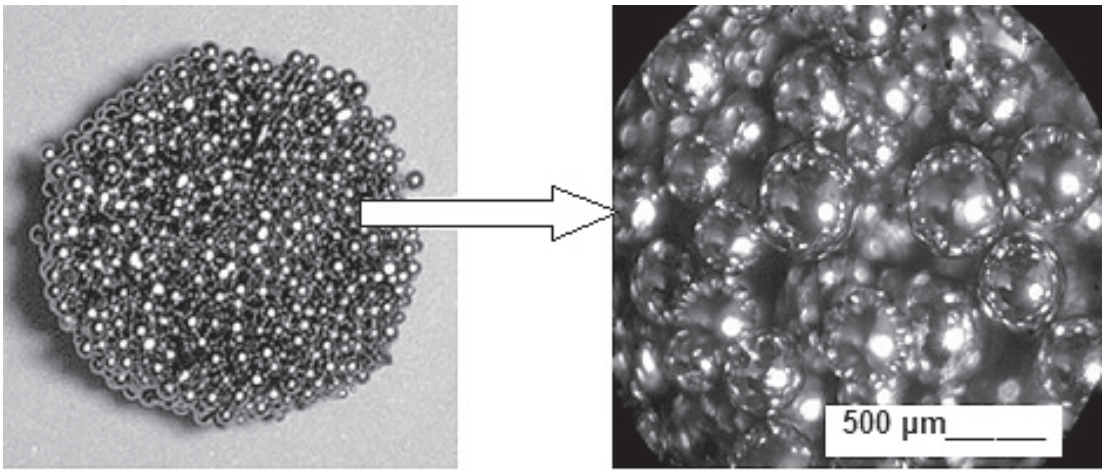
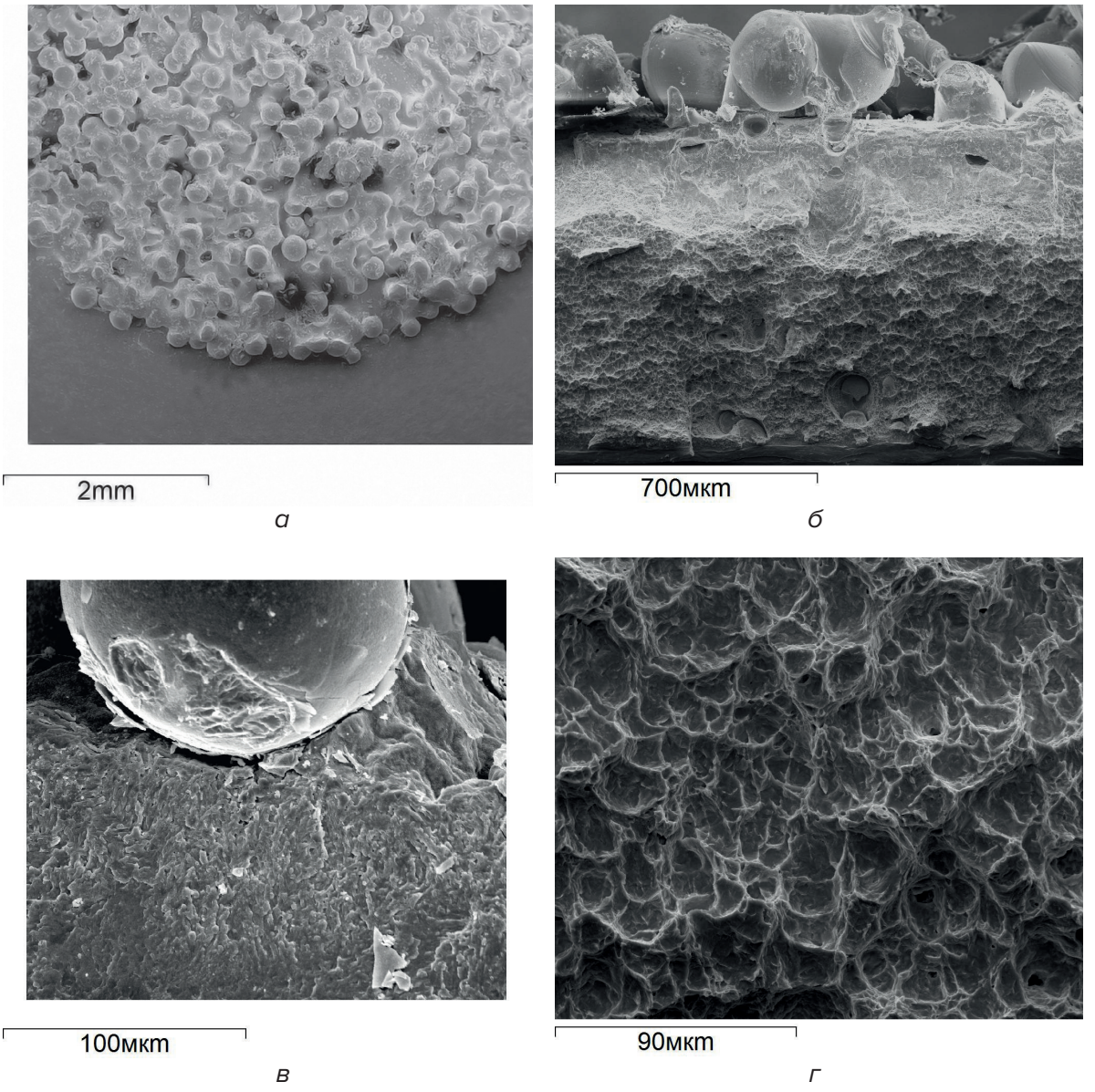


Рис. 4. Поверхность экспериментального образца, модифицированного порошком титана гранулометрического состава (-0,4 + 0,315) мм

Морфология поверхности частиц порошка, главным образом ее коэффициент отражения, влияет на глубину проникновения лазерного излучения в верхний слой порошка. Коэффициент отражения, в конечном счете, определяет кинетику контактообразования между частицами верхнего и нижнего слоев или между частицами верхнего слоя и основой. По мере движения луча вдоль поверхности верхнего слоя порошка нижний порошковый слой или основа постепенно прогреваются и между ними и частицами порошка верхнего слоя возникают контактные шейки. Глубина зоны контактообразования увеличивается, что позволяет создавать порошковые слои с заданной структурой и свойствами, как на поверхности нижнего слоя, так и на поверхности компактной основы. Кроме коэффициента отражения глубина проникновения лазерного излучения в верхний слой порошка зависит от его пористости, размера и формы пор, коэффициента поглощения лазерного излучения поверхностью частиц нижнего слоя порошка и т. д.

Электронномикроскопические и металлографические исследования показали (рис. 5), что при воздействии импульсного лазерного излучения на частицы первого слоя порошка, расположенного на поверхности компактной основы, в результате подвода высокой плотности тепловой энергии также происходит поверхностное расплавление частиц при сохранении твердого ядра (рис. 5*а*). Часть лазерного излучения, проникающего в просветы между частицами, разогревает и расплавляет локальные участки поверхности основы, что приводит к образованию жидкометаллических шеек между материалами частиц порошка и основы (рис. 5*б*). При этом на глубину примерно равную диаметру частиц от поверхности основы образуется зона термического воздействия, имеющая более мелкозернистую неравновесную структуру (рис. 5*в*), сильно отличающуюся от исходной ячеистой структуры титановой основы (рис. 5*г*).



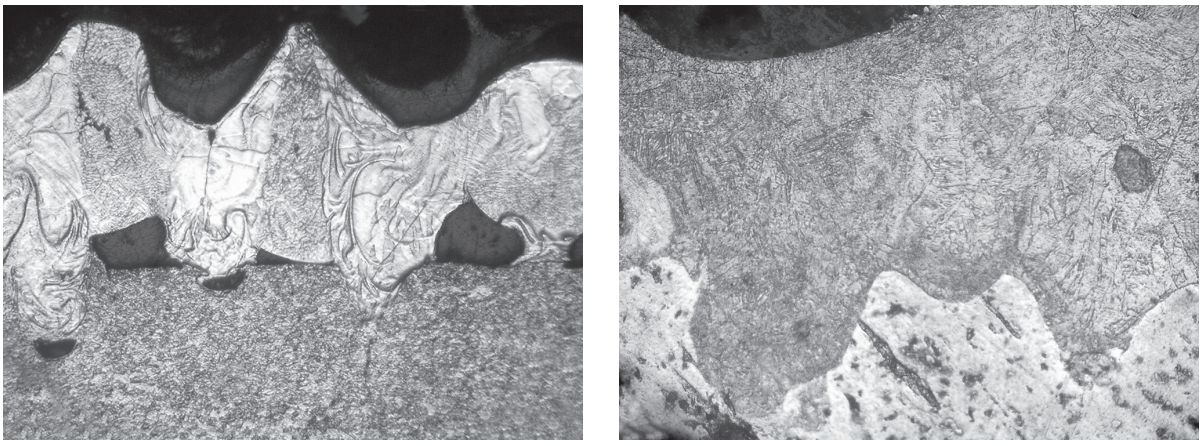
а *б*

в *г*

Рис. 5. Поверхность и структуры излома экспериментального образца с модифицированной порошком титана гранулометрического состава (-0,315 + 0,2) мм поверхностью:

а – поверхность порошкового слоя; *б* – градиентная переходная зона между порошковым слоем и основой; *в* – мелкозернистая структура переходной зоны основы; *г* – исходная структура основы

Взаимодействие сфокусированного до диаметра 0,5 мм лазерного луча с поверхностью частиц порошка (рис. 6) приводит к ее сильному оплавлению, в результате чего частицы порошка теряют свою первоначальную сферическую форму (рис. 6*а*). Расплавленный материал частиц проникает в материал основы, образуя зоны проплавления иногда на глубину, равную диаметру частиц (рис. 6*б*).



а *б*

Рис. 6. Микроструктура зоны контактов частиц порошка титана гранулометрического состава (-0,315 + 0,2) мм с основой после импульсного лазерного воздействия сфокусированным до диаметра 0,5 мм лазерным лучом:
а – изменение формы частиц; *б* – зона контакта частицы с основой

В дополнение к исследованиям микроструктуры были проведены измерения микротвердости по Виккерсу при нагрузке 100 г частиц исходных порошков титана, титановой основы и различных структурных зон полученных экспериментальных образцов. Исходный порошок показал значения микротвердости *HV* 1,87–2,21 ГПа, титановая основа – 1,63–1,83 ГПа, что близко совпадает с известными значениями 1,8–2,0 ГПа [11]. Измеренные значения микротвердости структурных зон экспериментальных образцов титана с модифицированной порошком поверхностью сведены в табл. 1.

Табл. 1

Значения микротвердости исходных материалов и экспериментальных образцов титана с модифицированной порошком поверхностью в различных структурных зонах

Зона измерения	Величина микротвердости *HV*, ГПа
Частица порошка	1,87–2,21
Основа	1,63–1,83
Частица модифицирующего порошкового слоя: – на поверхности; – в центре	 2,64–2,96 1,83–2,24
Зона контакта между частицами модифицирующего порошкового слоя	2,82–3,11
Основа: – под модифицирующим порошковым слоем; – с обратной стороны	 1,74–1,98 1,59–1,76
Зона контакта между частицей модифицирующего порошкового слоя и основой	2,85–2,99

Значения микротвердости различных структурных зон, указанные в табл. 1, подтверждают предложенный механизм контактообразования при импульсном лазерном воздействии. Существенное увеличение микротвердости отдельных структурных зон материала, подвергшихся полному расплавлению и быстрому остыванию, и сохранение

ее исходных значений в зонах, избежавших высокотемпературного воздействия, подтверждает существование механизма контактообразования в условиях поверхностного оплавления частиц порошка при сохранении твердой центральной части, что приводит к образованию межчастичных контактов в присутствии жидкой фазы. Увеличение микротвердости материала контактных шеек между частицами на 32–44 % по сравнению с микротвердостью материала исходных частиц порошка и образование мелкозернистой субструктуры с повышенной микротвердостью на поверхности частиц в результате импульсного лазерного воздействия говорит о возможности получения метастабильных структур вследствие плавления и последующей быстрой рекристаллизации материала. Сохранение относительного количества жидкой фазы на поверхности частиц и образование переходной зоны между частицами и компактной основой позволяет целенаправленно создавать зоны с повышенными физико-механическими свойствами, что открывает дополнительные перспективы для разработки новых материалов из титана и его сплавов с модифицированной порошком поверхностью.

Изложенные результаты убедительно показывают, что реализация процесса лазерного порошкового модифицирования в условиях расфокусированного луча позволяет не только получать модифицированные порошком поверхности с заданным комплексом эксплуатационных характеристик, но и существенно снизить временные и энергетические затраты при изготовлении изделий медицинского назначения из технически чистого титана или титановых сплавов.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ полученных результатов показывает, что при одинаковой величине мощности лазерного излучения увеличение длительности импульса и уменьшение диаметра фокального пятна приводят к перегреву области лазерного воздействия, расплавлению и интенсивному испарению материала с поверхности частиц порошка. При этом не наблюдается существенного увеличения доли образовавшейся жидкой фазы, однако происходит измельчение зеренной структуры титана на поверхности частиц порошка вследствие плавления и последующей рекристаллизации материала, в то время как внутри частиц сохраняется твердая фаза. Напротив, уменьшение длительности импульса и увеличение диаметра фокального пятна позволяют снизить перегрев области лазерного воздействия и уменьшить энергозатраты, что приводит к более равномерному разогреву порошкового слоя, при этом поверхность частиц оплавляется уже не так сильно, так как тепловая энергия эффективно отводится в объем материала.

Металлографические исследования позволили установить, что при импульсном лазерном воздействии контактообразование между частицами порошка каждого отдельного слоя идет по механизму жидкофазного спекания. Под действием энергии лазерного излучения поверхность частиц порошка оплавляется и происходит их слияние друг с другом, сопровождаемое растеканием жидкой фазы в горизонтальном направлении. Измельчение зерна в контактных зонах частиц говорит о быстром разогреве-остывании материала. При этом образование контактов между частицами порошка и компактной основой происходит локально в местах проникновения лазерного луча в просветы между частицами. В то же время механизм контактообразования между слоями частиц порошка скорее диффузионный, о чем свидетельствуют сравнительно небольшие размеры контактных шеек между частицами верхнего и нижнего слоев и рост зерна внутри частиц порошка за счет постепенного разогрева.

Анализ процесса контактообразования порошка при импульсном лазерном воздействии позволил выделить из набора технологических параметров несколько основных, наиболее сильно влияющих на структуру и свойства получаемых порошковым лазерным модифицированием поверхностей материалов. В качестве основных управ-

ляющих параметров процесса лучше использовать среднюю мощность одиночного импульса и скорость сканирования лазерного луча, а изменение длительности и частоты следования импульсов применять в качестве дополнительного. Важным параметром является глубина проникновения лазерного излучения, которая, в отличие от основных параметров, не является легко регулируемой, поскольку зависит от способов подготовки порошка перед обработкой. Тем не менее, учет этого параметра необходим при задании основных технологических параметров импульсного лазерного воздействия.

Исследование влияния технологических параметров лазерного модифицирования на поровую структуру модифицирующих порошковых слоев, проводимое в диапазонах средней мощности 60–120 Вт и скорости сканирования 5–9 мм/с при частоте следования импульсов 10 Гц и длительности импульса 3 мс, показало, что величина средней относительной пористости составляет 33–44 %. При этом величина относительной пористости образцов из порошка более крупного размера изменяется в меньших пределах, что объясняется необходимостью больших энергозатрат на разогрев порошкового слоя и более эффективным теплоотводом с поверхности крупных частиц по сравнению с мелкими. При повышении средней мощности импульса лазерного излучения и уменьшении скорости сканирования лазерного луча величина относительной пористости уменьшается. Увеличение скорости сканирования, наоборот, приводит к повышению пористости образцов из порошков обоих исследуемых гранулометрических составов за счет уменьшения удельной энергии одиночного импульса, снижению интенсивности разогрева поверхности порошкового слоя.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты показывают, что требуемая для порошкового модифицирования мощность импульса лазерного излучения при фиксированных значениях длительности импульса и диаметра фокального пятна зависит от температуры фазовых переходов материала порошка (температур плавления и кипения), среднего размера и коэффициента отражения поверхности частиц. В свою очередь, величина мощности излучения оказывает влияние на динамику образования жидкой фазы на поверхности частиц порошка. Для протекания процесса контактообразования важно подобрать такое значение мощности излучения, при котором количество жидкой фазы не превышает 10–20 % объема частицы, что позволяет обеспечить образование контактов в присутствии жидкой фазы, быстрое остывание расплава за счет теплоотвода, но при этом не приводит к перегреву расплава и его испарению.

Проведенное исследование позволило установить диапазоны регулирования технологических параметров процесса лазерного порошкового модифицирования, при которых происходит жидкофазная консолидация частиц порошка титана при сохранении твердого ядра между собой и с компактной основой. Выявлен существенный эффект влияния скорости перемещения лазерного луча и частоты следования импульсов на процесс контактообразования. Показано, что снижение скорости сканирования или уменьшение частоты лазерных импульсов приводит к перегреву материала в области фокального пятна, образованию капель и трещин. Расфокусировав луч, можно изменить характер распределения мощности лазерного излучения по площади фокального пятна, и, таким образом, уменьшить влияние температурного градиента. Показано, что увеличение мощности лазерного излучения приводит к увеличению размеров контактов верхнего слоя по механизму жидкофазного спекания, в то время как межслойное контактообразование происходит по диффузионному механизму и зависит от длительности воздействия.

Анализ процесса контактообразования порошка при импульсном лазерном воздействии позволил выделить из набора технологических параметров несколько основных, наиболее сильно влияющих на структуру получаемого материала. В качестве

основных управляющих параметров процесса лучше использовать среднюю мощность одиночного импульса и скорость сканирования лазерного луча, а изменение длительности и частоты следования импульсов применять в качестве дополнительного.

ЛИТЕРАТУРА

1. Харанжевский, Е. В. Лазерное спекание нанокомпозитов Fe–Ni / Е. В. Харанжевский, М. Д. Кривилев // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111, № 1. – С. 54–63.
2. Перспективные методы модификации поверхности металлов лазерной обработкой / В. Е. Архипов [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 12. – С. 26–31.
3. Hanninen, J. Direct metal laser sintering / J. Hanninen // Advanced Materials & Processes. – 2002. – V. 160 (5). – Pp. 33–35.
4. Titanium in Medicine; edited by D. M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, P. Thomsen. – Springer, Berlin, 2001. – 1029 p.
5. Fabrication of Metallic Porous Media by Semisolid Processing Using Laser Irradiation / H. Yasuda [et al.] // Materials Transactions. – 2001. – Vol. 42 (2). – Pp. 309–315.
6. Белявин, К. Е. Исследование процесса порошковой лазерной стереолитографии и получение объемных имплантатов из композиционного титана / К. Е. Белявин, Д. В. Минько, Р. П. Быков // Защитные покрытия, сварка и контроль : материалы докл. Междунар. техн. конф., Минск, 30 апреля 2006 г. / Редкол. А. Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск, 2006. – С. 53–57.
7. Установка порошковой лазерной стереолитографии и области ее применения / К. Е. Белявин [и др.] // Порошковая металлургия : респ. межведомств. сб. науч. тр. – Минск, 2007. – Вып. 30. – С. 35–43.
8. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd:YAG laser source / P. Fischer [et al.] // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – Pp. 1651–1662.
9. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti–6Al–4V alloy parts fabricated by selective laser melting / J. J. S. Dilip [et al.] // Progress in Additive Manufacturing. – 2017. – Vol. 2. – Pp. 157–167.
10. Исследование влияние мощности импульсно-периодического лазерного излучения на устойчивость жидкометаллических контактов между частицами порошка при селективном лазерном спекании / К. Е. Белявин [и др.] // Порошковая металлургия : респ. межведомств. сб. науч. тр. – Минск, 2006. – Вып. 29. – С. 268–272.
11. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана / И. А. Курзина [и др.] // Материаловедение. – 2010. – № 5. – С. 48–55.

REFERENCES

1. Kharanzhevskii E. V., Krivilev M. D. Lazernoe spekanie nanokompozitov Fe–Ni [Laser sintering of nanocomposites Fe–Ni]. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of Metals and Metallurgy], 2011, vol. 111, № 1, pp. 54–63. (in Russian).
2. Arkhipov V. E., i dr. Perspektivnye metody modifikatsii poverkhnosti metallov lazernoi obrabotkoi [Promising methods of metal surface modification by laser processing]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya* [Hardening Technologies and Coatings], 2008, № 12, pp. 26–31. (in Russian).
3. Hanninen J. Direct metal laser sintering. *Advanced Materials & Processes*, 2002, vol. 160 (5), pp. 33–35.
4. Tengvall P., Textor M., Thomsen P. (edited by D. M. Brunette) *Titanium in Medicine*. Springer, Berlin, 2001, 1029 p.
5. Yasuda H., et al. Fabrication of Metallic Porous Media by Semisolid Processing Using Laser Irradiation. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42 (2), pp. 309–315.
6. Belyavin K. E., Minko D. V., Bykov R. P. Issledovanie processa poroshkovoi lazernoi stereolitografii i poluchenie obemnykh implantatov iz kompozitsionnogo titana [Study of the process of powder laser stereolithography and production of volumetric implants from composite titanium]. *Materialy dokladov Mezhdunarodnoi tekhnicheskoi konferentsii Zashchitnye pokrytiya, svarka i kontrol'* [Materials of the reports of the International Technical Conference on Protective Coatings, Welding, and Inspection]. Minsk, 2006, pp. 53–57. (in Russian).
7. Belyavin K. E., [i dr.] Powder laser stereolithography installation and its application areas [Powder Laser Stereolithography Installation and its Application Areas]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder metallurgy], Minsk, 2007, issue 30, pp. 35–43. (in Russian).

8. Fischer P., et al. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd:YAG laser source. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, pp. 1651–1662.
9. Dilip J. J. S., et al. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti–6Al–4V alloy parts fabricated by selective laser melting. *Progress in Additive Manufacturing*, 2017, vol. 2, pp. 157–167.
10. Belyavin K. E., i dr. Issledovanie vliyanie moshchnosti impulsno periodicheskogo lazernogo izlucheniya na ustoichivost zhidkometallicheskikh kontaktov mezhdu chastitsami poroshka pri selektivnom lazernom spekanii [Study of the influence of pulse-periodic laser radiation power on the stability of liquid metal contacts between powder particles during selective laser sintering]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder metallurgy], 2006, issue 29, pp. 268–272. (in Russian).
11. Kurzina I. A., et al. Evolyutsiya struktury i mekhanicheskikh svoistv ultramelkozernistogo titana [Evolution of the structure and mechanical properties of ultrafine-grained titanium]. *Materialovedenie* [Materials Science], 2010. N° 5, pp. 48–55. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 02.06.2025 г.

УДК 534.2

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЗРЫВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ

[1]В. И. Овчинников, [2]А. Ф. Ильющенко

[1]Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа,
г. Минск, Республика Беларусь

В работе представлены результаты экспериментальных исследований по нанесению тонких слоев покрытия из частичноионизированных потоков микрочастиц порошков SiC на поверхность сталей 40, 45, 40Х и нанопорошковых слоев оксида алюминия и фуллерена С60 на внутреннюю поверхность трубчатых изделий из стали 40Х методом импульсного динамического нагружения с использованием взрывного ускорителя. Исследована структурная неоднородность в конструкционных сталях, вызванная обработкой высокоскоростными потоками порошковых микрочастиц при их соударении. Исследование продемонстрировало осуществимость нанесения защитных покрытий толщиной до 60 мкм из любых порошковых смесей на конструкционные материалы и изделия из них.

Ключевые слова: взрыв, импульс, стали, наночастицы, поток микрочастиц, массоперенос, поверхность, покрытие, микроструктура, износостойкость

THE USE OF EXPLOSIVE TECHNOLOGIES TO HARDEN THE SURFACE OF STEELS

[1]V. I. Ovchinnikov, [2]A. F. Ilyushenko

[1]Research Institute of Impulse Processes with pilot production,
Minsk, Republic of Belarus
[2]State Scientific Institution "Powder Metallurgy Institute"
Minsk, Republic of Belarus

The paper presents the results of experimental studies on the deposition of thin coating layers from partially ionized streams of SiC powder microparticles on the surface of 40, 45, 40Cr steels and nanopowder layers of aluminum oxide and C60 fullerene on the inner surface of 40Cr steel tubular products by pulsed dynamic loading using an explosive accelerator. The structural heterogeneity in structural steels caused by the treatment of high-speed flows of

powdered microparticles upon their collision has been investigated. The study demonstrated the feasibility of applying protective coatings up to 60 microns thick from any powder mixtures to structural materials and products made from them.

Keywords: explosion, pulse, steels, nanoparticles, microparticle flow, mass transfer, surface, coating, microstructure, wear resistance

e-mail: OvchinnikovVI@yandex.ru

ВВЕДЕНИЕ

Одной из задач физики взрыва и ударно-волнового воздействия, при которых происходят процессы сверхбыстрого превращения вещества за очень малые промежутки времени ~ 10^{-5}–10^{-6} с, является изучение комплексного воздействия неидеальной плазмы взрыва и высокоскоростных потоков микрочастиц при обработке поверхности готовых деталей.

Обработка высокоскоростными потоками микрокристаллических порошковых частиц высоких энергий существенно интенсифицируют процесс структурной перестройки поверхности материала и приводят к значительному изменению его физико-механических свойств. Основными преимуществами упрочнения металлов с использованием взрывчатых веществ по сравнению с известными методами упрочнения термообработкой и пластической деформацией являются: большая глубина упрочненного слоя, простота технологического процесса, простота и дешевизна применяемого оборудования, возможность повышения ряда механических свойств.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА

Основой концепции моделирования и создания технологии обработки поверхности деталей с применением энергии взрыва является комплексный подход, заключающийся в реализации рационального сочетания деформационного (Д) (ударно-волнового) воздействия, обработки высокоскоростным потоком частиц (ВПЧ) и неидеальной плазмы (НП), их комбинирования по определенным пространственно-временным принципам с определением механизмов формирования поверхностного слоя материалов по оценкам конструктивной прочности, напряженного состояния и микрогеометрии поверхности.

Анализ возможных сочетаний процессов показал, что совокупность схем обработки основана на четырех основных вариантах, приведенных на схеме (рис. 1):

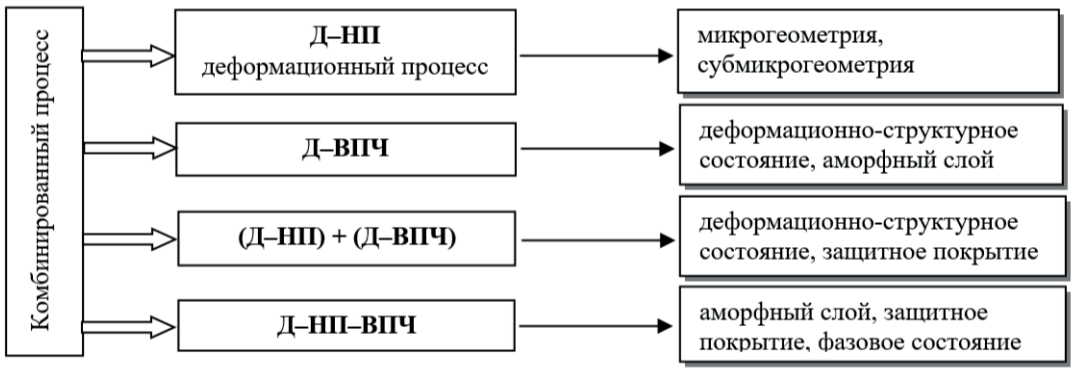


Рис. 1. Схема комбинирования процессов:
Д – деформационный процесс; ВПЧ – высокоскоростной поток частиц,
НП – неидеальная плазма

1-й вариант проявляется при параллельном развитии процессов схема (Д–НП) с образованием аморфного поверхностного слоя обрабатываемого материала толщиной 10–30 мкм.

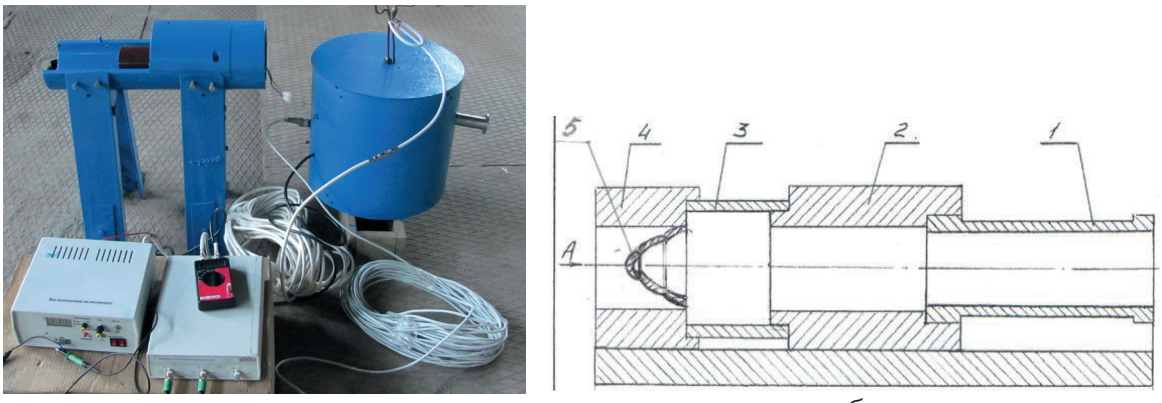
2-й вариант реализуется при параллельном введении в зону обработки высокоскоростного потока частиц порошка, ускоренного энергией взрыва по схеме (Д–ВПЧ), с образованием на обрабатываемой поверхности материала слоя защитного покрытия из частиц порошка.

3-й вариант проводится при последовательном введении процессов в зону обработки. Первоначально проводится обработка по схеме (Д–НП), в результате в материале формируется поверхностный слой с высокой степенью деформации с неравновесным атомно-вакансионным состоянием структуры, затем проводится обработка по схеме (Д–ВПЧ), в общем случае реализуется процесс по схеме (Д–НП) + (Д–ВПЧ). На поверхности образовавшегося деформационного слоя формируется слой защитного покрытия толщиной 30–40 мкм с определенной микроструктурой, зависящей от размеров, состава применяемого порошка и технологических условий реализации процесса.

4-й вариант предполагает совмещение всех процессов и достигается при сочетании схемы (Д–НП) с процессом по схеме (Д–ВПЧ), в результате получаем комбинированную схему (Д–НП–ВПЧ), в структурном сочетании одновременного формирования поверхностного слоя обрабатываемого материала и защитного покрытия из материала порошка.

МЕТОДИКА И МАТЕРИАЛЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Обработка образцов проводилась с применением установки с взрывным ускорителем (рис. 2). В качестве взрывчатого вещества использовался аммонит 6ЖВ, количество взрывчатого вещества 150–200 г на один взрыв, высота регулирующей опоры в виде сопла Лаваля 90 мм. Фоновое давление составляло порядка 2–5 ГПа, время воздействия ~ 100 мкс. В первом случае в качестве легирующего материала применяли смесь порошок SiC (фракции 5–10 мкм). Модельными образцами служила стали 40, 45, 40Х в виде цилиндров диаметром d = 10–15 мм, длиной L = 50–60 мм. Во втором применяли смесь нанопорошков Al_2O_3 и фуллерена C_{60} фракции 50–500 нм. Модельными образцами служили трубки из стали 40Х длиной L = 100 мм, внутренним Ø 10 мм, наружным Ø 20 мм, толщиной стенки 5 мм (соотношение внутреннего диаметра и длины 1:10). Триботехнические испытания образцов покрытий проводились на трибометре АТВП с устройством для измерения коэффициента трения. Испытания осуществлялись по схеме возвратно-поступательного движения контактирующих тел при средней скорости их взаимного перемещения 0,1–0,5 м/сек. Контртело в виде пластины с размерами 90×30×3 мм изготавливали из закаленной среднеуглеродистой стали 45 (520–600 HV_{30}). Испытания проводились при номинальном давлении 10 МПа в среде смазочного материала И-20. Путь трения составлял 2500–4500 м. Величина линейного износа материала покрытия измерялась с помощью метода искусственных баз. Углубления на поверхности исследуемых образцов наносились путем вдавливания индентора в виде пирамидки Викерса. Величину износа определяли по потере веса. Микроструктуру образцов до и после обработки исследовали на микроскопах «Метам-21», электронном микроскопе «Camscan», элементный и фазовый состав определяли методами микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализа на микроанализаторе «Cameca» и рентгеновском аппарате «ДРОН-3» соответственно.

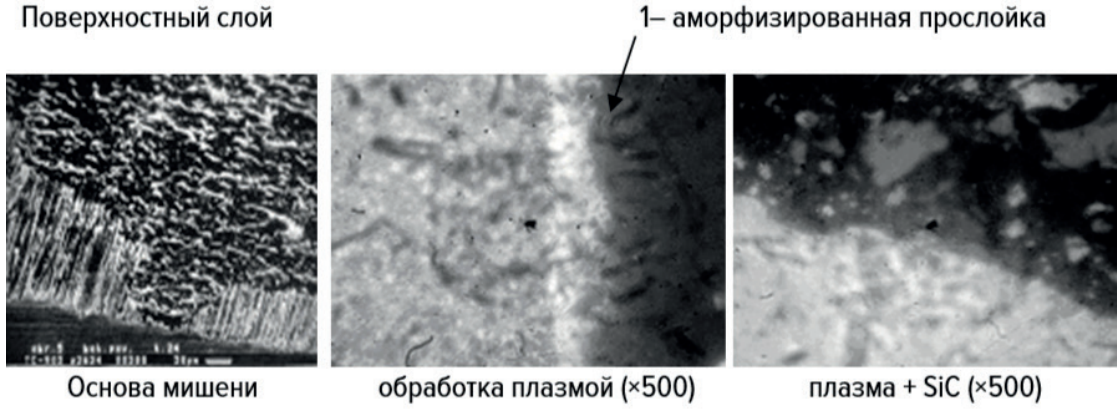


а *б*

Рис. 2. Установка для обработки материалов потоком микрочастиц:
а – установка; *б* – схема устройства ускорителя:
1 – направляющая потока частиц нужного диаметра; 2 – регулирующая (фокусирующая) опора;
3 – камера формирования потока частиц; 4 – корпус взрывного устройства;
5 – кумулятивная воронка (линза)

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что состав продуктов взрыва (ПВ) взрывчатых веществ (ВВ) представляет собой смесь газообразных и конденсированных веществ при высоких давлениях и температуре. Подобные состояния типичны для неидеальной многокомпонентной и многофазной плазмы с малой концентрацией частиц. Основную массу ПВ составляют газообразные продукты, образующиеся при тепловом разложении ВВ элементного состава, C, H_2, NO. В результате обработки стали 40, 45, 40Х высокоскоростными потоками микрочастиц, ускоренных энергией взрыва, на поверхности формируется покрытие из частиц порошка и защитные слои с измененными структурой и фазовым составом. Структура поверхностного слоя, формирующаяся при обработке потоком неидеальной плазмы взрыва, состоит из двух зон: подповерхностной – бесструктурной (аморфизированной) в виде белой нетравящейся полосы и диффузионного подслоя с выделениями в объеме зерен игл нитридов Fe_4N (рис. 3*а*).



а *б*

Рис. 3. Строение поверхностного слоя сталей после обработки:
а – сталь 40, *б* – сталь 40Х

Обработку образцов проводили по трем вариантам:

1-й вариант: обработка неидеальной плазмой взрыва с заполнением кумулятивной воронки газообразующими органическими материалами.

2-й вариант: дополнительно к первому варианту в кумулятивную воронку вводили до 25 % от объема порошок SiC.

3-й вариант: обработка частицами порошка по схеме ускорения потока частиц с реализацией процесса сверхглубокого проникания.

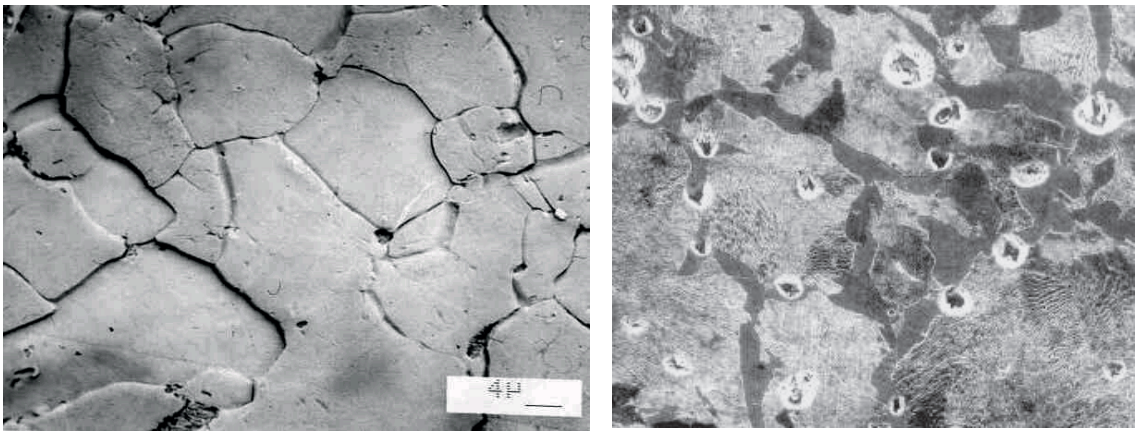
Различное сочетание вариантов позволяют проводить комплексную обработку материалов:

1-й вариант. Позволяет проводить модифицирование поверхности с получением структуры с аморфизированной прослойкой, переходящей в нано- (100–200 нм) и ультрамелкодисперсную (1–10 мкм) составляющие. Быстропротекающие высокоскоростные процессы структурообразования позволяют зафиксировать аморфные и нано-дисперсные образования, избежать процессов нагрева до температуры рекристаллизации и кристаллизации аморфных и наносоставляющих, в этом заключается одно из преимуществ технологий с применением взрыва. В процессе обработки в результате одновременной динамической диффузии в сталь азота и углерода образуется слой с фазовым составом карбонитридного характера. Зарегистрированы фазы: ε-$Fe_{2\text{-}3}$(N, C), γ- и γ'-фазы, Fe_3C, Fe_3N. При этом увеличивается твердость и износостойкость изделия, химическая стойкость. В результате обработки предел текучести стали 40Х повышается на 70 %, а предел прочности на 20 %.

2-й вариант. При обработке поверхности сталей с добавлением в неидеальную плазму взрыва микрочастиц порошка, кроме формирования модифицированного слоя самой стали, как в 1-м варианте, на поверхность наносится слой покрытия из материала порошка толщиной 30–60 мкм на площади диаметром ~ 50–60 мм. Данным способом можно наносить покрытия из порошков любых твердофазных и тугоплавких соединений на режущий инструмент (карбиды, нитриды, оксиды), сопла горелок (диоксид циркония), сопла для установок абразивной обработки материалов (карбиды Si, W, и др.).

3-й вариант. Взрывное микролегирование металлических материалов может быть использовано, как один из способов упрочнения инструмента в результате проникания микрочастиц в материал [1, 2]. При этом в матрице образуются зоны сильно разупорядоченного состояния, что позволяет получить высокую подвижность атомов и высокую скорость проникания микрочастиц. В процессе проникания микрочастицы теряют часть своей массы и образуют канал. Под действием фонового давления стенки канала за частицей схлопываются (полностью или частично). В результате получаем структуру, армированную материалом частиц. Рассмотрена возможность регулирования эффективности процесса динамического легирования за счет использования порошков различного фракционного состава (табл. 1).

В материале стали 45 (рис. 4*а*), обработанном частицами порошка SiC, большинство частиц в виде включений расположены по границам зерен (рис. 4*б*) и имеют форму неправильного четырехугольника с гладкими краями ($\approx$ 70 %). Кроме этого, наблюдается различная ориентация блоков в зернах. Можно предположить, что изменение ориентации произошло в результате деформации материала за счет внедрения инородных частиц. В отдельных случаях в стальной матрице вблизи включений наблюдается локальная деформация в виде сетки коротких полос скольжения и микродвойников. В локальных зонах матрицы в области включений обнаруживаются признаки рекристаллизацинных процессов, обусловленные появлением отдельных участков границ зерен и субзерен.



а *б*

Рис. 4. Микроструктура образцов из стали 45:
а – исходный образец; *б* – обработанный частицами порошка SiC (×2500)

В образцах стали 40, подвергнутых динамическому легированию, наблюдаются следующие изменения:

– последеформационное состояние характеризуется увеличением плотности дефектов микроструктуры;

– наблюдается повышение протяженности границ исходных перлитных зерен, обусловленное процессом деформации;

– зафиксировано образование новых границ в теле исходных зерен, которое может быть вызвано начавшимся процессом рекристаллизации.

При рассмотрении легирования в условиях проникания частиц в металлические преграды следует обращать внимание на значимость размерных параметров микрочастиц порошка (табл. 1).

Табл. 1

Изменение дефектности в стали 40 в зависимости от исходного размера микрочастиц

Фракционный состав порошков, мкм	Средний диаметр включений, мкм	Плотность включений, шт, $мм^{-2}$
Трехкратное нагружение		
10–15	3,48	520
63–70	5,44	299
80–120	4,55	641
160–200	4,36	811
Однократное нагружение		
63–70	4,2	82

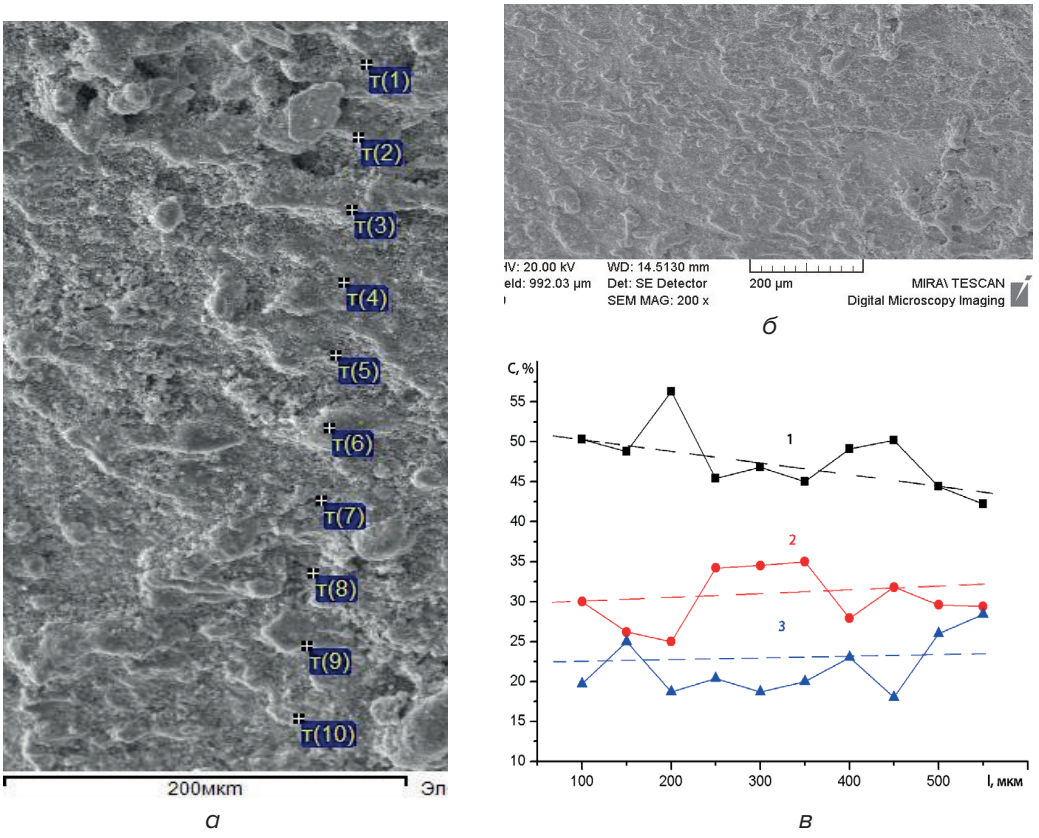
Установлено, что максимальная эффективность проникания наблюдается при использовании микрочастиц порошка размером 50–70 мкм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ОБРАБОТКИ ТРУБЧАТЫХ ИЗДЕЛИЙ

Как известно, нанесение покрытий на внутренние поверхности трубчатых материалов с соотношением внутреннего диаметра к длине 1:5 и более, способами ионно-плазменного, газопламенного напыления и другими аналогичными, практически не-

возможно. Решение подобной задачи возможно с применением взрывных импульсных технологий, использующих для разгона потоков микро- и наночастиц кумулятивные взрывные ускорители построенные на использовании в качестве энергоносителя энергии взрывчатых веществ (ВВ). В результате подрыва кумулятивного заряда происходит образование высокоскоростного потока, состоящего из частично ионизированной плазмы продуктов взрыва и вводимых порошковых микрочастиц.

Поток микрочастиц ускоренный взрывным ускорителем до скоростей 800–2000 м/с способен проникнуть в полость трубки на всю ее длину, а в результате прохождения прямой и отраженных ударных волн их колебаний внутри трубки микрочастицы порошка распределяются на стенках трубки в виде слоя (покрытия) толщиной до 60 мкм. Как правило, наибольшую толщину покрытие имеет в начале трубки, где поток неидеальной плазмы взрыва и смеси порошковых наночастиц обладает максимальной плотностью, далее идет перераспределение плотности потока. На рис. 5*б* представлена микроструктура покрытия, нанесенного на внутреннюю поверхность трубки из стали 40Х.



а *б* *в*

Рис. 5. Микроструктура покрытия на внутренней поверхности трубки из стали 40Х:
а – микрорентгеноспектральный точечный анализ; *б* – структура покрытия;
в – распределение: 1 – Fe; 2 – Al; 3 – C

Результаты проведенного микрорентгеноспектрального анализа (рис. 5*в*) в различных точках с поверхности покрытия (рис. 5*а*), наличие и распределение по поверхности элементов соответствующих наносимым частицам порошков подтверждают возможность нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубок.

Взаимодействие ионизированного газово-порошкового потока с преградой характеризуется диффузией и массопереносом в материале преграды из стали 40Х, который, по крайней мере, в верхних поверхностных слоях может протекать по трем основным механизмам:

– адсорбция, хемосорбция и проникание в процессе диффузии ионов азота, углерода, кислорода плазмы в материал стальной преграды с образованием модифицированного поверхностного слоя [3];

– массоперенос дискретных микрочастиц под действием инерционных сил в квазижидкий (расплавленный) материал преграды [4];

– массоперенос путем полного или частичного перемешивания материалов покрытия и основы на атомарном (или молекулярном) уровне [5, 6].

Передняя часть потока, провзаимодействовав с преградой, осаждает определенную долю частиц на его поверхности. Под действием остальной части потока, формирующего ударные волны на поверхности преграды, происходит перемешивание материала нанесенного слоя и приповерхностной части материала преграды, находящегося в неравновесном состоянии. Данное перемешивание осуществляется на атомарном уровне, что становится возможным в результате термического и ударного разупрочнения, расплавления или химического разложения материала преграды и напыляемого порошка. Результаты такого перемешивания зависят от параметров ударной волны, нагружающей границу контакта, физико-механических характеристик материалов частицы и преграды, их состояния перед взаимодействием.

Исследованиями стали на износостойкость установлено, что карбонитридная поверхностная зона сталей обработанных неидеальной плазмой не склонна к схватыванию с контактируемой поверхностью, имеет низкий коэффициент трения, высокие противозадирные свойства. Это предопределяет высокую износостойкость поверхностного слоя обработанной стали в 1,4–1,8 раза выше, чем у исходной. Комплексный анализ данных по интенсивности износа и ударной вязкости показал, что изменение мощности заряда существенно сказывается на этих параметрах. Установлено, что оптимальным является заряд аммонита весом – 0,2 кг. Применение порошка SiC для обработки позволяет сохранить ударную вязкость на уровне 3–4 Дж/см^2 и одновременно уменьшить интенсивность износа до 0,4–0,45, тогда как интенсивность изнашивания необработанного материала – 0,8.

Таким образом, в результате обработки поверхности, как конструкционных, так и инструментальных сталей, потоками неидеальной плазмы, ускоренных энергией взрыва, происходит формирование упрочненного поверхностного слоя толщиной ~ 20–30 мкм с образованием нитридных и карбонитридных фаз, а при обработке с добавлением порошка формируется покрытие с толщиной слоя до 60 мкм. Неидеальной плазмой взрыва обрабатывали шарошки для дробления горных пород представленные на рис. 6.



Рис. 6. Шарошки обработанные неидеальной плазмой

Вставки для шарошек горнодобывающих машин, изготовленные из инструментальной стали, обрабатывали высокоскоростным потоком порошка карбида кремния [7]. Комплексная обработка шарошек увеличила их ударную вязкость, износостойкость и срок эксплуатации на 30–40 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Комплексное воздействие ионизированного газово-порошкового потока в режиме динамического легирования, характеризующееся диффузией и массопереносом в материале преграды из стали, позволяет модифицировать поверхность изделия с образованием поверхностного слоя до 60 мкм с фазовым составом карбонитридного характера и износостойкостью в 1,4–1,8 раза выше, чем у исходного материала.

2. Экспериментально показано, что методом ударно-волнового нагружения высокоскоростными потоками микро и нано частиц можно обрабатывать внутренние полости изделий с нанесением защитных слоев и покрытий с повышением их триботехнических свойств.

3. В результате экспериментов определена наиболее эффективная технологическая схема обработки образцов из инструментальной стали, что позволило получить материал с ударной вязкостью 3–4 Дж/см^2 и изосостойкостью в 1,7–1,9 раза выше, чем у исходных образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сверхглубокое проникание частиц порошка в металлическую преграду в условиях переменного по ее толщине поля давлений / С. К. Андилевко [и др.] // Порошковая металлургия – 1987. – Вып. 11. – С. 6–11.
2. Анализ эффекта сверхглубокого проникания в условиях высоких давлений / С. К. Андилевко [и др.] // Изменение свойств материалов под действием высоких давлений : сб. научн. тр. – Киев : ИПМ АНУССР. – 1986. – С. 134–138.
3. Зворыкин, Л. О. Подвижность атомов в металлах при прохождении ударных волн / Л. О. Зворыкин, В. М. Фальченко // Применение высоких давлений для получения новых материалов и создания интенсивных процессов химических технологий : тез. докл. – Москва. – 1986. – Ч. 1. – 23 с.
4 Овчинников, В. И. Процессы высокоскоростного соударения потоков микрочастиц с преградой и их влияние на структуру материалов и свойства микросхем / В. И. Овчинников, А. Ф. Ильющенко // Порошковая металлургия. – Минск. – 2017. – N° 40. – С. 171–178
5. Овчинников, В. И. Влияние воздействия высокоскоростных потоков микрочастиц на материалы / В. И. Овчинников, А. Ф. Ильющенко, Л. В. Судник // Перспективные материалы и технологии : моногр. : в 2 т. – Витебск : ВГТУ. – 2018. – Т. 2. – Гл. 17. – С. 132–156.
6. Овчинников, В. И. Обработка материалов высокоэнергетическими потоками микрочастиц. Современное состояние и перспективы / В. И. Овчинников, А. Ф. Ильющенко // Перспективные материалы и технологии : моногр. : в 2 т. – Витебск : ВГТУ. – 2019. – Т. 1. – Гл. 13. – С. 162–178.
7. Ворошнин, Л. Г. Упрочнение быстрорежущей стали Р6М5 при динамическом микролегировании и термической обработке / Л. Г. Ворошнин, В. Г. Горобцов, В. А. Шилкин. – Минск : ДАН БССР, 1985. – XX1X. – N° 1. – С. 57–58.

REFERENCES

1. Andilevko S. K., Roman O. V., Usherenko S. M., Romanov G. S. Sverkhglubokoe pronikanie chastits poroshka v metallicheskuyu pregradu v usloviyakh peremennogo po ee tolshchine polya davlenii [Ultra-deep penetration of powder particles into a metal barrier under conditions of a pressure field varying in thickness]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder Metallurgy], 1987, issue 11, pp. 6–11. (in Russian).
2. Andilevko S. K., Roman O. V., Usherenko S. M., Romanov G. S. Analiz effekta sverkhglubokogo pronikaniya v usloviyakh vysokikh davlenii [Analysis of the effect of ultra-deep penetration under high pressure conditions]. *Izmenenie svoistv materialov pod deistviem vysokikh davlenii* [Changing the Properties of Materials Under the Influence of High Pressures]. Kiev, IPM ANUSSR Publ., 1986, pp. 134–138. (in Russian).
3. Zvorykin L. O., Falchenko V. M. Podvizhnost' atomov v metallakh pri prokhozhdenii udarnykh voln [Mobility of atoms in metals during the passage of shock waves]. *Primenenie vysokikh davlenii dlya polucheniya novykh materialov i sozdaniya intensivnykh protsessov khimicheskikh tekhnologii* [Application of high pressures to obtain new materials and create intensive processes of chemical technologies]. Moscow, 1986, part 1, 23 p. (in Russian).

4 Ovchinnikov V. I., Ilyushenko A. F. Protsessy vysokoskorostnogo soudareniya potokov mikrochastits s pregradoi i ikh vliyanie na strukturu materialov i svoistva mikroskhem [Processes of high-speed collision of flows of microparticles with an obstacle and their influence on the structure of materials and properties of microcircuits]. *Poroshkovaya metallurgiya* [Powder Metallurgy], 2017, vol. 40, pp. 171–178. (in Russian).
5. Ovchinnikov V. I., Ilyushenko A. F., Sudnik L. V. Vliyanie vozdeistviya vysokoskorostnykh potokov mikrochastits na materialy [The effect of high-speed flows of microparticles on materials]. *Perspektivnye materialy i tekhnologii* [Advanced materials and technologies]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University Publ., 2018, vol. 2, ch. 17, pp. 132–156. (in Russian).
6. Ovchinnikov V. I., Ilyushenko A. F. Obrabotka materialov vysokoenergeticheskimi potokami mikrochastits. Sovremennoe sostoyanie i perspektivy [Processing of materials by high-energy flows of microparticles. Current state and prospects]. *Perspektivnye materialy i tekhnologii* [Advanced materials and technologies]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University Publ., 2019, vol. 1, ch. 13, pp. 162–178. (in Russian).
7. Voroshnin L. G., Gorobtsov V. G., Shilkin V. A. *Uprochnenie bystrorezhushchei stali R6M5 pri dinamicheskom mikrolegirovanii i termicheskoi obrabotke* [Hardening of high-speed steel P6M5 with dynamic microalloying and heat treatment]. Minsk, DAN of the BSSR Publ., 1985, XX1X, N° 1, pp. 57–58. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 534.29-7/-8

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ГРАФИТА В ЖИДКОЙ СРЕДЕ

В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., В. О. Савицкий

Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
г. Витебск, Республика Беларусь

Проведено ультразвуковое диспергирование графита в жидкой среде и определено оптимальное время ультразвуковой обработки (УЗО). Методом сканирующей электронной микроскопии изучена морфология полученных суспензий после ультразвуковой обработки. Оптимальным способом измельчения порошкового графита до наноразмеров является УЗО в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм в бензоле. Оптимальным временем ультразвукового диспергирования вспененного графита является 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм. Гранулометрический анализ графитовой суспензии после 5 ч ультразвуковой обработки при избыточном гидростатическом давлении 2 атм показал, что 90 % частиц имеют размер меньше 0,22 мкм, 50 % частиц – меньше 0,17 мкм, а 10 % частиц – меньше 0,13 мкм, диаметр отдельных частиц составил ~ 20 нм. Полученные суспензии имеют высокую седиментационную устойчивость.

Ключевые слова: ультразвуковая обработка, ультразвуковое диспергирование, графит, углеродные наноматериалы

ULTRASONIC DISPERSION OF GRAPHITE IN LIQUID

V. V. Rubanik, V. V. Rubanik Jr., V. O. Savitsky

Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus,
Vitebsk, Republic of Belarus

Ultrasonic dispersion of graphite in a liquid medium was carried out and the optimal time of ultrasonic treatment was determined. The morphology of the obtained suspensions after ultrasonic treatment was studied by scanning electron microscopy. The optimal method for grinding powdered graphite to nano-size is ultrasonic treatment for 15 min at an excess hydrostatic pressure of 3 atm in benzol. The optimal time for ultrasonic dispersion of expanded graphite is 5 h at an excess hydrostatic pressure of 2 atm. Granulometric analysis of the graphite suspension after 5 h of ultrasonic treatment under excess hydrostatic pressure of 2 atm showed that 90 % of the particles are smaller than 0.22 μm, 50 % of the particles are smaller than 0.17 μm, and 10 % of the particles are smaller than 0.13 μm; the diameter of individual particles was ~ 20 nm. The resulting suspensions have high sedimentation stability.

Key words: ultrasonic processing, ultrasonic dispergation, graphite, carbon nanomaterials

e-mail: ita@vitebsk.by

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время большое внимание уделяется развитию технологий с применением углеродных наноматериалов. Тонкие графитовые пластины являются востребованным материалом в получении тонких покрытий, прочных и легких композитов, производительных чипов в углеродной наноэлектронике. Также наночастицы графита находят широкое применение в медицине и промышленности благодаря малой плотности и высоким показателям химической инертности, электро- и теплопроводности, адсобционной активности, триботехническим свойствам.

Существует ряд способов измельчения графита до наноразмеров. Наиболее популярными являются метод механического измельчения путем помола графита в вибромельницах, метод лазерного испарения графита с последующей конденсацией и фильтрацией углеродного пара, лазерный метод диспергирования графита и метод ультразвукового диспергирования. Наиболее эффективным из этих методов является ультразвуковое диспергирование графитовой суспензии [1, 2]. В процессе ультразвуковой обработки (УЗО) суспензии графита образующиеся кавитационные пузырьки проникают вовнутрь графитовой структуры, в пространство между кристаллитами или отдельными слоями. При схлопывании пузырьков возникают вторичные ударные волны. В этом случае импульс энергии передается от жидкости частицам графита за более короткое время, но с заметно большей силой, что способствует интенсификации разрушения частиц графита [3, 4]. Ультразвуковая обработка графита в жидкой среде позволяет избежать аморфизации природного графита даже при длительном воздействии [5], а диспергирование графита в водном растворе ПАВ является эффективным [6]. Расслоение частиц графита до наноразмеров при помощи ультразвука может происходить не только в водном растворе [7–9] в присутствии поверхностно-активных веществ [2, 10–11], но и в других жидких средах [12]. В свою очередь, обработка суспензии при избыточном гидродинамическом давлении повышает порог кавитации, что позволяет существенно повысить производительность процесса [13].

Кавитационный порог – интенсивность ультразвука, ниже которой кавитационные явления не наблюдаются. Необходимо отметить, что он сильно зависит от природы жидкости, ее температуры и наличия в ней так называемых зародышей кавитации, в качестве которых выступают, в данном случае, частицы графита. При этом снижение вязкости жидкости и ее поверхностного натяжения сопровождается и снижением порога кавитации.

Однако не только графит, но и графитовые суспензии представляют научный интерес на сегодняшний день, в частности смазочные и лакокрасочные материалы, модифицированные графитовыми наночастицами. Смазочные материалы, модифицированные наноуглеродными добавками, имеют повышенные триботехнические характеристики и, тем самым, обеспечивают снижение износа поверхностей трения. Так, при модифицировании смазочных материалов на нефтяной основе различными наномодификациями углерода (наночастицы размером 3–8 нм) наблюдается существенный (в 1,3–2 раза) рост износостойкости [14].

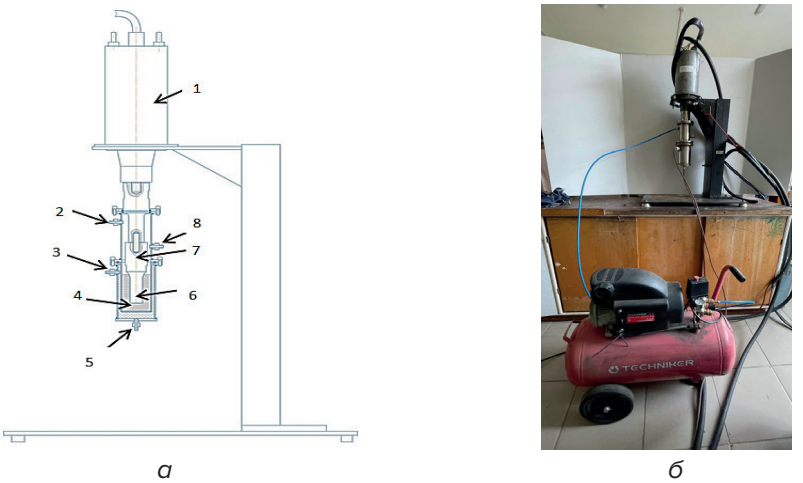
Важнейшей характеристикой суспензий является их седиментационная устойчивость. Графитовые наночастицы имеют склонность к образованию агломератов, которые необходимо разрушать. Эффективным методом разрушения агломератов и получения мелкодисперсных суспензий с высокой седиментационной устойчивостью является, опять же, ультразвуковое диспергирование [15]. Влияние параметров ультразвуковой обработки и избыточного гидростатического давления изучено авторами в работе [1].

Таким образом, целью данных исследований является получение наночастиц графита путем ультразвукового кавитационного воздействия в жидкой среде при нормальном и избыточном гидростатическом давлении, а также получение седиментационно устойчивых графитовых суспензий.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКА

В качестве исследуемых материалов использовались порошковый графит высокой чистоты марки Aldrich 7782-42-5 и вспененный графит (Exfoliated graphite powder NRE-8016, Индия). Диспергирование порошкового графита проводили в бензоле, т.к. структура бензольных колец аналогична структуре графеновых циклов и атомы углерода в состоянии sp^2-гибридизации, что, в свою очередь, облегчает взаимодействие с графитом для его разрушения. Также летучесть бензола позволяет получить диспергированный графит простой сушкой и предотвращает окисление, в результате чего отпадает необходимость проведения дальнейшей сложной химической очистки. Как альтернатива была исследована возможность использования диметилформамида (ДМФА) и дихлорэтана (ДХЭ) в качестве жидкой среды при ультразвуковой обработке. Для приготовления суспензий порошкового графита использовали 1,5 г графита, который заливался 150 мл растворителя. Ультразвуковое диспергирование вспененного графита проводили в воде с ПАВ Твин-80. Для приготовления суспензии вспененного графита использовали 2,25 г графита, который заливался 150 мл водного раствора, содержащего 1,5 % мас. ПАВ Tween-80.

УЗО проводили с помощью генератора УЗГ-2-4М (рис. 1) мощностью 1,5 кВт и частотой ~ 18 кГц в кавитационном режиме. Ультразвуковое диспергирование порошкового графита в бензоле проводили в течение 15 мин при нормальном и избыточном гидростатическом давлении в 1, 2 и 3 атм. УЗО в ДМФА и в ДХЭ проводили в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм. Для суспензий вспененного графита УЗО проводили в течение 2 и 5 ч при нормальном и избыточном гидростатическом давлении 2 атм. Амплитуда ультразвуковых колебаний составила ~ 80 мкм. Давление в барокамере обеспечивали с помощью компрессора. В качестве кавитационного порога принимали значение плотности мощности ультразвука, при которой наблюдалось стабильное изменение акустических характеристик системы. Контроль кавитации проводился на кавитометре INDICATOR IC-3M.



а *б*

Рис. 1. Схема (*а*) и внешний вид (*б*) ультразвукового узла установки для жидкофазного расслоения графита:
1 – магнитострикционный преобразователь; 2 – клапан; 3 – кавитометр; 4 – обрабатываемая суспензия; 5 – отверстие для слива; 6 – волновод; 7 – бустер; 8 – манометр

Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе фирмы «JEOL» при ускоряющем напряжении 15 кВ и на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания) при ускоряющем напряжении 20 кВ. Оценку устойчивости полученных суспензий проводили визуальным методом в течение естественной седиментации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходный порошковый графит представляет собой хаотичное скопление не связанных друг с другом пластинок различных размеров. Частицы преимущественно имеют размеры от ~ 10 до 40 мкм, однако встречаются отдельные частицы больших размеров (рис. 2). После проведения УЗО в течение 15 мин графита в бензоле наблюдается незначительное разрушение крупных графитовых пластин. Полученные графитовые частицы в основном имеют неправильную форму размерами от ~ 3 до 30 мкм, образования агломератов не наблюдается (рис. 3).

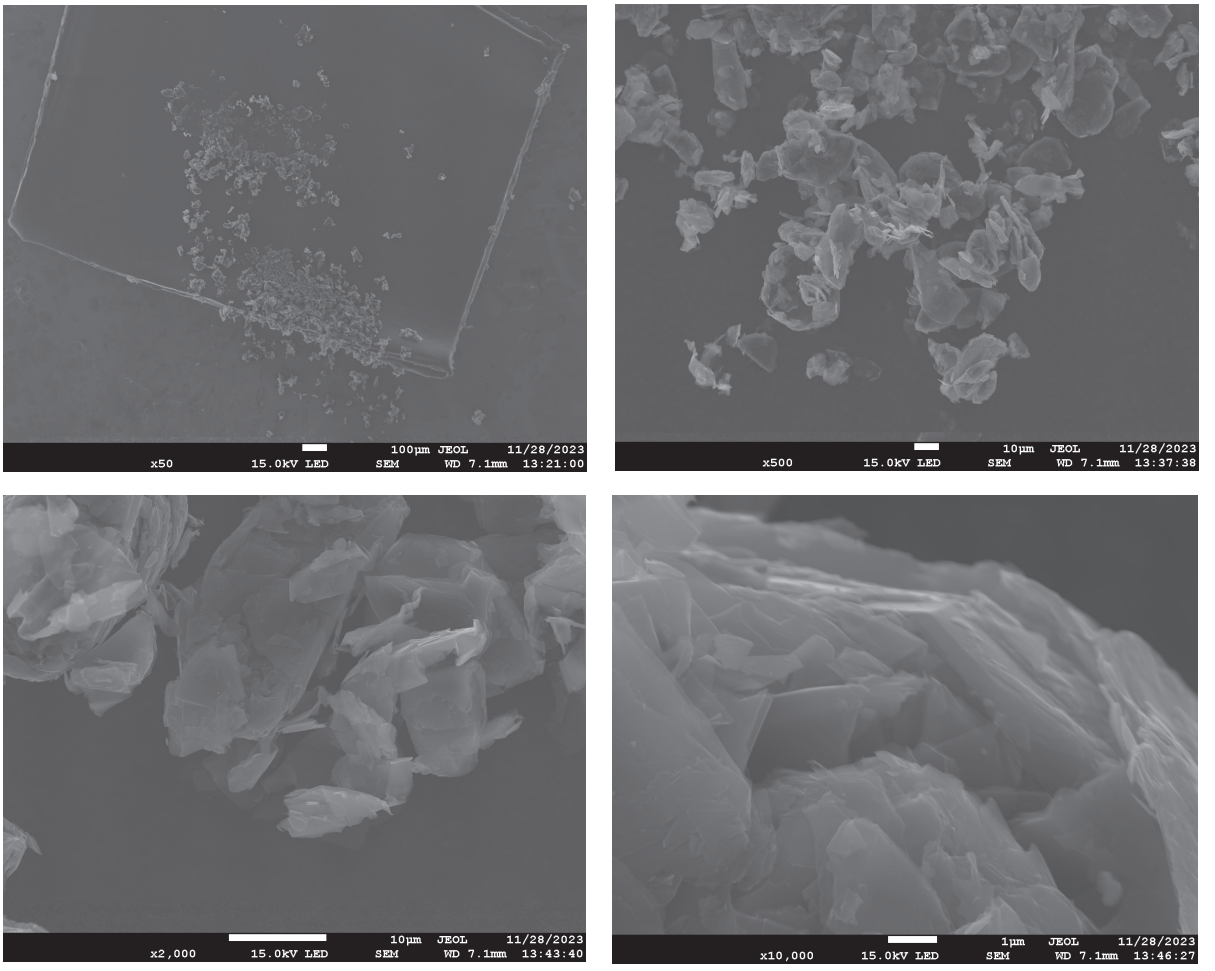


Рис. 2. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich

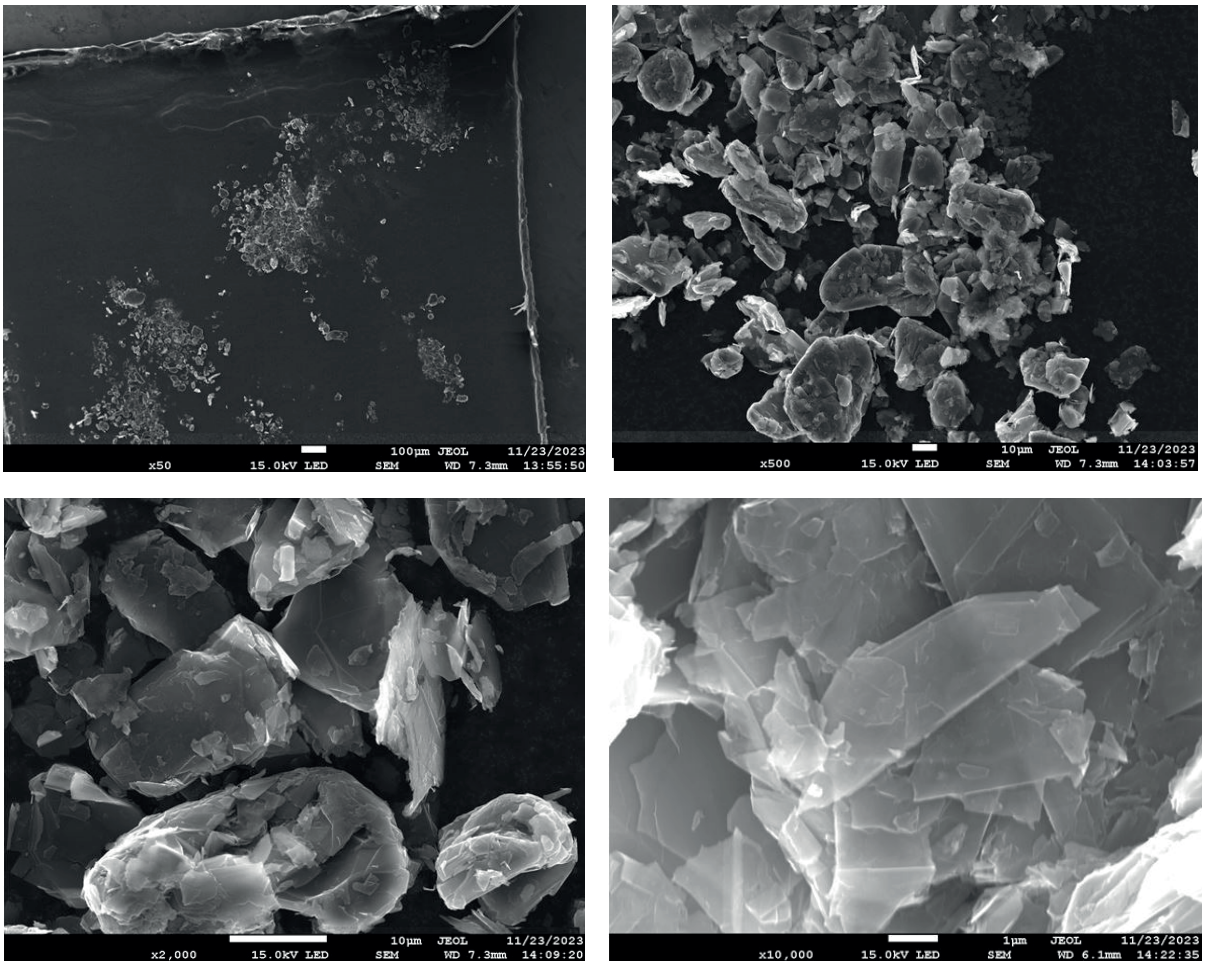


Рис. 3. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в бензоле

После УЗО в бензоле в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 1 атм на снимках СЭМ наблюдается гораздо большее измельчение графита, чем после УЗО при нормальном давлении (рис. 4). Полученные частицы графита также имеют неправильную форму, размер частиц находится преимущественно в пределах от ~ 1 до 20 мкм, но всё также наблюдаются отдельные частицы больших размеров. Повышение избыточного гидростатического давления в процессе УЗО до 2 атм к ещё большему измельчению частиц не привело. Однако наблюдается расслоение частиц графита на отдельные тонкие пластины (рис. 5). Некоторые из этих чешуек являются прозрачными для электронов, что обусловлено их малой толщиной. УЗО графита на бензоле в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм привела к разрушению отдельных крупных частиц. На снимках СЭМ (рис. 6) также наблюдается измельчение графита и отсутствие признаков агломерации.

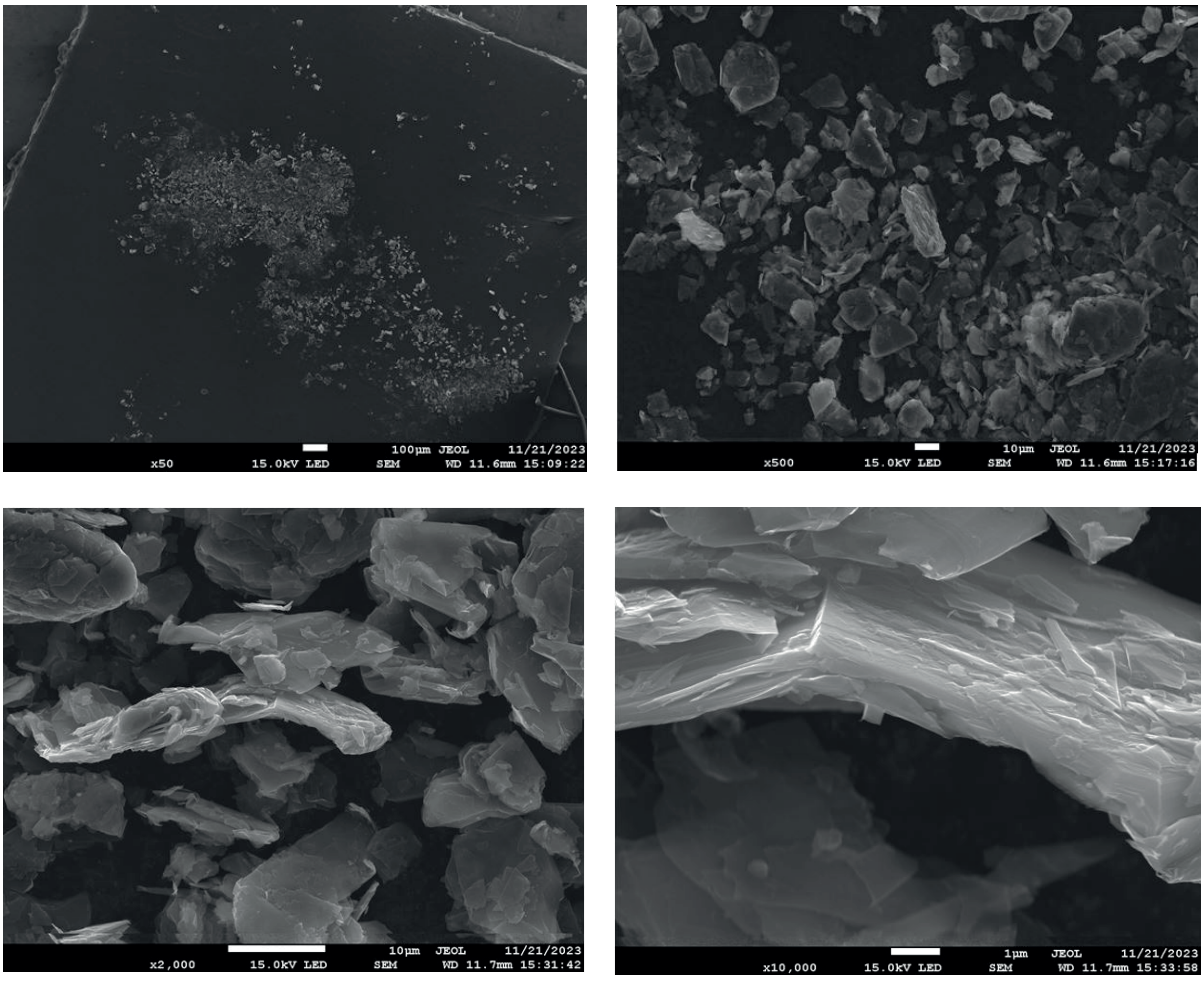
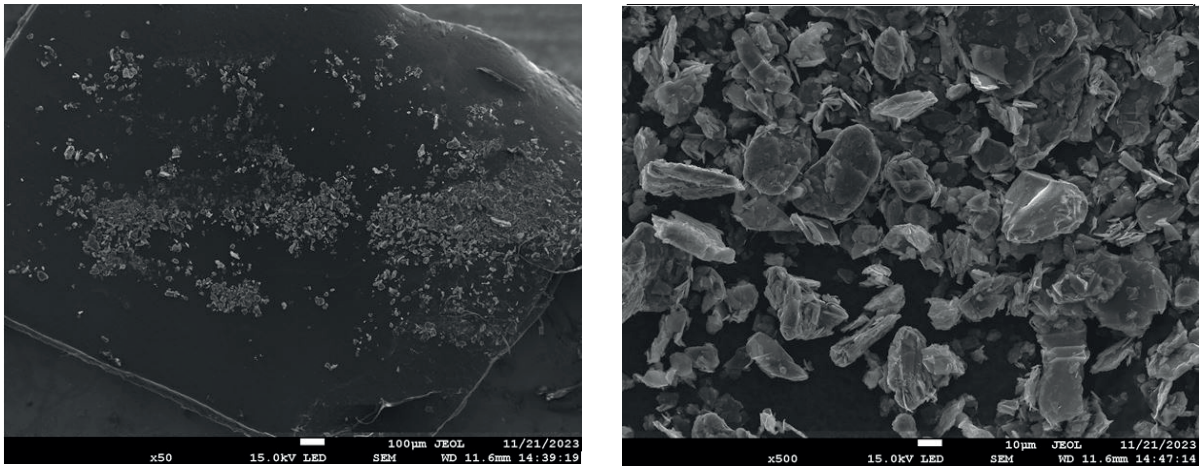


Рис. 4. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в бензоле при избыточном гидростатическом давлении 1 атм



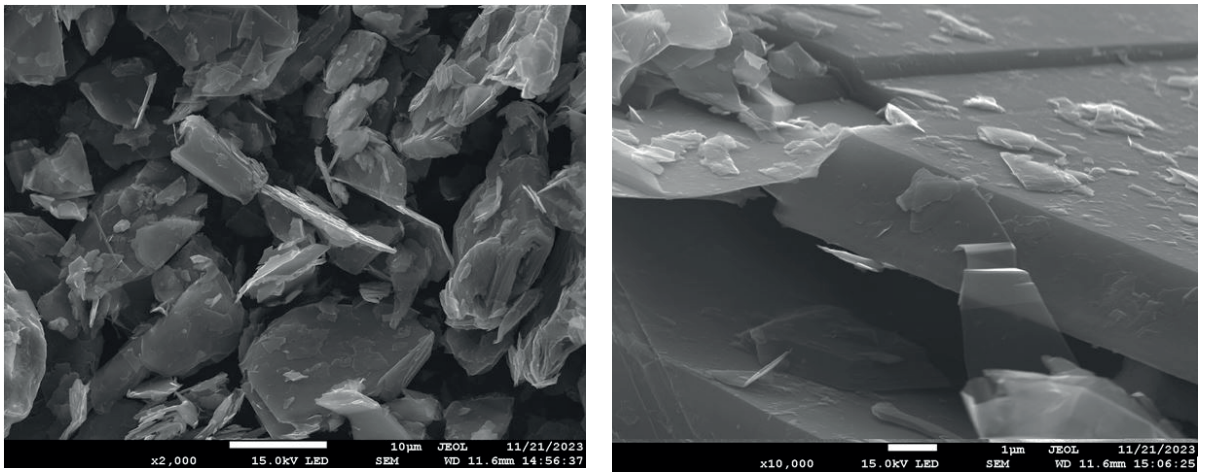


Рис. 5. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в бензоле при избыточном гидростатическом давлении 2 атм

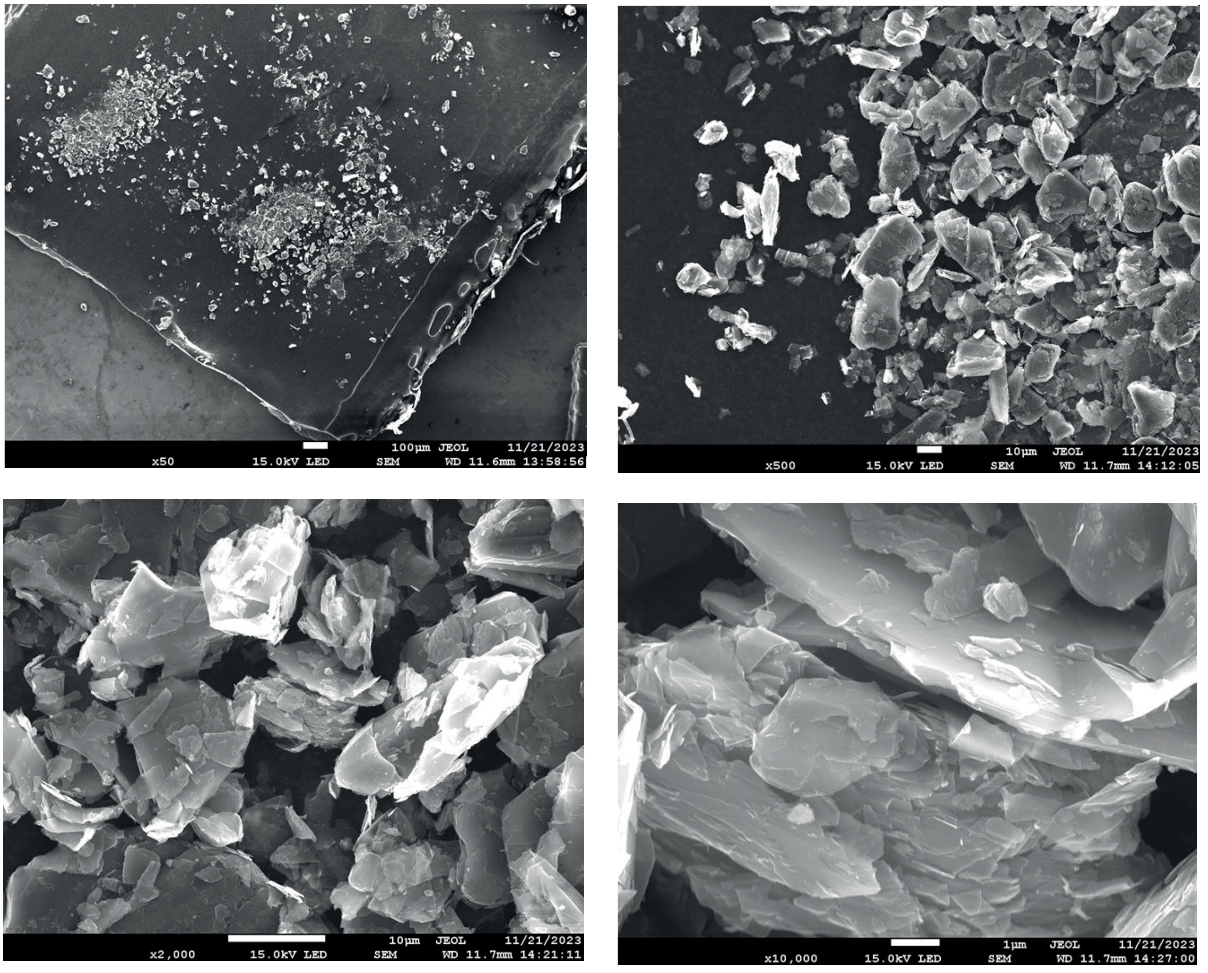


Рис. 6. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в бензоле при избыточном гидростатическом давлении 3 атм

Анализ снимков СЭМ после ультразвукового диспергирования порошкового графита в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм как в ДМФА (рис. 7), так и в ДХЭ (рис. 8) показал, что также произошло значительное измельчение

графитовых частиц и расслоение частиц графита на отдельные тонкие пластины. Размер частиц составил от ~ 1 до 20 мкм, отдельных частиц графита больших размеров не наблюдается.

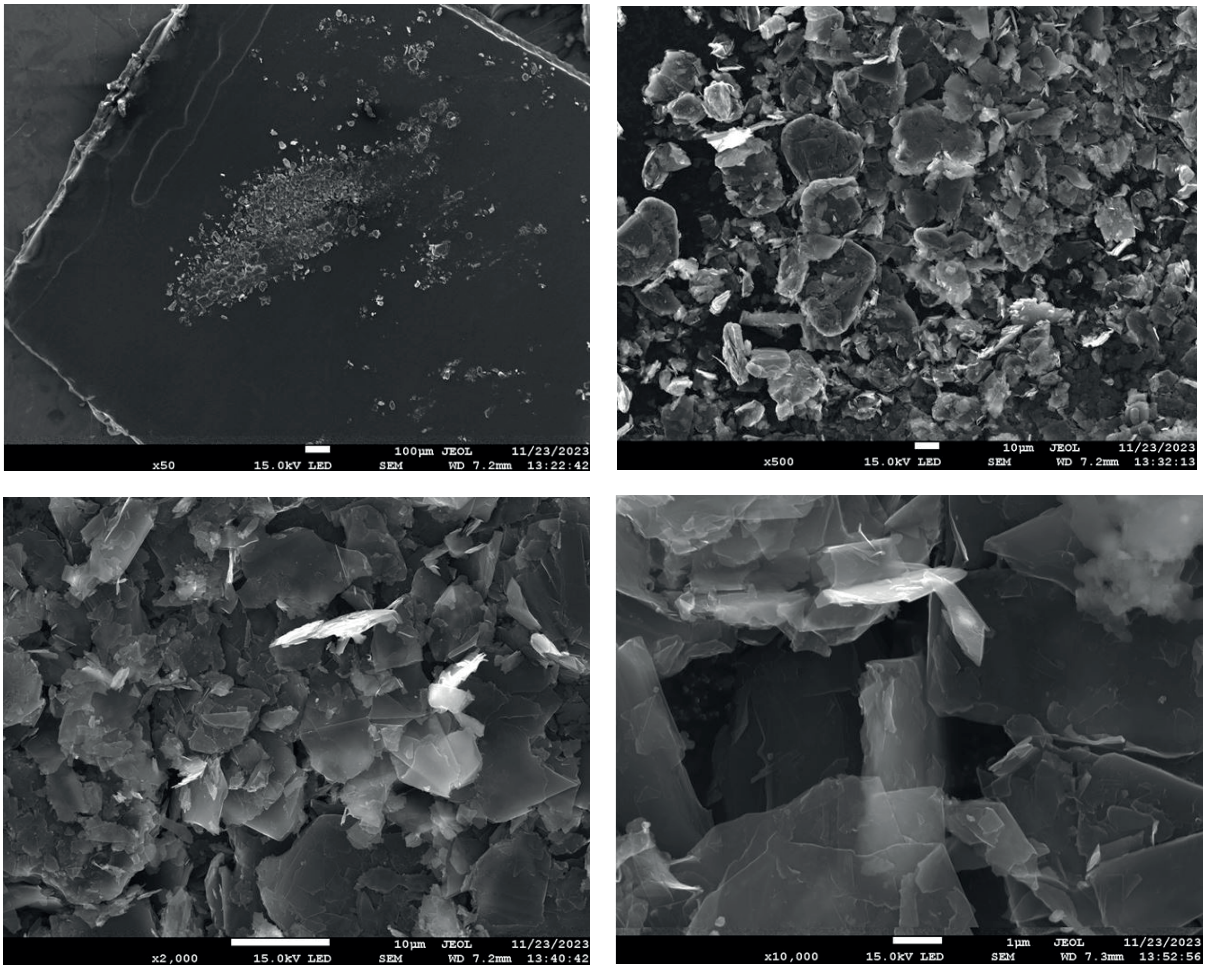
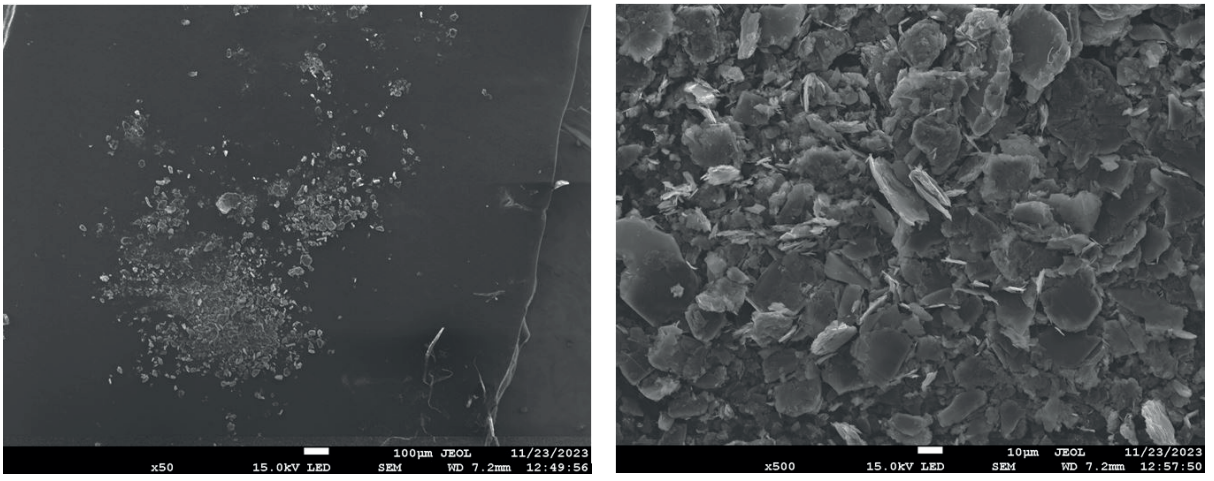


Рис. 7. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в ДМФА при избыточном гидростатическом давлении 3 атм



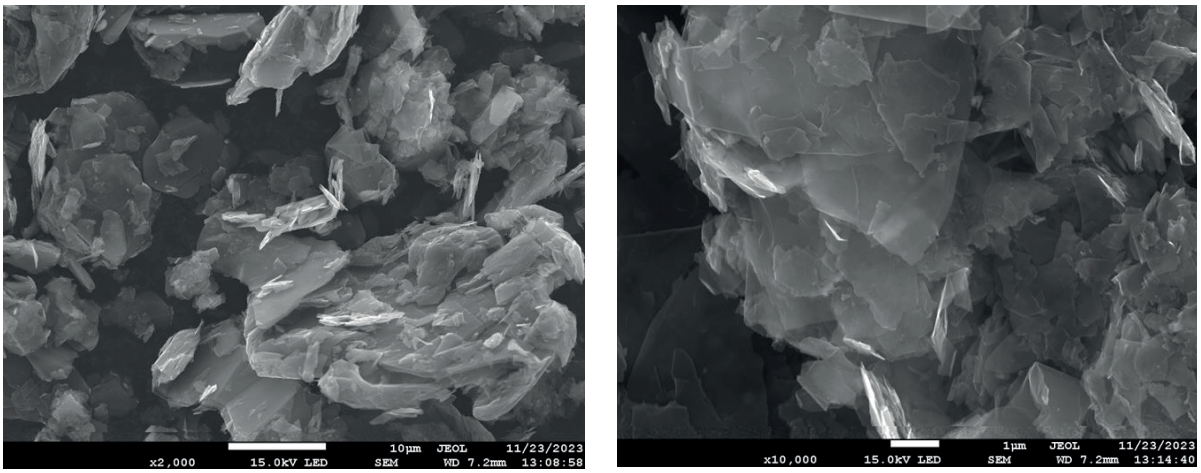


Рис. 8. Снимки СЭМ порошкового графита марки Sigma Aldrich после УЗО в течение 15 мин в ДХЭ при избыточном гидростатическом давлении 3 атм

Таким образом, показано, что ультразвуковое диспергирование графита в углеводородах приводит к значительному измельчению частиц, а избыточное гидростатическое давление позволяет повысить эффективность этого процесса, в том числе добиться расслоения графитовых частиц на отдельные пластины, за счёт повышения порога кавитации. Наиболее высокодисперсный графит получается после УЗО в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм в бензоле.

Снимки СЭМ исходного вспененного графита марки Exfoliated graphite powder NRE представлены на рис. 9. Исходный вспененный графит представляет собой скопление графитовых частиц неправильной формы разных размеров и толщины. Частицы графита расположены хаотично и не связаны друг с другом. Также отчетливо наблюдается наложение углеродных листов.

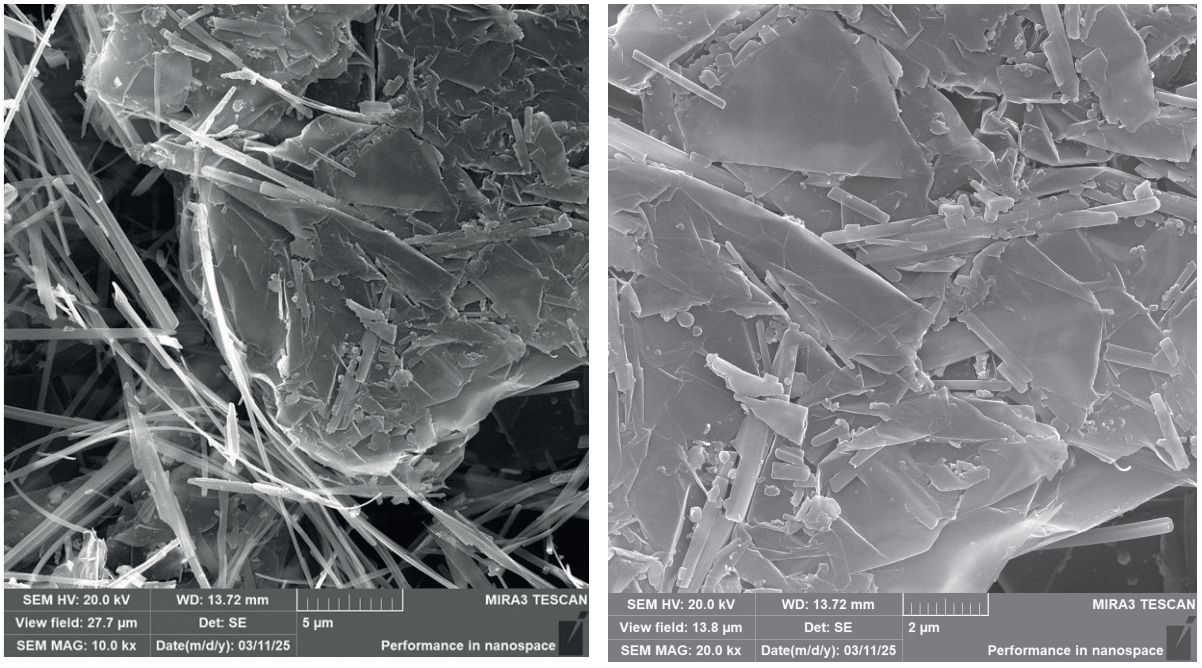


Рис. 9. Снимки СЭМ вспененного графита Exfoliated graphite powder NRE

Проведение ультразвукового диспергирования в течение 2 ч при нормальном давлении привело к разрушению крупных графитовых частиц. Полученная структура состоит из чешуек меньшей толщины (рис. 10). Гранулометрический анализ показал, что 90 % частиц имеют размер меньше 42,5 мкм, 50 % частиц – меньше 3,3 мкм, а 10 % частиц – меньше 0,12 мкм (рис. 11). Полученная суспензия имеет хорошую седиментационную устойчивость. После диспергирования суспензия имела черный цвет, спустя 4 месяца цвет суспензии остался неизменным, расслоения суспензии не наблюдается (рис. 12).

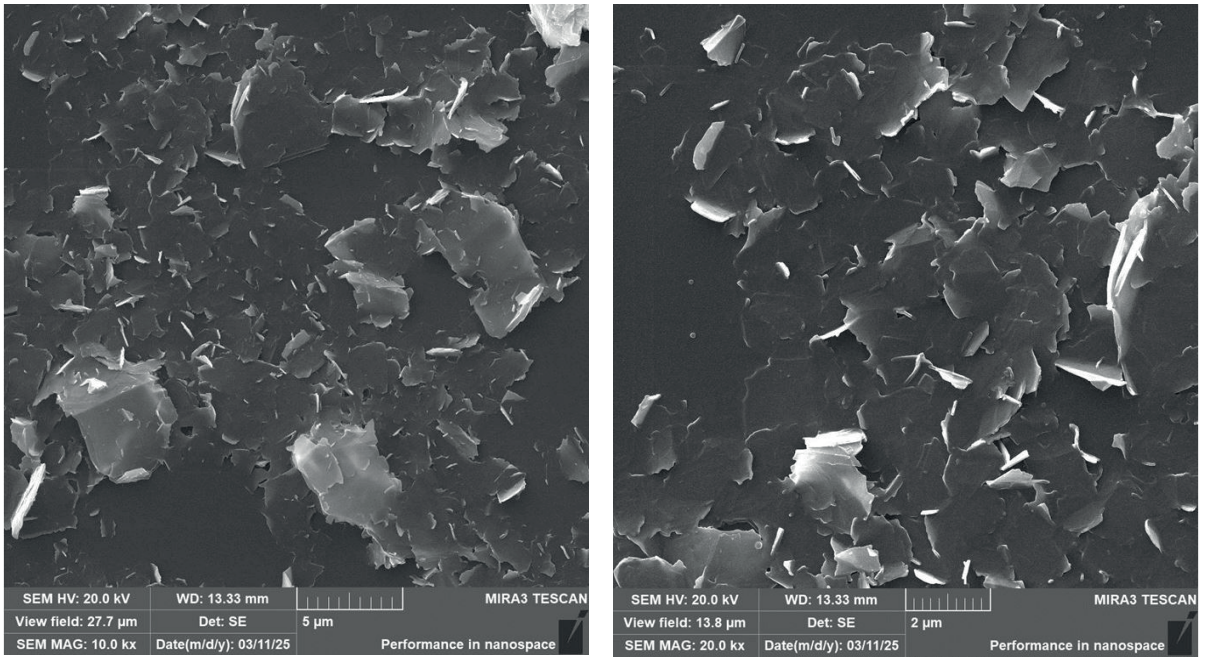


Рис. 10. Снимки СЭМ вспененного графита Exfoliated graphite powder NRE после УЗО в течение 2 ч

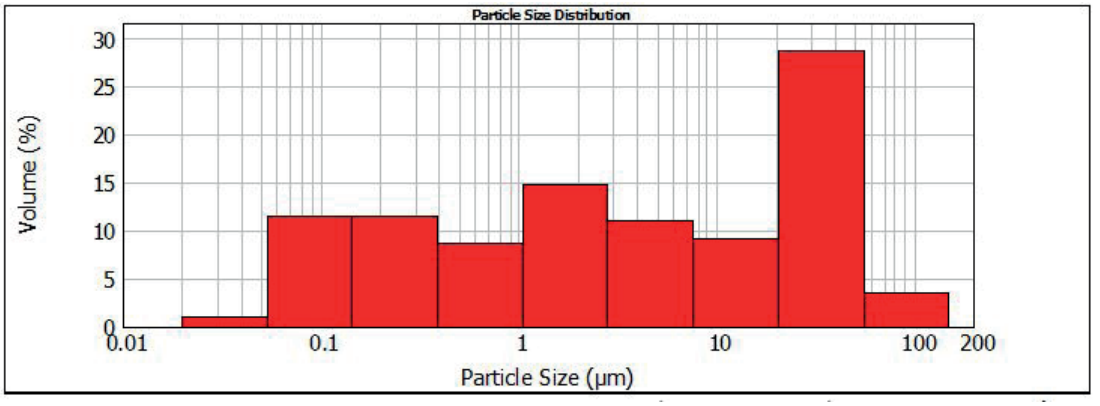


Рис. 11. Результаты гранулометрического исследования (мокрый метод) вспененного графита после УЗО в течение 2 ч



а *б*

Рис. 12. Дисперисии графита сразу после УЗО в течение 2 ч (*а*) и через 4 месяца (*б*)

УЗО в течение 2 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм привело к ещё большему измельчению графитовых частиц (рис. 13). На снимках СЭМ наблюдается чешуйки толщиной меньше, чем после УЗО в течение 2 ч при нормальном давлении. Гранулометрические исследования показали, что 90 % частиц имеют размер меньше 2,2 мкм, 50 % частиц – меньше 0,18 мкм, а 10 % частиц – меньше 0,13 мкм (рис. 14). Суспензия также имеет высокую седиментационную устойчивость, изменений спустя 4 месяца после УЗО не наблюдается (рис. 15).

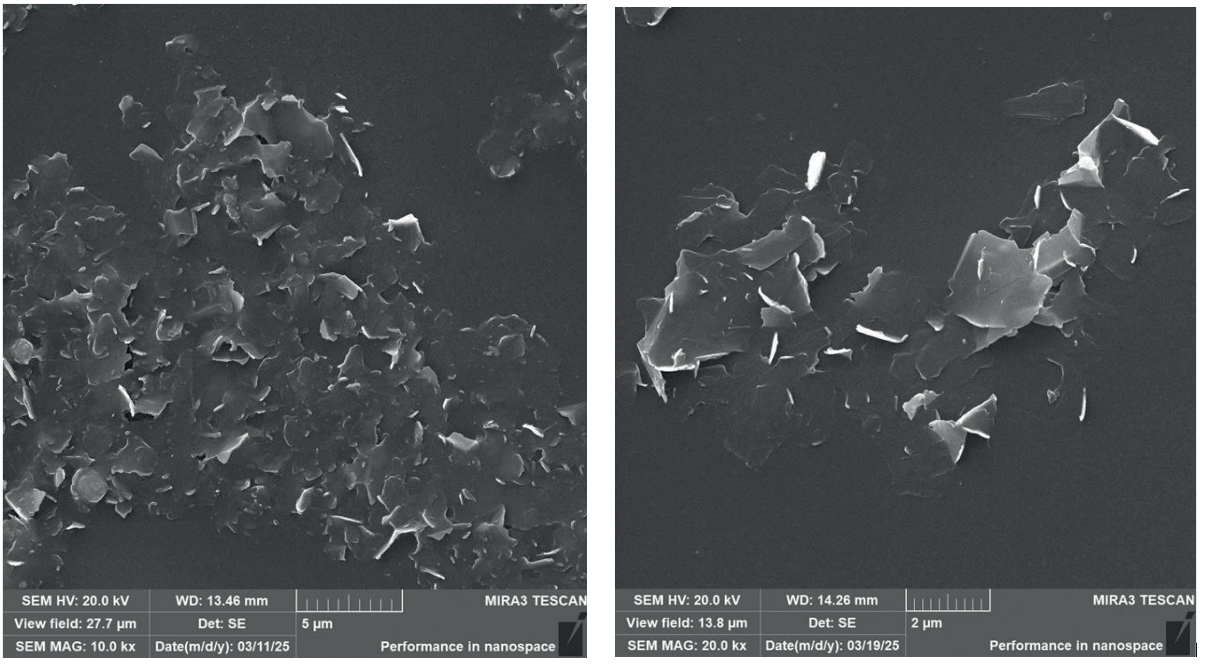


Рис. 13. Снимки СЭМ вспененного графита Exfoliated graphite powder NRE после УЗО в течение 2 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм

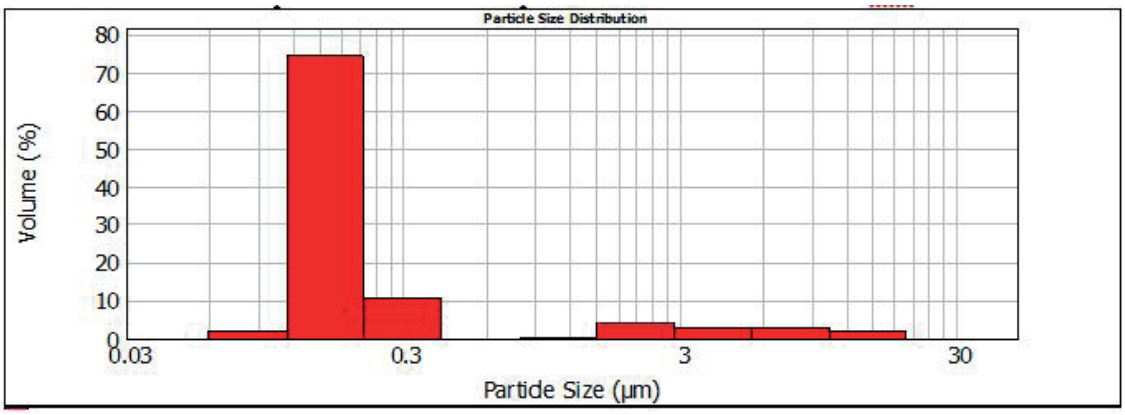


Рис. 14. Результаты гранулометрического исследования (мокрый метод) вспененного графита после УЗО в течение 2 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм



а *б*

Рис. 15. Дисперсии графита сразу после УЗО в течение 2 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм (*а*) и через 4 месяца (*б*)

Ультразвуковое диспергирование графитовой суспензии в течение 5 ч при нормальном давлении привело к измельчению частиц графита не только на чешуйки, но и на отдельные сферические наноразмерные частицы (рис. 16). Диаметр отдельных частиц составил ~ 20 нм. Гранулометрический анализ показал, что 90 % частиц имеют размер меньше 0,22 мкм, 50 % частиц – меньше 0,17 мкм, а 10 % частиц – меньше 0,13 мкм (рис. 17). Суспензии также обладают высокой седиментационной устойчивостью в течение 4 месяцев, диспергированный графит в осадок не выпадает (рис. 18).

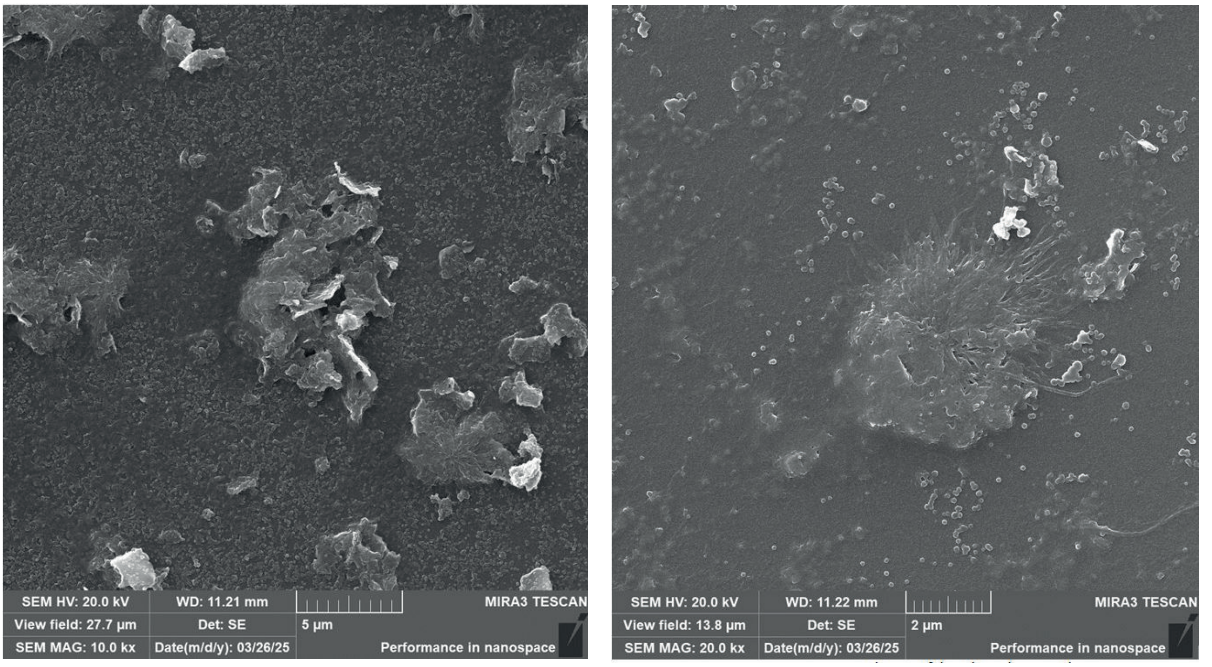


Рис. 16. Снимки СЭМ вспененного графита Exfoliated graphite powder NRE после УЗО в течение 5 ч

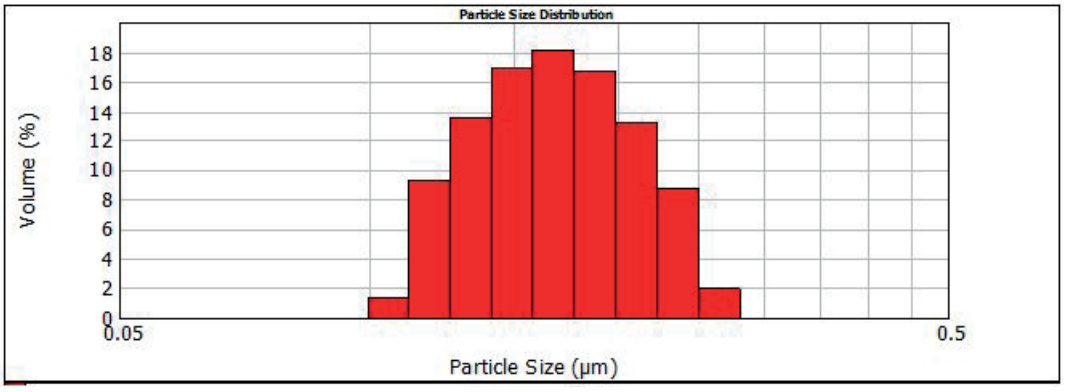


Рис. 17. Результаты гранулометрического исследования (мокрый метод) вспененного графита после УЗО в течение 5 ч



а *б*

Рис. 18. Дисперсии графита сразу после УЗО в течение 5 ч (*а*) и через 4 месяца (*б*)

При диспергировании суспензии графита в течение 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм также наблюдается измельчение частиц графита не только на чешуйки, но и на отдельные сферические наноразмерные частицы (рис. 19). Однако количество крупных сферических частиц графита значительно меньше, данная суспензия является наиболее высокодисперсной из исследованных. Результаты гранулометрического анализа суспензии лишь незначительно отличаются от образца, обработанного в течение 5 ч при нормальном давлении, и показали, что 90 % частиц имеют размер меньше 0,22 мкм, 50 % частиц – меньше 0,17 мкм, а 10 % частиц – меньше 0,13 мкм (рис. 20). Суспезия графита остаётся седиментационно устойчивой на протяжении 4 месяцев (рис. 21).

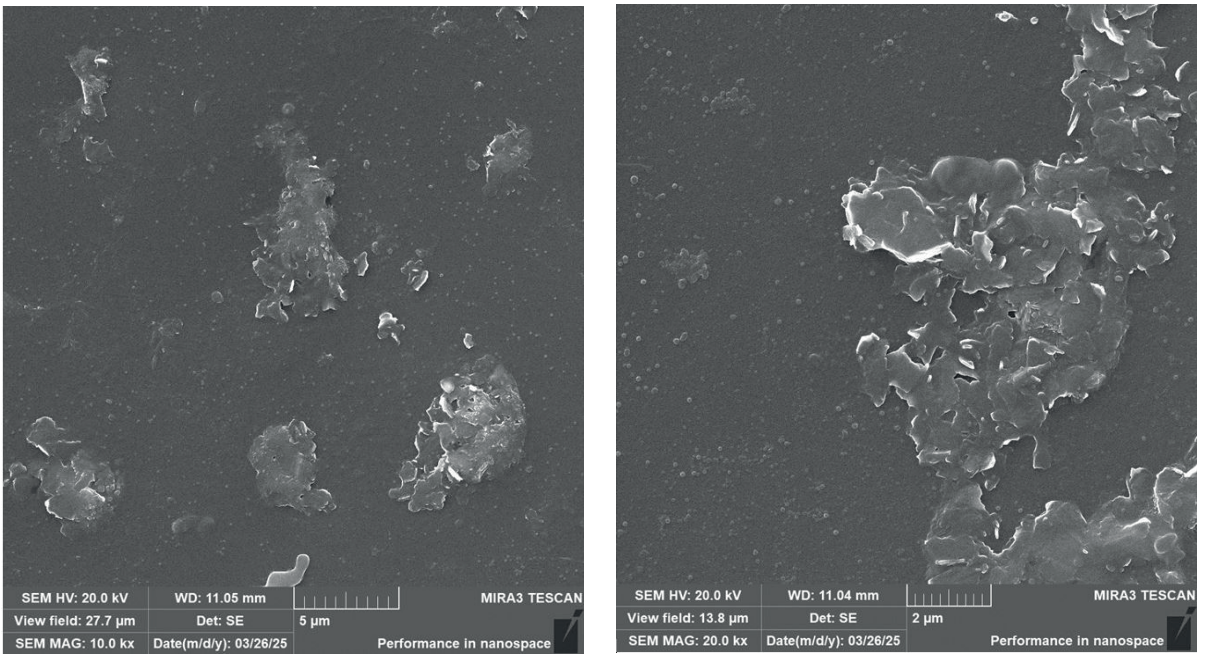


Рис. 19. Снимки СЭМ вспененного графита Exfoliated graphite powder NRE после УЗО в течение 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм

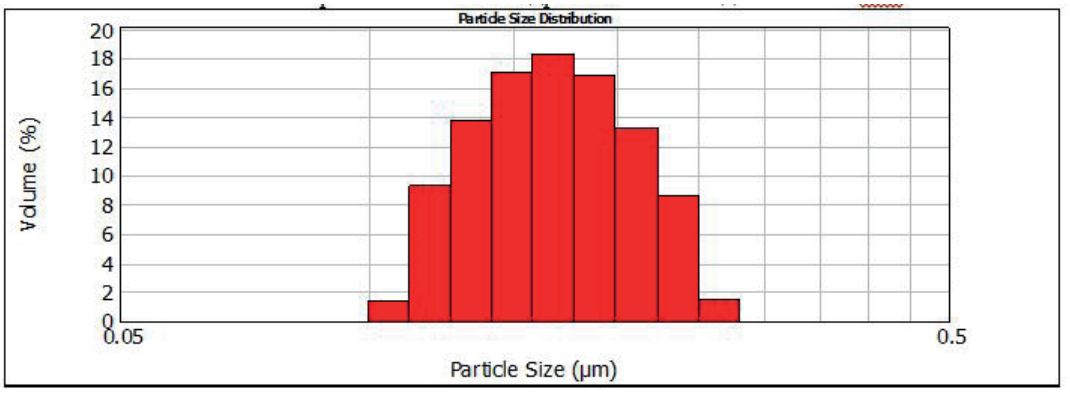


Рис. 20. Результаты гранулометрического исследования (мокрый метод) вспененного графита после УЗО в течение 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм



а *б*

Рис. 21. Дисперисии графита сразу после УЗО в течение 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм (*а*) и через 4 месяца (*б*)

Анализ экспериментальных данных по ультразвуковому диспергированию вспененного графита показал, что УЗО графитовых суспензий приводит к значительному измельчению графитовых частиц, а при избыточном гидростатическом давлении процесс диспергирования проходит эффективнее. Оптимальное время ультразвуковой обработки составило 5 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм. Полученные суспензии таким методом являются устойчивыми на протяжении долгого времени, что свидетельствует об отсутствии крупных графитовых частиц.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показано, что ультразвуковая обработка порошкового графита в растворителях позволяет получать высокодисперсный графит, а избыточное гидростатическое давление позволяет повысить эффективность этого процесса, в том числе добиться расслоения графитовых частиц на отдельные тонкие чешуйки, за счёт повышения порога кавитации. Оптимальным способом диспергирования порошкового графита является УЗО в течение 15 мин при избыточном гидростатическом давлении 3 атм в бензоле.

2. Анализ экспериментальных данных показал, что ультразвуковая обработка вспененного графита в жидкой среде приводит к измельчению частиц графита до наноразмеров, а избыточное гидростатическое давление повышает эффективность процесса ультразвукового диспергирования. Оптимальным временем ультразвукового диспергирования является 5 часов при избыточном гидростатическом давлении 2 атм.

3. Гранулометрический анализ графитовой суспензии после 5 ч ультразвуковой обработки при избыточном гидростатическом давлении 2 атм показал, что 90 % частиц имеют размер меньше 0,22 мкм, 50 % частиц – меньше 0,17 мкм, 10 % частиц – меньше 0,13 мкм, а диаметр отдельных частиц составил ~ 20 нм. Полученные таким образом суспензии являются седиментационно устойчивыми.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру углеродного наноматериала / В. В. Рубаник [и др.] // Наноматериалы технического и медицинского назначения (III Международная школа «Физическое материаловедение») : сб. материалов, Самара, Тольятти, Ульяновск, Казань, 24–28 сентября 2007 г. / под ред. А. А. Викарчука. – Тольятти, 2007. – С. 175–177.
2. Fabrication of graphene from graphite using high-powered ultrasonic vibrators / Yen Hai Nguyen [et al.] // Materials Research Express. – 2024. – Vol. 11. – N° 2. – 025006.

3. Способ получения графена : пат. на изобр N° 24013 / В. В. Рубаник, В. Ф. Луцко, В. О. Савицкий, В. В. Рубаник мл., С. Ф. Сенько, А. Н. Салак, Нгуен Вьет Дунг, Буй Хунг Танг, Доан Динь Фуонг. – Опубл. 30.04.2023.
4. Получение графеновых структур и нанополимеров с использованием ультразвуковых колебаний / В. В. Рубаник [и др.] // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2021. – N° 3. – С. 74–83.
5. Получение водных суспензий графена под воздействием ультразвука в присутствии фторсодержащих ПАВ / В. М. Самойлов [и др.] // Неорган. материалы. – 2015. – Т. 51, N° 2. – С. 137–145.
6. Кульметьева, В. Б. Получение графенсодержащих суспензий диспергированием в водных растворах ПАВ / В. Б. Кульметьева, А. А. Поносова // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – N° 2–2.
7. Cleavage and size reduction of graphite crystal using ultrasound radiation / S. Los [et al.] // Carbon. – 2013. – Vol. 55 – Pp. 53–61.
8. Vadukumpully, S. Cationic surfactant mediated exfoliation of graphite into graphene flakes / S. Vadukumpully, J. Paul, S. Valiyaveettil // Carbon. – 2009. – Vol. 47. – N° 14. – Pp. 328–329.
9. Detection and quantification of graphene-family nanomaterials in theenvironment / D. G. Goodwin Jr. [et al.] // Environ. Sci. Technol. – 2018. – Vol. 52. – N° 8. – Pp. 4491–4513.
10. Research progress in preparation of graphene and its composites based on ionic liquids / S. Yang [et al.] // Sci. Sin. Chim. – 2016. – Vol. 46. – N° 12. – Pp. 1277–1291.
11. A non-dispersion strategy forlarge-scale production of ultra-high concentration graphene slurries in water / L. Dong [et al.] // Nat. Commun. – 2018. – Vol. 9. – N° 1. – P. 76.
12. Zhang, Bin. Study of ultrasonic dispersion of graphene nanoplatelets / Bin Zhang, Tijun Chen // Materials. – 2019. – Vol. 12. – N° 1757. – Pp. 1–20.
13. Розенберг, Л. Д. Мощные ультразвуковые поля / Л. Д. Розенберг. – М. : Наука, 1968. – 268 с.
14. Триботехнические характеристики смазочных материалов, модифицированных нанодисперсными наполнителями / М. Люты [и др.] // Наноструктурные материалы-2002: Беларусь – Россия : тез. докл. 2-го науч.-техн. семинара, 24–25 окт. 2002 г. – М. : ИМЕТ РАН, 2002. – 44 с.
15. Получение наносуспензий методом ультразвукового диспергирования / Н. К. Толочко [и др.] // Наноструктурные материалы-2004: Беларусь – Россия : материалы III междунар. семинара. – Минск : ИТМО им. В. А. Лыкова НАН Беларуси, 2004. – С. 240–241.

REFERCENS

1. Rubanik V. V., Klubovich V. V., Markova L. V., Moszharov S. E., Rubanik V. V. jr. Vliyanie ultrazvukovykh kolebanii na strukturu uglerodnogo nanomateriala [The influence of ultrasonic vibrations on the structure of carbon nanomaterial]. *Nanomaterialy tekhnicheskogo i medicinskogo naznachenia (III Mezhdunarodnaya shkola "Fizicheskoe materialovedenie"*) [Nanomaterials for technical and medical purposes (III International School "Physical Materials Science")]. Tolyatti, 2007, pp. 175–177. (in Russian).
2. Yen Hai Nguyen, et al. Fabrication of graphene from graphite using high-powered ultrasonic vibrators. *Materials Research Express*, 2024, vol. 11, N° 2, 025006.
3. Rubanik V. V., Lutsko V. F., Savitskii V. O., Rubanik ml. V. V., Sen'ko S. F., Salak A. N., Nguen V'et Dung, Bui Khung Tang, Doan Din' Fuong. *Sposob poluchenia grafena* [Method for producing grapheme]. Patent N° 24013, 2023. (in Russian).
4. Rubanik V. V., i dr. Poluchenie grafenovykh strukrur i nanopolimerov s ispolzovaniem ultrazvukovykh kolebanii [Obtaining graphene structures and nanopolymers using ultrasonic vibrations]. *Vektor nauki Tol'yattinskogo gosudarstvennogo universiteta* [Science Vector of Tolyatti State University], 2021, N° 3, pp. 74–83. (in Russian).
5. Samoilov V. M., i dr. Poluchenie vodnykh suspenzii grafena pod vozdeistviem ultrazvuka v prisutstvii ftorosoderzhaschhikh PAV [Obtaining aqueous suspensions of graphene under the influence of ultrasound in the presence of fluorine-containing SAS]. *Neorgan. Materialy* [Inorganic Materials], 2015, T. 51, N° 2, pp. 137–145. (in Russian).
6. Kulmetiema V. B., Ponosova A. A. Poluchenie grafenosoderzhashchikh suspenzii dispergirovaniem v vodnykh rastvorakh PAV [Obtaining graphene-containing suspensions by dispersion in aqueous solutions SAS]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovania* [Modern Problems of Science and Education], 2015, N° 2–2. (in Russian).

7. S. Los, et al. Cleavage and size reduction of graphite crystal using ultrasound radiation. *Carbon*, 2013, vol. 55, pp. 53–61.
8. Vadukumpully S., et al. Cationic surfactant mediated exfoliation of graphite into graphene flakes. *Carbon*, 2009, vol. 47, N° 14, pp. 328–329.
9. Goodwin Jr. D. G., [et al.] Detection and quantification of graphene-family nanomaterials in theenvironment. *Environ. Sci. Technol*, 2018, vol. 52, N° 8, pp. 4491–4513.
10. Yang S., et al. Research progress in preparation of graphene and its composites based on ionic liquids. *Sci. Sin. Chim*, 2016, vol. 46, N° 12, pp. 1277–1291.
11. Dong L., et al. A non-dispersion strategy forlarge-scale production of ultra-high concentration graphene slurries in water. *Nat. Commun*., 2018, vol. 9, N° 1, p. 76.
12. Bin Zhang, Tijun Chen. Study of ultrasonic dispersion of graphene nanoplatelets. *Materials*, 2019, vol. 12, N° 1757, pp. 1–20.
13. Rozenberg L. D. *Moschhnie ultrazvukovye polya* [Powerful ultrasonic fields]. Moscow, Nauka Publ., 1968, 265 p. (in Russian).
14. Luti M., i dr. Tribotekhnicheskie kharakteristiki smazochnykh materialov, modifitsirovanykh nanodispersnymi napolnitelyami [Tribological characteristics of lubricants modified with nanodispersed fillers]. *Tez. dokl. 2-go nauch.-tekhn. seminara «Nanostrukturnye materialy-2002: Belarus' – Rossiya»* [Theses of the Reports of the 2nd Scientific and Technical Seminar "Nanostructured Materials-2002: Belarus – Russia"]. Moscow, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS Publ., 2002, 44 p. (in Russian).
15. Tolochko N. K., i dr. Poluchenie nanosuspenzii metodom ultrazvukovogo dispergirovania [Obtaining nanosuspensions by ultrasonic dispersion]. *Materialy III mezhdunar. seminara «Nanostrukturnye materialy-2004: Belarus' – Rossiya»* [Proceedings of the III international seminar "Nanostructured materials-2004: Belarus – Russia"]. Minsk, A. V. Luikov Institute of Heat and Mass Transfer of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2004, pp. 240–241. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 02.07.2025 г.

УДК 621.764.1

ВАКУУМНЫЙ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЙ СТЕНД ДЛЯ МОНИТОРИНГА *IN-SITU* ПРОЦЕССОВ МОДИФИКАЦИИ И СИНТЕЗА ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННОЙ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ

[1]М. В. Савчук, [1]В. В. Денисов, [1]Н. Н. Коваль,
[1]А. Д. Тересов, [1]Е. В. Островерхов, [1]С. С. Ковальский,
[1]Д. Ю. Игнатов, [1]Ю. А. Денисова, [1]А. А. Леонов,
[1]А. О. Егоров, [1]В. В. Яковлев, [2]М. С. Сыртанов

[1]Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Российская Федерация

Представлен вакуумный электронно-ионно-плазменный стенд (ВЭИПС), разработанный для in-situ синхротронного мониторинга процессов при синтезе функциональных покрытий на поверхности материалов и изделий методами пучково-плазменной инженерии. Приведены результаты in-situ исследования с использованием синхротронного излучения процессов фазообразования жаростойкого покрытия на основе системы Ti–B–Si, легированного хромом, синтезируемого вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом.

Ключевые слова: синхротронное излучение, *in-situ* процесс, модификация поверхности, вакуумно-дуговое нанесение покрытия, плазменное ассистирование, многослойные покрытия, газо-металлическая плазма, рентгенофазовый анализ

VACUUM ELECTRON-ION-PLASMA SETUP FOR *IN-SITU* MONITORING OF SURFACE MODIFICATION AND COATING SYNTHESIS PROCESSES USING BEAM-PLASMA SURFACE ENGINEERING TECHNIQUES

[1]M. V. Savchuk, [1]V. V. Denisov, [1]N. N. Koval,
[1]A. D. Teresov, [1]E. V. Ostroverkhov, [1]S. S. Kovalsky,
[1]D. Yu. Ignatov, [1]Yu. A. Denisova, [1]A. A. Leonov,
[1]A. O. Egorov, [1]V. V. Yakovlev, [2]M. S. Syrtanov

[1]Institute of High Current Electronics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation
[2]National Research Tomsk Polytechnic University,
Tomsk, Russian Federation

A vacuum electron-ion-plasma setup (VEIPs) has been developed for in-situ synchrotron monitoring of processes during the synthesis of functional coatings on material and component surfaces using beam-plasma surface engineering techniques. The results of in-situ studies using synchrotron radiation are presented, focusing on phase formation in a heat-resistant coating based on the Ti–B–Si system alloyed with chromium, synthesized by a vacuum arc plasma-assisted deposition method.

Keywords: synchrotron radiation, in-situ process, surface modification, vacuum arc deposition, plasma assistance, multilayer coatings, gas-metal plasma, X-ray diffraction (XRD) analysis

e-mail: smv@lppip.hcei.tsc.ru

Функциональные покрытия широко используются в различных областях, таких как космическая, авиационная, инструментальная, медицинская и другие отрасли. Широко распространены в производстве и исследованиях такие методы формирования покрытий, как вакуумно-дуговое, в том числе с плазменным ассистированием, магнетронное осаждение, электронно-лучевое испарение, а также электронно-пучковая модификация поверхности импульсными электронными пучками, ионное легирование и другие методы пучково-плазменной инженерии поверхности. Важнейшим для поступательного развития технологии создания покрытий с заданными свойствами является разработка и создание инструментов, позволяющих в относительно короткие сроки получать информацию о влиянии различных условий на процесс синтеза фаз в покрытии, структуру формируемых слоев, трибологические свойства и целом ряде других параметров. Методы, основанные на использовании синхротронного излучения, благодаря его высокой интенсивности, позволяют получать информацию о фазовом составе и других параметрах за единицы-десятки секунд, то есть обладают высоким пространственным и временным разрешением. Рентгенофазовый анализ поверхности материалов, реализуемый с использованием синхротронного излучения, используется в анализе тонкопленочных покрытий и позволяет определять фазовый состав, кристаллическую структуру, параметры кристаллической решетки [1, 2]. Как правило исследования проводятся в режиме *ex-situ*, то есть после окончания процесса синтеза покрытия в вакуумной камере, когда процесс фазообразования завершен. Отсутствие возможности наблюдать за процессом формирования фаз в режиме реального времени, то есть во время роста покрытия, не позволяет отследить цепочку фазовых превращений, происходящих при реализации конкретного комплекса условий (температура поверхности, плотность потока ионов, энергия ионов, давление, токи разрядов и т. д.). Только использование режима *in-situ* позволяет быстро и точно определить картину превращений, определить влияние отдельного параметра (условия) или сразу группы параметров на образование тех или иных фаз, структуры, уровня внутренних напряжений, закономерностей и механизмов фазообразования.

Для мониторинга процессов фазообразования, формирования структуры покрытия в процессе синтеза в лаборатории пучково-плазменной инженерии поверхности в рамках проекта № 075-15-2021-1348 Федеральной научно-технической программы развития синхротронных и нейтронных исследований и исследовательской инфраструктуры разработан и создан специализированный вакуумный электронно-ионно-плазменный стенд ВЭИПС [3].

В данной работе описаны возможности стенда ВЭИПС-1, установленного в настоящий момент на источнике синхротронного излучения на канале № 6 СИ ВЭПП-3 в Институте ядерной физики Сибирского отделения Российской академии наук в г. Новосибирске. Также в работе кратко представлены результаты *in-situ* исследования процесса формирования фазового состава жаростойкого покрытия на основе системы Ti–B–Si.

Вакуумная камера стенда представляет собой полый цилиндр диаметром 500 мм и длиной 560 мм. Спроектированная вакуумная камера имеет водяное охлаждение, что позволяет проводить эксперименты по синтезированию покрытий при температуре до 500 °C. Реализована подача трёх рабочих газов (Ar, N_2, O_2) в вакуумную камеру. Для присоединения источников плазмы вакуумная камера оборудована пятью патрубками с посадочными фланцами стандарта ISO 160, направленными на ось камеры, в область крепления исследуемого образца.

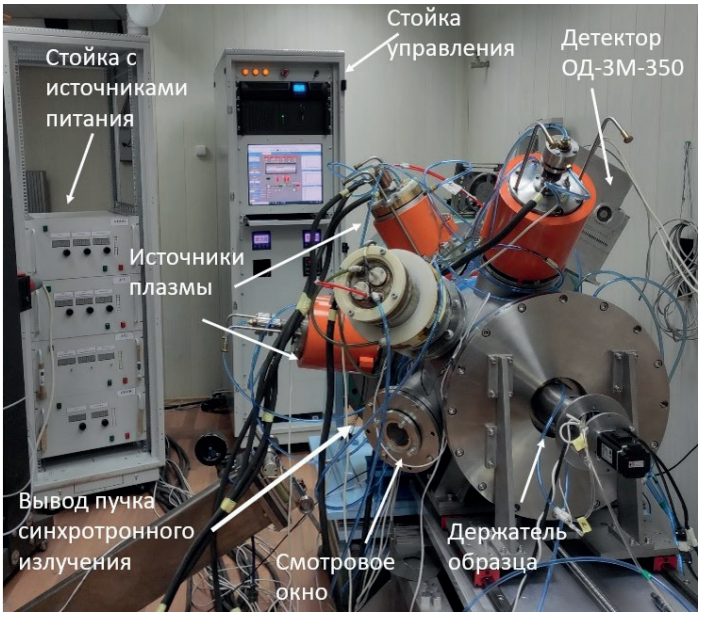


Рис. 1. Внешний вид лабораторного стенда ВЭИПС

Крепление образца с размерами не более 15×15 мм и толщиной не более 5 мм производится на держателе образца. Держатель образца вводится через торцевой фланец вакуумной камеры и обеспечивается возможность юстировки и поворота образца под пучком синхротронного излучения. Держатель образца имеет возможность подачи напряжения смещения величиной до 1000 В на образец. Образец имеет возможность юстировки и поворота относительно оси камеры, для подстройки поверхности образца под выход пучка синхротронного излучения. В процессе формирования покрытия образец стационарен.

Откачка вакуумной камеры до рабочего давления производится за счет вакуумного поста, спроектированного для ВЭИПС. Вакуумный пост позволяет откачивать камеру до предельного давления остаточного газа не более $1 \cdot 10^{-3}$ Па. В состав вакуумного поста входит спиральный насос со скоростью откачки 16 л/с и турбомолекулярный насос, со скоростью откачки по азоту 730 л/с.

Стойка управления предназначена для управления и контроля давления в камере, водяного протока, температуры и расхода газа в вакуумной камере во время проведения экспериментов.

Стойка с источниками питания высотой 40U позволяет устанавливать источники питания, необходимые для проведения процессов синтезирования и исследования покрытий.

Для проверки возможностей созданного стенда было проведено исследование процесса осаждения покрытия системы Ti–B–Si, легированного хромом.

Процесс нанесения покрытия осуществлялся вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом. Источник газовой плазмы «ПИНК» [4] использовался для нагрева и очистки подложки ионной бомбардировкой, а также плазменного ассистирования ионами газа в процессе формирования покрытия. Для генерации металлической плазмы использовались два вакуумно-дуговых испарителя с катодами из хрома (Cr) и композиционного (TiBSiNi), изготовленного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

В течение всего времени проведения процесса синтеза покрытия производилась съемка рентгенограмм, получаемых ежеминутно. Серия полученных рентгенограмм покрытия на образце (Cr+TiBSiNi)N/ВК8, полученных в процессе нанесения покрытия на экспериментальном стенде ВЭИПС, представлена на рис. 2 в виде проекции дифрагированной интенсивности на плоскость «угол дифракции – время». Анализ рентгенограмм показывает, что в начальный момент времени фиксируются рефлексы карбида вольфрама (WC), которые соответствуют материалу подложки из сплава ВК8. После начала осаждения покрытия происходит снижение интенсивности рефлексов, вызванное экранированием подложки синтезированным покрытием, и наблюдается рост интенсивности рефлексов покрытия.

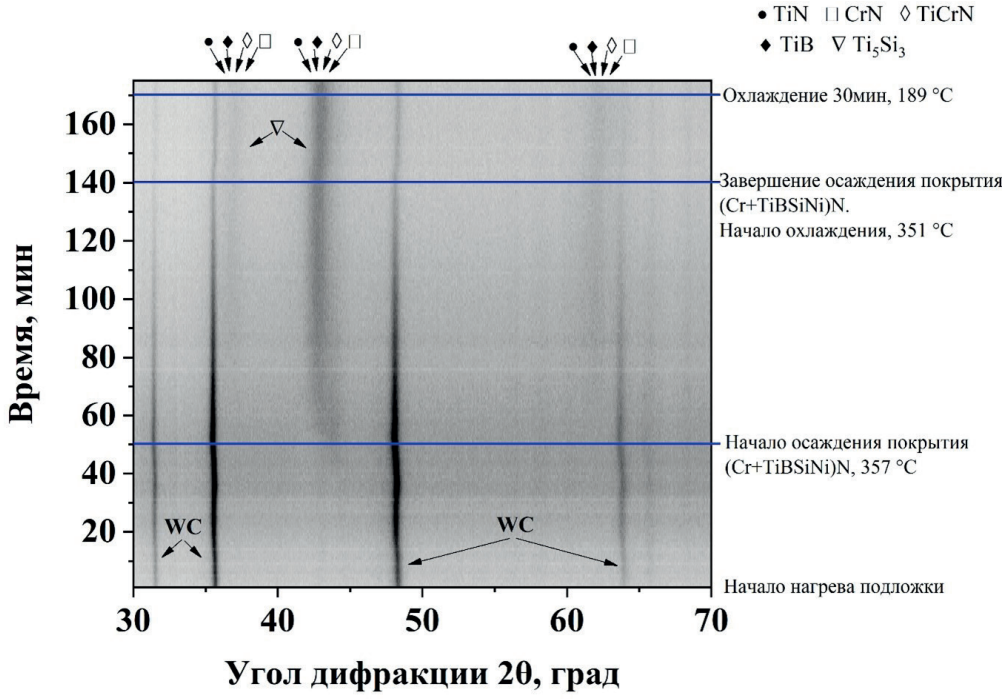


Рис. 2. Серия рентгенограмм образца покрытия (Cr+TiBSiNi)N/ВК8, полученных в процессе нанесения покрытия на экспериментальном стенде ВЭИПС, представленная в виде проекции дифрагированной интенсивности на плоскость «угол дифракции – время»

Для количественного определения фазового состава и уровня микронапряжений в формируемом покрытии использовались рентгенограммы, фиксируемые на конкретных минутах эксперимента (рис. 3).

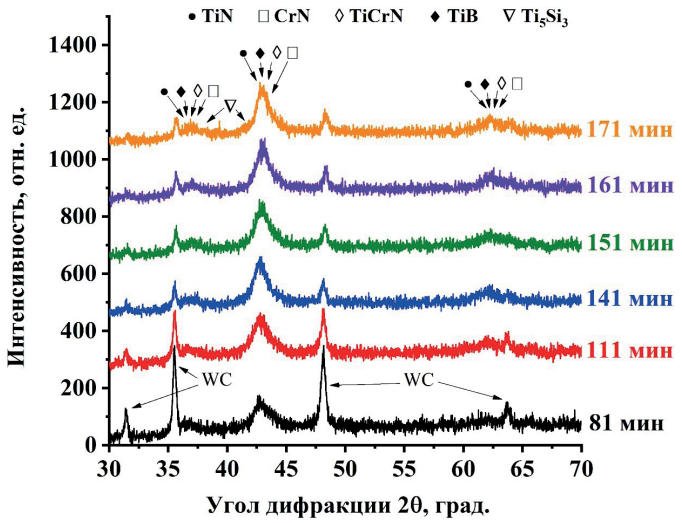


Рис. 3. Рентгенограммы покрытия (Cr+TiBSiNi)N, фиксируемые на определенной минуте эксперимента

Анализируя полученные в режиме *in-situ* рентгенограммы, можно отметить следующее:

На 81 мин эксперимента. Покрытие (Cr+TiBSiNi)N осаждается в течение 30 мин. И на этой минуте было зафиксировано кроме образовавшихся фаз TiN, CrN и (Ti, Cr)N, формирование новой фазы – TiB. Основной фазой формируемого покрытия является нитрид титана TiN и составляет 68 %. (Ti, Cr)N и CrN на этой минуте сформировалось 15,6 и 6,5 % соответственно. Это обусловлено разной величиной тока разряда вакуумно-дуговых испарителей;

На 111 мин эксперимента. Покрытие (Cr+TiBSiNi)N осаждается в течение 60 мин. И на этой минуте было зафиксировано формирование новой фазы – Ti_5Si_3. К данной минуте эксперимента относительное содержание фазы TiN снизилось до 50,9 %, а содержание (Ti, Cr)N и CrN увеличилось до 19,4 и 6,8 % соответственно. Фаза Ti_5Si_3 содержится в количестве 20,3 %;

На 141 мин эксперимента. Покрытие (Cr+TiBSiNi)N осаждается в течение 90 мин. И на этой минуте закончился процесс осаждения покрытия и началось охлаждение в вакууме. На данном этапе наблюдается снижение относительного содержания TiN до 41,9 % и небольшого увеличения количества CrN – 10,7 %, а также фазы Ti_5Si_3 – 26,8 %;

На 151–171 мин эксперимента сформированное покрытие охлаждалось в течение 10 мин, и температура снизилась с 351 до 189 °C. Во время охлаждения подложки наблюдалось незначительное увеличение содержания CrN с 13,2 до 17,3 %, и уменьшение Ti_5Si_3 22,5–18,9 %. Относительное содержание фаз TiN – практически не изменяется 39,1–40,8 %, а фазы (Ti, Cr)N снижается – 23,8–21,8 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенного цикла исследований на разработанном и созданном специализированном вакуумном электронно-ионно-плазменном стенде ВЭИПС-1 была продемонстрирована возможность проведения исследования в режиме *in-situ* процесса фазообразования в покрытии системы (Cr+TiBSiNi)N на подложке ВК8. Выявлены закономерности процесса формирования фазового состава в жаростойком покрытии, синтезированном вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом осаждения. Методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения источника ВЭПП-3 было установлено, что при осаждении покрытия (Cr+TiBSiNi)N на

твердый сплав ВК8 формируется многофазная структура, состоящая из фаз нитридов TiN, CrN и (Ti, Cr)N; борида TiB и силицида Ti_5Si_3. Полученные рентгенограммы позволили определить, что в первые минуты осаждения покрытия формируются только нитриды TiN, CrN и (Ti, Cr)N. После 30-й мин эксперимента было зафиксировано образование фазы борида титана TiB, а после 60 мин – силицида титана Ti_5Si_3.

ЛИТЕРАТУРА

1. In-situ анализ многослойных покрытий ZrN/CrN в процессе термического воздействия / А. В. Воронцов [и др.] // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 2. – С. 68–80. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.2-68-80.
2. Martin, P. M. Handbook of deposition technologies for films and coatings: Science, applications and technology / P. M. Martin. – 3rd ed. Norwich. – NY : William Andrew, 2010.
3. Результаты выполнения проекта *In situ* методы синхротронных исследований многослойных функциональных структур с уникальными параметрами и свойствами, созданных методом пучково-плазменной инженерии поверхности / А. Д. Тересов [и др.]. – Минск : БГУ, 2023. – С. 310–313.
4. Plasma Generation in a Pulsed Mode of a Non-Self-Sustained Arc Discharge with a Hybrid Hot-and-hollow Cathode / V. V. Denisov [et al.] // Russian Physics Journal. – 2019. – DOI: 10.1007/s11182-019-01743-7.

REFERENCES

1. Voroncov A. V., Filippov A. V., Shamarin N. N., Moskvichev E. N., Novickaya O. S., Knyazhev E. O., Denisova Yu. A., Leonov A. A., Denisov V. V. In-situ analiz mnogosloinykh pokrytii ZrN/CrN v processe termicheskogo vozdeistviya [*In-situ* analysis of multilayer ZrN/CrN coatings during thermal exposure]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty).* [Metal Working and Material Science], 2023, vol. 25, № 2, pp. 68–80. (in Russian). DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.2-68-80.
2. Martin P. M., Ed. *Handbook of deposition technologies for films and coatings: Science, applications and technology.* NY, William Andrew, 2010.
3. Teresov A. D., Denisov V. V., Koval N. N., Ratahin N. A., Shmakov A. N. *Rezultaty vypolneniya proekta In situ metody sinkhrotronnykh issledovanii mnogosloinykh funktsional'nykh struktur s unikal'nymi parametrami i svoistvami, sozdannykh metodom puchkovo-plazmennoi inzhenerii poverkhnosti* [Results of the project In situ methods of synchrotron studies of multilayer functional structures with unique parameters and properties created by the method of beam-plasma surface engineering]. Minsk, Belarusian State University Publ., 2023, pp. 310–313. (in Russian).
4. Denisov V. V., Akhmadeev Y. K., Koval N. N., Kovalskii S. S., Pedin N. N., Yakovlev V. V. Plasma Generation in a Pulsed Mode of a Non-Self-Sustained Arc Discharge with a Hybrid Hot-and-hollow Cathode. *Russian Physics Journal*, 2019. DOI: 10.1007/s11182-019-01743-7.

Статья поступила в редакцию 30.05.2025 г.

УДК 537.525

ГЕНЕРАТОР ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННЫХ ОБРАЗОВАНИЙ ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-АССИСТИРОВАННОГО НАПЫЛЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

[1]М. В. Савчук, [1]В. В. Денисов, [1]С. С. Ковальский,
[1]А. А. Леонов, [1]В. М. Савостиков,
[2]А. Б. Скосырский, [1]Ю. А. Денисова

[1]Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Российская Федерация

Исследованы закономерности генерации газо-металлической плазмы в двух схемах на основе разрядов низкого давления, с полым анодом и полым катодом. Измерены азимутальные распределения основных параметров плазмы в вакуумной камере, определена степень неоднородности концентрации заряженных частиц в обеих системах. Представлены результаты сравнения фазового состава и твердости композиционных покрытий системы (Zr + TiBSiNi)N, осажденных в исследуемых разрядных системах плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом напыления.

Ключевые слова: вакуумно-дуговое осаждение, плазменное ассистирование, упрочняющие покрытия, пучково-плазменное образование, газо-металлическая плазма

GENERATOR OF GAS-METALLIC BEAM-PLASMA FORMATIONS FOR PLASMA-ASSISTED DEPOSITING OF FUNCTIONAL COATINGS

[1]M. V. Savchuk, [1]V. V. Denisov, [1]S. S. Kovalsky,
[1]A. A. Leonov, [1]V. M. Savostikov,
[2]A. B. Skosyrsky, [1]Yu. A. Denisova

[1]Institute of High Current Electronics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation
[2]National Research Tomsk State University,
Tomsk, Russian Federation

Patterns of gas-metal plasma generation in two low-pressure discharge schemes, with a hollow anode and a hollow cathode, have been investigated. Azimuthal distributions of the main plasma parameters in the vacuum chamber were measured, and the degree of non-

uniformity of charged particle concentration in both systems was determined. The results of a comparison of the phase composition and hardness of (Zr + TiBSiNi)N composite coatings deposited by vacuum-arc plasma-assisted deposition in the studied discharge systems are presented.

Keywords: vacuum-arc discharge, plasma assisting, hardening coatings, beam-plasma formation, gas-metal plasma

e-mail: mixail96@bk.ru

ВВЕДЕНИЕ

Современные технологии нанесения функциональных покрытий играют ключевую роль в повышении эксплуатационных характеристик материалов в различных отраслях промышленности, включая авиакосмическую, энергетическую и медицинскую сферы. Вакуумно-дуговое плазменно-ассистированное осаждение покрытий является одним из наиболее эффективных методов получения покрытий, который обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, позволяет синтезировать слои с заданными свойствами, в том числе обеспечивает изменяемую величину плотности потока ионов на поверхность материала и, соответственно, влияет на структуру растущего слоя [1]. Однако для проведения процессов вакуумно-дугового плазменно-ассистированного напыления в больших вакуумных объемах необходимо производить генерацию объемно-однородной газо-металлической плазмы и обеспечивать возможность независимой регулировки основных условий синтеза покрытий. Генерация относительно однородной газо-металлической плазмы производится в несамостоятельном тлеющем разряде с полым катодом [2].

Плазма, генерируемая в полом катоде тлеющего разряда с внешней инжекцией электронов, по способу генерации относится к пучково-плазменным образованиям (ППО). Основные параметры плазменной среды (концентрация, температура электронов, потенциал плазмы) определяются параметрами пучка заряженных частиц, в данном случае пучком инжектируемых электронов. При этом разрядная система обеспечивает устойчивое горение разряда в заданном диапазоне рабочих параметров, включая давление, ток и напряжение. Уникальные свойства ППО открывают широкие возможности для их использования в различных научных и прикладных исследованиях [2, 3].

В работе [4] проводились исследование закономерностей генерации газо-металлической плазмы на экспериментальном стенде, собранном на основе промышленной установки ННВ-6.6-И1, с габаритными размерами 650×650×650 мм. В этой работе подробно описаны две разрядные схемы: традиционная и генерации ППО. Во второй схеме обеспечивается генерация газового пучково-плазменного образования с низкой степенью неоднородности, составляющей не более 30 % [2].

Целью данной работы являлось сравнение характерных значений параметров газовых и газо-металлических плазменных образований и степени неоднородности концентрации заряженных частиц в них, а также выявление особенностей осаждения композиционного покрытия в газо-металлическом ППО.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

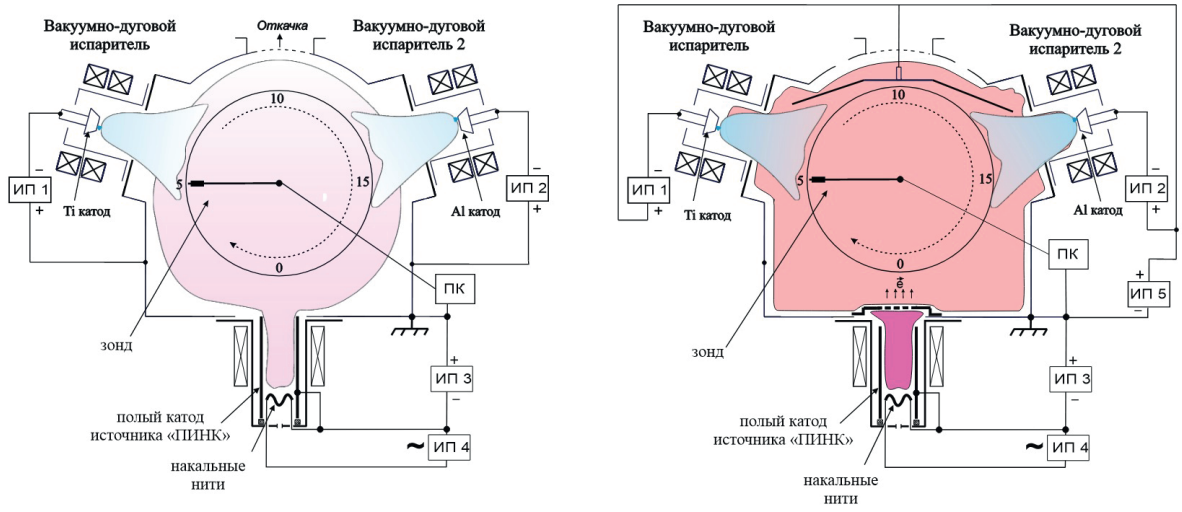
В двух разрядных схемах, представленных на рис. 1, формировалась газовая и газо-металлическая плазма при выключенных и включенных электродуговых испарителях соответственно. На рис. 1*а* представлена традиционная разрядная схема. Под этим понятием подразумевается схема для генерации плазмы, в которой стенки вакуумной

камеры являются анодом для источника газовой плазмы «ПИНК» [5] и для двух вакуумно-дуговых испарителей.

Разрядная схема, представленная на рис. 1*б* имеет несколько основных отличий от традиционной разрядной схемы. Газо-металлическое пучково-плазменное образование формируется в полом катоде несамостоятельного тлеющего разряда. Разряд зажигается между стенками вакуумной камеры, являющимися полым катодом и кольцевыми анодами. Кольцевые аноды также являются анодами для вакуумно-дуговых испарителей. Для стабильного горения разряда из плазмы источника «ПИНК» производится эмиссия электронов, их ускорение и осцилляция в полом катоде. Для этого выходная апертура источника плазмы «ПИНК» была перекрыты мелкоструктурной сеткой, обладающей потенциалом полого катода тлеющего разряда.

Режимы напыления в обоих разрядных схемах подбирались таким образом, чтобы количество поступающей в разрядный промежуток энергии было одинаковым. Для режима генерации газовой плазмы и газо-металлической плазмы мощность составляла 2700 и 6900 Вт соответственно. В табл. 1, 2 представлены параметры режима напыления для двух разрядных схем, описанных выше.

Сравнение характерных особенностей генерации плазмы в обеих системах производилось на основе результатов зондовых измерений параметров плазмы.



а *б*

Рис. 1. Схемы экспериментальных установок для реализации процессов плазменно-ассистированного напыления:
а – традиционная разрядная схема; *б* – разрядная схема для генерации пучково-плазменного образования в несамостоятельном тлеющем разряде с полым катодом

С помощью одиночного цилиндрического зонда Ленгмюра было получено азимутальное распределение концентрации плазмы. Измерения проводились по 20 точкам на расстоянии 250 мм от оси вращения, соответствующей центральной оси вакуумной камеры. На рис. 1 отмечены четыре точки (0, 5, 10 и 15). Данные, полученные в процессе зондовых измерений [6], регистрировались с помощью автоматизированной системы зондовых измерений, представлены в табл. 1. Для расчета коэффициента неравномерности азимутального распределения концентрации плазмы в рабочем объеме вакуумной камеры для каждой серии измерений зондовых характеристик было выбрано максимальное значение концентрации плазмы и рассчитано среднее значение концентрации плазмы, полученное по 20 точкам.

Табл. 1

Результаты исследования основных параметров плазмы

№ эксперимента	Разрядная схема	Вакуумно-дуговые испарители	Среднее значение концентрации плазмы	Максимальное значение концентрации плазмы	Коэффициент неравномерности	Температура электронов
			$n_{ср}$, 1/м^3	n_{max}, 1/м^3	$(n_{max} - n_{ср}) / n_{ср}$, %	T_e, эВ
1	ППО	выкл.	$7{,}43 \cdot 10^{16}$	$1{,}5 \cdot 10^{17}$	102	1,3
2	традиционная	выкл	$3{,}62 \cdot 10^{16}$	$8 \cdot 10^{16}$	121	1,4
3	ППО	вкл	$5{,}3 \cdot 10^{16}$	$9{,}5 \cdot 10^{16}$	81	2,3
4	традиционная	вкл	$6{,}76 \cdot 10^{16}$	$1{,}33 \cdot 10^{17}$	97	1,5

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализируя полученные результаты, представленные в табл. 1, можно отметить, что коэффициент неравномерности в экспериментах № 1 и № 2 выше, чем в экспериментах № 3 и № 4. Уменьшение значения коэффициента неравномерности, вероятно, связано с включением двух дополнительных генераторов металлической плазмы. Использование в разрядной схеме двух дополнительных генераторов металлической плазмы приводит к выравниванию коэффициента неравномерности и увеличению среднего значения концентрации плазмы в разрядном промежутке. Для газо-металлического пучково-плазменного образования, формируемого в полом катоде несамостоятельного тлеющего разряда, среднее значение концентрации плазмы ниже, чем в газовом ППО. Потенциал плазмы в традиционной разрядной схеме для генерации газо-металлической плазмы составляет 2–3 В в то время как потенциал плазмы в газо-металлическом ППО имеет величину от 0 до -15 В, в зависимости от величин токов горения вакуумно-дуговых разрядов и положения зонда. По всей видимости, это связано с относительно малой площадью анода, в результате чего, для обеспечения правила непрерывности токов эффективная площадь анода должна быть больше его геометрической площади. Это реализуется за счет возникновения положительного анодного падения потенциала в газо-металлическом ППО.

Полученные значения температуры электронов T_e представлены в табл. 1. Средние значения температуры электронов в эксперименте № 1 и № 2 близки друг к другу. При включенных источниках металлической плазмы среднее значение температуры электронов в экспериментах № 3 и № 4 составляет 2,3 и 1,5 эВ соответственно. По всей видимости, это связано с тем, что в разрядной схеме для генерации газо-металлического ППО площадь анода мала в сравнении с площадью катода. Это приводит к тому, что ионы свободно замыкаются на стенки вакуумной камеры (полого катода), а уход электронов на анод затруднен из-за малой площади анода и большого количества электронов, эмитируемых с поверхности катодов генераторов металлической плазмы.

Повышенная температура электронов в газо-металлическом ППО по сравнению с газовым ППО, а также по сравнению с традиционной разрядной схемой является особенностью системы генерации газо-металлического ППО и накладывает особенности как на свойства плазменного образования, так и на процесс синтеза покрытий в ней [7].

В исследуемых разрядных системах методом плазменно-ассистированного вакуумно-дугового напыления осуществлялись процессы синтеза покрытий на основе си-

стемы (Zr + TiBSiNi)N при использовании катодов из Zr и композиционного катода состава TiBSiNi, изготовленного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Покрытие напылялось на образцы из карбида вольфрама ВК8.

Материаловедческие исследований многокомпонентного покрытия (Zr + TiBSiNi)N показали, что покрытие, полученное в традиционной разрядной схеме, имеет твердость по Виккерсу 40,9 ГПа при толщине 3,9 мкм. Нагрузка на индентор составляла 10 г, при глубине индентирования по глубине 8 %. Высокое значение твердости покрытия объясняется плазменным ассистирование от источника газовой плазмы «ПИНК» и многослойной структурой покрытия, вызванной многократным прохождением образца вблизи выходных апертур вакуумно-дуговых испарителей в процессе напыления покрытия.

Покрытие, полученное в пучково-плазменном образовании, имеет меньшую толщину (3 мкм) по сравнению с покрытием, полученным в традиционной разрядной схеме. Однако твердость покрытия значительно выше и составляет 47,8 ГПа. Нагрузка на индентор составляла 10 г, при глубине индентирования по глубине 9 %.

Результаты рентгенофазового анализа покрытий системы (Zr + TiBSiNi)N, синтезированных в традиционной разрядной схеме и в разрядной схеме для генерации пучково-плазменного образования, представлены на рис. 2. Из полученных данных видно, что в покрытии, полученном в пучково-плазменного образовании, присутствуют фазы боридов и силицидов титана TiB_2 и $TiSi_2$, обладающих большей термостойкостью по сравнению с нитридами титана и циркония. По-видимому, наличие этих фаз обусловливает и большую интегральную твердость всего покрытия.

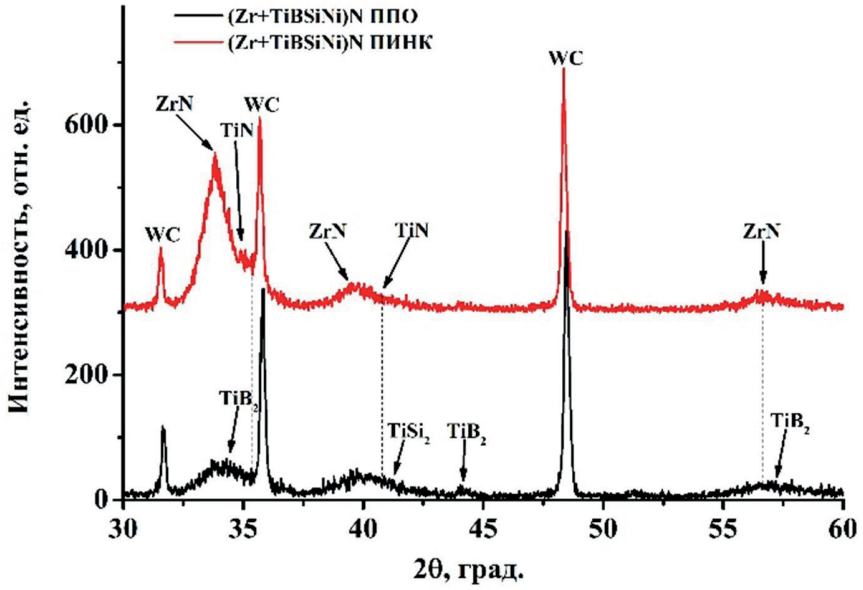


Рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа покрытия (Zr + TiBSiNi)N

Анализ характеристик многокомпонентного покрытия (Zr+TiBSiNi)N свидетельствует о наличии факторов, обеспечивающих преимущества использования газо-металлических пучково-плазменных образований по сравнению с традиционной схемой генерации плазмы с использованием источника «ПИНК». Вероятнее всего указанные преимущества обусловлены особенностями системы генерации газо-металлических пучково-плазменных образований, такими как повышенная температура электронов и низкий коэффициент неравномерности концентрации плазмы, в сравнении с плазмой, генерируемой в традиционной разрядной схеме, что способствует образованию целевых функциональных соединений (TiB_2 и $TiSi_2$) в его структуре.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований были проведены зондовые исследования параметров газо-металлических плазменных образований. Были определены коэффициенты неоднородности распределений концентрации заряженных частиц в вакуумной камере и значения температуры электронов для исследуемых режимов в двух разрядных системах. Основной особенностью разрядной схемы для генерации газо-металлических пучково-плазменных образований является повышенная, в 1,5–2 раза, температура электронов.

В результате циклов исследований многокомпонентного покрытия (Zr + TiBSiNi)N было определено, что покрытие, полученное в пучково-плазменном образовании, обладает более высокой твердостью, равной 47,8 ГПа, по сравнению со значением твердости покрытия, полученного в традиционной разрядной схеме (40,9 ГПа). Рентгенофазовый анализ состава покрытия, синтезированного в газо-металлическом ППО, показал наличие термостойких фаз боридов и силицидов титана TiB_2 и $TiSi_2$.

Результаты исследований показали перспективность использования газо-металлических пучково-плазменных образований для использования в процессах нанесения многокомпонентных композиционных покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Anders, A. A structure zone diagram including plasma-based deposition and ion etching / A. Anders // Thin Solid Films. – 2010. – Vol. 518. – Pp. 4087–4090. – DOI: 10.1016/j.tsf.2009.10.145.
2. The source of volume beam-plasma formations based on a high-current non-self-sustained glow discharge with a large hollow cathode / V. V. Denisov [et al.] // Physics of Plasmas. – 2019. – Vol. 26. – Pp. 123510. – DOI: 10.1063/1.5126485.
3. Deposition of a Multilayer Coating in a Gas-Metal Beam-Plasma Formation at Low Pressure / V. V. Denisov [et al.] // Russian Physics Journal. – 2021. – Vol. 64. – Pp. 145–150. – DOI: 10.1007/s11182-021-02310-9.
4. Особенности распределения концентрации плазмы в газо-металлических пучково-плазменных образованиях / М. В. Савчук [и др.] // Russian Physics Journal. – 2024. – N° 4 (19). – С. 97–107. – DOI: 10.54708/26587572_2024_6419.
5. Plasma Generation in a Pulsed Mode of a Non-Self-Sustained Arc Discharge with a Hybrid Hot-and-hollow Cathode / V. V. Denisov [et al.] // Russian Physics Journal. – 2019. – Vol. 62. – Pp. 541–546. – DOI: 10.1007/s11182-019-01743-7.
6. Автоматизированная система зондовых измерений параметров плазмы разрядов низкого давления / С. С. Ковальский [и др.] // Известия вузов. Физика. – 2014. – N° 11 (3).
7. Properties of Multicomponent (TiSiNi + Cr)N Coatings Produced via Vacuum-Arc Deposition with the Assisting Action of Gas-Discharge Plasma / A. A. Leonov [et al.] // J. Surf. Investig. – 2024. – Vol. 18. – Pp. 205–212. – DOI: 10.1134/S1027451024702070.

REFERENCES

1. Anders A. A structure zone diagram including plasma-based deposition and ion etching. *Thin Solid Films*, 2010, vol. 518, pp. 4087–4090. DOI: 10.1016/j.tsf.2009.10.145.
2. Denisov V. V., et al. The source of volume beam-plasma formations based on a high-current non-self-sustained glow discharge with a large hollow cathode. *Physics of Plasmas*, 2019, vol. 26, pp. 123510. DOI: 10.1063/1.5126485.
3. Denisov V. V., et al. Deposition of a Multilayer Coating in a Gas-Metal Beam-Plasma Formation at Low Pressure. *Russian Physics Journal*, 2021, vol. 64, pp. 145–150. DOI: 10.1007/s11182-021-02310-9.
4. Savchuk M. V., Denisov V. V., Denisova Y. A., Kovalsky S. S., Leonov A. A. *Osobennosti raspredeleniya kontsentratsii plazmy v gazo-metallicheskikh puchkovo-plazmennykh obrazovaniyakh* [Features of plasma concentration distribution in gas-metal beam-plasma formations]. *Russian Physics Journal*, 2024, N° 4 (19), pp. 97–107. (in Russian). DOI: 10.54708/26587572_2024_6419.

5. Denisov V. V., et al. Plasma Generation in a Pulsed Mode of a Non-Self-Sustained Arc Discharge with a Hybrid Hot-and-hollow Cathode. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62, pp. 541–546. DOI: 10.1007/s11182-019-01743-7.
6. Kovalsky S. S., Denisov V. V., Koval N. N., Lopatin I. V. Avtomatizirovannaya sistema zondovykh izmerenii parametrov plazmy razryadov nizkogo davleniya [Automated system of probe measurements of low-pressure discharge plasma parameters]. *Izvestiya vuzov. Fizika* [Russian Physics Journal], 2014, N° 11(3), pp. 78. (in Russian).
7. Leonov A. A., et al. Properties of Multicomponent (TiSiNi + Cr)N Coatings Produced via Vacuum-Arc Deposition with the Assisting Action of Gas-Discharge Plasma. *J. Surf. Investig*, 2024, vol. 18, pp. 205–212. DOI: 10.1134/S1027451024702070.

Статья поступила в редакцию 30.05.2025 г.

УДК 621.791.14

ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА БРОНЗА – СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В. М. Семенчук, А. В. Чумаевский,
Н. В. Семенчук, К. С. Осипович, Д. А. Гурьянов

Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Российская Федерация

В работе исследуется влияние фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) на структуру и свойства композиционного материала «бронза – сталь», полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Продемонстрирована эффективность гибридного подхода, позволяющего формировать градиентные структуры с упрочнённым поверхностным слоем и высокой степенью гомогенизации. Проведение ФПО приводит к значительному измельчению зерна, повышению микротвердости и увеличению предела текучести при сохранении пластичности. Также зафиксировано существенное снижение скорости изнашивания и стабильно высокий коэффициент трения. Полученные результаты подтверждают перспективность использования ЭЛАП в сочетании с ФПО для создания износостойких поверхностных структур в медных сплавах. Метод имеет высокий потенциал для практического применения в машиностроении и транспортной отрасли.

Ключевые слова: аддитивное производство, фрикционная перемешивающая обработка, бронза, композит, микроструктура, механические свойства

FRICTION STIR PROCESSING OF A BRONZE-STEEL COMPOSITE FABRICATED BY ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

V. M. Semenchuk, A. V. Chumaevskii,
N. V. Semenchuk, K. S. Osipovich, D. A. Guryanov

Institute of Strength Physics and Materials Science
of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
Tomsk, Russian Federation

This study examines the effect of friction stir processing (FSP) on the structure and properties of a bronze – steel composite material produced by wire-based electron beam additive manufacturing (EBAM). The effectiveness of the hybrid approach is demonstrated, enabling the formation of gradient structures with a strengthened surface layer and a high degree of homogenization. FSP results in significant grain refinement, increased microhardness, and higher yield strength while maintaining ductility. A considerable reduction in wear rate and a consistently high coefficient of friction were also observed. The results confirm the potential of combining EBAM with FSP for the development of wear-resistant surface structures in copper-based alloys. This method holds strong promise for practical applications in mechanical engineering and the transportation industry.

Keywords: additive manufacturing, friction stir processing, bronze, composite, microstructure, mechanical properties

e-mail: svm_70@ispms.ru

ВВЕДЕНИЕ

Композиционные материалы с металлической матрицей, включающие интерметаллидные упрочняющие фазы, представляют значительный интерес для промышленности, благодаря сочетанию высокой прочности, износостойкости и термостабильности. Однако широкое применение материалов с интерметаллидными соединениями ограничивается их низкой обрабатываемостью и хрупкостью. Перспективными решениями является аддитивное производство, позволяющее создавать градиентные структуры с плавным переходом от металлической основы к упрочненному поверхностному слою, а также фрикционная перемешивающая обработка (ФПО).

На настоящее время процесс кристаллизации в ванне расплава при аддитивном электронно-лучевом процессе с высокими скоростями локального расплавления и остывания частично описан в ряде экспериментальных работ [1, 2]. При этом, актуальность получения таких сведений обусловлена интенсивным развитием технологий аддитивного получения материалов, в том числе с использованием проволочных технологий для получения структурного функционального градиента [3].

В современной литературе можно выделить ряд работ по упрочнению различных аддитивно-полученных материалов методом фрикционной перемешивающей обработки [4, 5]. Но синергетический эффект от формирования композиционного материала совместно с аддитивным методом жидкофазного получения и твердофазной термомеханической обработки ещё не имеет достаточного описания с точки зрения получения поверхностных композитных структур. Гибридный метод, сочетающий управляемую подачу разнородных сплавов при печати с последующей обработкой, обеспечивает более однородное распределение компонентов структуры по сравнению с традиционными жидкофазными аддитивными технологиями [6, 7]. При этом он превосходит перспективные твердофазные фрикционные методы аддитивного производства [8] за счёт точного локального управления подводом разнородных материалов в процессе печати.

При этом потребность в изготовлении деталей аддитивным методом с модифицированной композитной структурой поверхностных слоёв имеется не только исходя из научной возможности, но и с практической точки зрения. Востребованность в повышении износостойкости изделий машиностроительного и транспортного назначения на основе медных сплавов имеет актуальность с точки зрения увеличения экономической эффективности работы техники, обусловленной повышением межремонтного интервала и ресурсосбережения.

Таким образом, целью данного исследования является изучение влияния фрикционной перемешивающей обработки композиционного материала бронза – сталь, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

Для получения композиционных материалов использовали проволоку на основе медного сплава БрАМц9-2 диаметром 1,6 мм и проволоку из нержавеющей стали 06Х19Н9Т диаметром 1,2 мм. В качестве подложки использовали лист толщиной 5 мм из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Химический состав материалов приведен в табл. 1.

Табл. 1

Химический состав проволоки и подложки

Материал	Концентрация элементов, вес. %								
	Cu	Al	Mn	Zn	Fe	Ni	Cr	Ti	C
БрАМц9-2	88,07	9,30	1,93	0,40	0,30	–	–	–	–
06Х19Н9Т	–	–	1,50	–	69,06	9,25	19,37	0,75	0,07
12Х18Н10Т	0.10	–	1,75	–	68,88	10,12	18,24	0,80	0,11

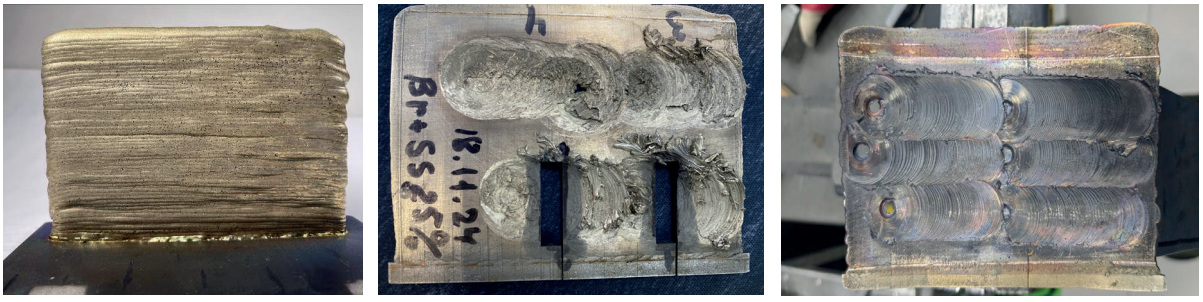
Печать композиционных материалов осуществляли методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) на вакуумной экспериментальной установке, разработанной в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН (рис. 1*а*). Обе проволоки (БрАМц9-2 и 06Х19Н9Т) подавались в единую ванну расплава таким образом, чтобы концентрация нержавеющей стали достигала 25 % от общего объема экспериментального образца. Напряжение электронного пучка в процессе печати было постоянным и составляло $U = 30$ кВ. Для формирования первых слоев композитов «бронза – сталь» ток составлял 77 мА. Далее, по мере увеличения высоты композитов, проводилось изменение тока до 43 мА. Скорость подачи проволоки БрАМц9-2 – 0,9 м/мин, проволоки 06Х19Н9Т – 0,5 м/мин, а скорость перемещения стола составляла 0,4 м/мин на всем этапе выращивания композитов. В результате был напечатан экспериментальный образец в виде элементарной стенки размерами 110×80×8 мм (рис. 2*а*).

Для проведения фрикционной перемешивающей обработки полученного композиционного материала использовали установку, разработанную в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН (рис. 1*б*). Для этого были вырезаны на электроэрозионном станке DK7750 пластины толщиной 3 мм из экспериментального образца, полученного методом ЭЛАП. Обработку в 1 проход инструментом из жаропрочного никелевого сплава ЖС6У проводили при усилии прижима инструмента 700–750 кг, скорости вращения 700–800 об/мин, скорости продольного перемещения 90 мм. Изображения пластин после первичного подбора параметров ФПО и на оптимальных режимах представлены на рис. 2*б*, *в*.



а *б*

Рис. 1. Вакуумная экспериментальная установка для электронно-лучевого аддитивного производства (*а*) и экспериментальная установка для сварки трением с перемешиванием (*б*)



а *б* *в*

Рис. 2. Изображение экспериментального образца, полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (*а*); изображение пластин после ФПО (*б*, *в*)

Образцы композитов «бронза – сталь» шлифовали, полировали и травили раствором 30 мл HCl + 5 г $FeCl_{3\text{-}6}H_2O$ + 60 мл H_2O. Макроструктуру композитов исследовали с помощью оптического микроскопа Altami Met 1S. Для изучения микроструктуры использовали конфокальный сканирующий микроскоп LEXT OLS4000. Механические испытания проводили на образцах размерами рабочей части 2,7×2,0×12,00 мм с использованием универсальной испытательной машины УТС-110М. Данные микротвердости по Виккерсу получены на микротвердомере TochlineTBM при нагрузке 50 г. Трибологические испытания проводили на триботестере фирмы TRIBOtechnic (Франция) при нагрузке 10 Н и скорости скольжения V = 250 об/мин в течение 2 ч. Трение скольжения осуществлялось в воздушной среде при комнатной температуре и стандартной влажности в условиях сухого трения по схеме «палец – диск». В качестве контртела использовали диск из стали ШХ15 с твердостью 60 HRC.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Макроструктура образцов, подверженных фрикционной перемешивающей обработке, представлена зоной перемешивания, зонами термомеханического и термического влияния (рис. 3). Микроструктура показана на рис. 4. В зоне термомеханического влияния происходит интенсивная пластическая деформация материала с образовани-

ем изогнутых и деформированных зерен и частиц. В зоне перемешивания образуется мелкодисперсная структура с однородным распределением частиц упрочняющих фаз (рис. 4). Формирование мелкодисперсной структуры с размером зерен и частиц упрочняющих фаз на уровне 1 мкм приводят к значительному росту микротвердости материалов в зоне перемешивания (рис. 5*а*). В образцах системы «бронза – сталь» средние значения микротвердости увеличиваются с 2,5 до 3,8 ГПа. Такое положение обеспечивает рост основных прочностных и эксплуатационных показателей образцов. Полученные данные также свидетельствуют о целесообразности проведения многопроходной обработки для полной гомогенизации структуры композитов в зоне перемешивания, для чего недостаточно одного прохода. Испытания на растяжение образцов, вырезанных из основного металла аддитивно полученных образцов и из зоны перемешивания, показывают, что обработка достаточно эффективно увеличивает механические свойства материалов. Значительно возрастает после обработки предел текучести материалов (рис. 5*б*). Для образцов системы «бронза – сталь» предел текучести увеличивается с 360 до 610 МПа при сохранении достаточно высокой пластичности 11 %.

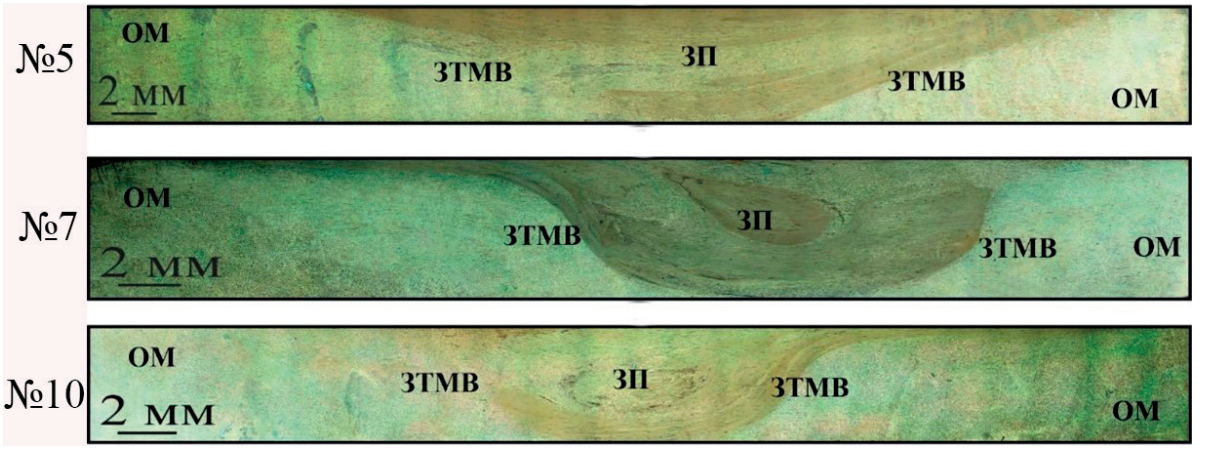


Рис. 3. Макроструктура типичных образцов композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2, упрочненных введением 25 % стали 06Х19Н9Т при печати методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии

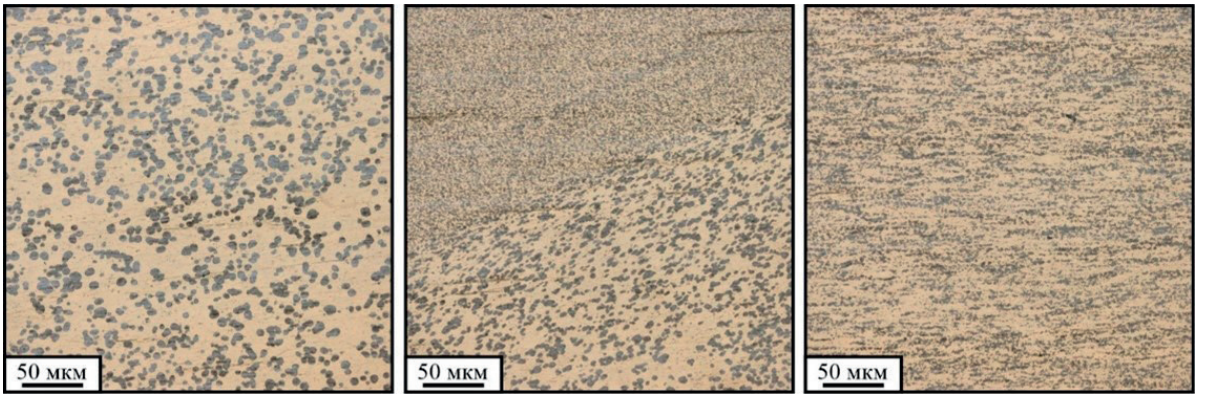
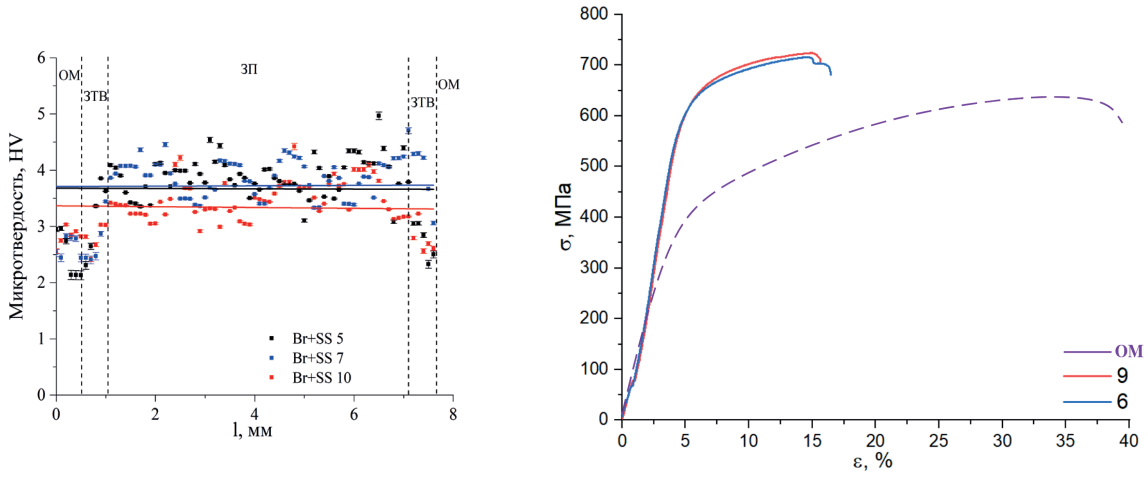


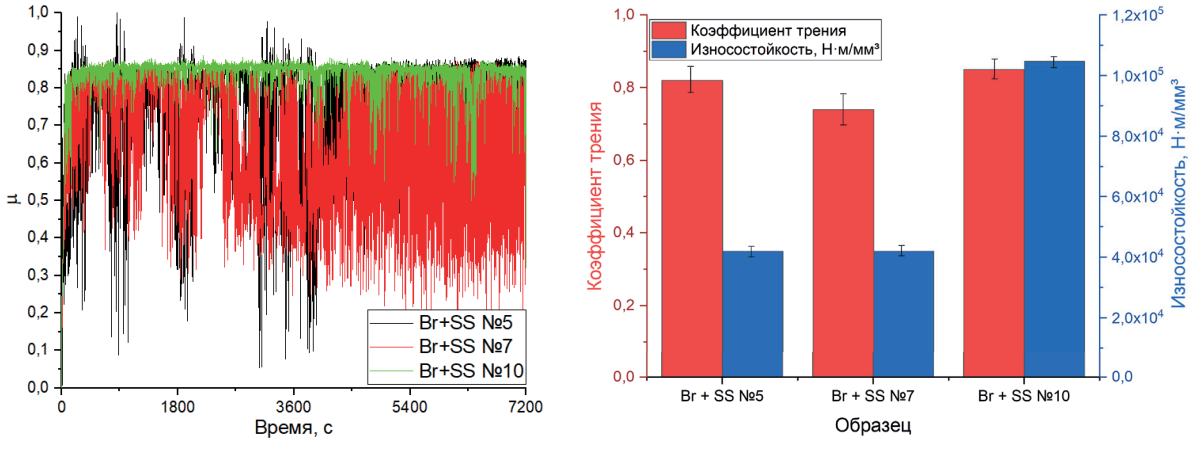
Рис. 4. Микроструктура типичных образцов композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2, упрочненных введением 25 % стали 06Х19Н9Т при печати методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии



а *б*

Рис. 5. Графики микротвердости (*а*) и диаграммы испытаний на растяжение (*б*) типичных образцов композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2 и 25 % стали 06Х19Н9Т

Трибологические испытания типичных образцов композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2 и 25 % стали 06Х19Н9Т, проведённые по схеме «диск – палец» в условиях сухого трения, показали стабильно высокие значения коэффициентов трения на протяжении всего периода испытаний. При нормальной нагрузке 10 Н, скорости вращения 250 об/мин и радиусе трения 10 мм образцы размером 3×3×10 мм демонстрировали следующие средние значения коэффициента трения: 0,82 ± 0,15 для образца N° 5; 0,74 ± 0,17 – для N° 7; 0,85 ± 0,07 – для N° 10. Такие показатели, особенно заметные на рис. 6а, свидетельствуют о высокой степени адгезионного взаимодействия материала и контртела в процессе испытаний. Образец N° 10 характеризуется наименьшим разбросом значений (±0,07), что указывает на однородность структуры материала и стабильность его фрикционных свойств по сравнению с образцами N° 5 и N° 7. Несмотря на высокие значения коэффициента трения при испытаниях, величина износа образцов в сравнении с исходными образцами снизилась значительно (рис. 6*б*).



а *б*

Рис. 6. Диаграммы испытаний на трение (*а*) и сравнительный анализ среднего значения коэффициента трения и износостойкости (*б*) образцов композиционных материалов на основе бронзы БрАМц9-2 и 25 % стали 06Х19Н9Т после обработки

Образцы № 5 и № 7 продемонстрировали сходные характеристики удельной скорости изнашивания, которая составила $2{,}39 \cdot 10^{-5}$ мм^3/(Н·м), тогда как для образца № 10 значение оказалось в 2,5 раза ниже – $9{,}55 \cdot 10^{-6}$ мм^3/(Н·м). Такая существенная разница указывает на принципиально разные антифрикционные свойства материалов. Ещё более наглядно это различие проявляется при анализе износостойкости: показатель $10{,}47 \cdot 10^4$ Н·м/мм^3 у образца № 10 более чем вдвое превышает значение $4{,}18 \cdot 10^4$ Н·м/мм^3, характерное для № 5 и № 7. Таким образом, проведенные исследования демонстрируют высокую эффективность фрикционной перемешивающей обработки для упрочнения поверхностных слоёв композиционных материалов, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. При этом, остается ещё ряд задач в данной сфере – увеличение однородности материала за счет повышения количества проходов инструментом вдоль линии обработки, изменения конструкции инструмента или параметров процесса, что будет проводиться в дальнейшей работе.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе продемонстрировано, что сочетание проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) и фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) эффективно улучшает микроструктуру и эксплуатационные свойства композиционного материала «бронза–сталь». В результате обработки достигается значительное измельчение зерна и гомогенизация структуры, устраняются дефекты, свойственные аддитивным технологиям. Это приводит к росту микротвердости до 3,8 ГПа и увеличению предела текучести на 69 %, при сохранении пластичности. Также наблюдается повышение износостойкости в 2,5 раза, что делает материал особенно перспективным для условий интенсивного трения.

Таким образом, гибридная технология ЭЛАП + ФПО открывает широкие перспективы для создания композитов с градиентными свойствами, обладающих высокой прочностью и износостойкостью. Для дальнейшего развития метода необходимо оптимизировать параметры многопроходной обработки, усовершенствовать инструменты и изучить поведение материала при термоциклировании. Это позволит адаптировать технологию к промышленным условиям и расширить её применение в ответственных отраслях, таких как машиностроение и аэрокосмическая промышленность.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00711.

ЛИТЕРАТУРА

1. Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing / M. J. Bermingham [et al.] // Acta Materialia. – 2019. – Vol. 168. – Pp. 261–274. – DOI: 10.1016/j.actamat.2019.02.020.
2. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing / S. V. Fortuna [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2021. – Vol. 52. – № 2. – Pp. 857–870. – DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
3. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: Microstructure, mechanical properties and oxidation behaviour / J. Wang [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2018. – Vol. 734. – Pp. 110–119. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.097.
4. A comparative study on the employment of heat treatment, electric pulse processing and friction stir processing to enhance mechanical properties of cold-spray-additive-manufactured copper / W. Li [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2021. – Vol. 409. – P. 126887. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126887.
5. Enhancing the corrosion properties of additively manufactured AlSi10Mg using friction stir processing / M. Rafieazad [et al.] // Corrosion Science. – 2021. – Vol. 178. – P. 109073. – DOI: 10.1016/j.corsci.2020.109073.

6. Gradient transition zone structure in "steel–copper" sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / K. S. Osipovich [et al.] // Journal of Materials Science. – 2020. – Vol. 55. – N° 22. – Pp. 9258–9272. – DOI: 10.1007/s10853-020-04549-y.
7. Regularities of structural changes after friction stir processing in materials obtained by the additive method / A. V. Gusarova [et al.] // Nanoscience and Technology. – 2020. – Vol. 11. – N° 3. – Pp. 195–205. – DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033694.
8. Solid-state cladding on thin automotive sheet metals enabled by additive friction stir deposition / W. D. Hartley [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2021. – Vol. 291. – P. 117045. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117045.

REFERENCES

1. Bermingham M. J., StJohn D. H., Krynen J., Tedman-Jones S., Dargusch M. S. Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2019, vol. 168, pp. 261–274. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.02.020.
2. Fortuna S. V., Gurianov D. A., Kalashnikov K. N., Chumaevskii A. V., Mironov Y. P., Kolubaev E. A. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2021, vol. 52, iss. 2, pp. 857–870. DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
3. Wang J., Pan Z., Ma Y., Lu Y., Shen C., Cuiuri D., Li H. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded alloy: microstructure, mechanical properties and oxidation behaviour. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 110–119. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.097.
4. Li W., Wu D., Hu K., Xu Y., Yang X., Zhang Y. A comparative study on the employment of microstructure and mechanical properties of cold-spray-additive manufactured copper alloy. Microstructure and mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 409, pp. 126887. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126887.
5. Rafieazad M., Mohammadi M., Gerlich A., Nasiri A. Enhancing the corrosion properties of additively manufactured AlSi10Mg using friction stir processing. *Corrosion Science*, 2021, vol. 178, p. 109073. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.109073.
6. Osipovich K. S., Astafurova E. G., Chumaevskii A. V., Kalashnikov K. N., Astafurov S. V., Maier G. G., Melnikov E. V., Moskvina V. A., Panchenko M. Y., Tarasov S. Y., Rubtsov V. E., Kolubaev E. A. Gradient transition zone structure in "steel–copper" sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55, iss. 22, pp. 9258–9272. DOI: 10.1007/s10853-020-04549-y.
7. Gusarova A. V., Chumaevskii A. V., Osipovich K. S., Kalashnikov K. N., Kalashnikova T. A. Regularities of structural changes after friction stir processing in materials obtained by the additive method. *Nanoscience and Technology*, 2020, vol. 11, iss. 3, pp. 195–205. DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033694.
8. Hartley W. D., Garcia D., Yoder J. K., Poczatek E., Forsmark J. H., Luckey S. G., Dillard D. A., Yu H. Z. Solid-state cladding on thin automotive sheet metals enabled by additive friction stir deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 291, p. 117045. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117045.

Статья поступила в редакцию 02.06.2025 г.

УДК 621.778.073

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА МЕТАЛЛОКОРДА НА ФОРМИРОВАНИЕ ЭКВИВАЛЕНТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ

[1]В. А. Томило, [2]Ю. Л. Бобарикин, [2]Ю. В. Мартьянов

[1]Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь
[2]Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого,
г. Гомель, Республика Беларусь

Исследования влияния знакопеременного изгиба металлокорда на формирование эквивалентных напряжений в поперечном сечении показали на различие в распределении эквивалентных напряжений для стандартной и разработанной рихтовки. Разработанная конструкция рихтовки отличается более высокой равномерностью распределения эквивалентных напряжений по поперечному сечению металлокорда и позволяет достигнуть величины среднего значения эквивалентных напряжений, соответствующей 65–70 % от предела прочности проволоки металлокорда. В результате предложенная схема рихтовки металлокорда обеспечит большую релаксацию остаточных напряжений в металлокорде, что в значительной степени улучшит технологические свойства готового металлокорда без существенного изменения механических свойств.

Ключевые слова: металлокорд, рихтовка, моделирование, свойства

STUDY OF THE INFLUENCE OF VARIABLE SIGN BENDING OF METAL CORD ON THE FORMATION OF EQUIVALENT STRESSES IN CROSS SECTION

[1]V. A. Tomilo, [2]Yu. L. Bobarikin, [2]Yu. V. Martyanov

[1]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus
[2]Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi
Gomel, Republic of Belarus

Research on the effects of alternating bending of steel cords on the formation of equivalent stresses in the cross-section has shown differences in the distribution of equivalent stresses for the standard and the developed straightening methods. The developed straightening design features a higher uniformity in the distribution of equivalent stresses

across the cross-section of the steel cord and allows achieving an average equivalent stress value corresponding to 65–70 % of the tensile strength of the steel cord wire. As a result, the proposed steel cord straightening scheme will ensure greater relaxation of residual stresses in the steel cord, significantly improving the technological properties of the finished steel cord without substantially changing its mechanical properties.

Key words: metal cord, straightening, modeling, properties

e-mail: stamila@rambler.ru; bobarikin@outlook.com, yourock935@ya.ru

В процессе производства металлокорда на этапе свивки несколько стальных тонких высокоуглеродистых проволок переплетаются многократным изгибом и кручением, приобретают окончательную витую форму в металлокорде в процессе многократного изгиба и кручения. При такой интенсивной деформации в проволоке металлокорда формируется неравномерное распределение эквивалентных остаточных напряжений, которые, в свою очередь, подвергаются релаксации уже после изготовления металлокорда. Релаксация остаточных напряжений приводит к непрогнозируемой избыточной пластической деформации проволок, что в значительной степени ухудшает технологические свойства готового металлокорда за счет его искривления от первоначальной формы. Для уменьшения эффекта релаксации в проволоке металлокорда используются дополнительные деформирующие роликовые устройства перед намоткой металлокорда на приемную катушку. Наиболее распространёнными деформирующими роликовыми устройствами являются рихтовальные устройства и деформаторы с преформирующими роликами. Общий принцип работы таких устройств построен на контролируемом изгибе металлокорда после его свивки перед намоткой на приёмную катушку. Роликовые рихтовальные устройства дополнительно используют принцип знакопеременного изгиба. В процессе знакопеременного изгиба металлокорда формируются эквивалентные активные напряжения, которые перераспределяют остаточные напряжения в проволоке металлокорда, повышают их равномерность и уменьшают экстремальные значения напряжений. Воздействие рихтовального устройства знакопеременным изгибом на металлокорд до конца не изучено. Поэтому исследование формирования эквивалентных напряжений при знакопеременном изгибе металлокорда в рихтовальном устройстве является актуальной научной задачей.

Известно, что формирование более равномерно распределенных остаточных эквивалентных напряжений в проволоке можно обеспечить воздействием дополнительного эквивалентного напряжения величиной, соответствующей 65–70 % от предела прочности стали проволоки, в конце последнего этапа изготовления тонкой проволоки. На практике это благоприятно влияет на технологические свойства металлокорда уменьшением отклонения от прямолинейности металлокорда [1]. Это положение учитывалось при исследовании знакопеременного изгиба металлокорда на формирование эквивалентных напряжений в поперечном сечении. Предполагается, что воздействие на металлокорд после свивки в рихтовке аналогичной величиной эквивалентного напряжения приводит к росту равномерности распределения остаточных напряжений в проволоке металлокорда. Следующим критерием эффективности обработки в рихтовке является равномерность распределения напряжений в сечении металлокорда: чем выше равномерность, тем эффективнее действует рихтовка.

Для исследования использованы методы численного моделирования процессов свивки и изгиба металлокорда.

Вначале исследования построена модель свивки металлокорда 2×0,30 НТ для 8 шагов со следующими параметрами:

– материал – Сталь 80;
– диаметр проволоки – 0,30 мм;
– количество проволок – 2 шт;
– натяжение при свивке – 40 Н;
– частота вращения ротора (скорость свивки) – 3000 об/мин;
– предел прочности проволоки – (3000 ± 100) МПа;
– шаг свивки металлокорда – 14 мм.

Результаты численного моделирования свивки металлокорда представлены на рис. 1. Модель свивки показывает наличие в поперечном сечении проволоки металлокорда значительное количественное преобладание эквивалентных напряжений в области 1100 МПа, что указывает на существенную неравномерность распределения эквивалентных напряжений по сечению металлокорда после свивки. Обработка металлокорда в рихтовальных устройствах и деформаторах с преформирующими роликами повышает равномерность распределения напряжений.

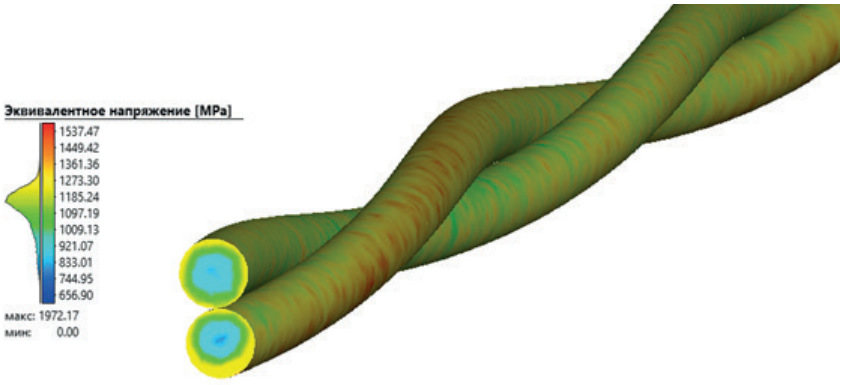


Рис. 1. Распределение эквивалентных напряжений при свивке металлокорда 2×0,30НТ

На рис. 2 представлена стандартная конструкция рихтовального устройства. Диаметр ролика по дну *V*-образной канавки – 13 мм, количество роликов – 7 шт. Максимальное перекрытие роликов, которое может быть достигнуто конструктивно, составляет 1,5 мм.

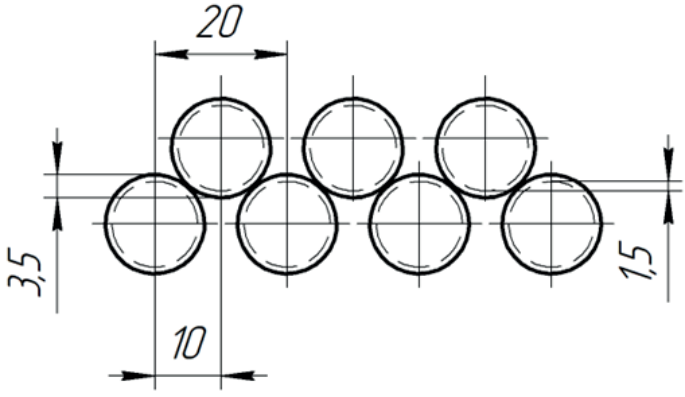
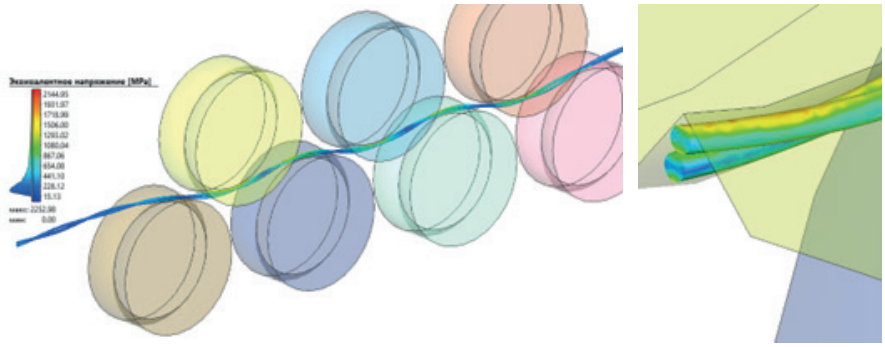


Рис. 2. Стандартная семироликовая конструкция роликового рихтовального устройства

Была построена численная модель деформации металлокорда в стандартной семироликовой конструкции роликового рихтовального устройства. Свитый металлокорд с параметрами, наследуемыми из процесса свивки, заправлен и протянут со скоростью

100 мм/с через стандартную семироликовую конструкцию роликового рихтовального устройства (рис. 2). Результаты изгиба металлокорда в стандартной семироликовой конструкции рихтовального устройства представлены на рис. 3.



а *б*

Рис. 3. Результаты изгиба металлокорда в стандартной семироликовой конструкции рихтовального устройства:
а – общий вид модели; *б* – поперечное сечение металлокорда

Из рис. 3 следует наличие максимальных напряжений, соответствующих 65–70 % от предела прочности проволоки, то есть 1950–2100 МПа. Распределение напряжений существенно неравномерное, т. к. выделяется количественное преобладание эквивалентных напряжений в области 50–300 МПа, контактное взаимодействие проволок практически отсутствует. При таком режиме изгиба металлокорда остаточные напряжения снижаются неэффективно. Кроме того, наблюдается неравномерность распределения остаточных напряжений вследствие несимметричного воздействия на металлокорд. В стандартной семироликовой рихтовке 3 изгиба металлокорда осуществляется в одном направлении и 2 изгиба в обратном. Вследствие конструктивного ограничения стандартного рихтовального устройства невозможно осуществить более глубокую и равномерную деформацию металлокорда.

После анализа формирования эквивалентных напряжений в металлокорде при изгибе в стандартной семироликовой рихтовке разработана новая схема рихтовального устройства, обеспечивающая более глубокую проработку поперечного сечения металлокорда. Схема роликового рихтовального устройства разработана на основании ранее выполненных исследований, в которых было теоретически определено и экспериментально подтверждено, что наиболее благоприятным режимом изгиба является 4 знакопеременных изгиба (по 2 в разных направлениях) с перекрытием роликов 2–2,5 мм [2]. Разработанная схема представлена на рис. 4.

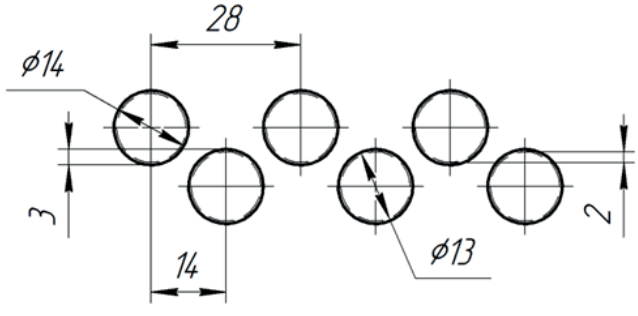
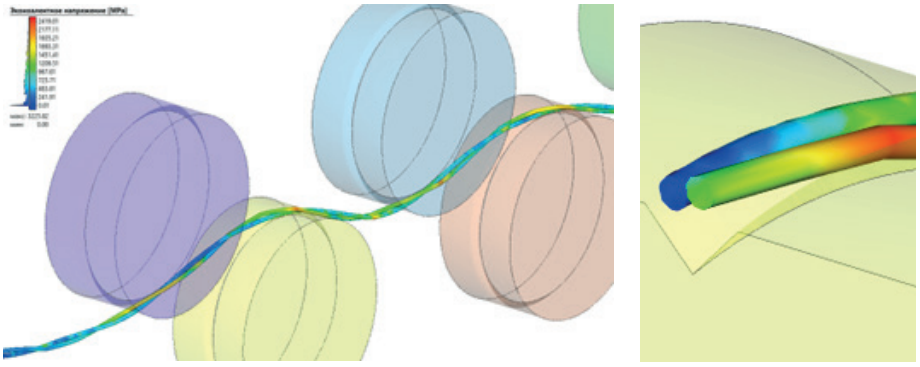


Рис. 4. Схема роликового рихтовального устройства

В разработанной схеме шаг между роликами увеличен на 40 %, что позволяет осуществлять полное перекрытие роликов, что, в свою очередь, позволит осуществлять более глубокую деформацию и более полную проработку поперечного сечения металлокорда изгибом. На основе разработанной схемы построена численная модель изгиба металлокорда. Свитый металлокорд с параметрами, наследуемыми из процесса свивки заправлен и протянут со скоростью 100 мм/с через роликовое рихтовальное устройство с шестью роликами и перекрытием роликов 2 мм (рис. 4). Величина перекрытия выбрана исходя из ранее полученных рекомендаций, а также вследствие витой конструкции металлокорда.

Результаты численного моделирования знакопеременного изгиба металлокорда в разработанной роликовой рихтовке представлены на рис. 5.



а *б*

Рис. 5. Результаты численного моделирования знакопеременного изгиба металлокорда:
а – общий вид модели; *б* – поперечное сечение металлокорда

Как следует из рис. 5, равномерность распределения напряжений значительно выше в сравнении с обработкой металлокорда в стандартной семи роликовой рихтовке (рис. 3). Также присутствуют максимальные напряжения, соответствующие 65–70 % от предела прочности проволоки, т. е. 1950–2100 МПа.

Для исследования процесса изгиба металлокорда в рихтовальном устройстве модель была разбита на условные сечения, как показано на рис. 6.

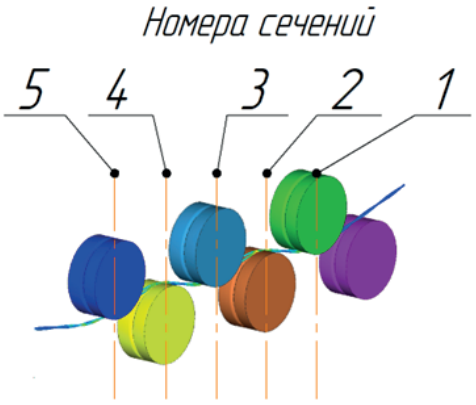


Рис. 6. Исследуемые поперечные сечения металлокорда

По данным с модели построены графики эквивалентных напряжений в поперечном сечении металлокорда в зависимости от количества изгибов металлокорда в рихтовальном устройстве (рис. 7).

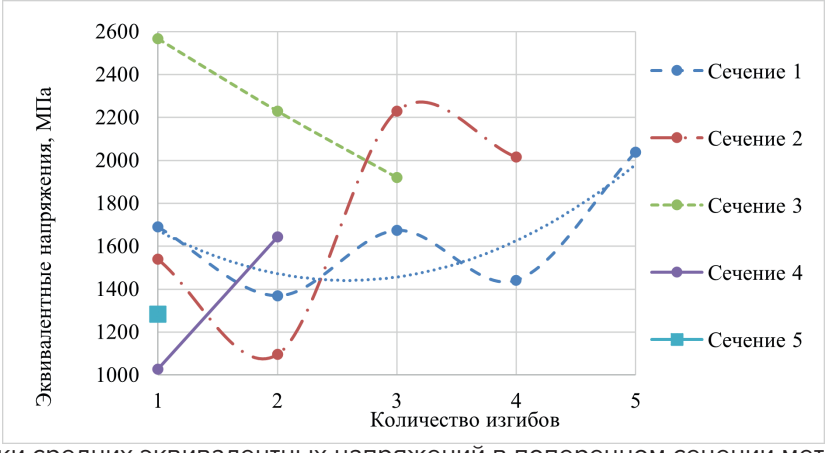


Рис. 7. Графики средних эквивалентных напряжений в поперечном сечении металлокорда в зависимости от количества изгибов металлокорда

По результатам экспериментальных исследований определено, что наилучшими показателями технологических свойств металлокорда обладает вариант с четырьмя знакопеременными изгибами [3]. Это соответствует результатам моделирования пяти изгибов металлокорда на роликах (рис. 7). При этом пять изгибов на роликах означают два полных изгиба в одном направлении и два полных изгиба в обратном направлении. Последний пятый неполный изгиб выполняет функцию вывода металлокорда из рихтовального устройства и глубоко не деформирует металлокорд (рис. 6). Таким образом, осуществляется симметрия изгибов, когда количество изгибов в одном направлении равно количеству в обратном направлении. Пять изгибов металлокорда на роликах обеспечивают средний уровень эквивалентных напряжений в поперечном сечении проволоки металлокорда на уровне 2035 МПа (рис. 7), что соответствует 65–70 % от предела прочности проволоки металлокорда (3000 МПа).

Зависимость величины эквивалентных напряжений в проволоке металлокорда от количества изгибов металлокорда в рихтовальном устройстве имеет вид:

$$\sigma = 92{,}634x^2 - 479{,}01x + 2060, \quad (1)$$

где σ – эквивалентные напряжения в проволоке металлокорда, МПа; x – количество изгибов в рихтовальном устройстве.

Работа рихтовального устройства на основе знакопеременной деформации сечения проволоки позволяет вызвать дополнительную пластическую деформацию менее деформированных слоёв металла. В результате менее деформированные слои металла получают дополнительное упрочнение, приводящее к выравниванию суммарной деформации всех слоёв металла. Знакопеременная дополнительная нагрузка в рихтовальном устройстве вследствие действия закона Баушингера влияет на механические свойства проволоки.

Проведены расширенные испытания по определению механических свойств тонкой высокоуглеродистой латунированной проволоки диаметром 0,30 мм класса прочности НТ. Отобранные образцы проволоки после натяжения рассортированы и отобраны для испытаний на знакопеременный изгиб с помощью стандартного семи роликового рихтовального устройства с диаметром ролика 13 мм. Из отобранных образцов в лабораторных условиях свит однослойный металлокорд конструкции 2×0,30 НТ.

После обработки металлокорда конструкции 2×0,30 НТ через семи роликовую рихтовку осуществлен агрегатный разрыв полученного металлокорда с получением механических свойств металлокорда. Полученные механические свойства представлены в табл. 1

Табл. 1

Механические свойства металлокорда 2×0,30 НТ после изгиба в рихтовальном устройстве

Количество роликов	Относительное удлинение, %	Предел прочности, МПа
2	2,31	3005
3	2,29	3001
4	2,46	3005
5	2,36	3002
6	2,57	3007
7	2,34	3007

Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что предел прочности проволоки в среднем изменяется на величины до 3–5 %, а относительное удлинение проволоки изменяется в диапазоне 2–3 %, что соответствует классу прочности НТ. Из этого следует, что используемая обработка знакопеременным изгибом незначительно влияет на механические свойства металлокорда. Предел прочности остаётся в диапазоне своего класса прочности. Таким образом, неглубокий знакопеременный изгиб, применяемый для улучшения технологических свойств металлокорда, не ухудшает механических свойств металлокорда.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана зависимость влияния количества изгибов при знакопеременном изгибе металлокорда на распределение остаточных напряжений в поперечном сечении металлокорда. Определено, что 5 изгибов металлокорда на роликах (4 полных знакопеременных изгиба) формируют более равномерное распределение эквивалентных напряжения в поперечном сечении металлокорда. Обеспечивают достижение величины среднего значения эквивалентных напряжений, соответствующей 65–70 % от предела прочности проволоки металлокорда. В результате предложенная схема рихтовки металлокорда обеспечит большую релаксацию остаточных напряжений в металлокорде, что в значительной степени улучшит технологические свойства готового металлокорда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бобарикин, Ю. Л. Тонкое волочение и свивка в металлокорд стальной латунированной проволоки / Ю. Л. Бобарикин, М. Н. Верещагин, Ю. В. Мартьянов. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2018. – 304 с.
2. Бобарикин, Ю. Л. Исследование процесса рихтовки тонкой высокоуглеродистой стальной проволоки / Ю. Л. Бобарикин, Ю. В Мартьянов, О. Ю. Ходосовская // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 2 кн. / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2024. – Кн. 2. : Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. Обработка металлов давлением. – С. 288–293.
3. Бобарикин, Ю. Л. Влияние деформации проволоки в рихтовке на снижение остаточных напряжений / Ю. Л. Бобарикин, Ю. В. Мартьянов // Инновационное станкостроение, технологии и инструмент : материалы I междунар. науч.-практ. конф., Гомель, 30 нояб. 2023 г. / М-во пром-сти Респ. Беларусь [и др.] ; под общ. ред. М. И. Михайлова. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2024. – С. 95–96.

REFERENCES

1. Bobarikin Yu. L., Vereshchagin M. N., Martyanov Yu. V. *Tonkoe volochenie i svivka v metallokord stal'noi latunirovannoi provoloki* [Fine drawing and twisting of brass-plated steel wire into metal cord]. Gomel, Gomel State Technical University named after P.O. Sukhoi Publ., 2018, 304 p. (in Russian).

2. Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V., Khodosovskaya O. Yu. Issledovanie protsessa rikhtovki tonkoi vysokouglerodistoi stal'noi provoloki [Study of the straightening process of thin high-carbon steel wire]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Tekhnologii i oborudovanie mekhanicheskoi i fiziko-tekhnicheskoi obrabotki. Obrabotka metallov davleniem* [Advanced Methods and Technologies of Materials Development and Processing. Technologies and Equipment of Mechanical and Physical and Technical Processing. Metal Forming Processes]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2024, pp. 288–293. (in Russian).
3. Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V. Vliyanie deformatsii provoloki v rikhtovke na snizhenie ostatochnykh napryazhenii [Effect of wire deformation during straightening on the reduction of residual stresses]. *Materialy I mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Innovatsionnoe stankostroenie, tekhnologii i instrument"* [Materials of the I International Scientific and Practical Conference on Innovative Machine Tool Engineering, Technologies, and Tools], Gomel, Gomel State Technical University named after P.O. Sukhoi Publ., 2023, pp. 95–96. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

УДК 621.96

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ЗАЗОРА НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛЕНИЯ ПРИ ВЫРУБКЕ И ПРОБИВКЕ, ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ШТАМПОВ И УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССАМИ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИИ

В. А. Томило, Ю. А. Костюченко, А. Л. Манцивода

Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь

Исследовано влияние технологического зазора между пуансоном и матрицей на качество поверхности среза при штамповке сталей 08пс и 10ХСНД. Установлены зависимости между относительными коэффициентами геометрической точности и образованием дефектов. Показано, что оптимальный зазор минимизирует заусенец и улучшает качество деталей. Предложен метод контроля качества и управления процессами листовой штамповки с использованием искусственного интеллекта, обеспечивающий автоматизированное распознавание зон среза и дефектов. Рассмотрены вопросы стойкости штампа и управления износом инструмента для повышения эффективности производства.

Ключевые слова: листовая штамповка, разделительные операции, технологический зазор, качество поверхности среза, заусенец, искусственный интеллект, износ инструмента, стойкость штампа

THE EFFECT OF DIE CLEARANCE ON CUT EDGE QUALITY IN BLANKING AND PIERCING OPERATIONS, ENHANCEMENT OF TOOL LIFE AND AI-BASED CONTROL OF SHEET METAL STAMPING PROCESSES

V. A. Tomilo, Y. A. Kastsiuchenka, A. L. Mantsivoda

Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

This study examines the effect of punch-die clearance on cut surface quality in stamping of 08ps and 10HSND steels. Correlations between geometric accuracy coefficients and defect formation are established, demonstrating that optimal clearance minimizes burrs and enhances part quality. An AI-based quality control and process management method is proposed for

automated detection of cut zones and defects. The research also addresses die durability and tool wear management to improve production efficiency.

Keywords: sheet metal stamping, blanking operations, punch-die clearance, cut surface quality, burr, artificial intelligence, tool wear, die durability

e-mail: Kastsiuchenka@bntu.by

ВВЕДЕНИЕ

Листовая штамповка является одним из ключевых процессов обработки материалов давлением, обеспечивая высокую точность, эффективность и экономичность в таких отраслях, как автомобильная и аэрокосмическая промышленность, электроника, производство бытовых приборов и медицинского оборудования. На долю штампованных компонентов приходится 70–80 % всех металлических изделий, что подчеркивает значимость этого метода. Однако разделительные операции, включая вырубку, пробивку и отрезку, нередко приводят к дефектам, составляющим до 10–20 % общего брака [1]. К ним относятся неточности размеров и форм, деформации, заусенцы и повреждения кромок, которые снижают качество деталей и увеличивают производственные затраты.

Управление процессами листоштамповочного производства направлено на минимизацию дефектов, повышение стойкости штампового инструмента и оптимизацию производственных операций. Для этого требуется точная настройка технологических параметров и их контроль, таких как скорость и зазоры между пуансоном и матрицей, с учетом свойств обрабатываемого материала, износа рабочего инструмента и пр. Внедрение систем мониторинга в реальном времени и цифрового моделирования процессов помогает прогнозировать потенциальные проблемы и предотвращать появление брака и дефектов в процессе производства.

Особое внимание уделяется снижению брака, особенно связанного с образованием заусенцев, которые требуют дополнительной обработки или приводят к тому, что изделие является непригодным для дальнейшего использования. Тем не менее, существующие методы контроля либо обеспечивают недостаточную объективность, либо не могут быть использованы в условиях массового и крупносерийно производства. Кроме того, существующие методы и способы не всегда обладают требующейся гибкостью из-за широкой номенклатуры изделий, что делает их использование ограниченным.

Активное развитие систем с искусственным интеллектом и интеллектуальных алгоритмов обеспечивает возможность для устранения указанных недостатков, позволяя вести сплошной контроль получаемых изделий с высокой долей точности (97–98 %) [2].

МЕХАНИЗМ РАЗДЕЛЕНИЯ В ОПЕРАЦИЯХ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ И ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА

Разделительные операции листовой штамповки являются неотъемлемыми в производстве. Несмотря на простоту процесса, по сравнению с формоизменяющими операциями, управление процессом вызывает определённые сложности, поскольку в процессе выполнения операций на качество изделий влияют сразу несколько факторов, что сводится к сложной задаче по управлению процессами в производственных условиях.

В разделительных операциях листовой штамповки, деформирование заготовки происходит вплоть до разрушения – отделения одной части материала от другой [3]. В данном процессе ключевой особенностью является максимальная локализация очага пластической деформации, что и позволяет осуществлять отделение одной части металла относительно другой.

При осуществлении разделительных операций в листоштамповочном производстве процесс сопровождается сложной комбинацией деформаций смятия, осадки, изгиба, растяжения, сдвига и разрушения. В процессе отрезки разделение металла происходит от упругой к пластической деформации и деформации разрушения.

Процесс разделения листовых металлов состоит из трёх основных стадий [3, 4]:

– стадии упругих деформаций;

– стадии пластических деформаций;

– стадии разрушения.

Поверхность среза имеет три характерные зоны (рис. 1): зону закругления (утяжка), блестящий поясок, который соответствует стадии пластической деформации, а также поверхность скола, характеризующуюся шероховатой поверхностью. Поверхность скола имеет форму конуса. Угол наклона скалывающих трещин α_c зависит от свойств материала и состояния инструмента. Диаметр d_1 соответствует размеру матрицы, а диаметр d_2 – размеру пуансона.

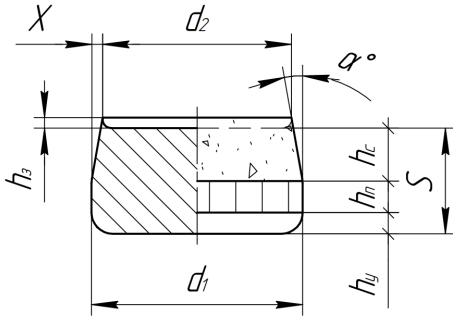


Рис. 1. Профиль поверхности среза вырубленной детали

Влияние различного рода технологических факторов на качество готовых изделий целесообразно оценивать коэффициентами геометрической точности профиля разделения, характеризующими характер профиля разделения [5]:

$$k_{\text{у}} = \frac{h_{\text{у}}}{S}, \tag{1}$$

$$k_{\text{П}} = \frac{h_{\text{П}}}{S}, \tag{2}$$

$$k_{\text{с}} = \frac{h_{\text{с}}}{S}, \tag{3}$$

$$k_x = \frac{x}{S} = \frac{d_1 - d_2}{2S}, \tag{4}$$

$$k_\alpha = \text{tg}\alpha = \frac{x}{h_{\text{с}}}, \tag{5}$$

где $k_{\text{у}}$ – коэффициент утяжки; $h_{\text{у}}$ – высота утяжки; h_g – высота блестящего пояска; S – толщина металла; $k_{\text{п}}$ – коэффициент блестящего пояска; $h_{\text{с}}$ – высота зоны скола; $k_{\text{с}}$ – коэффициент скола; k_x – коэффициент, соответствующий отношению половины разности диаметров со стороны матрицы и пуансона к толщине материала; k_α – коэффициент угла скола.

Линейные коэффициенты ($h_{\text{у}}$, $h_{\text{п}}$, $h_{\text{с}}$, x), характеризующие качество поверхности среза, в равной степени как и относительные параметры ($k_{\text{у}}$, $k_{\text{п}}$, $k_{\text{с}}$, k_x, k_α) совместно определяют степень отклонения действительного профиля при разделительных операциях листовой штамповки от идеального. Это позволяет судить о том, насколько качественным является поверхность разделения [5].

Установлено, что для достижения максимального качества поверхности разделения листовых материалов необходимо, чтобы величина $k_п$ была максимальной, а значения величин $k_у$, $k_с$, $k_х$, $k_α$ – минимальными.

В рамках проводимых исследований проводились операции вырубки круглых пластин (рис. 2) из твёрдых и мягких сталей в штампе простого действия с изменением технологического зазора. После каждой операции проводилось изучение профиля поверхности среза полученной детали с целью измерения высоты зоны утяжки ($h_у$), зоны блестящего пояска ($h_п$), зоны скола ($h_с$), угла скола ($α_с$), а также высоты заусенца.

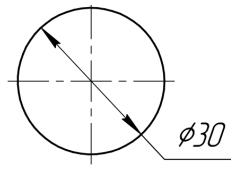


Рис. 2. Эскиз изделия

Поскольку ранее проведёнными исследованиями [5] было установлено, что твёрдые и мягкие материалы ведут себя различно, было изучено влияние технологического зазора для изготовления изделий из стали 08пс толщиной 0,8 мм и стали 10ХСНД толщиной 0,8 мм. Вырубка осуществлялась на кривошипном механическом прессе РС-10М1 усилием 1000 кН с одинаковой скоростью деформации.

Штамповка изделий из стали 08пс толщиной 0,8 мм осуществлялась с увеличением шага технологического зазора, кратного 5 % толщины материала, что позволило оценивать изменение относительных коэффициентов $k_у$, $k_с$, $k_α$ и $k_п$ в зависимости от величины технологического зазора. Измерение параметров высоты зон поверхности профиля среза ($h_у$, $h_п$, $h_с$ и $α_с$) и заусенца ($h_з$) осуществлялось при помощи измерительного микроскопа.

На рис. 3 представлены графические зависимости коэффициентов геометрической точности от величины технологического зазора.

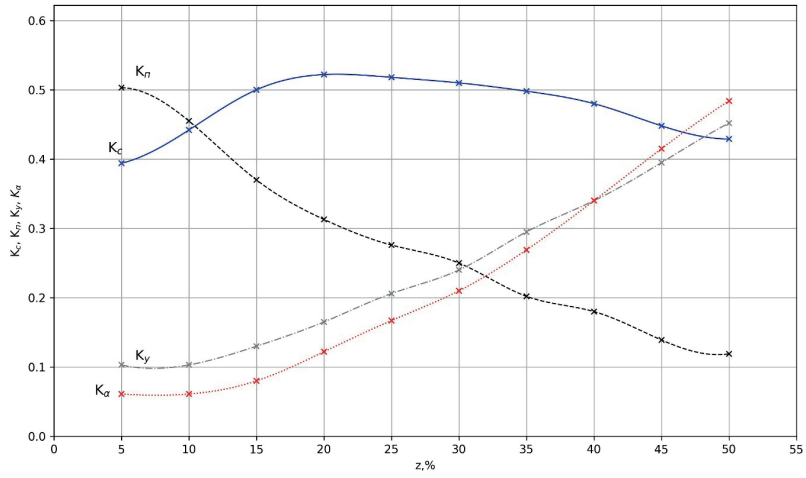


Рис. 3. Зависимость коэффициентов геометрической точности ($k_у$, $k_п$, $k_с$ и $k_α$) от величины технологического зазора при изготовлении изделий из стали 08пс толщиной S = 0,8 мм

Полученные графические зависимости указывают на то, что с увеличением величины зазора между пуансоном и матрицей качество поверхности профиля среза изделия начинает ухудшаться – фиксируется увеличение зоны сколы, зоны утяжки и угла скола, в то время как высота зоны блестящего пояска начинает уменьшаться.

В рамках исследования было установлено, что заусенец полностью отсутствует или является минимальным при условии, что величина относительного коэффициента $k_с$ будет больше величины $k_п$. Интенсивное же образование заусенца на поверхности изделия происходит при превышении величины $k_п$ над $k_с$, при этом, чем большей будет разница между величинами, тем большим будет величина образующегося заусенца. При технологическом зазоре, равном 10 % от толщины материала, наблюдается наименьшее технологическое усилие, а заусенец составляет 0,03 мм. Таким образом, при превышении высоты пояска скола в зоне среза над высотой блестящего пояска, соответствующего зоне пластической деформации, заусенец образовываться не будет

На рис. 4 представлены графические зависимости коэффициентов геометрической точности от величины технологического зазора для изделий, получаемых вырубкой для стали 10ХСНД толщиной 0,8 мм.

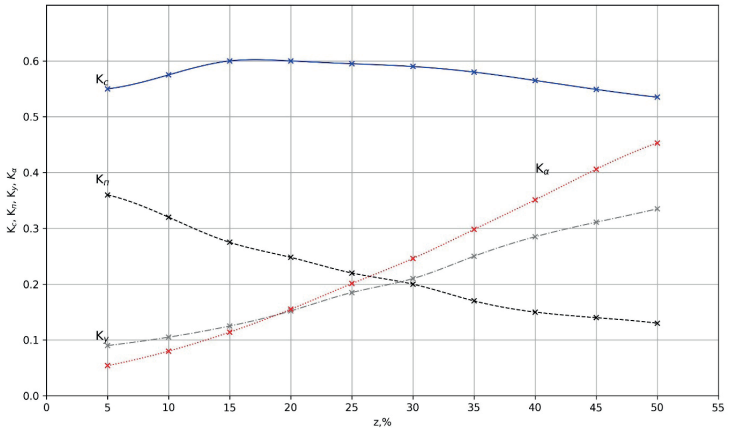


Рис. 4. Зависимость коэффициентов геометрической точности ($k_у$, $k_п$, $k_с$ и $k_α$) от величины технологического зазора при изготовлении изделий из стали 10ХСНД толщиной S = 0,8 мм

Полученные зависимости указывают на то, что с увеличением величины технологического зазора качество поверхности профиля среза изделия, так же как и в случае с использованием стали 08пс, начинает ухудшаться – зона скола увеличивается, в то время как высота зоны блестящего пояска начинает уменьшаться. Однако зона блестящего пояска у материала изначально является меньшей по сравнению с аналогичными технологическими зазорами при изготовлении изделий из стали 08пс, что обусловлено меньшей пластичностью материала. Однако, установлено, что с увеличением зазора между рабочим инструментом качество получаемого изделия также ухудшается – зона скола увеличивается, зона блестящего пояска уменьшается, а на поверхности среза начинает образовываться заусенец.

При технологическом зазоре, равном 15 % от толщины материала, наблюдается наименьшее технологическое усилие, а заусенец при этом составляет 0,02 мм. С увеличением же зазора заусенец начинает расти, но не столь интенсивно как при изготовлении изделий из стали 08пс.

Таким образом, в случае с малопластичными материалами образование заусенца на поверхности среза материала не будет фиксироваться при условии максимального значения высоты пояска скола.

В обоих экспериментах было установлено, что величина зоны утяжки не оказывает влияния на величину образующегося заусенца на поверхности среза. Это позволяет сделать вывод о том, что на величину образующегося заусенца оказывает влияние только соотношение между величинами зон пластической деформации (зона блестящего пояска) и зоны скола.

В процессе штамповки величина зазора между рабочим инструментом изменяется, что обусловлено износом поверхности рабочего инструмента. Вследствие этого происходит изменение зон на поверхности среза и коэффициентов показателей качества, которые ухудшают качество получаемых изделий, что приводит к появлению брака. Используемые методы контроля в условиях серийного и массового производства сводятся к визуальному осмотру отдельно выбранных изделий из партии, что не позволяет объективно проводить контроль и обеспечивать получение изделий требующегося качества.

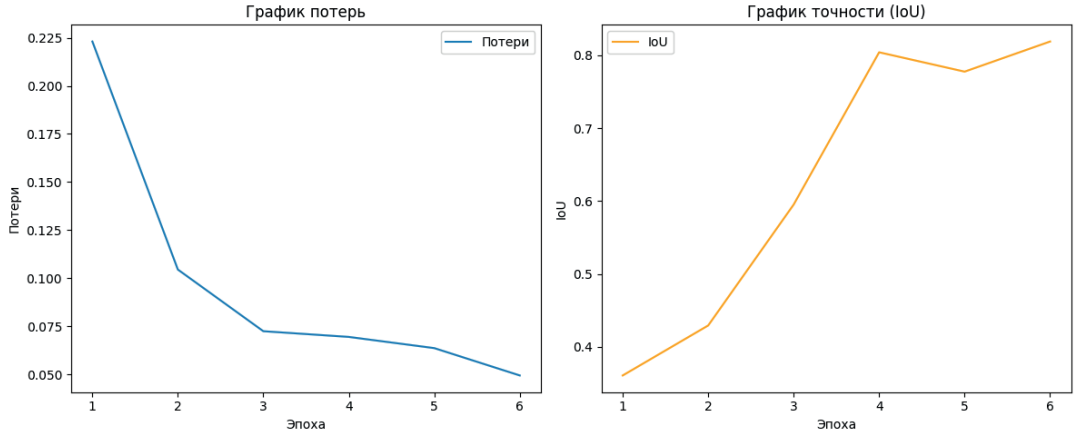
МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИИ

Поскольку в рамках экспериментов были установлены зависимости величин блестящего пояска и зоны скола от величины технологического зазора, влияющие на качество поверхности среза получаемого изделия, были проведены эксперименты по внедрению искусственного интеллекта в анализ указанных зон.

На основании характеристик поверхности среза изделий, получаемых операциями вырубки, описанными в эксперименте, были подготовлены данные для построения модели ИИ. Для этих целей были использованы снимки изделий с фокусом на поверхность среза, сделанные с различных ракурсов и под различными углами.

Предварительно для обучения модели была использована разметка с целью идентификации зоны среза.

Обучение модели ИИ проходило в 10 эпох на 68 снимках, что позволило получить высокую точность модели. Полученная модель ИИ для определения зоны среза в изделиях, получаемых операциями листовой штамповки, имеет показатель точности 81,89 % и показатель потери данных в процессе обучения 4,95 % (рис. 5).



а *б*

Рис. 5. Показатели точности модели ИИ в зависимости от эпохи обучения

Модель обеспечивает идентификацию зоны среза на изделии с распознаванием зоны блестящего пояска и зоны скола, что позволяет проводить контроль изделий на наличие дефектов, возникающих в процессе листовой штамповки. Эксперименты показали, что одна и та же модель может быть использована для однотипных изделий, получаемых разделительными операциями вне зависимости от материала, его геометрических параметров и формы, при этом достигается высокая точность в обнаружении как поверхности среза (рис. 6), так и в идентификации зон поверхности разделения (рис. 7).

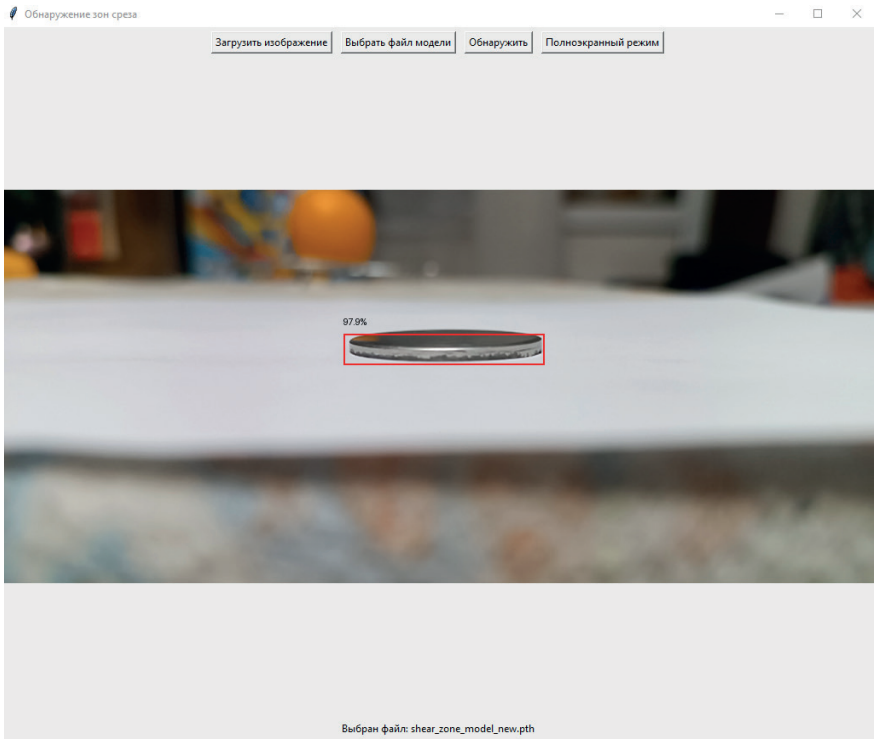


Рис. 6. Идентификация зоны среза на поверхности вырубленного изделия

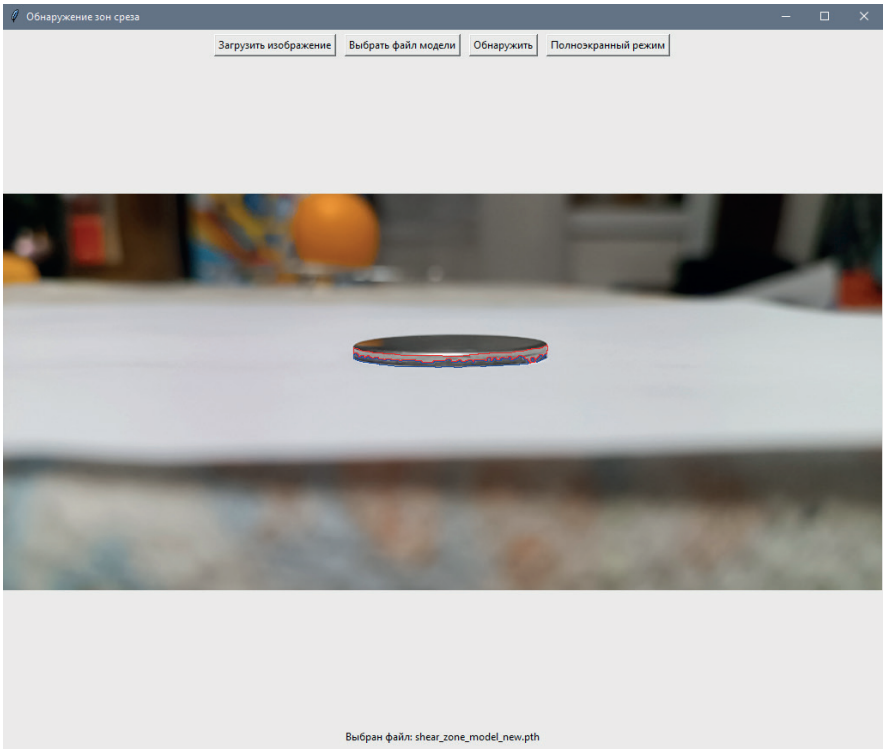


Рис. 7. Идентификация зон на поверхности среза:
красный – зона пластической деформации; синий – зона скола

Таким образом, использование обученных моделей ИИ, обеспечивает возможность для сплошного контроля качества изделий, получаемых разделительными операциями листовой штамповки.

ПЕРСПЕКТИВЫ ВНЕДРЕНИЯ ИИ И УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССАМИ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ

Установлено [5], что качество получаемых изделий разделительными операциями листовой штамповки зависит от стойкости штампа, т. е. способности штампа получать изделия, соответствующие чертежу и техническим требованиям.

Принято различать:

– стойкость штампа до переточки его рабочих частей;

– стойкость штампа до замены рабочих частей;

– стойкость штампа до полного износа.

Под стойкостью штампа до переточки его рабочих частей подразумевается способность штампа осуществлять получение изделий, соответствующие чертежу и техническим требованиям между двумя переточками рабочего инструмента. В зависимости от степени износа рабочего инструмента, определяющегося типом штампуемого материала, величиной технологического зазора и иными факторами, величина снимаемого с пуансона и матрицы материала различна. Количество переточек определяется количество металла, снимаемого с пуансона и матрицы [5], и выражается формулой:

$$n = \frac{H}{h}, \tag{6}$$

где H – толщина слоя металла, снимаемого с поверхности матрицы за все переточки; h – толщина слоя металла, снимаемого с поверхности пуансона за все переточки.

Стойкость штампа до замены рабочих частей определяется необходимость замены рабочих частей штампа в случае, когда переточка невозможна, в том числе при невозможности осуществления дальнейших переточек или при износе боковой поверхности пуансона и матрицы.

Стойкость штампа до полного износа определяется количеством штамп ударов, после которого работоспособность штампа невозможна даже после переточки или замены рабочих частей.

Износ инструмента характеризуется тремя основными стадиями:

– приработки;

– умеренного износа;

– интенсивного износа.

Максимальная стойкость штампа до переточки его рабочих частей обеспечивается до наступления стадии интенсивного износа, что в том числе отражается и на качестве получаемых изделий, анализируемых на основании зон поверхности среза. Это позволяет своевременно определять наступление стадии интенсивного износа и проводить переточку инструмента до того, как произойдёт его полный износ, требующий замены.

Принимая во внимание, что в листоштамповочном производстве стоимость штампового инструмента является одной из основных статей затрат [3], повышение стойкости штампов является приоритетной задачей, достижимой, главным образом, за счёт повышения стойкости до переточки его рабочих частей. Таким образом, внедрение ИИ обеспечивает возможность для выявления момента, при котором происходит интенсивный износ рабочего инструмента, не позволяющего производить переточку пуансонов и матриц.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе проведения исследований был проведен анализ основных показателей качества поверхности разделения (геометрической точности) для деталей, получаемых методами листовой штамповки и их влияние на качество поверхности среза.

Установлена зависимость появления дефектов в виде заусенцев на поверхности среза в зависимости от величин зон среза.

Разработана модель ИИ для выявления зоны разделения в процессах листовой штамповки и идентификации зон поверхности среза.

Определена возможность управления процессом листовой штамповки с целью повешения качества получаемых изделий за счёт минимизации брака и повышения стойкости штампов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Selection of Materials for Shearing, Blanking and Forming // ASM Handbook. – Vol. 35. – Mode of access: https://dl.asminternational.org/handbooks/edited-volume/35/chapter-abstract/466876/Selection-of-Materials-for-Shearing-Blanking-and?redirectedFrom=fulltext. – Date of access: 10.05.2025.
2. Sundaram, Sarvesh and Zeid, Abe. Artificial Intelligence-Based Smart Quality Inspection for Manufacturing / Sarvesh Sundaram and Abe Zeid // Micromachines. – 2023. – 14 (3). – 570. – Mode of access: https://doi.org/10.3390/mi14030570. – Date of access: 20.06.2025.
3. Электронный учебно-методический комплекс по учебной дисциплине «Технология листовой штамповки» для специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением» [Электронный ресурс] / Белорусский национальный технический университет, кафедра «Машины и технология обработки металлов давлением» ; сост.: В. А. Томило [и др.]. – Минск : БНТУ, 2022. – Режим доступа: https://rep.bntu.by/handle/data/112146.
4. Романовский, В. П. Справочник по холодной штамповке / В. П. Романовский. – 5-е изд., доп. и перераб. – Л. : Машиностроение, 1971. – 782 с.
5. Михаленко, Ф. П. Стойкость разделительных штампов / Ф. П. Михаленко. – М. : Машиностроение, 1976. – 207 с.

REFERENCES

1. Selection of Materials for Shearing, Blanking and Forming. *ASM Handbook*, vol. 35. Available at: https://dl.asminternational.org/handbooks/edited-volume/35/chapter-abstract/466876/Selection-of-Materials-for-Shearing-Blanking-and?redirectedFrom=fulltext (accessed: 10.05.2025).
2. Sundaram Sarvesh and Zeid Abe. Artificial Intelligence-Based Smart Quality Inspection for Manufacturing. *Micromachines*, 2023, 14(3), 570. Available at: https://doi.org/10.3390/mi14030570 (accessed: 10.05.2025).
3. *Elektronnyi uchebno-metodicheskii kompleks po uchebnoi discipline «Tekhnologiya listovoi shtampovki» dlya spetsial'nosti 1-36 01 05 «Mashiny i tekhnologiya obrabotki materialov davleniem»* [Electronic educational and methodological complex for the academic discipline "Sheet Metal Stamping Technology" for the specialty 1-36 01 05 "Machines and Technology for Pressure Processing of Materials"]. Minsk, Belarusian National Technical University Publ., 2022. (in Russian). Available at: https://rep.bntu.by/handle/data/112146.
4. Romanovskii V. P. *Spravochnik po kholodnoi shtampovke* [Handbook on Cold Stamping]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1971. – 782 p. (in Russian).
5. Mikhaylenko F. P. *Stoikost' razdelitel'nykh shtampov* [Durability of Separating Dies]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976, 207 p. (in Russian).

Статья поступила в редакцию 14.05.2025 г.

UDC 621.793.1

RESEARCH ON CROSS WEDGE ROLLING FORMING TECHNOLOGY OF CARBON STEEL/STAINLESS STEEL BIMETALLIC COMPOSITE SHAFT PARTS

[1, 2, 3]Chaoyang Sun, [1, 2, 3]Lingyun Qian, [1, 2, 3]Junling Li, [1, 2, 3]Jing Zhou,
[1, 2, 3]Shaochuan Feng, [1, 2, 3]Chunhui Wang, [1, 2, 3]Baoyu Wang,
[1]Lianjing Hao, [1]Le Zhu, [4]Vladimir Petrenko

[1]School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing,
Beijing, People's Republic of China
[2]Engineering Research Center of Part Rolling, Ministry of Education,
Beijing, People's Republic of China
[3]Beijing Key Laboratory of Lightweight Metal Forming,
Beijing, People's Republic of China
[4]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

In response to the urgent demand for corrosion-resistant shaft components in offshore equipment operating under high-humidity and high-salinity conditions – and the limitations of existing technologies in achieving efficient and cost-effective manufacturing – this study proposes a novel approach: cross wedge rolling of carbon steel/stainless steel bimetallic composite shafts. Centered on the mechanisms of solid-state metallurgical bonding, damage initiation and propagation, and microstructural evolution, a comprehensive research framework is developed. This framework includes foundational exploratory experiments, physical mechanism modeling, process regularity simulations, rolling experiments, and prototype fabrication of bimetallic shafts. The objective is to investigate and establish a cross wedge rolling process for carbon steel/stainless steel bimetallic shafts and to develop coordinated control technologies for their deformation behavior. A precise mathematical model is constructed to quantitatively describe the evolution of elemental diffusion, damage, and microstructure during rolling. The ultimate goal is to achieve precise forming of bimetallic shafts with strong metallurgical bonding, superior microstructural properties, and minimal micro-defects, thereby enabling green and low-cost production of long-life, corrosion-resistant bimetallic shaft components.

Keywords: bimetallic composite, elemental diffusion, void evolution, coordinated deformation, cross wedge rolling process

e-mail: suncy@ustb.edu.cn

INTRODUCTION

With the rapid development of major projects such as offshore wind power, a large number of shaft components used in marine equipment – particularly in power and transmission

systems – are facing significant challenges, including poor corrosion resistance, short service life, long manufacturing cycles, and high production costs. These issues are especially pronounced under harsh service conditions characterized by high humidity and salinity, which impose stringent requirements for excellent corrosion resistance. Therefore, there is an urgent need to develop advanced manufacturing technologies for high-performance, corrosion-resistant shaft components suitable for complex service environments.

Bimetallic composites composed of different material combinations – such as steel/cast iron, steel/aluminum, copper/aluminum, magnesium/steel, and magnesium/titanium – can exhibit complex physical and chemical properties [1]. Cao et al. [2] prepared Ti/Al/Ti laminated composites with varying interfacial bonding strengths through hot pressing at different temperatures, and investigated the effects of interfacial morphology, reaction layers, and constraint effects on the microstructure, mechanical properties, and formability of the composites. Yan et al. [3] developed a novel heterogeneous welded joint combining low-carbon steel and hypereutectic high-chromium white cast iron, achieving a balance between strength and ductility. Ghasri-Khouzani M. et al. [4] fabricated stainless steel/aluminum bimetallic composites via additive manufacturing and vacuum-assisted melting, leading to improvements in elongation and compressive strength. Li et al. [5] employed molecular dynamics simulations to study the diffusion of Cu and Al atoms at the Cu/Al interface under various size and temperature conditions, and calculated the equivalent thermal conductivity and tensile strength of the composite interface. Saberi Y. et al. [6] fabricated lightweight porous copper–aluminum composites using a powder metallurgy-based method and milling process, and tailored the properties of the porous materials by adjusting the aluminum secondary phase and polyethylene glycol space-holder content. T. M. Yue et al. [7] enhanced the corrosion resistance of magnesium-based composites by applying a stainless steel coating onto ZK60/SiC composites through thermal spraying and laser remelting, using a brass and copper interlayer.

Chen et al. [8] further introduced a classification based on functional applications such as structural support, thermal insulation, thermomechanical control, electromagnetic properties, corrosion resistance, and connectivity. For example, carbon steel is widely recognized for its cost-effectiveness as a structural material. According to the study by Li et al. [9], carbon steel/stainless steel composites can reduce costs by 42,5–54 % compared with conventional monolithic materials. Furthermore, Li et al. [10] noted that these composites also reduce the consumption of valuable alloying elements in stainless steel. Magnesium is currently the lightest structural metal but suffers from poor corrosion resistance and strength; aluminum complements magnesium's weaknesses, and Al/Mg/Al laminated composites combine the advantages of both metals. These laminates are widely used in lightweight automotive applications such as engine blocks and car bodies, where they enhance energy absorption and reduce weight. Huo et al. [11] proposed a novel rolling technique to improve the bonding strength of Al/Mg/Al laminates, and observed a significant increase in interfacial layer thickness after rolling, suggesting broader application potential. In addition, Danaie et al. [12] fabricated Mg/Ti and Mg/steel multilayer composites using accumulative roll bonding, targeting hydrogen storage applications. Li et al. [13] produced corrosion-resistant Ti/steel bimetallic sheets via hot roll bonding.

THE INTERFACIAL BONDING MECHANISMS AND MODELING OF BIMETALLIC COMPOSITE PROCESS

Elemental diffusion behavior and modeling. Carbon steel/stainless steel specimens with dimensions of ∅ 9×12 mm were fabricated using machining techniques. To ensure the quality of the bonding between the two metals, the specimen end faces were subjected to grinding treatment. The surface roughness of the specimens was measured using a white light interferometer, with both materials showing a surface roughness of less than 3 μm. The morphology of the end faces of the two ground specimens is shown in Fig. 1.

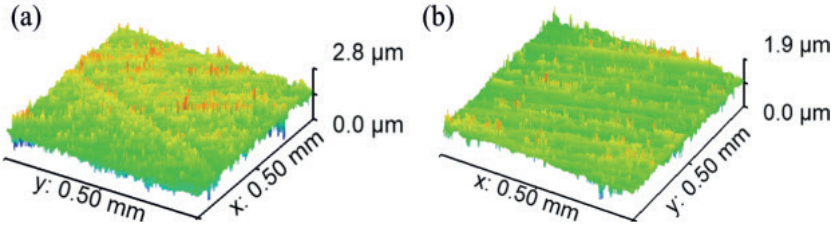


Fig. 1. Surface morphology of the end faces of the cylindrical specimens after grinding: *a* – Carbon steel; *b* – Stainless steel

Ultrasonic polishing and cleaning were performed on the bonding surfaces of the samples (surface roughness *Ra* 3.2 μm). In the experiment, a Gleeble-3500 thermo-mechanical simulator was used to apply axial compression to the samples in a vacuum environment, resulting in a 34CrMo/316L solid-state bonding (SSB) joint to explore the bimetallic bonding process. The diffusion behavior of elements in the composite layer was investigated by varying experimental parameters such as deformation temperature, strain, and holding time. The experimental procedure is shown in Fig. 2. After treatment of the contact surfaces, the cylindrical specimens were assembled and clamped with a pressure of 5 MPa before conducting the bonding experiment. The samples were heated at a rate of 10 °C/s to a temperature range of 950–1250 °C. The specific thermoforming conditions were: strain rate of 1 s^{-1}, strain range of 20–50 %, and holding time between 180 and 1440 s. Finally, the experimental samples were rapidly cooled through water quenching.

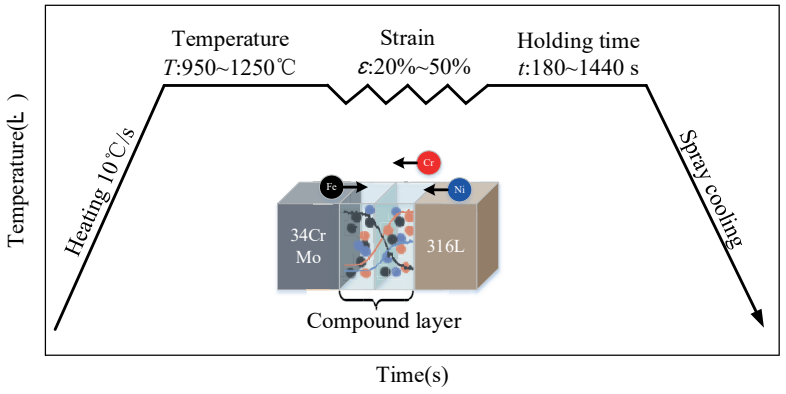


Fig. 2. Experimental procedure and parameters for the hot compression bonding of bimetallic specimens [14]

A comparison between the original specimen and the bonded specimens under different compression levels after hot compression is shown in Fig. 3.

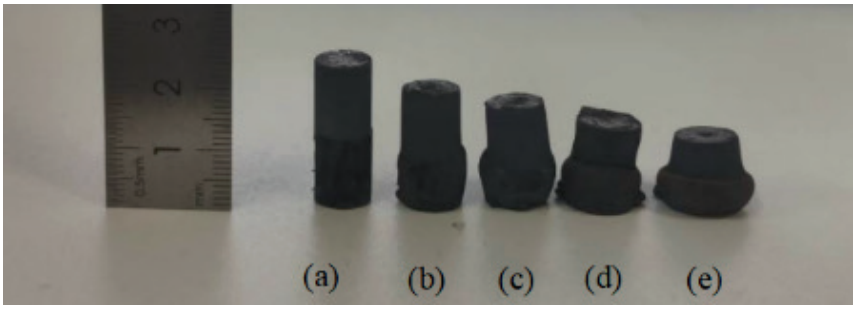


Fig. 3. Specimen morphology before and after hot compression: *a* – Original specimen, *b* – 20 %, *c* – 30 %, *d* – 40 %, *e* – 50 %

There is a significant difference in the chemical composition of the two metallic materials. As shown in Fig. 4, evident elemental diffusion occurs at the bimetallic bonding interface. This diffusion behavior leads to the formation of a metallurgical bonding transition zone and the evolution of the material's microstructure.

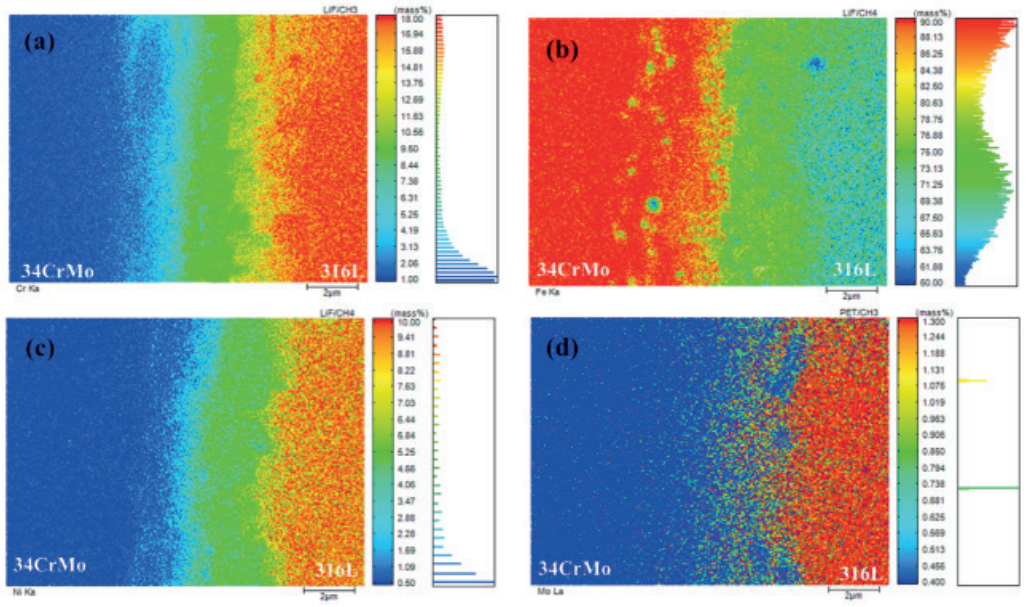


Fig. 4. Elemental concentration distribution in the 34CrMo/316L bonding transition zone: *a* – Cr; *b* – Fe; *c* – Ni; *d* – Mo [14]

As shown in Fig. 5, the formation process of the bimetallic bonded joint consists of three stages: the first stage is the formation of physical contact, during which atoms of the materials being joined are brought close to each other across the interface by plastic deformation – close enough to allow physical interactions, or even weak chemical interactions. The second stage involves activation of the contact surfaces, where activation centers are generated. At this stage, physical and chemical interactions occur between the two surfaces, eventually forming chemical bonds. Hence, this is also referred to as the stage of chemical interaction. The appearance and duration of activation centers depend on the plastic deformation of the harder material. In practice, the first and second stages often overlap, making it difficult to distinguish between them. As the two surfaces approach each other, coordinated plastic deformation flattens protrusions, initiating activation. After physical contact is achieved, the third stage involves atomic diffusion from the bonded interface into the surrounding material, known as the bulk interaction stage. During this stage, bonding develops from a surface phenomenon into a bulk process, beginning from the activation centers. As isolated bonding regions merge, the interfacial bonding completes. However, the bulk interaction continues until stress relaxation is achieved.

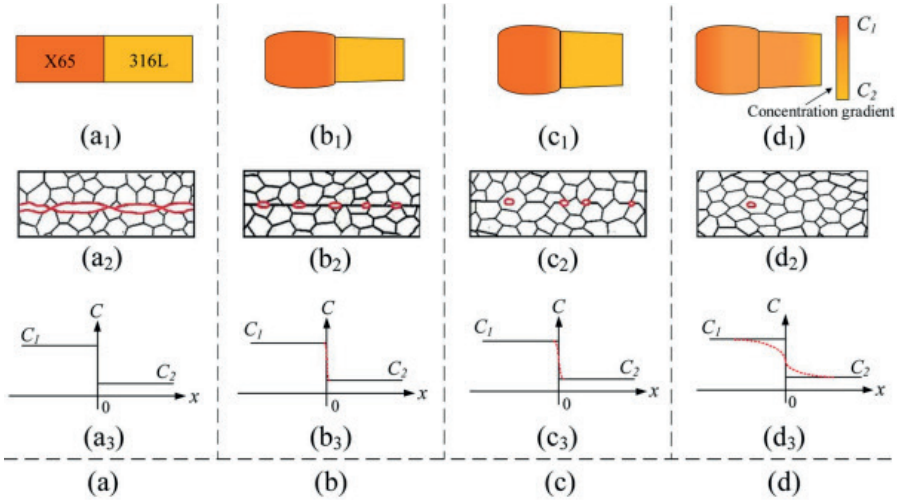


Fig. 5. The cheme shows the deformation (a1)–(d1), microstructure evolution (a2)–(d2) and element diffusion (a3)–(d3). (a)–(d) reveal that each of the three processes can be divided into four stages, where (a) represents the initial stage [15]

Since Fick's second law is based on the law of mass conservation and Fick's first law, the flux of material diffusing out from the high-concentration side is equal to the flux entering the low-concentration side. Therefore:

$$D_1 \frac{\partial C_L(x=0)}{\partial x} = D_2 \frac{\partial C_R(x=0)}{\partial x}, \tag{1}$$

where, D_1, D_2 are the diffusion coefficients of elements on both sides of the diffusion interface (μm²/s). C_L, C_R are the element concentration of dissimilar metals (wt. %).

In the above equation, C_L and C_R represent the elemental concentrations on the left and right sides of the Matano interface, respectively, while D_1 and D_2 are the diffusion coefficients on each side. The solution to the above equation can be obtained as follows:

$$C = \begin{cases} C_L = \dfrac{C_1\sqrt{D_1} + C_2\sqrt{D_2}}{(\sqrt{D_1} + \sqrt{D_2})} + \dfrac{\sqrt{D_2}(C_2 - C_1)}{(\sqrt{D_1} + \sqrt{D_2})} erf\left(\dfrac{x}{2\sqrt{D_1 t}}\right) \ (x < 0) \\ C_R = \dfrac{C_1\sqrt{D_1} + C_2\sqrt{D_2}}{(\sqrt{D_1} + \sqrt{D_2})} + \dfrac{\sqrt{D_2 D_1}(C_2 - C_1)}{(D_2 + \sqrt{D_1 D_2})} erf\left(\dfrac{x}{2\sqrt{D_2 t}}\right) \ (x > 0) \end{cases}, \tag{2}$$

where, C_1, C_2 are the initial element concentration of dissimilar metals (wt. %). x is diffusion distance (μm).

In this study, the Boltzmann – Matano method was used to determine the position-dependent diffusion coefficient of the elements. As a result, the diffusion coefficients on both sides of the Matano interface can be considered equal, i. e., $D_1 = D_2$, and Eq. (2) can be simplified as follows:

$$C = \frac{C_1 + C_2}{2} + \frac{C_2 - C_1}{2} erf\left(\frac{x}{2\sqrt{D(x,\varepsilon,T)t}}\right), \tag{3}$$

To verify the diffusion model of the metallurgical bonding transition zone (MBTZ), experimental results under different conditions were compared with the predicted values by proposed model. Conditions (*a*) and (*b*) which were used for establishing the diffusion model were verified, and conditions (*c*) and (*d*), which were not used for establishing the diffusion model were verified too. As shown in Fig. 6, the predicted values of element concentration in each condition are consistent with the measured value, and errors are within an allowable range.

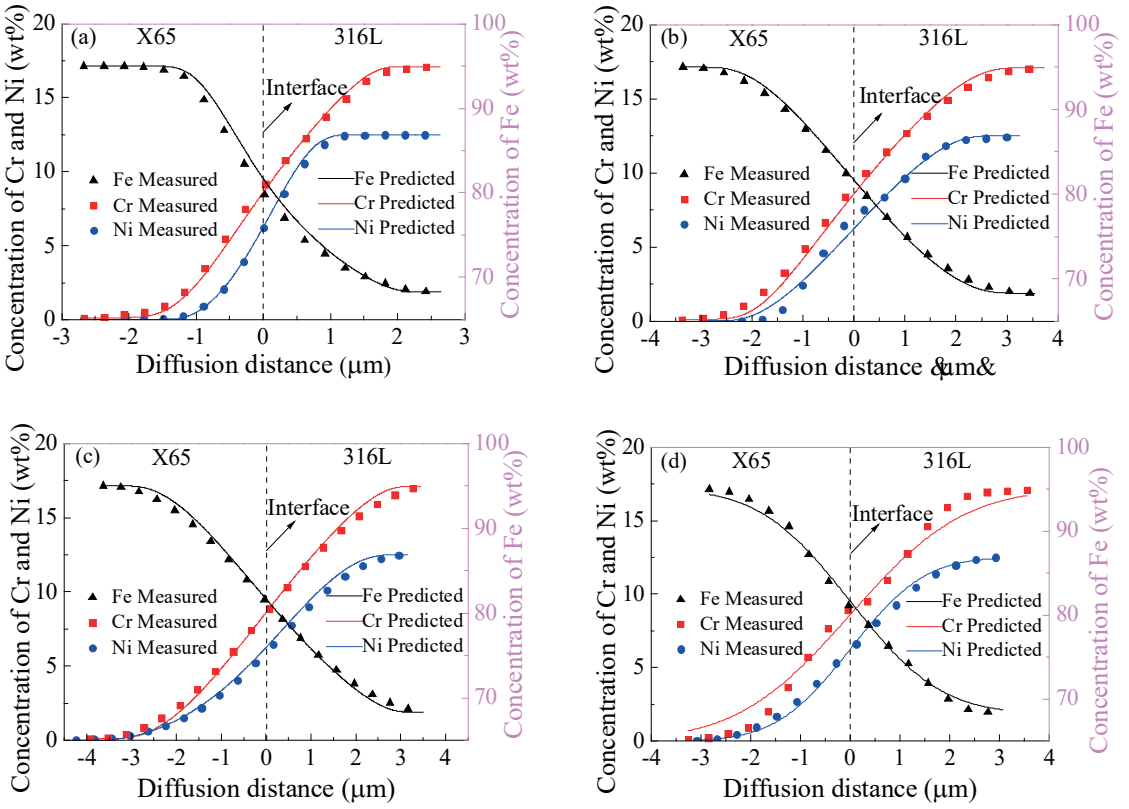


Fig. 6. Comparison of the measured and predicted values for element concentration: *a* – T = 1000 °C, ε = 20 %, $\dot{\varepsilon}$ =1 s^{-1}, t = 720 s; *b* – T = 1000 °C, ε = 30 %, $\dot{\varepsilon}$ = 1 s^{-1}, t = 720 s; *c* – T = 1000 °C, ε = 40 %, $\dot{\varepsilon}$ = 1 s^{-1}, t = 1080 s; d –T = 900 °C, ε = 40 %, $\dot{\varepsilon}$ = 1 s^{-1}, t = 720 s [15]

Void evolution behavior and modeling. As shown in Fig. 7, the closure of voids in the transition zone of the composite specimens under different temperature conditions is presented. As the temperature increases, the voids close more thoroughly. At 900 °C, as shown in Fig. 7*a* and *b*, there are still voids around 3 μm in the transition zone. At 1000 °C, as shown in Fig. 7*c* and *d*, the maximum size of the voids in the transition zone stabilizes around 1.5 μm, which is noticeably smaller compared to the voids at 900 °C. At 1100 °C, the trend of void size reduction becomes more pronounced. As shown in Fig. 7*e* and *f*, there is no clear interface in the transition zone, and the voids in most areas have been completely closed, with only a few small, fine voids remaining. This is because the extrusion process of the hot compression bonding experiment can be divided into the extrusion initiation stage and the extrusion stage. As the extrusion temperature increases, the load required to initiate extrusion decreases accordingly.

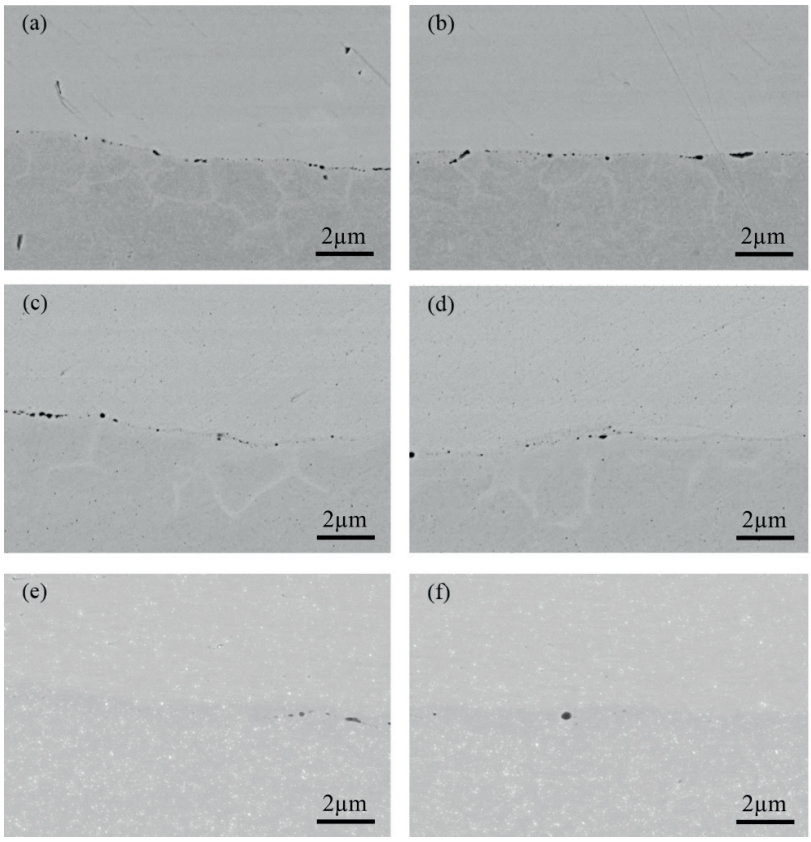


Fig. 7. Closure of voids in the transition zone under different temperature conditions. Experimental conditions: strain rate of 1/s, strain of 40 %, holding time of 12 min., temperature: *a*, *b* – 900 °C; *c*, *d* – 1000 °C; *e*, *f* – 1100 °C

As shown in Fig. 8, during the hot compression bonding process of carbon steel and stainless steel, the evolution of voids at the bimetallic bonding interface can be divided into three stages. The first stage is the physical contact stage of the bimetallic interface during the hot compression bonding process. The surface roughness of the two metals results in insufficient contact between the interfaces, leading to the formation of large-sized, intermittently distributed voids at the interface. The pressure applied to the metal surfaces during the experiment is insufficient to further expand the contact area between the two metals, as shown in Fig. 8*a*. The second stage is the initial stage of the hot compression bonding process. In this stage, in addition to the plastic deformation of the material around the interface voids, atomic diffusion and grain boundary diffusion also contribute to the closure of the voids. Irregular voids formed in the initial physical stage experience atomic diffusion from the convex surface to the concave surface due to the chemical potential difference between the surfaces. This atomic diffusion on the void surface gradually smooths the edges of the voids. The atomic diffusion caused by the Kirkendall effect also facilitates the change in the shape of the voids. Due to element diffusion, carbide layers begin to gradually form. The stress gradient at the neck of the voids aids in the grain boundary diffusion, causing the shape of the voids to gradually evolve into elongated penny-shaped voids. Irregular small voids become nearly circular, as shown in Fig. 8*b*.

The final stage occurs after the hot compression bonding process during the holding stage. In the early part of the holding stage, the power-law creep mechanism within the metal material promotes the closure of the voids. The elongated penny-shaped voids gradually evolve into shorter penny-shaped voids, and the nearly circular voids shrink until they are

eliminated. The metal element diffusion layer and carbide layer continue to increase, as shown in Fig. 8c. In the later part of the holding stage, the elongated penny-shaped voids evolve into circular voids, and smaller voids are essentially healed. This indicates that increasing the holding time promotes the closure of voids, thereby enhancing the bonding rate of the interface. At this point, the thickness of the metal element diffusion layer and carbide layer stabilizes, and the voids no longer migrate with the grain boundary migration on the carbon steel side but remain within the grains of the composite interface, as shown in Fig. 8*d*. During the dissimilar steel hot compression bonding process, the migration of interface grain boundaries is generally faster than the movement of voids due to the element concentration gradient. Eventually, circular voids will remain inside the composite interface grains.

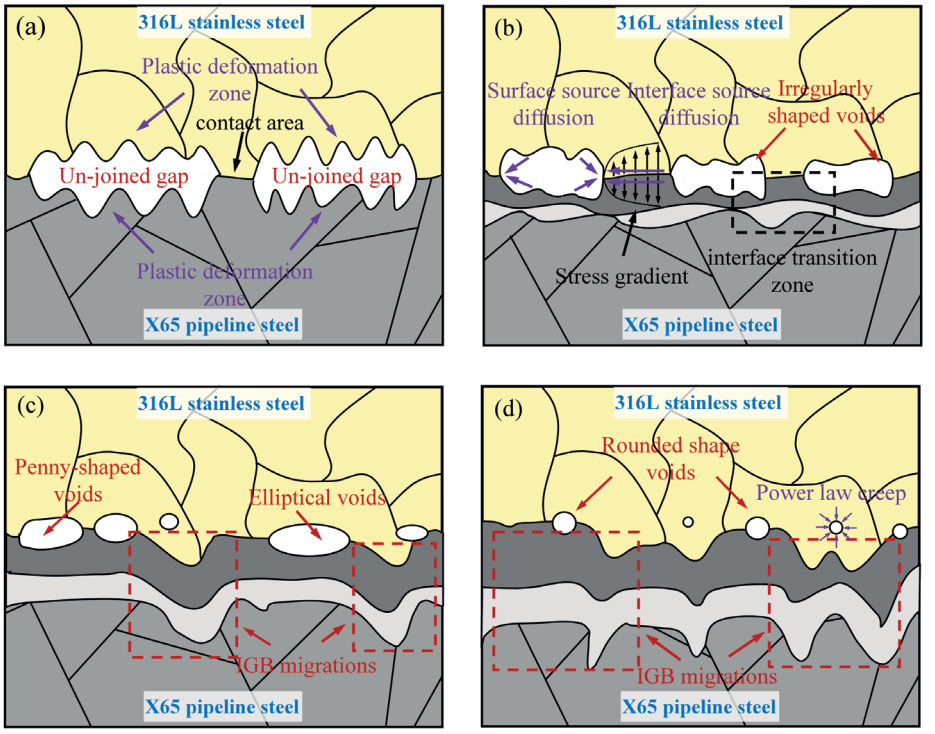


Fig. 8. Schematic illustration of microvoid evolution in the bonding transition zone

The current void closure model includes four primary mechanisms: initial plastic deformation, surface diffusion, interfacial diffusion, and power-law creep. The evolution of microvoids at the bimetallic bonding interface can be divided into three stages. Stage 0 corresponds to the initial plastic deformation process, during which an initial interfacial bonding ratio is formed. This ratio serves as the starting point for subsequent void closure mechanisms and stops increasing when the contact area grows to the point where the void surface stress drops below the minimum yield strength of the metal. Stage I involves the evolution of elliptical voids. Under the combined effects of the aforementioned mechanisms, the void size decreases and the bonding ratio increases. During this process, the surface diffusion mechanism drives the gradual transformation of elliptical voids into nearly spherical shapes. When the difference between the void's length and height falls within an acceptable range, the void is considered approximately spherical, and the process enters Stage II. In Stage II, the nearly spherical microvoids generated in the previous stage continue to shrink until they are fully closed.

In the first stage, large elliptical voids gradually shrink under the combined influence of multiple mechanisms. When the height of an elliptical void becomes approximately equal to its length, the void is considered to have evolved into a nearly spherical shape, marking the end

of the first stage and the transition to the second stage. The total rate of change in void height is the sum of the contributions from each governing mechanism:

$$\begin{cases} \left(\frac{\mathrm{d}h_2}{\mathrm{d}t}\right)_{total} = \frac{\mathrm{d}h_s}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}h_i}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}h_c}{\mathrm{d}t} \\ \left(\frac{\mathrm{d}e_2}{\mathrm{d}t}\right)_{total} = \frac{\mathrm{d}e_s}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}e_i}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}e_c}{\mathrm{d}t} \end{cases}, \tag{4}$$

where, h_s is the void height under the surface source mechanism (m); h_i is the void height under the interface source mechanism (m); h_c is the void height under the power-law creep mechanism (m); e_s is the void bonding length under the surface source mechanism (m); e_i is the void bonding length under the interface source mechanism (m); e_c is the void bonding length under the power-law creep mechanism (m).

When the difference between the actual void length and height falls within a permissible tolerance, the void evolution enters the second stage. At this stage, the remaining voids distributed along the bonding interface are relatively small, and thus the influence of grain structure on void evolution is negligible. The shrinkage and evolution of these near-spherical voids proceed under the combined action of surface diffusion, interface diffusion, and power-law creep mechanisms. The contribution of each mechanism to void shrinkage remains consistent with that in the first stage. Given the relatively small size of the voids, typically around 10 μm, these mechanisms further reduce the void dimensions. Once the micropores become fully spherical, the effect of surface diffusion ceases, while interface diffusion and power-law creep continue to act until complete elimination of the voids. The driving force for surface diffusion is primarily governed by the curvature difference across the void surface, and the material transport rate due to surface diffusion at this stage can be expressed as:

$$\frac{\mathrm{d}V_s}{\mathrm{d}t} = \frac{2\Omega\gamma}{kT}\left[\frac{D_s\delta_s c_3}{h_3^2} + D_v + \pi p_v\left(\frac{\Omega}{2kT\pi\rho}\right)^{1/2}\right]\left(\frac{c_3}{h_3^2} - \frac{h_3}{c_3^2}\right), \tag{5}$$

where T is the absolute temperature (K); Ω is the atomic volume (m^3); k is the surface curvature (m); γ is the surface energy (J/m^2); δ_s is the surface diffusion layer thickness (m); D_s is the surface diffusion coefficient (m^2/s); D_v is the volume diffusion coefficient (m^2/s); p_v is the Interface bonding pressure; ρ is curvature of the void.

$$\frac{\mathrm{d}V_i}{\mathrm{d}t} = \frac{3\Omega}{2kTB}\left(D_B\delta_B + \frac{2D_v h_3^2}{c_3}\right)\left(\sigma_I - \frac{\gamma}{B} - \frac{\gamma c_3}{h_3^2}\right), \tag{6}$$

where σ_i is the average stress acting in region I (MPa); B is the length of the average stress σ_i acting on region I (m); $D_B\delta_B$ is the product of grain boundary diffusion coefficient (m^3/s).

$$\frac{\mathrm{d}V_c}{\mathrm{d}t} = SA_c\left|\frac{p}{G}\right|^n \int_0^{h_3}\left|\frac{a_3}{\left[a_3 + c_3\left(1-\sqrt{y_0^2/h_3^2}\right)\right]}\right|^n \mathrm{d}y. \tag{7}$$

where S is the symbolic function; A_c is the creep constant; n is the creep index; p is interfacial contact stress (MPa); G is the shear modulus (GPa); a_3 is half the distance between two adjacent voids (m); c_3 is half the width of the void (m).

In the third stage, the total rate of change of the actual void size and the bonded interface length can be expressed as:

$$\begin{cases} \left(\frac{\mathrm{d}h_3}{\mathrm{d}t}\right)_{total} = \frac{4}{\pi b_3}\frac{\mathrm{d}V_s}{\mathrm{d}t} - \frac{1}{e_3}\left(\frac{\mathrm{d}V_i}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}V_c}{\mathrm{d}t}\right) \\ \left(\frac{\mathrm{d}e_3}{\mathrm{d}t}\right)_{total} = \frac{4}{\pi h_3}\frac{\mathrm{d}V_s}{\mathrm{d}t} - \frac{4a_3/\pi - c_3}{h_3 e_3}\left(\frac{\mathrm{d}V_i}{\mathrm{d}t} + \frac{\mathrm{d}V_c}{\mathrm{d}t}\right) \end{cases}. \tag{8}$$

where V_s is the volume of matter transported under the surface source mechanism; V_i is the volume of matter transported under the interface source mechanism; V_c is the volume of matter transported under the power-law creep mechanism.

As shown in the interfacial bonding ratio measurements in Fig. 9, the bonding ratio at the bimetallic interface increases with the forming temperature (T) and holding time (t). The observed evolution trend of the bonding interface is consistent with theoretical predictions, where the void shape gradually transitions toward a near-spherical morphology. The experimental results exhibit good agreement with the proposed predictive model. Furthermore, during the entire void evolution process, the dimensional change of the voids induced in stage I accounts for more than 97 % of the total deformation. Stage II primarily contributes to material redistribution and morphological transformation of the residual voids. This indicates that the remaining energy from local plastic deformation is predominantly consumed in reshaping the voids, rather than dissipating as heat into the surrounding matrix.

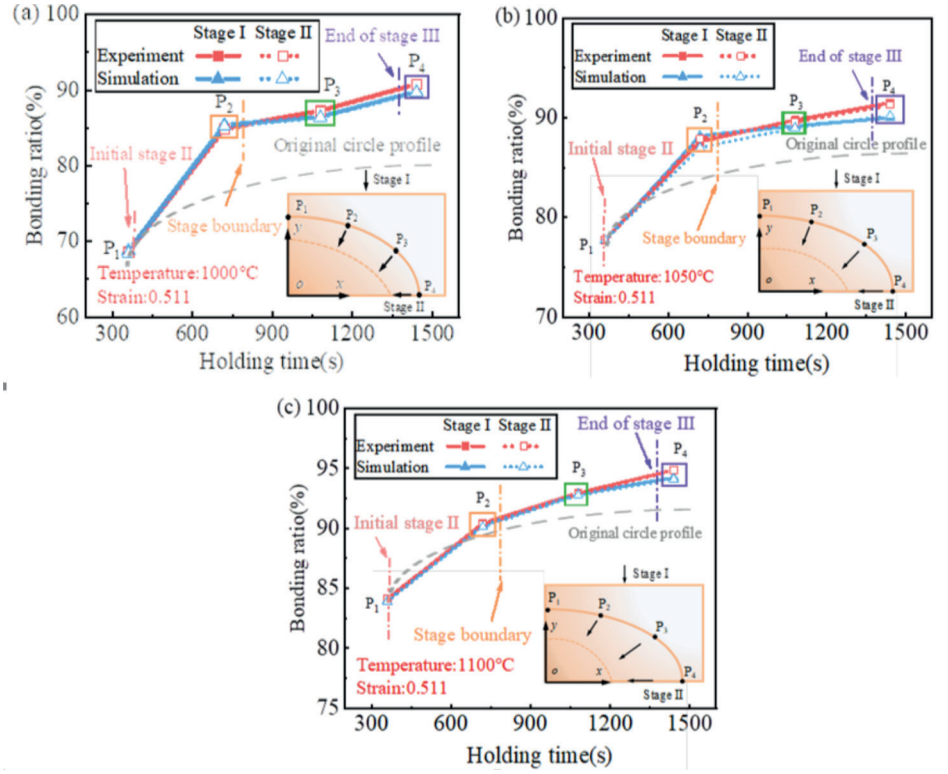


Fig. 9. Comparative analysis of interfacial bonding ratios at different holding times; predicted and experimental results of void evolution in each stage at various deformation temperatures: *a* – 1000 °C; *b* – 1050 °C; *c* – 1100 °C

FINITE ELEMENT SIMULATION OF BIMETALLIC SHAFTS DURING CROSS WEDGE ROLLING PROCESS

Influence of cross wedge rolling process parameters on grain size evolution. Fig. 10 shows the grain size distribution of the rolled piece under different forming angles and Fig. 10 shows the influence law of the forming angle on the evolution of the grain size of the rolled piece. The inner and outer walls of the rolled piece respectively undergo contact deformation and heat transfer with the manger and the roll. The contact deformation leads to the refinement of the grains on the inner and outer walls first, and the degree of refinement is relatively high. Simultaneous contact heat transfer leads to relatively low temperatures on the inner and outer

walls, making it difficult for grains to grow. The annular area between the inner and outer walls of the rolled piece increases the temperature due to the heat generated by deformation, and the deformation amount is relatively small, resulting in coarse grains. Therefore, the grain size distribution characteristics of the rolled pieces at the four forming angles are similar.

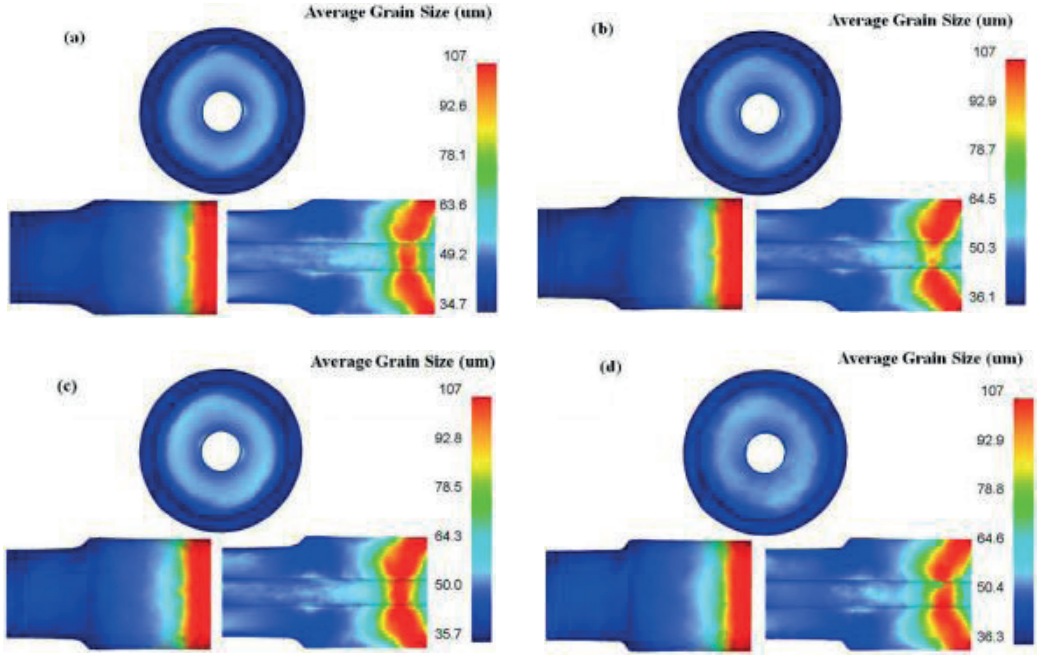


Fig. 10. Distribution of grain size of the rolled piece after rolling under different forming angles: *a* – α = 30°; *b* – α = 40°; *c* – α = 50°; *d* – α = 60°

Fig. 11 shows the grain size distribution of the rolled pieces under different rolling temperatures.

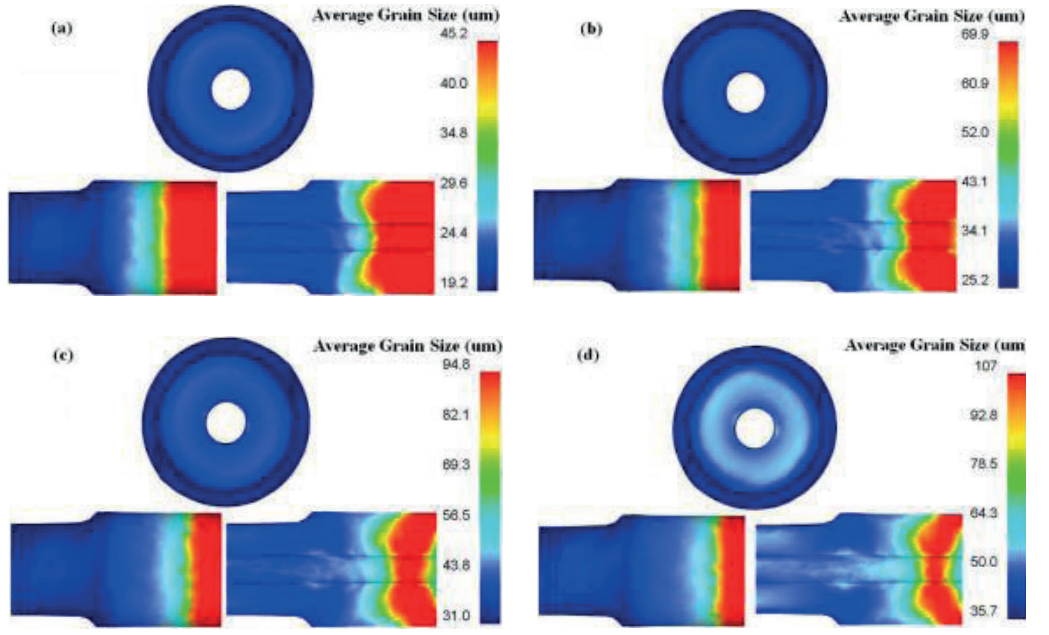


Fig. 11. Distribution of grain size of the rolled piece after rolling under different rolling temperatures: *a* – *T* = 1000 °C; *b* – *T* = 1050 °C; *c* – *T* = 1100 °C; *d* – *T* = 1150 °C

As can be seen from Fig. 11, with the increase of rolling temperature, the average grain size of the rolled piece keeps increasing. This is because the grains of the rolled piece after rolling are greatly refined, and fine grains are more likely to grow at higher temperatures. During the rolling process, the inner and outer walls of the rolled piece are respectively in contact with the mancore and the rolls for deformation and heat transfer. The deformation leads to the refinement of the grains on the inner and outer walls first, and the heat transfer results in relatively low temperatures on the inner and outer walls. Therefore, the grain growth effect on the inner and outer walls of the rolled piece is not obvious. On the contrary, the deformation amount in the annular zone between the inner and outer walls of the rolled piece is relatively small. Meanwhile, the deformation energy conversion increases the temperature in this area, making the grain growth effect in the annular zone more obvious.

Influence of cross wedge rolling process parameters on plastic damage evolution behavior. Fig. 12 shows the distribution of plastic damage of rolled pieces under different forming angles. As can be seen from Fig. 12, plastic damage is mainly concentrated on the inner and outer walls of the rolled piece. This is caused by the cyclic and repeated rubbing of tensile and compressive stresses on the inner and outer walls of the rolled piece. Moreover, the inner and outer walls are in direct contact with the mandrel and the roll for deformation and heat transfer, resulting in a relatively large amount of plastic deformation and a relatively large total amount of plastic damage.

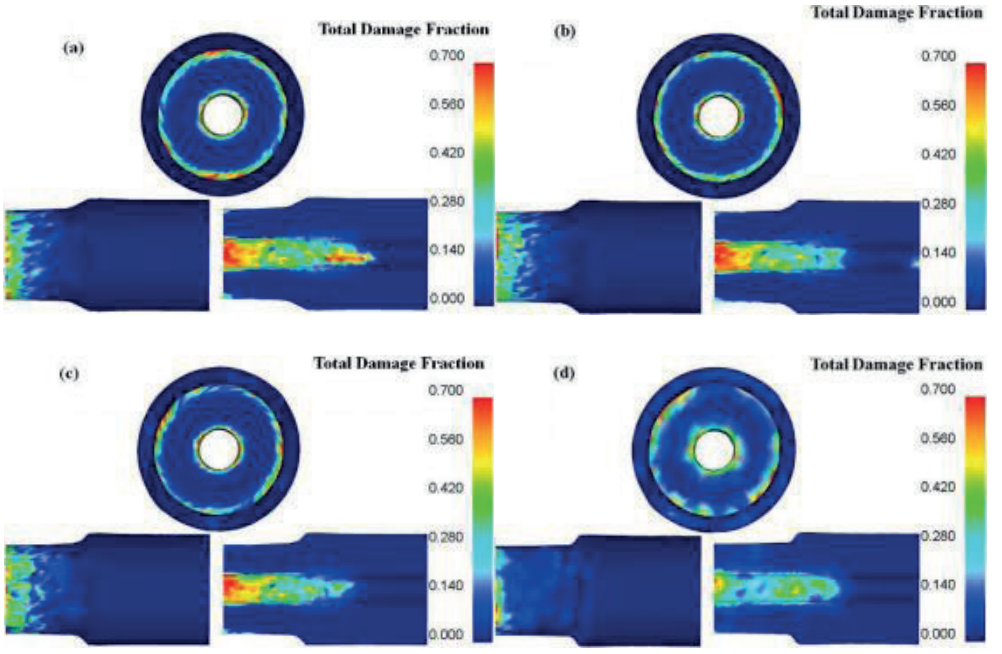


Fig. 12. Distribution of plastic damage of the rolled piece after rolling under different forming angles: *a* – α =30°; *b* – α = 40°; *c* – α = 50°; *d* – α = 60°

Fig. 13 shows the distribution of plastic damage of rolled pieces under different rolling temperatures. It can be known from Fig. 13, that with the increase of rolling temperature, the failure areas with plastic damage values of 0.7 on both the inner and outer walls of the rolled piece have a tendency to increase. In addition, the plastic damage amount of the rolled piece fluctuates with different data sampling positions at different rolling temperatures. The plastic damage value is the smallest near the 0 mm position on the central symmetry plane of the rolled piece. The plastic damage value is the greatest at a position 15 mm away from the central symmetry plane. This is caused by the difference in grain size. The grain size obtained

from the rolled piece at 1150 °C is the most uneven, and the difference in the amount of plastic damage at different positions of the rolled piece is also the greatest. Especially at a distance of 15 mm from the central symmetry plane, the grain size suddenly decreases, resulting in the greatest fluctuation of the amount of plastic damage at this location. On the contrary, the grain size of the rolled pieces obtained at 1000 °C is the most uniform and the fluctuation of plastic damage is the smallest.

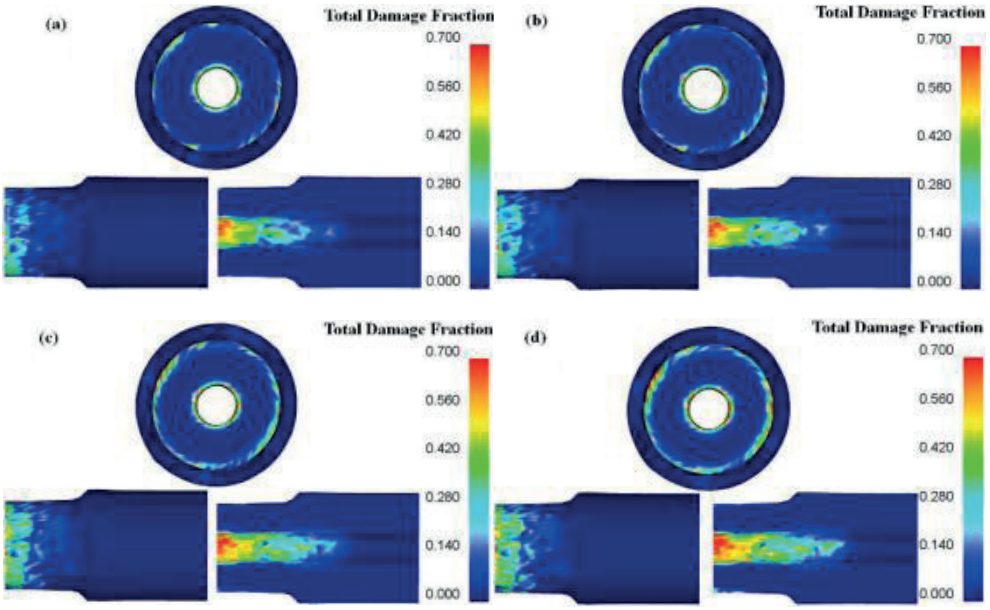


Fig. 13. Distribution of plastic damage of rolled pieces after rolling under different rolling temperatures: *a* – *T* =1000 °C; *b* – *T* = 1050 °C; *c* – *T* = 1100 °C; *d* – *T* = 1150 °C

BIMETALLIC SHAFTS FORMING USING CROSS WEDGE ROLLING TECHNOLOGY

Before cross wedge rolling, the billets are placed in the SG-XL type box-type resistance heating furnace for preheating to ensure that the materials reach a uniform hot working state. After reaching the specified temperature and holding for 30 min., the billet is transferred to the U400 cross wedge rolling mill for rolling, as shown in Fig. 14. This step is a key link in achieving the forming of the laminated shaft. During the rolling process, by controlling the rolling parameters, it is ensured that the material achieves effective plastic deformation and interlayer bonding under the action of the wedge-shaped die. After the rolling is completed, in order to conduct a detailed analysis of the internal structure of the rolled piece, the wire cutting method is adopted to cut out the cross-section in the middle of the sample. Subsequently, the cross-section was finely polished using a metallographic grinding machine to eliminate the damage and burrs generated during the cutting process and prepare for the subsequent microscopic observation.

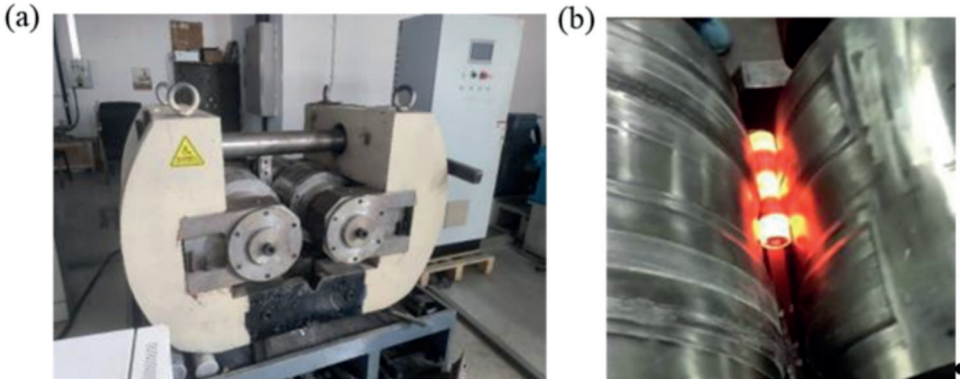


Fig. 14. (*a*) U400 horizontal cross wedge rolling mill, (*b*) Rolling process

The cladding material 316L used in this experiment has an outer diameter of 25 mm and an inner diameter of 19 mm, and the base material 34CrMo1 has a diameter of 19 mm. Fig. 15 shows the macrostructure of the 316L/34CrMo1 laminated shaft rolled product obtained by quenching at different rolling temperatures *T*. As the rolling temperature *T* increases from 1000 to 1200 °C, the spiral lines on the surface of the rolled product become more obvious, and the necking phenomenon is also aggravated. This phenomenon can be attributed to the decrease in material hardness due to the increase in temperature, which in turn affects the surface characteristics after rolling. From the overall forming effect, the obtained composite shaft basically meets the expected design goals in appearance and size, and the surface quality meets the quality standards of rolling forming. This confirms that above the appropriate rolling temperature, the separation of the two materials during the rolling process can be effectively avoided. For the combination of stainless steel and alloy steel materials selected in this study, when the rolling temperature exceeds 1200 °C, the grain boundaries of the materials begin to melt, resulting in a decrease in mechanical properties, which in turn affects the forming quality of the laminated shaft. Therefore, in order to ensure the forming quality, the rolling temperature should be controlled within the range of no more than 1200 °C.



Fig. 15. Rolled products at different forming temperatures:
a – 1000 °C; *b* – 1100 °C; *c* – 1200 °C

Fig. 16 shows the effect of different cladding thickness *d* on the forming quality of 316L/34CrMo1 laminated shaft rolled pieces. When the cladding thickness is 2 mm, it is observed that the substrate and the cladding fail to achieve effective bonding. Within the cladding thickness range of 3 to 4 mm, the overall forming quality of the rolled piece remains relatively consistent, the appearance forming and basic dimensions have reached the expected goals,

and the surface quality also meets the requirements of rolling forming. When the cladding thickness increases to 5 mm, some areas are not bonded, forming small gaps. This phenomenon is related to the axial elongation characteristics of the material during rolling. Both the substrate and the cladding will produce axial elongation under the action of the rolling force, but due to the inconsistent elongation rates of the two, axial force is generated at the bonding interface. In the case of 2 mm cladding thickness, due to the small end face welding area, the welding strength is not enough to withstand the axial force during rolling. In addition, the 34CrMo1 substrate has a larger axial plastic deformation than the 316L cladding. This deformation incoordination eventually leads to cracking of the cladding. For the 5 mm thick cladding, the rolling force is difficult to fully act on the bonding interface due to the excessive thickness of the cladding, resulting in insufficient rolling force to achieve metallurgical bonding between the metals, and thus no effective bonding is formed in some areas.



Fig. 16. Rolled products with different wall thicknesses:
a – 2 mm; *b* – 3 mm; *c* – 4 mm; *d* – 5 mm

CONCLUSIONS

1. The diffusion behavior of elements in the transition zone of 34CrMo1/316L hot compression metallurgical composite process was studied by hot compression metallurgical composite experiment, and the element concentration distribution in the composite transition zone was quantitatively detected. This provides a basis for the finite element simulation study of the diffusion behavior of elements in the transition zone of 34CrMo1/316L composite shaft rolling process.

2. The interface bonding mechanism including macro-forming, microstructure evolution and pore closure in the bimetallic bonding process was analyzed. The bimetallic hot pressing experimental process was discussed to clarify the factors affecting pore closure. With the increase of deformation temperature, equivalent strain and holding time, the interface bonding rate also increases.

3. The process parameters of cross wedge rolling have a significant influence on the microstructure and the evolution of plastic damage. As the forming angle increases, both the average grain size and the amount of plastic damage obtained from the rolled piece are rela-

tively large. Low rolling temperatures can inhibit grain growth and reduce the amount of plastic damage.

4. The U400 CWR rolling mill of the Parts Rolling Center of the University of Science and Technology Beijing was used to trial-produce typical composite shaft parts. The carbon steel/stainless steel composite shaft parts were 34CrMo1/316L solid composite shafts. By observing the macroscopic and microscopic features of the bonding interface, it can be judged that the interface bonding of the composite shaft is good, and the maximum tensile strength is 450 MPa.

REFERENCES

1. Lin L. F., Peng W. F., Zhu S., et al. Cross wedge roll bonding process for laminated shafts forming: Interface microstructure, bonding mechanism, and parameter influence. *Journal of Materials Processing Tech.*, 2023, 317:117971.
2. Cao M., Deng K. K., Nie K. B., et al. Microstructure, mechanical properties and formability of Ti/Al/Ti laminated composites fabricated by hot-pressing. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 58, pp. 322–334.
3. Yan Z. L., Zhao Y. F, Liang Y. W., et al. Enhanced strength and ductility of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal by heterostructure design. *Materials Today Communications*, 2023, 37:107275.
4. Ghasri M., Li X., Bogno A., et al. Fabrication of aluminum/stainless steel bimetallic composites through a combination of additive manufacturing and vacuum-assisted melt infiltration casting. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 69, pp. 320–330.
5. Li J. R., Chu F. Q., Feng Y. H. Effect of atomic diffusion on interfacial heat transfer and tensile property of copper/aluminum composites. *Materials Today Communications*, 2023, 36:106757.
6. Saberi Y., Oveisi H. Development of novel cellular copper–aluminum composite materials: The advantage of powder metallurgy and mechanical milling approach for lighter heat exchanger. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, 279:125742.
7. Yue T. M., Hu Q. W., Mei Z., et al. Laser cladding of stainless steel on magnesium ZK60/SiC composite. *Materials Letters,* 2001, 47 (3), pp. 165–170.
8. Chen L. C., Yang Z. G., Jha B., et al. Clad metals, roll bonding and their applications for SOFC interconnects. *Journal of Power Sources*, 2005, 152, pp. 40–45.
9. Li F. G., Li X. J., Fu A. Q., et al. Technical and Economic Analysis on Bimetallic Clad Pipes for Sour Service. *Materials Science Forum*, 2019, 4734, pp. 950–955.

Li H., Zhang L. Y., Zhang B. Y., et al. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Corrosion Resistance of Stainless/Carbon Steel Bimetal Plate. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2020, 202, pp. 01–12.

10. Huo D. P., Li F., Wang Y., et al. Formability and interface structure of Al/Mg/Al composite sheet rolled by hard-plate rolling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 118, pp. 55–65.
11. Danaie M., Mauer C., Mitlin D., et al. Hydrogen storage in bulk Mg-Ti and Mg-stainless steel multilayer composites synthesized via accumulative roll-bonding. *International journal of hydrogen energy*, 2011, 36 (4), pp. 3022–3036.
12. Li B. X., He W. J., Chen Z. J., et al. Evolution of interface and collaborative deformation between Ti and steel during hot roll bonding. *Materials Characterization*, 2020, 164:110354.
13. Hao L., Sun C., Liang H., et al. Modeling of element diffusion behavior in bimetallic compound layer. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2025, 290:110108.
14. Sun C. Y., Cong Y. P., Zhang Q. D., et al. Element diffusion model with variable coefficient in bimetallic bonding process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 253, pp. 99–108.

Статья поступила в редакцию 12.05.2025 г.

UDC 621.7

PREDICTION PLATFORM FOR DISCRETE DAMAGE IN CROSS WEDGE ROLLING

[1, 2]Jiaxu Liu, [1, 2]Mingjie Shi, [1]Ming Cheng,
[1]Shihong Zhang, [3]Petrenko Vladimir

[1]Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, People's Republic of China
[2]School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang, People's Republic of China
[3]Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

A predictive platform has been developed, capable of identifying discrete damage at the center of cross wedge rolled parts, which relies on the modification of macroscopic mechanical damage criteria and the creation of macroscopic and microscopic microstructure models. These models operate on a prediction scale that extends to the micrometer level. In order for the core layer calculations and visualizations of the platform to function, they require access to the evolutionary history of macroscopic mechanical field quantities, along with the macroscopic and microscopic microstructural feature parameters of the materials. The former data is procured through point tracking from the region of interest in macroscopic finite element simulations, while the latter is gathered from statistical analysis of microstructure distribution characteristics found in metallographic data. Within the user interface of the "Microstructural Reproduction Platform for TC11 Titanium Alloy", the virtual reproduction of the β phase ratio, primary α (α_p) phase diameter, and microstructure correction parameter constructed based on the β phase ratio and α_p phase diameter align with the actual microstructure distribution characteristics. Meanwhile, the "Prediction Platform for Internal Damage in Cross Wedge Rolling" user interface embeds multiple damage criteria, allowing for easier comparison of damage predictions pertaining to internal damage. An example of this is the internal damage morphology of the rolled part achieved at a rolling temperature of 900 °C, which was used to compare the prediction accuracy of various damage criteria. It was observed, that the innovative modified damage criteria embedded within the platform demonstrated superior prediction accuracy and scalability.

Keywords: prediction platform, cross wedge rolling, discrete damage, TC11 titanium alloy

e-mail: mcheng@imr.ac.cn, petrenko@phti.by

INTRODUCTION

Cross Wedge Rolling (CWR) is an innovative plastic forming technology predominantly used for shaft parts. The technique employs rollers or plates with wedge-shaped protrusions

that facilitate continuous rotation and localized plastic deformation of the billet, thereby enabling precise forming of rotating components such as step shafts and gear shafts. Notably, CWR boasts several advantages including a high material utilization rate (up to 95 % or more), superior production efficiency (with the capacity to produce dozens of products per minute), and enhanced mechanical properties of the finished product characterized by a continuous streamline. This technology is extensively utilized in the near net forming processing of a vast array of shaft parts such as automotive half shafts and hardware tools [1], making it a typical exemplar of cutting-edge plastic processing technology.

During the Cross Wedge Rolling (CWR) process, the occurrence of internal defects is a common issue, typically presenting as quality hazards such as internal cracks, looseness, or holes. These defects arise due to the differential flow between the inner and outer layers of metal during the plastic deformation stage. The outer layer of metal extends axially at a faster rate than the inner layer, a phenomenon attributed to the wedging effect of the tools. This rapid extension causes the inner metal layer to be constrained by a three-dimensional compressive stress state, ultimately leading to deformation hysteresis. When the deformation coordination between the inner and outer metal layers is insufficient – that is, when the additional tensile stress surpasses the material strength limit – cracks are likely to appear in the central area. It is important to note that various factors can influence the degree of internal damage in the rolled part, including process parameters (such as rolling temperature and speed), geometric parameters of the tools (like forming angle and stretching angle), and the microstructure of material [2, 3].

The use of macroscopic mechanical damage criteria to predict internal defects in Cross Wedge Rolling (CWR) with high precision is an effective approach. This significantly reduces the need and cost of experiments aimed at eradicating internal damage. However, traditional damage criteria are more adept at predicting the cracking behavior of materials under specific stress states. Only some damage criteria can approximate the region of internal damage under the complex stress state associated with CWR technology [4]. It was not until 2020 that two simplistic damage criteria applicable to CWR were established [5, 6]. The damage criterion considering stress triaxiality, proposed by Pater et al., has gained widespread acceptance due to its straightforward parameter acquisition. Following this, Bulzak et al. developed a new criterion based on these two types of novel damage criteria [7].

Despite the development of several damage criteria, the predictive accuracy of internal defects in Cross Wedge Rolling (CWR) has notably improved. However, most existing research primarily addresses millimeter-scale macroscopic defects characterized by their large size and distribution area in rolled components. Typically, these studies utilize only the length or width of a single through-type cavity as the evaluation metric. As a result, there remains a need for enhanced predictive accuracy. Furthermore, the current damage criteria do not incorporate microstructure distribution characteristics, hindering precise predictions and regulations of microscale loose defects with discrete distribution features.

Based on the above process background, a modified damage criterion that couples macroscopic mechanical behavior and microstructure distribution characteristics in macro and micro regions has been established. Further, a prediction platform of discrete damage for CWR has been constructed based on the modified damage criterion. This platform not only captures the microstructural nuances of materials but also underscores the superiority of the modified damage criterion in terms of prediction accuracy and scalability. Such advancements position it as a valuable tool for guiding research into process optimization and defect evolution behavior, especially when contrasted with other existing damage criteria.

MACROSCOPIC MECHANICAL DAMAGE CRITERIA AND DATA ACQUISITION

The macroscopic mechanical damage criteria are prevalently employed for predicting damage during the plastic deformation process of parts, given their simplicity and ease of parameter acquisition. These criteria are formulated with stress-strain state variables, such as effective stress, effective strain, principal stress, and shear stress, among others. They offer a phenomenological approach to anticipating defects in various processes [8]. Several classic damage criteria, including CL, NCL, and Ayada, are summarized in Table 1.

Table 1

Classic damage criteria

Damage criteria	Expression
CL [9]	$D^{CL} = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \sigma_1 d\bar{\varepsilon}$
NCL [10]	$D^{NCL} = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \sigma_1 / \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}$
Ayada [11]	$D^{Ayada} = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \sigma_m / \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}$
Oyane [12]	$D^{Oyane} = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \left(1 + A\sigma_m / \bar{\sigma}\right) d\bar{\varepsilon}$

where $\bar{\sigma}$ is the effective stress, MPa; σ_m represents the mean stress, which is equal $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$; σ_1, σ_2 and σ_3 are the first, second and third principal stresses respectively, MPa; $\bar{\varepsilon}$ is the effective strain.

As mentioned above, compared with the classic damage criteria, the damage criterion established by Pater et al. [5] is more suitable for predicting internal damage of CWR. However, when the criterion is applied to the damage prediction of rolled part with significant deformation, the surface of the rolled part may appear larger damage, that is inconsistent with experimental results due to abnormal accumulation of shear stress. Hence, it is necessary to modify the damage criterion. According to the comparison of numerical simulation and experimental results, the relationship between Φ_1 and η was determined on the basis of the Pater' criterion, and Φ_2 was introduced to impose conditional constraints on the entire formula. The modified damage criterion is shown in Eq. 1.

$$D^M = \int_0^{\bar{\varepsilon}} [(1 - \Phi_1) \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{\bar{\sigma}} + \Phi_1 \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}}] \Phi_2 d\bar{\varepsilon}, \Phi_1 = \begin{cases} 0 & (\eta \le 0) \\ \sqrt{3\eta} & (0 < \eta \le 0.333), \\ 1 & (\eta > 0.333) \end{cases} \Phi_2 = \begin{cases} 0 & (\eta \le -0.333) \\ 1 & (\eta > -0.333) \end{cases} \quad (1)$$

where η is the stress triaxiality, which is equal $\sigma_m / \bar{\sigma}$; Φ_1 and Φ_2 are coefficients related to η.

Once the modified damage criterion was established, it became imperative to provide the evolutionary history of the mechanical field quantities for subsequent computations. The study utilized the finite element simulation software, DEFORM-3D, to simulate the Cross Wedge Rolling (CWR) process of the rolled part in order to supply the necessary mechanical field quantities. Fig. 1 illustrates the formation process of the rolled part as well as the chosen location for tracking points. It is important to note that the reduced diameter region of the rolled part is a common site for defects. Therefore, an area measuring 10×5 mm^2 at the center was selected as the region of interest. The evolutionary history of the mechanical field parameters within this area was extracted by tracking 231 points.

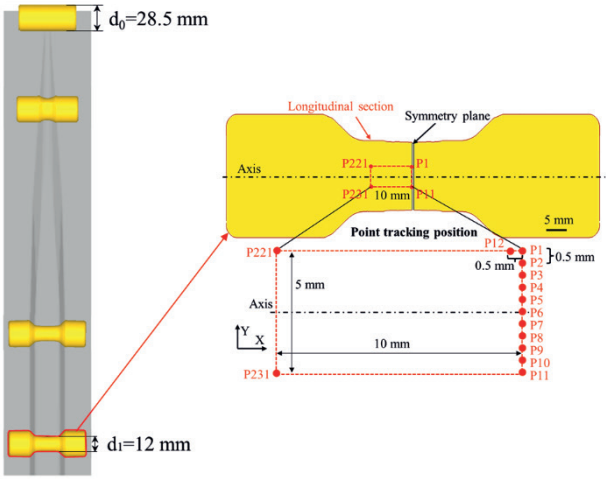


Fig. 1. Schematic diagram of point tracking location

ESTABLISHMENT OF TC11 MICROSTRUCTURE MODEL AND DATA COLLECTION

The billet used in this study is a forged bar of TC11 (Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si) titanium alloy, 30 mm in diameter. The initial microstructure of the billet comprises 47.8 % of an elongated axially primary α (α_p) phase, and 52.2 % of a β phase transformation variant (β_t). This β_t phase is further characterized by alternating layers of lamellar primary α (α_s) phase and intergranular β phase, as depicted in Fig. 2.

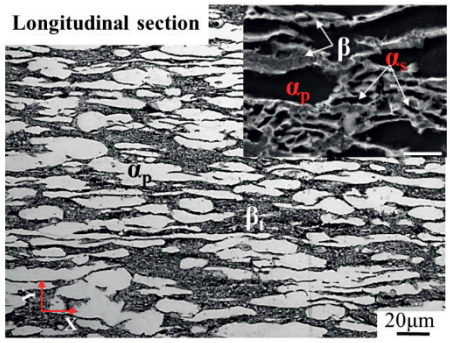


Fig. 2. Initial microstructure of TC11 titanium alloy

The TC11 titanium alloy undergoes a transition from the α phase to the β phase during high-temperature heat treatment, with the complete phase transition temperature being 1017 °C. Consequently, heat treatment experiments were executed on the billet at temperatures ranging from 800–950 °C. Subsequently, the ratios of the three phases were statistically quantified. Upon data analysis, the following model (Eqs. 2–4) was developed to describe the evolution law of the ratios of the three phases.

$$\overline{f_{\alpha_p}} = 0.5\left(1 - exp\left(-0.025\left(1017 - T\right)\right)\right) \quad (800\ °C \le T \le 950\ °C) \tag{2}$$

$$\overline{f_{\alpha_s}} = 0.45\left(1 - \exp\left(-0.006\left(950 - T\right)\right)\right) \quad (800\ °C \le T \le 950\ °C) \tag{3}$$

$$\overline{f_{\beta}} = 1 - f_{\alpha_p} - f_{\alpha_s} \quad (800\ °C \le T \le 950\ °C) \tag{4}$$

where T is the heat treatment temperature; $\overline{f_{\alpha_p}}$ is the α_p phase ratio; $\overline{f_{\alpha_s}}$ is the α_s phase ratio; $\overline{f_{\beta}}$ is the β phase ratio.

The data utilized to develop this model derives from the macroscopic statistical analysis of TC11 titanium alloy's microstructure, as observed in lower magnification (×1000) metallographic images. While this data can predict the evolution of the average phase ratio in macro regions, it fails to depict the variances in distribution among different micro regions. To elucidate these distribution characteristics, multiple micro regions were isolated from the alloy's microstructure using ×1000 metallographic images. Subsequent statistical analysis was conducted employing Image Pro Plus (IPP) software. It is imperative that the size of the micro region selected for this analysis neither be too expansive nor too diminutive, given the macro/micro distribution nuances of the microstructure. Considering the prominent size of the α_p phase, a small selection might exclusively feature this phase, leading to pronounced individual differences in the statistical data and diminished representativeness of the microstructure's characteristics. Conclusively, micro regions were determined to be 50×50 μm^2, based on the observation that the count of α_p phases within a micro region ranges between 1 and 5.

The difference in deformation ability between the two phases of α (HCP) and β (BCC) affects the interfacial bonding of α_p/β and α_s/β phases in TC11 titanium alloy, especially the former, which is more likely to become the initiation source and rapid expansion channel of defects under CWR deformation [2]. Furthermore, the internal defects of the rolled part also exhibit characteristics of axial expansion and distribution similar to the α_p/β phase interface. Moreover, it was found that β phase ratio exhibits normal distribution characteristics, while the α_p phase diameter shows logarithmic normal distribution characteristics at different heating temperatures. Consequently, these two dominant microstructure parameters are employed to represent the microstructural attributes of the TC11 titanium alloy. Table 2 provides the statistical data for the β phase ratio and α_p phase diameter in both macro and micro regions of the TC11 titanium alloy. Subsequently, Gaussian distribution random functions will be employed for data manipulation and visual representation within the core computational platform.

Table 2

Statistics of β phase ratio and α_p phase diameter in TC11 titanium alloy

Sample	β phase ratio				α_p phase diameter (μm)			
Temperature (°C)	Mean - $\overline{f_\beta}$	Max	Min	Standard deviation	Mean - $\overline{D_{\alpha_P}}$	Max - $D_{\alpha_{Pm}}$	Min	Variance
800	0.24	0.32	0.17	0.04	15.4	42.8	5.3	34.2
850	0.30	0.41	0.20	0.05	15.4	44.2	5.5	41.5
900	0.41	0.55	0.33	0.07	14.2	33.4	5.4	31.1
950	0.59	0.76	0.42	0.08	12.5	27.1	2.9	35.4

To comprehensively describe the macro/micro distribution trends and evolution laws of β phase ratio and α_p phase diameter, the microstructure correction parameter (*AI*) is introduced, as shown in Eq. 5. The physical meaning represented by the *AI* is that when the temperature is constant (that is, the macroscopic β phase ratio ($\overline{f_\beta}$) is constant), the lower the β phase ratio (f_β) and the larger the diameter of the α_p phase (D_{α_p}) within the micro region, correspondingly the larger *AI* value in that micro region. In addition, the narrower the numerical range of *AI*, the smaller the distribution difference of f_β and D_{α_p} in a micro region, indicating higher microstructure uniformity. It should be noted that the combination of macroscopic mechanical damage criterion and material microstructure features is achieved by directly multiplying *AI* with macroscopic mechanical criterion (Eq. 5).

$$AI = \frac{1-f_\beta}{1+\bar{f}_\beta}\frac{1+D_{\alpha_p}/D_{\alpha_{pm}}}{1+\bar{D}_{\alpha_p}/D_{\alpha_{pm}}} \quad (5)$$

where and f_β represent the β phase ratio in the macro and micro regions, respectively; and are the average and maximum values of in different micro regions, μm, respectively.

USER INTERFACES AND FUNCTIONS OF PLATEFORM

The platform architecture, as shown in Fig. 3, mainly includes the following three hierarchical structures: user interface layer, core logic layer and data interaction layer. The communication between the above three layers is built through compilation and secondary development, thus achieving the reading, processing, and visualization of data.

There are three user interfaces in the platform (Fig. 4), including: prediction platform of discrete damage for CWR, microstructural reproduction platform of TC11 titanium alloy, and prediction platform of internal damage for CWR. Among them, the user interface of "prediction platform of discrete damage for CWR" mainly serves as the cover and entry into the program. While the other two user interfaces consist of a title area, a user settings area, a user settings instructions area, and a graphic drawing area. It should be noted that you can click the drop-down menu in the graphic drawing area (location of red arrow) to select the graphic type to draw. Finally, the functions of jump between three user interfaces and platform exit can be achieved by clicking the pink button in the bottom left corner of the user interface.

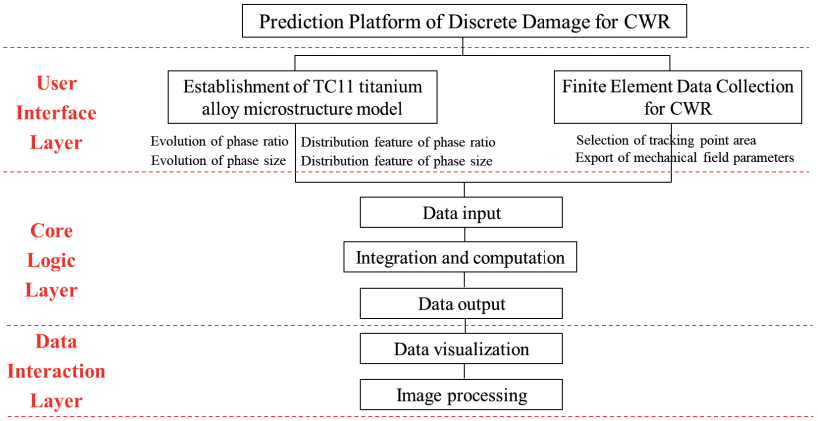
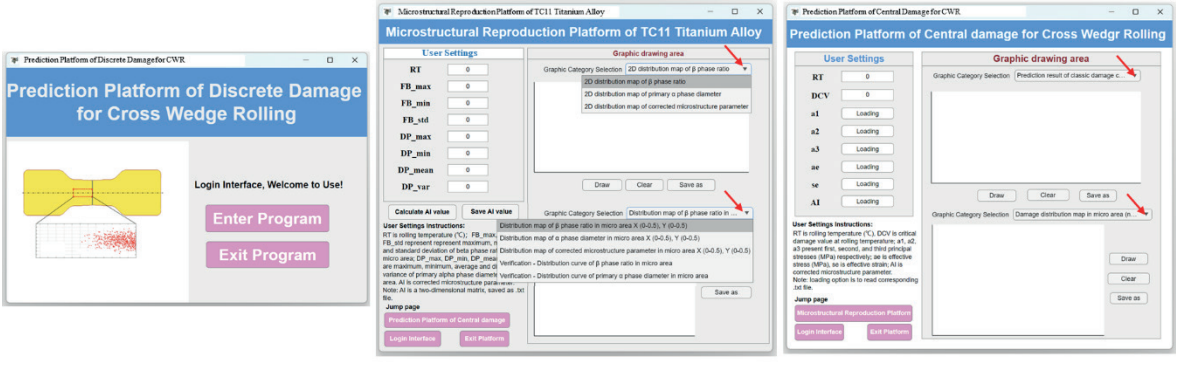


Fig. 3. Platform architecture diagram

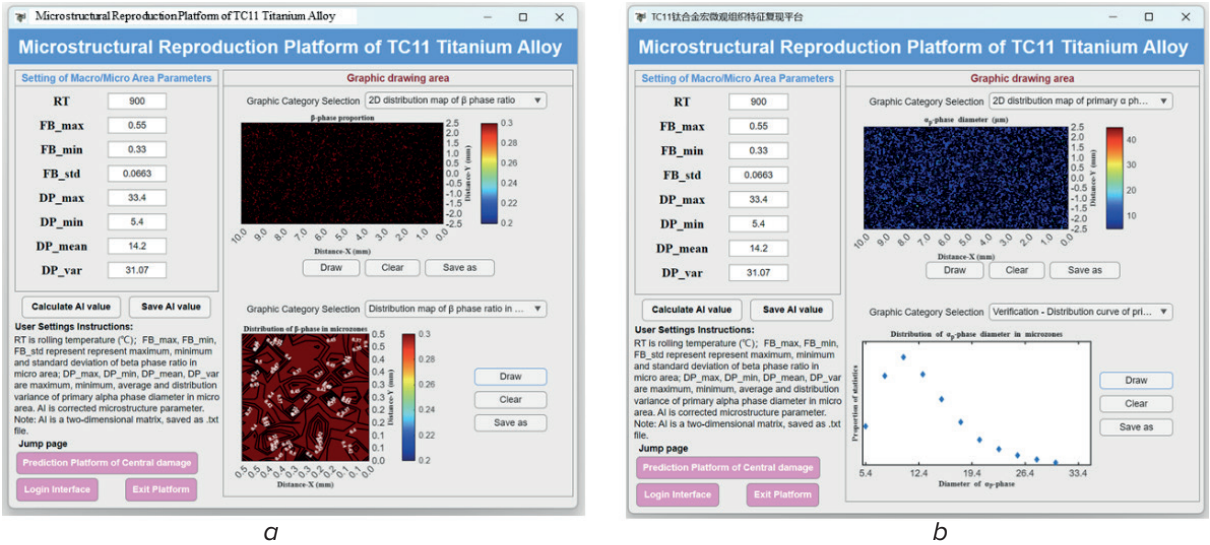


a *b* *c*

Fig. 4. Three user interfaces of the platform (*a*) "prediction platform of discrete damage for CWR"; (*b*) "microstructural reproduction platform of TC11 titanium alloy"; (*c*) "prediction platform of internal damage for CWR"

Within the user interface of the “Microstructural Reproduction Platform for TC11 Titanium Alloy”, users are required to input the distribution characteristic data of microstructure feature parameters into the designated user settings area. For instance, if the condition is set at 900 °C, the relevant distribution characteristic data from Table 2 should be inputted, as demonstrated in Fig. 5. Subsequently, an *AI* value is calculated and saved in a TXT format; this file is then read into the “Prediction Platform for Internal Damage in CWR” user interface. The graphic drawing area is divided into two sections: the upper section displays graphics that align with the dimensions selected in the macro finite element simulation software, while the lower section shows corresponding local magnified images. Fig. 5*a* illustrates the reproduction of β phase ratio distribution in both macro (upper) and micro (lower) regions. Moreover, the distribution curve of microstructure features can be reproduced to ensure the accuracy of the input data. Fig. 5*b* depicts the reproduction of β phase ratio distribution in the macro region (upper section) and the distribution characteristic curve of α_p phase diameter (lower section).

Within the user interface of the “prediction platform of internal damage for CWR”, it is necessary to input the TXT file outlining the evolution history of the first, second, and third principal stresses, along with the effective stress and *AI*. Furthermore, the rolling temperature and the critical damage value at this temperature must be determined. Fig. 6 illustrates the prediction results of a specific damage criterion (upper section) and its distribution within a designated micro region (lower section).



a *b*

Fig. 5. Function introduction of “microstructural reproduction platform of TC11 titanium alloy” (*a*) reproduction of β phase ratio distribution in macro and micro regions respectively; (*b*) reproduction of *AI* distribution in macro region and distribution characteristic curve of α_p phase diameter

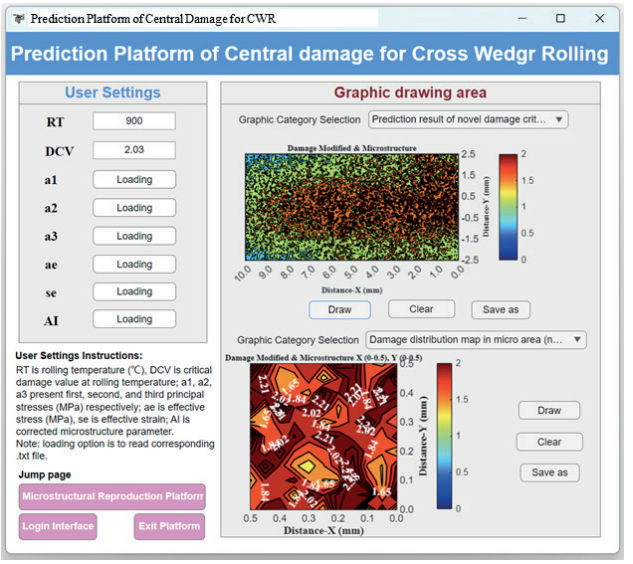


Fig. 6. Function introduction of “microstructural reproduction platform of TC11 titanium alloy”

Fig. 7 depicts the central morphology of the rolled part, formed at a rolling temperature of 900 °C. The internal damage, 16.11×1.95 mm^2, displays a discrete distribution characteristic with relatively rounded edges. The numerical prediction results of various damage criteria for internal damage, based on experimental results, have been saved as PNG images and are summarized in Fig. 8. When compared to the prediction results of classic damage criteria (CL criterion (Fig. 8*a*), NCL criterion (Fig. 8*b*), Ayada criterion (Fig. 8*c*) and Oyane criterion (Fig. 8*d*)), the prediction result of the modified damage criterion (Fig. 8*e*) aligns closely with the actual results in terms of both morphology and size. Moreover, by integrating a microstructure correction parameter (*AI*), the modified damage criterion can predict discrete damage (Fig. 8*g*), thereby extending the prediction scale from the millimeter level in macroscopic finite element simulation software to the micrometer level. To present the results of discrete damage more intuitively, damage points can be highlighted by increasing the critical damage value (Fig. 8*h*).

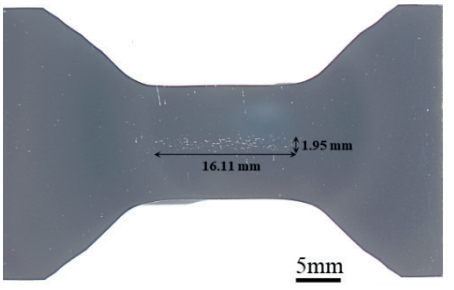


Fig. 7. Central morphology of the rolled part formed at a rolling temperature of 900 °C

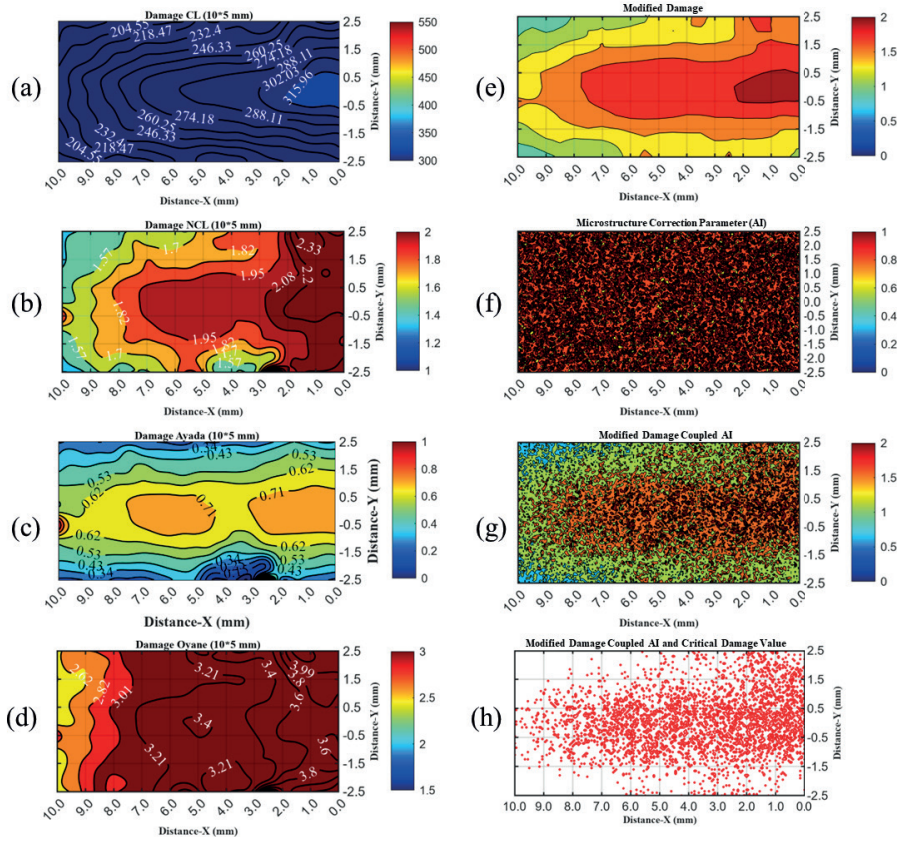


Fig. 8. Prediction results of internal damage in rolled part with different damage criteria (*a*) CL criterion; (*b*) NCL criterion; (*c*) Ayada criterion; (*d*) Oyane criterion; (*e*) modified damage criterion; (*f*) distribution of microstructure correction parameter (*AI*); (*g*) modified damage criterion coupled *AI*; (*h*) modified damage criterion coupled *AI* and critical damage value

CONCLUSION

The prediction platform for discrete damage in CWR is a specialized system developed to address the discontinuous distribution of similar loose defects found in the core of actual rolled parts. This platform integrates macroscopic mechanical behavior with microstructure distribution characteristics. It features efficient computation capabilities and a user-friendly interface, as detailed below:

The interface between the β phase and α_p phase primarily contributes to the emergence of internal defects. Consequently, the ratio of the β phase and the diameter of the α_p phase are selected as representative feature quantities for the microstructure. These quantities are predominantly influenced by temperature and exhibit normal and lognormal distributions in statistical analyses, respectively. Additionally, a corrected microstructure parameter (*AI*), comprised of these feature quantities, is introduced to denote the uniformity of the microstructure distribution. Following compilation and secondary development, the microstructural reproduction of the TC11 alloy can be accomplished using the “microstructural reproduction platform of TC11 alloy”.

Multiple macroscopic mechanical damage criteria have been integrated into the “prediction platform of internal damage for CWR”. This allows for a comparative analysis of the prediction results from various criteria under specific rolling conditions. Foundational to this process is the extraction of historical data on macroscopic mechanical field quantities from

specific areas of the rolled part, which is primarily facilitated by finite element simulation software. Comparative results indicate that the modified damage criterion incorporated within the platform offers enhanced prediction accuracy and scalability.

The primary role of this platform is to enhance the CWR process by optimizing various aspects including process parameters, model geometry parameters, and materials. Additionally, the platform possesses a real-time damage tracking feature based on loaded field information at specific moments. This capability proves advantageous in studying the evolution of damage behavior.

This work was financially supported by the International Science and Technology Cooperation Project in Liaoning Province of China (Grant No. 2023JH2/10700014, Grant No. 2022JH2/10700006).

REFERENCES

1. Hu Z. H., et al. Research and industrialization of near-net rolling technology used in shaft parts. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018, 13 (1), pp. 17–24.
2. Shi M. J., et al. Internal defects control mechanism and process optimization of TC11 titanium alloy by cross wedge rolling. *Journal of Materials Processing Technology.* 2023, 320: 118106.
3. Liu J. X., et al. Susceptibility of internal defects to process parameters and control mechanism of defects in cross wedge rolling of Inconel 718 alloy. *Journal of Manufacturing Processes,* 2024, 125, pp. 337–353.
4. Pater Z., et al. Assessment of ductile fracture criteria with respect to their application in the modeling of cross wedge rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 278: 116501.
5. Pater Z., et al. Establishment of a new hybrid fracture criterion for cross wedge rolling. International *Journal of Mechanical Sciences*. 2020, 167: 105274.
6. Zhou X. Y., et al. A study on central crack formation in cross wedge rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 279: 116549.
7. Bulzak T., et al. Modified hybrid damage criterion for the cross wedge rolling process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, 107, pp. 496–505.
8. Zhou X. Y., et al. The study of central cracking mechanism and criterion in cross wedge rolling. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2020, 159: 103647.
9. Cockcroft M. G., et al. Ductility and workability of metals. *Journal of the Institute of Metals*, 1968, 96, pp. 33–39.
10. Oh S. I., et al. Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing-part 2: workability in extrusion and drawing. *Journal of Engineering for Industry*, 1979, 101 (1), pp. 36–44.
11. Ayada M. Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials. *Proceedings of 2nd International Conference on Technology for Plasticity*. 1987, pp. 553–558.
12. Oyane M., et al. Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1980, 4 (1), pp. 65–81.

Статья поступила в редакцию 14.05.2025 г.

UDC 621.7

NUMERICAL SIMULATION OF INTEGRATED PIERCING-ROLLING FORMING OF GH4169 SUPERALLOY HOLLOW SHAFT

Zewei Cen, Xuedao Shu, Zixuan Li, Haijie Xu, Chao Ye

Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University,
Ningbo, People's Republic of China

Based on the technical characteristics of the integrated piercing-rolling forming process, a finite element simulation of the piercing-rolling forming of GH4169 nickel-based superalloy hollow shafts was carried out using finite element software. The variations in stress–strain fields and temperature fields during the rolling process were analyzed. The results indicate that the equivalent stress is mainly concentrated in the contact areas between the rolls and the billet, as well as between the mandrel and the billet. The equivalent plastic strain is primarily concentrated in the flexible forming zone and the final rolling zone. The temperature of the billet increases in the contact areas with the reduction rolls, and the temperature on the outer surface of the billet is higher than that on the inner surface. The simulation results show good forming quality of the hollow shaft, verifying the feasibility of this process for forming multi-step hollow shafts with complex geometries.

Keywords: hollow shaft, integrated piercing-rolling forming, numerical simulation, GH4169

e-mail: shuxuedao@nbu.edu.cn

INTRODUCTION

Hollow shaft structures, due to their excellent material utilization, favorable mechanical properties, and the availability of internal space, have been widely applied in fields such as aerospace, automotive industry, energy equipment, and precision machinery. In particular, in the design of multi-step hollow shafts, optimized variable cross-sections enable more reasonable load distribution, enhance the dynamic stability of the structure, and meet functional requirements under complex operating conditions [1–3].

Extensive research has been conducted both domestically and internationally on the forming processes of hollow shafts. R. Yu. Sukhorukov and colleagues employed DEFORM software to develop a finite element model for the reeling process of axisymmetric heat-resistant alloy hollow components under superplastic conditions. This study effectively addressed the challenges associated with the mathematical simulation of hollow shaft forming under such conditions, thereby enabling the fabrication of hollow shafts from thin sheets and stamped blanks [4]. L. L. Costa et al. investigated the thermodynamic effects of hot forging on microstructural evolution using 42CrMo4 wind turbine hollow shafts as test samples. By performing open-die hot forging under varying temperatures and austenitization durations, they aimed to elucidate the metallurgical phenomena occurring during the forging process, providing valua-

ble insights for the manufacture of hollow shafts [5]. Xu Yongming of Ningbo University established a finite element simulation model using Simufact software to study the two-pass three-roll skew rolling process for multi-step turbine shafts. The influence of diameter reduction on the forming process and resulting geometry was analyzed, offering theoretical guidance for multi-pass reduction strategies [6]. Zhang et al. developed a finite element model for reducing the diameter of equal-diameter hollow shafts via three-roll skew rolling, and conducted both simulation and experimental validation, with comparative analysis performed between the simulated and experimental workpieces [7]. Pater and collaborators proposed a novel three-roll skew rolling process with variable roll spacing for the forming of stepped profiles in long hollow shafts and large-diameter rotary components [8]. Zhang Song et al. demonstrated the feasibility of diameter reduction in equal-diameter hollow axles using three-roll skew rolling, and clarified the coupled regulation mechanism between deformation and geometry [9]. Despite these advances, existing studies have primarily concentrated on the stepped forming and shaping of hollow shafts, while integrated processes that combine billet piercing and flexible skew rolling for the one-step formation of multi-step hollow shafts remain largely unexplored. To address this gap, the present study proposes an innovative multi-roll integrated forming process that combines piercing and skew rolling for the fabrication of hollow stepped shafts. This approach not only minimizes material waste and preserves the metal's rolling fiber structure but also significantly enhances material utilization and final product performance.

This study utilizes Simufact finite element simulation software to perform a numerical simulation of the integrated piercing-rolling forming process of hollow shafts. The metal flow behavior, force-energy parameters, and variations in the stress-strain field of the rolled workpiece are analyzed. The feasibility of the proposed new process is verified, providing theoretical support for further research and development of this innovative forming technique.

PRINCIPLE OF INTEGRATED PIERCING-ROLLING FORMING OF HOLLOW SHAFTS

The principle of the integrated piercing-rolling forming process for hollow shafts is illustrated in Fig. 1. This process is divided into two distinct zones: the Piercing Zone and the Flexible Forming Zone. Additionally, the process involves three sets of rolls: the Piercing Roll, the First Pass Diameter Reduction Roll, and the Second Pass Diameter Reduction Roll, which are used for forming the internal hole and the stepped external profile of the hollow shaft, respectively. Initially, the billet enters the deformation region of the piercing section, where it is engaged by the piercing roll with the assistance of a push block. After passing through the piercing deformation zone, the billet is transformed into a hollow tube preform. Subsequently, the hollow tube preform moves into the flexible forming zone, where it is sequentially engaged by the First Pass and Second Pass Diameter Reduction Rolls. At this stage, the three sets of rolls form a continuous rolling relationship, wherein the billet simultaneously forms the internal hole in the Piercing Zone and the stepped external shape in the Flexible Forming Zone through the radial motion of the two reduction rolls. This process constitutes the integrated, collaborative piercing-rolling forming of hollow shafts. During the entire process, as the billet passes through the Piercing Zone, the chuck engages the workpiece to provide a certain axial velocity until the rolling is complete.

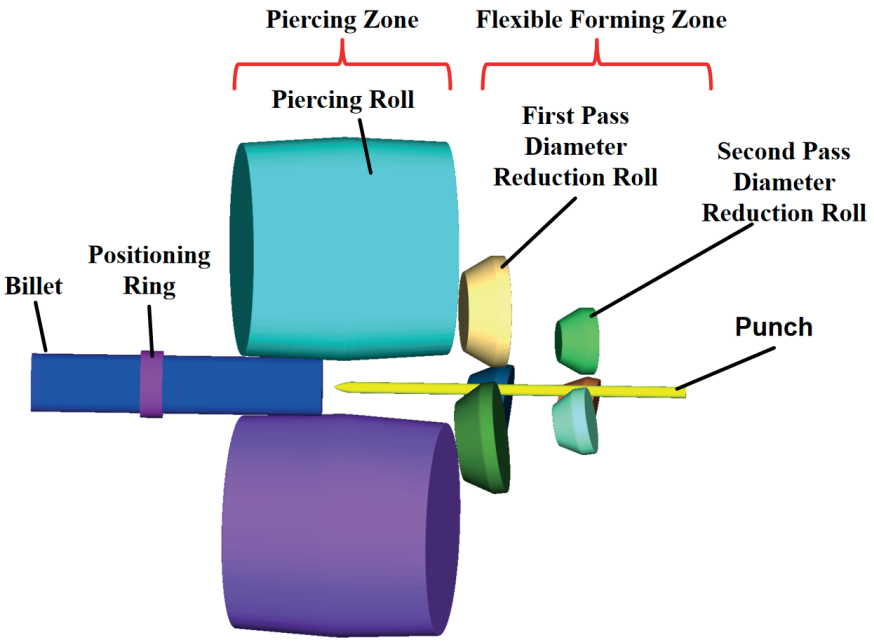


Fig. 1. Principle Diagram of the Integrated Piercing-Rolling Forming Process for Hollow Shafts

ESTABLISHMENT OF THE FINITE ELEMENT MODEL

Determination of Workpiece Parameters. The finite element model of the integrated piercing-rolling process for the hollow shaft is shown in Fig. 1. The model consists of the piercing roll, the first pass diameter reduction roll, the second pass diameter reduction roll, the positioning ring, the billet, and the punch. The geometric parameters of the piercing roll, first pass diameter reduction roll, and second pass diameter reduction roll are listed in Table 1.

Table 1

Selection of geometric parameters

Piercing Roll Parameters	Values	First Pass Diameter Reduction Roll Parameters	Values	Second Pass Diameter Reduction Roll Parameters	Values
Roll Diameter M_1/mm	200	Roll Diameter M/mm	100	Roll Diameter M/mm	60
Forming Angle β_1/°	3	Forming Angle β/°	30	Forming Angle β/°	30
Deformation Zone l_1/mm	89.5	Deformation Zone l/mm	25	Deformation Zone l/mm	20
Forming Zone L/mm	6	Forming Zone L/mm	12	Forming Zone L/mm	12
Rounding Zone l_2/mm	89.5				

In this study, a stepped, slender hollow shaft billet is selected as the research object. This represents a typical configuration of a long hollow shaft with stepped geometry. The specific dimensions of the hollow shaft are shown in Fig. 2. Based on the principle of volume conservation, and after precise calculation and appropriate allowance for machining, a cylindrical billet with a diameter of 52 mm and a length of 250 mm is selected for the finite element simulation.

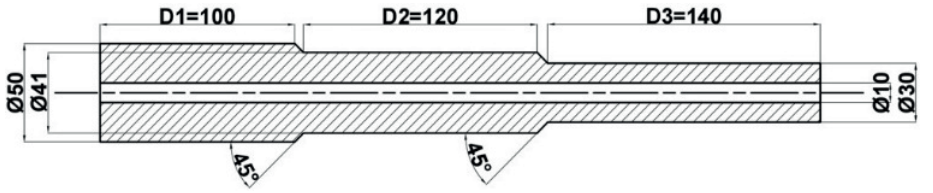


Fig. 2. Specific Dimensions of the Hollow Shaft (mm)

After creating the geometric models of the cylindrical billet, piercing roll, and disc-type roll in SolidWorks, the models are assembled according to actual requirements. The assembled model is then converted into STL format and imported into Simufact software for further analysis.

Billet Material and Mesh Generation. The aerospace turbine shaft investigated in this study is made of GH4169, a precipitation-strengthened nickel-based superalloy. The chemical composition of GH4169 is detailed in Table 2. Based on results from hot compression tests, the true stress–strain curves of the GH4169 superalloy were obtained. The constitutive equation for predicting the peak flow stress of GH4169 was established by fitting the experimental data using the Arrhenius-type hyperbolic sine model:

$$\dot{\varepsilon} = 6.1235 \times 10^{19} \left[\sinh\left(0.0046\sigma_p\right) \right]^{4.5315} \exp\left(-\frac{528632}{RT} \right)$$

In the equation, $\dot{\varepsilon}$ is the plastic strain rate (unit: s^{-1}); σ is the flow stress (unit: MPa); R is the universal gas constant, with a value of 8.314 *J*/(mol·K); and T is the absolute temperature (unit: K).

Table 2

Standard element composition of alloy GH4169 (%)

C	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Nb
0.04	18.11	52.98	3.01	0.46	1.41	5.43
Cu	Co	Mn	Si	S	P	Fe
0.065	0.18	0.07	0.078	0.00083	0.0061	17.8

In the Simufact finite element simulation software, several physical properties of GH4169 must also be defined, including Poisson's ratio, density, coefficient of thermal expansion, thermal conductivity, specific heat capacity, and Young's modulus. These required material parameters, obtained from existing literature, are summarized in Table 3.

Table 3

Physical properties of alloy GH4169

Material Parameters	Values
Poisson's Ratio	0.29
Density / (kg·m^{-3})	8190
Coefficient of Thermal Expansion / K^{-1}	1.3·10^{-5}
Thermal Conductivity / (W·(m·K)$^{-1}$)	11.4
Specific Heat Capacity / (*J*·(g·K)$^{-1}$)	0.435
Young's Modulus / GPa	203

In the Simufact finite element simulation software, a hexahedral mesh generator was used to apply mesh division to the billet. Considering that the minimum wall thickness region of the target shaft must have at least three mesh elements during the software's computation, the mesh element size was set to 3 mm, with an internal roughness level of 1. As a result, the total number of initial mesh elements created was 12.568.

Simulation Initial Conditions Setup. Before starting the simulation experiments, it is necessary to set the initial conditions in the Simufact software, including those for the die, temperature, friction, and motion.

Die Conditions: The billet is defined as a plastic body, while the two sets of rolls, punch, push block, and positioning ring are defined as rigid bodies.

Temperature Conditions: Based on practical production experience and existing data, the initial temperature of the billet is set to 1050 °C, with the thermal conductivity coefficient between the billet and the environment set to 50 W/(m^2·K). The initial temperature of all dies is set to 150 °C, with the thermal conductivity coefficient between the dies and the environment also set to 50 W/(m^2·K). The environmental temperature is set to 20 °C.

Friction Conditions: in practical production, to facilitate the rolling process, the friction between the workpiece and the rolls is appropriately increased. It is common to create small indentations on the roll surface to reduce relative sliding. Therefore, in the initial condition set-up, the friction factor is increased to simulate the effect of such measures. The friction type is set to automatic, with the friction factor between the workpiece and the three sets of rolls set to 0.9, and the friction factors between the workpiece and the punch, push block, and positioning ring set to 0.1. All contact types are set as contact.

Motion Conditions: in Simufact, the motion of each die also needs to be defined. For the three sets of rolls, their central axes are redefined as rotational axes, and the rotation direction of all rolls is unified. The punch and positioning ring are fixed in all directions for both translation and rotation. The push block is released for translation in the axial direction.

SIMULATION RESULTS AND ANALYSIS

Simulation Results. The simulation results are shown in Fig. 3. The cylindrical billet passes through the piercing zone and is pierced by the piercing rolls to form a hollow tube billet. It then enters the flexible forming zone, where the first and second pass diameter reduction rolls form the multi-step stepped hollow shaft. The simulation results are similar to the target dimensions and shape of the hollow shaft. Except for the bulging phenomenon at the cross-section of the workpiece, there are no signs of fracture, wrinkling, or other defects, indicating that the hollow shaft piercing-rolling integrated forming simulation yields good results. This confirms the feasibility of this process for the forming of multi-step stepped hollow shafts.

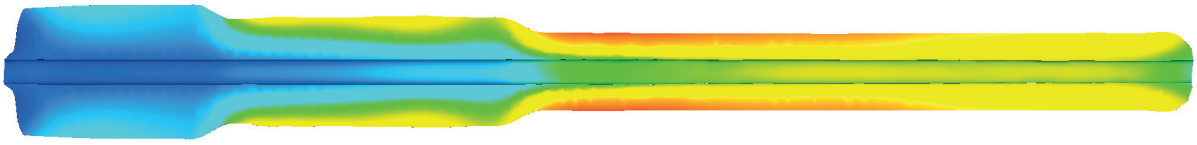


Fig. 3. Simulation Results

Stress-Strain Field Analysis. To better study the characteristics of the hollow shaft piercing-rolling integrated forming process, a stress-strain field analysis was performed at the stages where the piercing roll, the first pass diameter reduction roll, and the second pass diameter reduction roll simultaneously act on the workpiece.

When the three sets of rolls act on the workpiece simultaneously, the equivalent stress distribution of the workpiece is shown in Fig. 4. From the figure, it can be seen that during the hollow shaft piercing-rolling integrated forming process, the equivalent stress is primarily

concentrated in the contact areas between the rolls and the billet, and between the punch and the billet. The maximum equivalent stress occurs at the contact region between the piercing roll and the workpiece in the piercing zone, with a maximum value of 634.25 MPa. This is due to the simultaneous compression and deformation of the workpiece by both the rolls and the punch during the formation of the inner hole and outer stepped shaft, leading to an increase in the equivalent stress on the workpiece. After the rolling process is completed, the equivalent stress of the workpiece rapidly decreases. While the equivalent stress remains on the inner surface of the hole, the equivalent stress on the outer surface is almost zero.

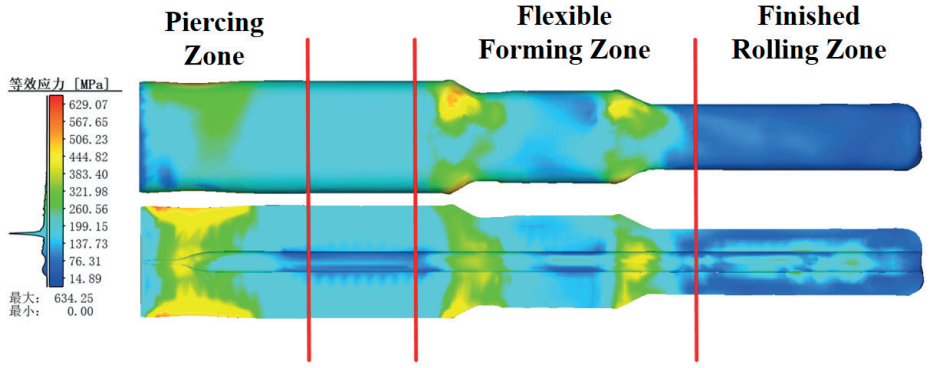


Fig. 4. Equivalent Stress Distribution Diagram

When the three sets of rolls simultaneously act on the workpiece, the distribution of the equivalent plastic strain in the workpiece is shown in Fig. 5. From the figure, it can be seen that during the hollow shaft piercing-rolling integrated forming process, the equivalent plastic strain is mainly concentrated in the flexible forming zone and the rolling completion zone, with the maximum equivalent plastic strain occurring on the outer surface of the workpiece in the rolling completion zone, reaching a value of 15.58. This is due to the continuous increase in the reduction of the diameter by the rolls in the flexible forming zone, which leads to significant deformation of the outer surface of the workpiece, and thus, an increase in the equivalent plastic strain. The equivalent plastic strain is low in the piercing zone and the transition region between the piercing zone and the flexible forming zone, while no equivalent plastic strain exists in the unrolled part. Overall, during the piercing-rolling integrated process, the equivalent plastic strain on the outer surface is larger than that on the inner surface, indicating that the metal flows faster on the outer surface than on the inner surface during rolling. This is because the inner surface of the metal experiences resistance from the punch, causing the deformation process to be relatively slower.

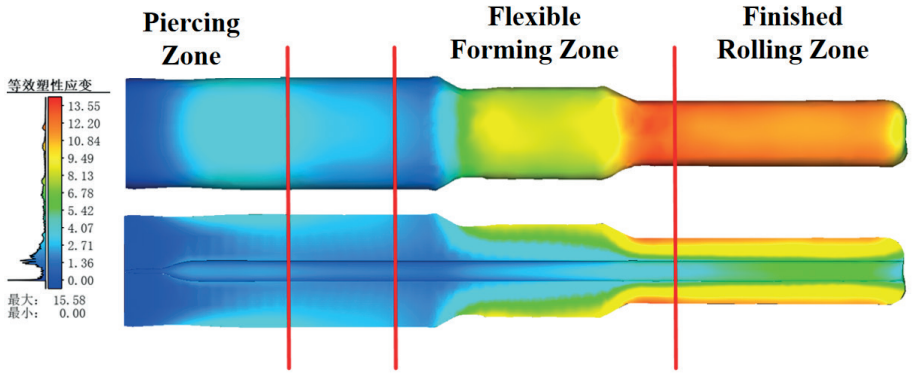


Fig. 5. Equivalent Plastic Strain Distribution Diagram

Temperature Field Analysis. When the three sets of rolls simultaneously act on the workpiece, the temperature field distribution of the workpiece is shown in Fig. 6. From the figure, it can be observed that the overall temperature of the workpiece has decreased from the initial temperature of 1050 °C. This is due to the heat conduction between the workpiece and the rolls and punch, as well as heat dissipation from the workpiece to the surrounding environment, which results in a temperature drop. However, in the flexible forming zone, the temperature in the contact area between the diameter-reducing rolls and the workpiece increases, with a maximum temperature of 1099 °C. This is because during the diameter reduction process, the compression and friction between the rolls and the workpiece generate a large amount of heat. Additionally, the rapid forming speed prevents the heat from dissipating or being conducted away, leading to a local temperature rise. The temperature of the outer surface of the workpiece is higher than that of the inner surface, as the punch inside the workpiece is always in contact with the workpiece, and the contact area is larger than the contact area between the outer surface and the rolls, causing a significant amount of heat to be conducted to the punch, resulting in a noticeable temperature drop.

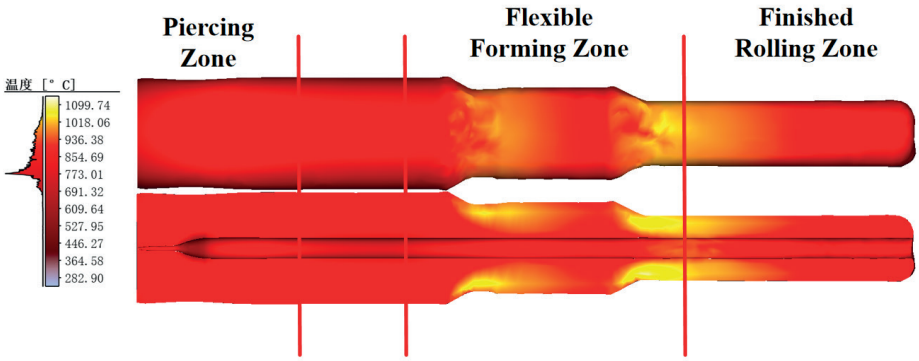


Fig. 6. Temperature Field Distribution Diagram

CONCLUSION

1. The finite element numerical simulation results show that the shape and size of the workpiece are similar to those of the target hollow shaft. The workpiece did not exhibit phenomena such as fracture or wrinkling, indicating that the simulation results of the hollow shaft piercing-rolling integrated forming process are satisfactory. This validates the feasibility of this process for the formation of multi-step hollow shafts.

2. During the hollow shaft piercing-rolling integrated forming process, the equivalent stress is mainly concentrated in the contact areas between the rolls and the workpiece, as well as between the punch and the workpiece. The maximum equivalent stress occurs in the contact area between the piercing roll and the workpiece in the piercing zone. The equivalent plastic strain is mainly concentrated in the flexible forming zone and the rolling completion zone, with the maximum equivalent plastic strain appearing on the outer surface of the workpiece in the rolling completion zone.

3. During the process, the temperature of the workpiece increases in the contact area between the diameter-reducing rolls and the workpiece. The outer surface temperature of the workpiece is higher than the inner surface temperature.

This study was funded by the National Natural Science Foundation of China (No. 52375346).

REFERENCES

1. Hu Na, Zhao Wei, Jin Xiaochao, et al. Progress in the Application of Contact Temperature Measurement Technology for Aircraft Engine Turbine Blades. *Aerospace Engineering Progress*, 2023, 14 (01), pp. 1–12.

2. Gao Yulong. A Brief Overview of Aircraft Engine Development and Exploration of Trends. *Modern Manufacturing Technology and Equipment*, 2018, (07), pp. 222–224.
3. Liu Daxiang. One Generation of New Materials, One Generation of New Engines: The Development Trend of Aircraft Engines and Their Material Requirements. *Materials Engineering*, 2017, 45(10), pp. 1–5.
4. Sukhorukov R. Y. Simulation of Technology for the Production of Axisymmetric Parts for Gas Turbine Engines Made of Heat Resistant Alloys by Means of Reeling under Superplastic Conditions. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2020. (in Russian).
5. Cosa A. L. L., Brito A. M. G., Rosiak L. Schaeffer. Microstructure evolution of 42CrMo4 during hot forging process of hollow shafts for wind turbines. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* 2020.
6. Xu Yongming, Sun Baoshou, Shu Xuedao, Xu Huanlei. Study on the Influence of Reduction Amount in Three-Roll Skew Rolling Process on Multi-Step Turbine Shaft Forming. *Journal of Ningbo University (Engineering Edition)*, 2021, 34 (04), pp. 55–60.
7. Song Z., Xuedao S. ,Chang X., et al. Simulation and experiment of reduction of equal-diameter hollow shafts with three-roll skew rolling. *Procedia Manufacturing*, 2020, 50183-186.
8. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T. Numerical analysis of the skew rolling process for rail axles. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2015, 60 (1), pp. 415–418.
9. Song Z., Xuedao S., Chang X., et al. Research on wall thickness uniformity of hollow axles by three-roll skew rolling. *ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition.* China, 2019: V02AT02A029.

Статья поступила в редакцию 11.05.2025 г.

UDC 621.7

EFFECT OF PROCESS PARAMETERS ON FORMING QUALITY DURING EXTRUSION OF ALUMINIUM ALLOY PROFILES WITH COMPLEX CROSS-SECTIONS

Zheng Ma, Xuedao Shu, Haijie Xu

Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University,
Ningbo, People's Republic of China

Taking complex section profiles as the research object, the numerical simulation method was used to analyze the influence of three key process parameters – ram speed, billet temperature, and die temperature – on the metal flow behavior and profile forming quality. Extrusion forming experiments were also conducted for verification. The results show that the metal flow speed distribution patterns in different regions of the profile are similar under different extrusion processes. As the ram speed increased from 2 to 6 mm/s, the profile cross-section speed significantly increased, with the standard deviation of velocity (SDV) rising from 0.084 to 0.434 m/min. The changes in billet temperature and die temperature had little effect on the profile cross-sectional velocity. However, increasing the billet temperature led to a reduction in profile SDV from 0.298 to 0.224 m/min, while increasing the die temperature reduced the profile SDV from 0.422 to 0.145 m/min. Under the optimal extrusion process (extrusion speed 2 mm/s, billet temperature 520 °C, die temperature 525 °C), the aluminum alloy profile SDV was only 0.058 m/min, with a temperature range of 545.43 to 559.42 °C. After extrusion experiments based on this process, profiles with good surface quality and no defects were obtained.

Keywords: aluminum alloy, extrusion forming, processing parameter, forming quality

e-mail: shuxuedao@nbu.edu.cn

INTRODUCTION

Aluminum profiles are widely used in industries such as construction, transportation, automobiles, and shipbuilding due to their advantages, including moderate strength, low density, corrosion resistance, and good thermal and electrical conductivity [1, 2]. With the continuous growth of industrial aluminum profile consumption and the increasing complexity of product structures, higher demands have been placed on the mechanical properties, shape, size, surface gloss, and uniformity of aluminum profile products in various fields. The key technology in aluminum alloy profile production lies in the reasonable die design and appropriate process parameters. When the parameters are not properly chosen, they can affect the internal organizational structure of the profiles and the subsequent anodizing effect, leading to the appearance of organizational stripes on the profile surface, which impacts the aesthetics and may even result in product scrapping. Currently, the optimization methods for aluminum profile

process parameters mainly include trial and error, experience-based methods, and numerical simulation [3, 4]. By using numerical simulation, the temperature, velocity, and flow distribution of the billets during the extrusion process can be visually obtained [5]. This allows for the rapid construction of improvement plans, reducing enterprise costs and improving production efficiency. Ji et al. [6] optimized the hot extrusion process parameters for 7075 aluminum alloy wheel rims using numerical simulation methods. Bastani et al. [7] studied the influence of extrusion process parameters on the material flow and temperature distribution of aluminum profiles through numerical simulation.

Existing research on the extrusion forming process of aluminum alloy profiles has mostly focused on simple structures, such as aluminum alloy round tubes, square tubes, and symmetrically structured hollow parts. Due to the diversity of car types and sunroof systems, the structure of aluminum alloy guide rail profiles is complex and varied. There have been relatively few studies reported, most of which focus on the die structure optimization and process exploration of asymmetrical, multi-cavity aluminum alloy guide rail profiles. Based on the numerical simulation research of aluminum alloy profile extrusion processes by scholars, this paper takes a particular automotive aluminum alloy sunroof guide rail profile with a complex cross-section as the research object, analyzing the impact of different process parameters on profile forming quality through numerical simulation and providing reasonable process parameters.

PROFILE SIZE AND DIE STRUCTURE

The profile studied in this research is a skylight guide rail profile (Fig. 1*a*). The maximum length of the profile is 80.51 mm, the maximum width is 18.4 mm, and the length-to-width ratio is 4.38. This profile has a complex structure, with thin walls, cavities, and long cantilevered sections. Additionally, the wall thickness of the profile is uneven, with a maximum wall thickness of 4 mm, a minimum wall thickness of 1.2 mm, and a maximum wall thickness variation of 70 %. This requires strict control of the uniformity of metal flow during the extrusion process. Based on the structural characteristics of the aluminum alloy profile, this study designs the extrusion die as a porthole die structure (Fig. 1*b*). The outer diameter of the upper die is 200 mm, with a height of 60 mm, and it has 4 portholes, where the area of the portholes is proportional to the area of the profile they supply. The outer diameter of the lower die is 200 mm, with a height of 70 mm, and it includes a first-step welding chamber and a second-step welding chamber. The height of the 1st-step welding chamber is 11 mm, and the height of the 2nd-step welding chamber is 4 mm.

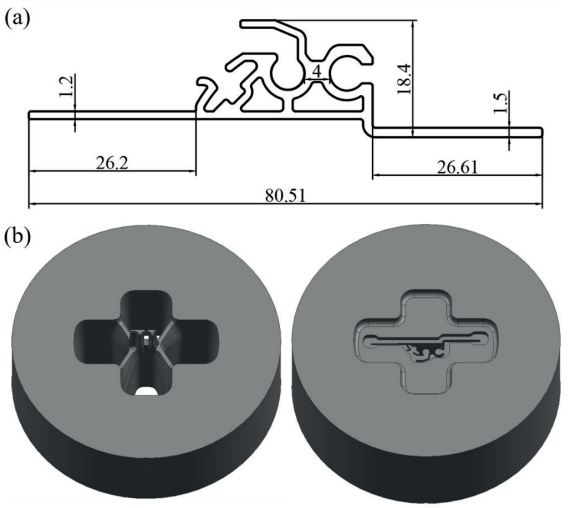


Fig. 1. Sizes of aluminum alloy profile with complex cross-section and the corresponding die model (mm) : *a* – sizes of profile with complex cross-section; *b* – die model

FINITE ELEMENT MODELING AND PROCESS DESIGN

A QForm Extrusion finite element analysis model is established based on the 3D model of the extrusion mold. The model is divided into 6 parts: billet, portholes, 1st-step welding chamber, 2nd-step welding chamber, bearing, and profile. Based on the deformation characteristics of aluminum alloy hot extrusion, a high-quality mesh is generated (Fig. 2). The mesh is a tetrahedral mesh, and the mesh sizes for each part are different. The billet has the largest mesh size, with an average mesh size of 10 mm, while the bearing has the smallest mesh size, with an average mesh size of 0.4 mm.

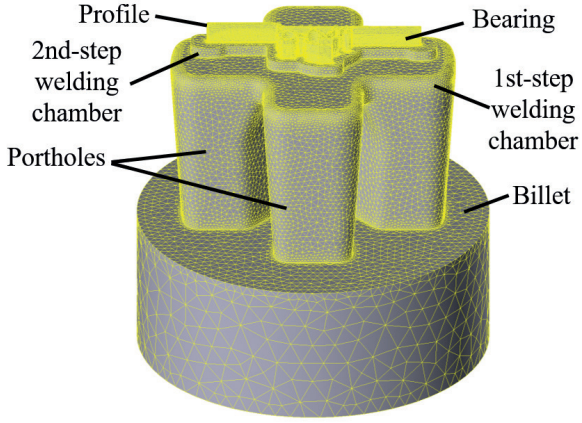


Fig. 2. Mesh model of extrusion forming simulation for the aluminum alloy profile

The material used in this study is 6063 aluminum alloy. In the numerical simulation of the aluminum alloy hot extrusion process, the Hensel-Spittel constitutive model is used to describe the hot deformation behavior of 6063 aluminum alloy, as shown in Eq. (1).

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 T} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \cdot e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \cdot (1+\varepsilon)^{m_5 T} \cdot e^{m_7 \varepsilon} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \cdot T^{m_9}, \quad (1)$$

where, σ is flow stress ; e is strain; $\dot{\varepsilon}$ is strain rate; the remaining parameters are material parameters. The material parameter values of the 6063 aluminum alloy used for simulation are from the QForm database, as shown in the Table 1.

Table 1

Hensel–Spittel material parameters for AA6063 aluminum alloy

Parameters	A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9
Values	265	-0.005	-0.127	0.12	-0.016	0.00026	0	0	0

Setting reasonable boundary conditions is key to obtaining accurate simulation results. In this study, the convective heat transfer coefficient between the billet and the die is set to 3000 W/(m^2·°C). For friction, the Levanov model is used to accurately describe the friction between the billet and the extrusion die [8]. The Levanov model can be expressed by Eq. (2).

$$\tau = m\frac{\sigma}{\sqrt{3}}\left[1-\exp\left(-n\frac{\sigma_n}{\sigma}\right)\right], \quad (2)$$

where, τ is the shear frictional stress; σ is the flow stress; σ_n is the normal contact stress; m is the coefficient of friction, which ranges between 0–1; and n is the Levanov coefficient. In this study, the values of m and n are set to 1 and 1.25, respectively.

To study the effect of key process parameters on the profile forming quality during the extrusion process, 7 different process parameter combinations were set up for extrusion sim-

ulation based on the production experience of the company. The process parameters for the aluminum alloy profile extrusion simulation are shown in Table 2.

Table 2

Simulation process parameters of aluminum alloy profile extrusion forming

No.	Ram speed (mm/s)	Billet temperature (°C)	Die temperature (°C)
1	2	490	495
2	4	490	495
3	6	490	495
4	6	460	495
5	6	520	495
6	6	490	465
7	6	490	525

Velocity distribution is an important process parameter that determines the degree of deformation of the profile. The more uniform the velocity distribution, the smaller the degree of deformation of the profile. In order to assess the degree of velocity uniformity of the aluminum alloy material at the exit cross-section, the velocity standard deviation (SDV) parameter is introduced, as shown in Eq. (3).

$$\mathrm{SDV} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N}\left(v_i - v_{\mathrm{avg}}\right)^2}{N}}, \tag{3}$$

where, N is the number of nodes in the cross section of the profile; v_i is the velocity of node i; v_{avg} is the average velocity.

ANALYSIS OF FINITE ELEMENT RESULTS

The process parameters from N° 1–3 in Table 2 are selected to analyze the effect of different ram speeds on the profile forming quality. Fig. 3 shows the velocity contour and SDV at the profile exit under different ram speeds. Upon comparison, the ram speed does not affect the distribution pattern of different velocity sizes at the profile exit cross-section but significantly changes the maximum and minimum velocity values of the profile. Under different ram speeds, the cantilever on the right side of the aluminum alloy profile always exhibits a higher flow velocity, while the flow velocity on the cantilever on the left side is the lowest. When the ram speed increases from 2 to 6 mm/s, the maximum velocity at the profile exit increases from 7.53 to 22.90 m/min. The minimum velocity increases from 7.11 to 20.80 m/min. With the increase in ram speed, the SDV at the profile exit increases significantly, from 0.084 to 0.434 m/min (Fig. 3*d*). This indicates that higher ram speeds affect the stability of the extrusion process, which is detrimental to the profile quality.

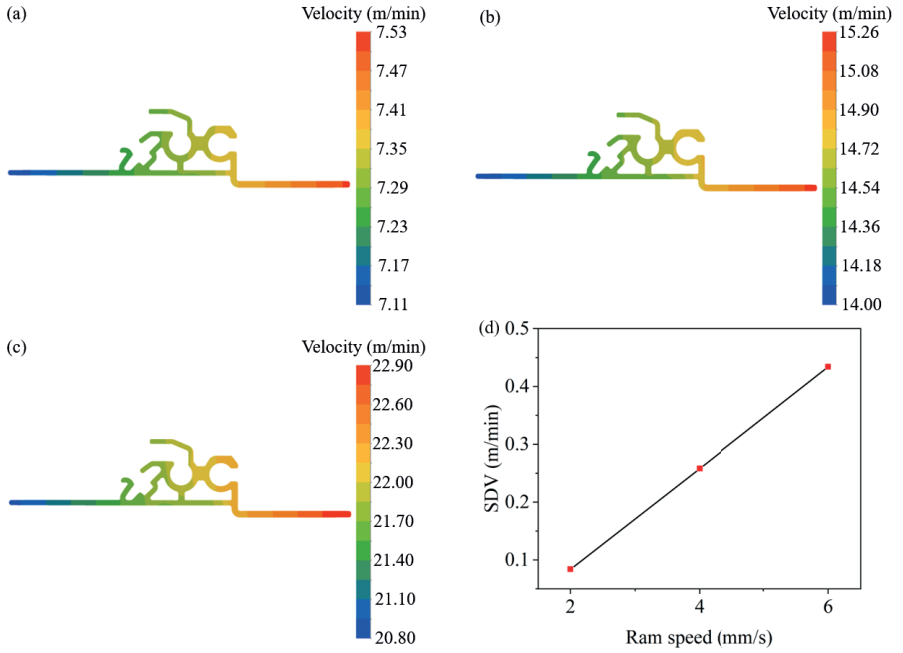


Fig. 3. The metal flow velocity and SDV at different ram speeds:
a – ram speed is 2 mm/s; *b* – ram speed is 4 mm/s; *c* – ram speed is 6 mm/s;
d – SDV at different ram speeds

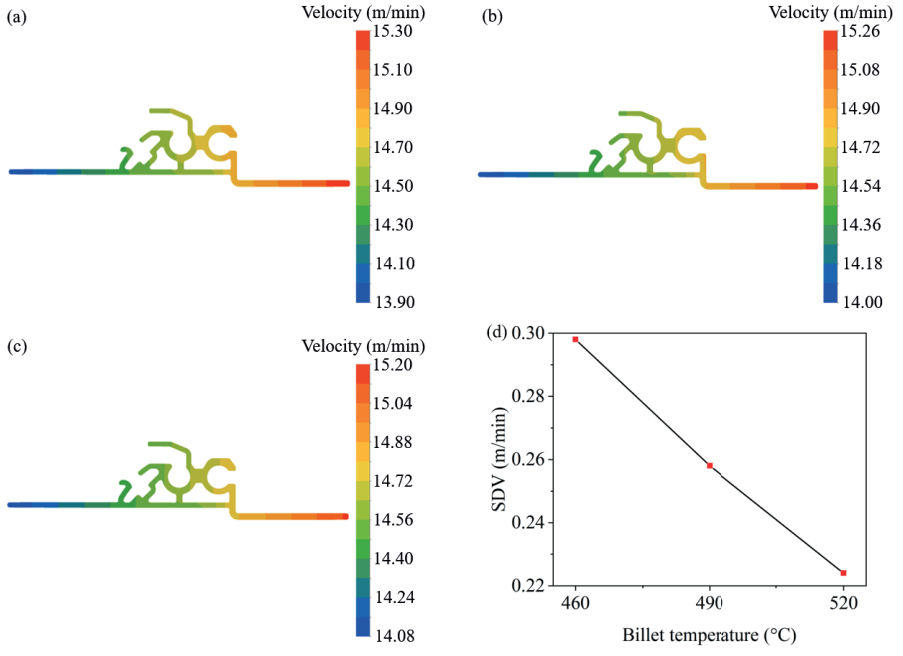


Fig. 4. The metal flow velocity and SDV at different billet temperatures:
a – billet temperature is 460 °C; *b* – billet temperature is 490 °C;
c – billet temperature is 520 °C; *d* – SDV at different billet temperatures

The processes from N° 2, 4, and 5 in Table 2 are selected to analyze the effect of different billet temperatures on the profile forming quality (Fig. 4). By comparing the velocity distribution contour maps of the profile cross-section at different billet temperatures, it is found that the billet temperature has a minimal effect on the profile velocity. The distribution pattern

of the metal flow velocity in different regions of the profile is consistent with that in Fig. 3. When the billet temperature increases from 460 to 520 °C, the maximum velocity at the profile cross-section decreases from 15.30 to 15.20 m/min, while the minimum velocity increases from 13.9 to 14.08 m/min. With the increase in billet temperature, the SDV decreases from 0.298 to 0.224 m/min (Fig. 4*d*). This indicates that a higher billet temperature is beneficial to the stability of the profile extrusion process.

The processes from N° 2, 6, and 7 in Table 2 are selected to analyze the effect of different die temperatures on the profile forming quality (Fig. 5). By comparing the velocity distribution contour maps of the profile at different die temperatures, it is found that the die temperature has a relatively small effect on the profile velocity. The distribution pattern of the metal flow velocity in different regions of the profile is consistent with that in Fig. 3 and 4. When the die temperature increases from 465 to 525 °C, the maximum velocity at the profile cross-section decreases from 15.6 to 14.99 m/min, while the minimum velocity increases from 13.50 to 14.29 m/min. With the increase in die temperature, the SDV significantly decreases from 0.422 to 0.145 m/min (Fig. 4). This indicates that a higher die temperature can improve the profile forming quality.

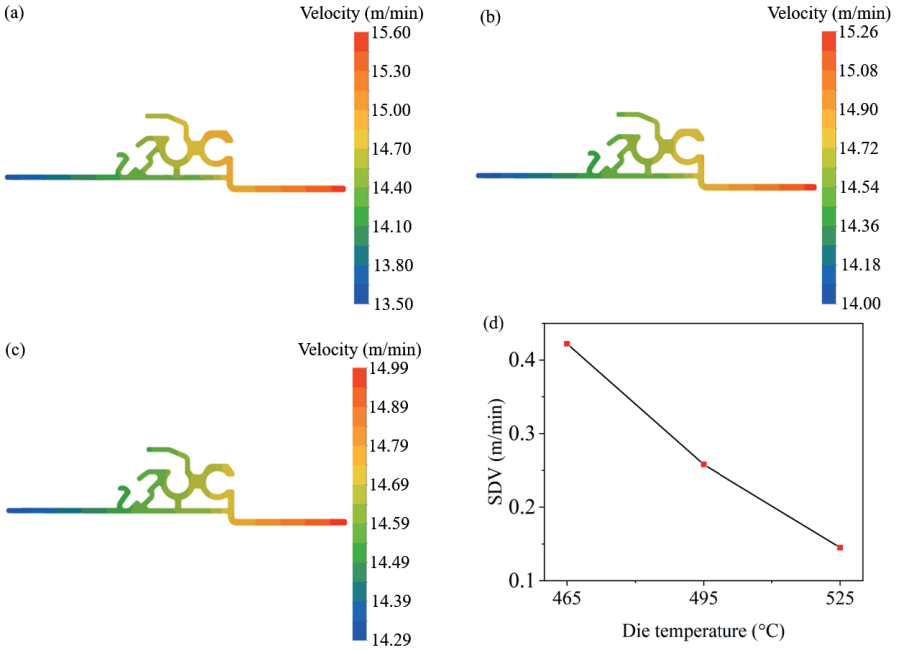


Fig. 5. The metal flow velocity and SDV at different die temperatures:
a – die temperature is 465 °C; *b* – die temperature is 495 °C; *c* – die temperature is 525 °C;
d – SDV at different die temperatures

By synthesizing the effects of ram speed, billet temperature, and die temperature on the velocity at the die exit profile cross-section, it is found that the different process parameters have little impact on the regions of the profile with higher or lower metal flow velocities. The cantilever on the right side of the profile always has a higher metal flow velocity, while the cantilever on the left side has a lower metal flow velocity. Overall, by comparing the effects of different process parameters on the SDV, it is observed that low ram speed, high billet temperature, and high die temperature are beneficial for obtaining aluminum alloy profiles with good metal flow velocity uniformity. Therefore, based on the process parameters set in Table 2 from production experience, the optimal extrusion parameters for aluminum alloy profile can be determined as a ram speed of 2 mm/s, billet temperature of 520 °C, and die temperature of 525 °C.

To further verify the optimal process combination, the extrusion process simulation for the profile was carried out under the conditions of ram speed 2 mm/s, billet temperature 520 °C, and die temperature 525 °C, with the results shown in Fig. 6. The maximum metal flow velocity at the profile cross-section is 7.46 m/min, and the minimum metal flow velocity is 7.18 m/min (Fig. 6*a*). The calculated SDV is only 0.058 m/min, indicating that the metal flow in the extrusion process has good uniformity. To ensure the mechanical properties of the aluminum alloy profile, its temperature should be below the overburn temperature of 6063 aluminum alloy (615 °C) to avoid overburned microstructure. Additionally, during the extrusion process, the profile temperature should exceed 500 °C, otherwise, its strengthening phase Mg_2Si will not be fully dissolved in the aluminum matrix, which is detrimental to mechanical properties. The profile temperature ranges from 545.43 to 559.42 °C (Fig. 6*b*), ensuring no overburning or failure of the strengthening phase to dissolve.

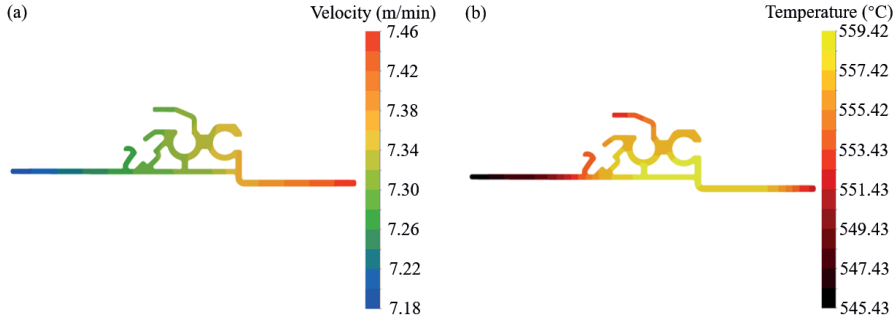


Fig. 6. Velocity and temperature distribution of the profile under the optimum process parameters: *a* – velocity distribution; *b* – temperature distribution

EXPERIMENTAL VERIFICATION OF EXTRUSION FORMING

To verify the rationality of the extrusion process parameters and the accuracy of the simulation analysis, a hot extrusion forming experiment of profile was carried out under the conditions of ram speed 2 mm/s, billet temperature 520 °C, and die temperature 525 °C. The experimental equipment used was a 2000t horizontal extrusion press. Fig. 7 shows the aluminum alloy profile after extrusion. As seen in Fig. 7, no overburning, distortion, or other defects appeared along the extrusion direction, and the profile exhibited good surface quality.

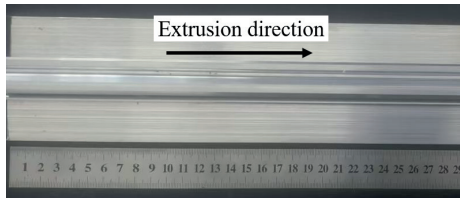


Fig. 7. Aluminum alloy profile produced by hot extrusion

CONCLUSION

Taking complex cross-sectional profiles as the research object, the influence of process parameters on the forming quality of the profile was studied using numerical simulation methods, and the following conclusions were drawn:

1. Through numerical simulation, the influence of different process parameters on the SDV of the profile cross-section was compared, and it was found that low ram speed, high billet temperature, and high die temperature are beneficial for obtaining aluminum alloy profiles with good metal flow velocity uniformity.

2. Within the reasonable process range, the optimal extrusion parameters for preparing the aluminum alloy sunroof guide rail profile were determined to be: extrusion speed 2 mm/s, billet temperature 520 °C, and die temperature 525 °C. Under these process parameters, the SDV of the profile cross-section was only 0.058 m/min, and the profile temperature ranged from 545.43 to 559.42 °C. In actual production, an extrusion test was conducted using these parameters, and profiles with good surface quality and no defects were obtained.

This study was funded by the National Natural Science Foundation of China (No. U23A20629).

REFERENCES

1. Han Y., Lv K., Lin C., et al. Sheet-based friction stir additive manufactured 6061 aluminium alloy: Microstructure, texture evolution and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 915: 147295.
2. Hao S., Guo X., Cui J., et al. Enhancing the mechanical properties of wire arc directed energy deposition Al–Zn–Mg–Cu aluminum alloy through cyclic deep cryogenic treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 909: 146838.
3. Tiernan P., Hillery M. T., Draganescu B., et al. Modelling of cold extrusion with experimental verification. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 168 (2), pp. 360–366.
4. Farzad H., Ebrahimi R. Die Profile Optimization of Rectangular Cross Section Extrusion in Plane Strain Condition Using Upper Bound Analysis Method and Simulated Annealing Algorithm. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2016, 139 (2).
5. Ma Z., Shu X., Xu H., et al. Optimization of porthole extrusion die for 6063 aluminum alloy profile with thin-walled multi-cavity complex section and analysis of profile performance. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2024, 24 (2).
6. Ji H., Qiao J., Kang N., et al. Optimization of hot extrusion process parameters for 7075 aluminum alloy rims based on HyperXtrude. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25, pp. 4913–4928.
7. Farjad Bastani A., Aukrust T., Skauvik I. Study of Flow Balance and Temperature Evolution over Multiple Aluminum Extrusion Press Cycles with HyperXtrude 9.0. *Key Engineering Materials*, 2009, 424, pp. 257–264.
8. Wang Y., Zhao G., Xu X., et al. Formation mechanism and prediction model for peripheral coarse grain of high-strength aluminum alloy thermoplastic forming component: A case study on 2195 Al–Li alloy extrusion profile. *Journal of Materials Processing Technology*, 2025, 338: 118776.

Статья поступила в редакцию 16.05.2025 г.

СОДЕРЖАНИЕ

Бабич В. Е. Алмазно-отрезной инструмент в технологиях ликвидации чрезвычайных ситуаций....6

Багаев С. И., Паршуто А. А., Смягликов И. П., Степанова-Паршуто Е. А., Кохнюк В. Н., Дробов А. Н., Климова Е. А. Исследование процесса выщелачивания лития из черной массы отработанных литий-ионных аккумуляторов методом регрессионного анализа....18

Бердиев Д. М., Пушанов А. Н., Умарова М. А. Технология ресурсосбережения при формировании основания малогабаритных конусообразных деталей....29

Босяков М. Н., Вегера И. И., Моисеенко А. Н., Опиок А. А. Комбинированная технология поверхностной упрочняющей обработки в машиностроении....39

Вегера И. И., Зизико А. В., Полысаев А. В., Шагиев А. Г., Ганиев М. М. Моделирование и разработка технологии объемно-поверхностной закалки деталей трансмиссии и зубчатых передач автомобильной техники....53

Вегера И. И., Цыкунов П. Ю., Зизико А. В., Маньковский Д. С., Сидоренко А. Г. Технология скоростного электротермического отжига сварных соединений сложной конфигурации рам карьерных самосвалов....71

Власов И. В., Гордиенко А. И., Семенчук В. М. Структура и свойства жаропрочной стали перлитного класса после электродуговой проволочной 3D-печати в условиях изменения тепловложения и размеров изделия....83

Волокитин А. В., Волокитина И. Е. Изменение микроструктуры медной проволоки после деформирования новым методом....94

Волокитина И. Е., Волокитин А. В. Изменение микроструктуры прутков из углеродистой стали после деформирования новым методом....103

Гордиенко А. И., Брюханова А. О., Власов И. В. Влияние ступенчатой поперечно-винтовой прокатки на микроструктуру и механические свойства низколегированной стали....111

Гордиенко А. И., Власов И. В., Семенчук В. М. Особенности формирования микроструктур и механические свойства аустенитной хромоникелевой стали, полученной методом электродуговой проволочной 3D-печати в условиях изменения толщины изделия....119

Девойно О. Г., Горбунов А. В., Шелег В. К., Шпакевич Д. А., Лапковский А. С., Рудницкий А. Ю., Пилецкая Л. И. О влиянии лазерной очистки оксидных и углеродсодержащих пленок с поверхности конструкционных сталей на состояние материала основы....129

Девойно О. Г., Рудницкий А. Ю., Горбунов А. В., Королецкий И. А., Ратников П. Э. Формирование градиентной структуры упрочненного слоя на деталях из стали 65Г при реализации процесса лазерной закалки в режиме «кинжального» проплавления....144

Зеленин В. А., Кравцов В. Б., Толочко Н. К. Изготовление ответственных деталей машин с применением аддитивной технологии листового ламинирования....156

Изобелло А. Ю., Апишев В. В., Биленко Э. Г., Басалай А. В. Оптимизация структуры керамокомпозитных бронепанелей: влияние технологии получения и армирования на баллистическую стойкость композиции....164

Кананович Н. А., Поболь И. Л., Суворова О. Ю., Могдалова А. А., Олешук И. Г., Федорук Г. Ф., Матыс В. Г., Поплавский В. В. Исследование упрочненных слоев на стали 40Х, полученных методом оксинитрирования.....173

Климова Е. А., Паршуто А. А., Степанова-Паршуто Е. А., Смягликов И. П., Багаев С. И., Кохнюк В. Н., Изюмов А. А., Мочайло Е. В., Дробов А. Н. Влияние метода электрохимического оксидирования на элементный состав переходного слоя оксид – алюминий.....185

Комаровская В. М., Латушкина С. Д., Терещук О. И., Артемчик А. Г., Гордиенко Д. Д. Физико-математическое моделирование магнетрона распыления с управляемой магнитной системой.....194

Кузей А. М., Бабич В. Е. Структурно-фазовые превращения при спекании композиционных материалов системы железо – углерод – медный сплав.....202

Малеронок В. В., Милюкова А. М., Богданович И. А. Влияние магнитно-импульсной обработки на микротвердость и микроструктуру сталей Р6М5 и Х6ВМФ режущего инструмента.....211

Матяс А. Н., Милюкова А. М. Исследование влияния импульсного магнитного поля на адгезионную прочность покрытия ZrN.....225

Минько Д. В., Гаан В. В. Исследование процесса получения заготовки клипсы для остановки кровотечения из титана марки ВТ1-0 путем поперечно-клиновой прокатки и штамповки.....235

Минько Д. В., Шелег В. К. Лазерное порошковое модифицирование поверхности технически чистого титана.....243

Овчинников В. И., Ильющенко А. Ф. Использование взрывных технологий для упрочнения поверхности сталей.....256

Рубаник В. В. , Рубаник мл. В. В. , Савицкий В. О. Ультразвуковое диспергирование графита в жидкой среде.....266

Савчук М. В., Денисов В. В., Коваль Н. Н., Тересов А. Д., Островерхов Е. В., Ковальский С. С., Игнатов Д. Ю., Денисова Ю. А., Леонов А. А., Егоров А. О., Яковлев В. В., Сыртанов М. С. Вакуумный электронно-ионно-плазменный стенд для мониторинга *in-situ* процессов модификации и синтеза покрытий на поверхности материалов методами пучково-плазменной инженерии поверхности.....283

Савчук М. В., Денисов В. В., Ковальский С. С., Леонов А. А., Савостиков В. М., Скосырский А. Б., Денисова Ю. А. Генератор газо-металлических пучково-плазменных образований для плазменно-ассистированного напыления фукнциональных покрытий.....289

Семенчук В. М., Чумаевский А. В., Семенчук Н. В., Осипович К. С., Гурьянов Д. А. Фрикционная перемешивающая обработка композиционного материала бронза–сталь, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства.....296

Томило В. А., Бобарикин Ю. Л., Мартьянов Ю. В. Исследование влияния знакопеременного изгиба металлокорда на формирование эквивалентных напряжений в поперечном сечении.....304

Томило В. А., Костюченко Ю. А., Манцивода А. Л. Влияние технологического зазора на качество поверхности разделения при вырубке и пробивке, повышение стойкости штампов и управление процессами листовой штамповки с использованием ИИ.....312

Chaoyang Sun, Lingyun Qian, Junling Li, Jing Zhou, Shaochuan Feng, Chunhui Wang, Baoyu Wang, Lianjing Hao, Le Zhu, Petrenko Vladimir. Research on cross wedge rolling forming technology of carbon steel/stainless steel bimetallic composite shaft parts.....321

Jiaxu Liu, Mingjie Shi, Ming Cheng, Shihong Zhang, Petrenko Vladimir. Prediction platform for discrete damage in cross wedge rolling.....337

Zewei Cen, Xuedao Shu, Zixuan Li, Haijie Xu, Chao Ye. Numerical simulation of integrated piercing-rolling forming of GH4169 superalloy hollow shaft.....347

Zheng Ma, Xuedao Shu, Haijie Xu. Effect of process parameters on forming quality during extrusion of aluminium alloy profiles with complex cross-sections.....355

CONTENT

Babich V. E. Diamond cutting tools in emergency response technologies.....6

Bahayeu S. I., Parshuto A. A., Smyaglikov I. P., Stepanova-Parshuto E. A., Kokhniuk V. N., Drobov A. N., Klimova E. A. Study of the lithium leaching process from the black mass of spent lithium-ion batteries by regression analysis.....18

Berdiev D. M., Pushanov A. N., Umarova M. A. Resource-saving technology in forming the base of small-sized conical parts.....29

Bosyakov M. N., Vegera I. I., Moiseenko A. N., Opiok A. A. Combined technology of surface hardening treatment in mechanical engineering.....39

Vegera I. I., Zizika A. V., Polysaev A. V., Shagiev A . G., Ganiev M. M. Modeling and developing of technology for volume-surface hardening of transmission parts and gears of automotive equipment.....53

Vegera I. I., Zizika A. V., Mankovsky M. S., Tsykunou P. Ju. , Sidorenko A. G. Technology of high-speed electrothermal annealing of welded joints of complex configuration of frames of quarry dump trucks.....71

Vlasov I. V., Gordienko A. I., Semenchuk V. M. Structure and properties of heat-resistant pearlite steel after electric arc wire 3D printing under conditions of changing heat input and product dimensions.....83

Volokitin A. V., Volokitina I. E. Change in the microstructure of copper wire after deformation using a new method.....94

Volokitina I. E., Volokitin A. V. Changing the microstructure of carbon steel bars after deformation by a new method.....103

Gordienko A. I., Bryukhanova A. O., Vlasov I. V. Effect of step cross-helical rolling on the microstructure and mechanical properties of low-alloy steel.....111

Gordienko A. I., Vlasov I. V., Semenchuk V. M. Features of microstructure formation and mechanical properties of austenitic chromium-nickel steel produced by electric arc wire 3D printing under conditions of changing product thickness.....119

Devoino O. G., Gorbunov A. V., Sheleg V. K., Shpakevitch D. A., Lapkovsky A. S., Roudnitsky A. Y., Piletskaya L. I. About the effect of laser cleaning of oxidic and carbon-containing films from the surface of structural steels on the state of substrate material.....129

Devoino O. G., Roudnitsky A. Y., Gorbunov A. V., Koroletsky I. A., Ratnikov P. E. Formation of a gradient structure of strengthened layer on parts from 65G steel during the realization of the laser hardfacing process in “key hole” melting regime.....144

Zelenin V. A., Kravtsov V. B., Tolochko N. K. Manufacturing critical machine parts using additive sheet lamination technology.....156

Izobello A. Yu., Apishev V. V., Bilenko Eh. G., Basalai A. V. Optimization of the structure of ceramic composite armor panels: the effect of the technology of production and reinforcement on the ballistic resistance of the composition.....164

Kananovich N. A., Pobol I. L., Suvorava A. Yu., Mogdalova A. A., Oleshuk I. G., Fedoruk H. F., Matys V. G., Poplavsky V. V. Study of hardened layers on 40Cr steel obtained by oxiditrization.....173

Klimova E. A., Parshuto A. A., Stepanova-Parshuto E. A., Smyaglikov I. P., Bahayeu S. I., Kokhniuk V. N., Iziumau A .A., Mochailo E. V., Drobov A. N. Influence of the electrochemical oxidation method on the elemental composition of the oxide – aluminum transition layer.....185

Komarovskaya V. M., Latushkina S. D., Tereshchuk O. I., Artemchik A. G., Gorgienko D. D. Physical and mathematical modeling of a controlled magnetic system magnetron sputtering....194

Kuzei A. M., Babich V. E. Structural and phase transformations at sintering of composite materials of iron – carbon – copper alloy system.....202

Maleronok V. V., Miliukova A. M., Bogdanovich I. A. Influence of magnetic-pulsed treatment on microhardness and microstructure of R6M5 and KH6VMF steels of cutting tools.....211

Matsias A. N., Miliukova A. M. Study of the pulsed magnetic field effect on the adhesion strength of ZrN coating.....225

Minko D. V., Gaan V. V. Investigation of the process of obtaining a clip blank for stopping bleeding from titanium grade VT1-0 by cross-wedge rolling and stamping.....235

Minko D. V., Sheleg V. K. Laser powder modification of commercially pure titanium surface...243

Ovchinnikov V. I., Ilyushenko A. F. The use of explosive technologies to harden the surface of steels.....256

Rubanik V. V., Rubanik Jr. V. V., Savitsky V. O. Ultrasonic dispersion of graphite in liquid.....266

Savchuk M. V., Denisov V. V., Koval N. N., Teresov A. D., Ostroverkhov E. V., Kovalsky S. S., Ignatov D. Yu., Denisova Yu. A., Leonov A. A., Egorov A. O., Yakovlev V. V., Syrtanov M. S. Vacuum electron-ion-plasma setup for *in-situ* monitoring of surface modification and coating synthesis processes using beam-plasma surface engineering techniques.....283

Savchuk M. V., Denisov V. V., Kovalsky S. S., Leonov A. A., Savostikov V. M., Skosyrsky A. B., Denisova Yu. A. Generator of gas-metallic beam-plasma formations for plasma-assisted depositing of functional coatings.....289

Semenchuk V. M., Chumaevskii A. V., Semenchuk N. V., Osipovich K. S., Guryanov D. A. Friction stir processing of a bronze-steel composite fabricated by electron beam additive manufacturing.....296

Tomilo V. A., Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V. Study of the influence of variable sign bending of metal cord on the formation of equivalent stresses in cross section.....304

Tomilo V. A., Kastsiuchenka Y. A., Mantsivoda A. L. The effect of die clearance on cut edge quality in blanking and piercing operations, enhancement of tool life and AI-based control of sheet metal stamping processes.....312

Chaoyang Sun, Lingyun Qian, Junling Li, Jing Zhou, Shaochuan Feng, Chunhui Wang, Baoyu Wang, Lianjing Hao, Le Zhu, Petrenko Vladimir. Research on cross wedge rolling forming technology of carbon steel/stainless steel bimetallic composite shaft parts.....321

Jiaxu Liu, Mingjie Shi, Ming Cheng, Shihong Zhang, Petrenko Vladimir. Prediction platform for discrete damage in cross wedge rolling.....337

Zewei Cen, Xuedao Shu, Zixuan Li, Haijie Xu, Chao Ye. Numerical simulation of integrated piercing-rolling forming of GH4169 superalloy hollow shaft.....347

Zheng Ma, Xuedao Shu, Haijie Xu. Effect of process parameters on forming quality during extrusion of aluminium alloy profiles with complex cross-sections.....355

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Baoyu Wang I – 321
Chao Ye I – 347
Chaoyang Sun I – 321
Chunhui Wang I – 321
Haijie Xu I – 347
I – 355
Jiaxu Liu I – 337
Jing Zhou I – 321
Junling Li I – 321
Le Zhu I – 321
Lianjing Hao I – 321
Lingyun Qian I – 321
Ming Cheng I – 337
Mingjie Shi I – 337
Petrenko Vladimir I – 321
I – 337
(см. Петренко В. В)
Shaochuan Feng I – 321
Shihong Zhang I – 337
Xuedao Shu I – 347
I – 355
Zewei Cen I – 347
Zheng Ma I – 355
Zixuan Li I – 347
Адамчик А. А. II – 237
Азаркова Е. А. II – 89
II – 110
Азаров С. М. II – 6
II – 12
II – 19
Акула И. П. II – 25
II – 35
II – 237
Апишев В. В. I – 164
Артемчик А. Г. I – 194
Бабич В. Е. I – 6
I – 202
Багаев С. И. I – 18
I – 185
Басалай А. В. I – 164
Белоусов Д. В. II – 237
Бердиев Д. М. I – 29
Биленко Э. Г. I – 164
Бобарикин Ю. Л. I – 304
Богданович И. А. I – 211
Босяков М. Н. I – 39
Брюханова А. О. I – 111
Буяков А. С. II – 43
II – 172
Буякова С. П. II – 43
II – 172
Ван Сяньпэн II – 49
Васильев Л. С. II – 62
Вегера И. И. I – 39
I – 53
I – 71
Винокуров З. С. II – 155
Власов И. В. I – 83
I – 111
I – 119

Волокитин А. В. I – 94
I – 103
Волокитина И. Е. I – 94
I – 103
Волочко А. Т. II – 70
II – 79
II – 110
II – 147
Гаан В. В. I – 235
Ганиев М. М. I – 53
Горбунов А. В. I – 129
I – 144
Гордиенко А. И. I – 83
I – 111
I – 119
Гордиенко Д. Д. I – 194
Григорьева Т. Ф. II – 181
Гурьянов Д. А. I – 296
Гусакова С.В. II – 248
Гусаров С. В. II – 89
Девойно О. Г. I – 129
I – 144
Денисов В. В. I – 283
I – 289
II – 155
II – 166
Денисова Ю. А. I – 283
I – 289
II – 155
II – 166
Джодараши Ш. II – 35
Дробов А. Н. I – 18
I – 185
Дробыш А. А. II – 6
II – 12
II – 19
Егоров А. О. I – 283
II – 155
Завойчинская Э. Б. II – 99
Залесский В. Г. II – 25
Зеленин В. А. I – 156
II – 70
II – 110
Зизико А. В. I – 53
I – 71
Зиневич Д. В. II – 119
Игнатов Д. Ю. I – 283
Изобелло А. Ю. I – 164
Изюмов А. А. I – 185
Ильющенко А. Ф. I – 256
Кадоли Р. II – 35
Казаченок М. С. II – 197
Кананович Н. А. I – 173
Кашуба К. С. II – 19
Климова Е. А. I – 18
I – 185
Коваль Н. Н. I – 283
Ковалько М. С. II – 147
Ковальский С. С. I – 283
С. С. I – 289
Комаровская В. М. I – 194
Королецкий И. А. I – 144
Короткевич С. В. II – 213
Костюкевич П. А. II – 128
П. А. II – 140
Костюченко Ю. А. I – 312
Котков А. В. II – 147
Кохнюк В. Н. I – 18
I – 185
Кравцов В. Б. I – 156
Кузей А. М. I – 202
Кузей А. М. II – 140

Лавриков Г. Е. II – 99
Лапковский А. С. I – 129
Латушкина С. Д. I – 194
Леонов А. А. I – 283
I – 289
II – 155
II – 166
Ломаев И. Л. II – 62
Ломаев С. Л. II – 62
Ломач М. С. II – 248
Лукьянец М. П. II – 172
Малеронок В. В. I – 211
Манкевич В. А. II – 79
Манцивода А. Л. I – 312
Маньковский Д. С. I – 71
Марков Г. В. II – 70
Мартынов С. А. II – 197
Мартьянов Ю. В. I – 304
Матыс В. Г. I – 173
Матяс А. Н. I – 225
Мельник Н. Ю. II – 70
Милюкова А. М. I – 211
I – 225
Минько Д. В. I – 235
I – 243
Миньков А. Л. II – 110
Михасик Е. И. II – 6
II – 12
Могдалова А. А. I – 173
Моисеенко А. Н. I – 39
Мочайло Е. В. I – 185
Овчинников А. Е. II – 181
Овчинников В. И. I – 256
Овчинников Е. В. II – 181
II – 237
Олешук И. Г. I – 173
Опиок А. А. I – 39
Осипович К. С. I – 296
Островерхов Е. В. I – 283
II – 166
Палканов П. А. II – 189
Панин А. В. II – 197
Паршуто А. А. I – 18
I – 185
Петренко В. В I – 321
I – 337
(см. Petrenko Vladimir)
Петюшик Е. Е. II – 19
Пилецкая Л. И. I – 129
Поболь И. Л. I – 173
Подболотов К. Б. II – 79
II – 89
Покровский А. И. II – 204
Полысаев А. В. I – 53
Поплавский В. В. I – 173
Прибытков Г. А. II – 197
Пушанов А. Н. I – 29
Рамэш М. Р. II – 35
Ратников П. Э. I – 144
Рубаник В. В. I – 266
II – 248
Рубаник мл. В. В. I – 266
II – 248
Рудницкий А. Ю. I – 129
I – 144
Савицкий В. О. I – 266
Савостиков В. М. I – 289
II – 155
Савчук М. В. I – 283
I – 289
II – 155
II – 166

Семенчук В. М. I – 83
I – 119
I – 296
Семенчук Н. В. I – 296
Сидоренко А. Г. I – 71
Скосырский А. Б. I – 289
Смягликов И. П. I – 18
I – 185
Соловей Н. Ф. II – 213
Степанова-Паршуто Е. А. I – 18
I – 185
Суворова О. Ю. I – 173
Сулейманова Л. А. II – 181
Сыртанов М. С. I – 283
Тересов А. Д. I – 283
Терещук О. И. I – 194
Тищенко В. Н. II – 166
Толочко Н. К. I – 156
Томило В. А. I – 304
I – 312
Турсунов Н. К. II – 147
Умарова М. А. I – 29
Федорук Г. Ф. I – 173
Фомин А. А. II – 189
Фотин И. А. II – 172
Хина Б. Б. II – 226
Хома М. Ю. II – 25
II – 35
Хорт Н. А. II – 79
II – 89
Цыкунов П. Ю. I – 71
Чекан Н. М. II – 25
II – 35
II – 237
Чумаевский А. В. I – 296
Шагиев А. Г. I – 53
Шантыко А. С. II – 213
Шелег В. К. I – 129
I – 243
Шмаков А. Н. II – 155
Шмаков В. В. II – 43
II – 172
Шпакевич Д. А. I – 129
Яковлев В. В. I – 283

Научное издание

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

Сборник научных трудов

В 2 книгах

Книга 1

Ответственный за выпуск:
И.П. Смягликов
Компьютерная верстка:
Н.В. Побяржина

Подписано в печать 17.09.2025.
Формат 84×108 1/16. Бумага офсетная. Печать цифровая.
Усл.-печ. л. 39,06. Уч.-изд. л. 33,12.
Тираж 100 экз. Заказ № 293.

ФТИ НАН Беларуси.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий №1/84 от 13.11.2013.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий №2/12 от 21.11.2013 г.
ул. Академика Купревича, 10, 220084, г. Минск.