

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

**СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ТЕХНОЛОГИИ  
СОЗДАНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ**

**Сборник научных трудов  
В 3 книгах  
Книга 3**

**Обработка металлов давлением**

Минск  
ФТИ НАН Беларуси  
2023



**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 3 volumes  
Volume 3**

**Metal Forming Processes**

Minsk  
PTI NAS Belarus  
2023

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

Редакционная коллегия:  
В. Г. Залесский (гл. ред., д. ф.-м. н.),  
А. Т. Волочко (зам. гл. ред., д. т. н.), И. П. Смягликов (к. т. н.),  
А. П. Ласковнев (академик НАН Беларуси),  
В. В. Клубович (академик НАН Беларуси),  
А. В. Белый (академик НАН Беларуси),  
С. Д. Латушкина (к. т. н.), А. Ю. Изобелло (к. т. н.),  
А. В. Басалай (к. т. н.)

С 56 **Современные** методы и технологии создания и обработки материалов:  
Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 3. Обработка металлов давлением /  
редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. — Минск : ФТИ НАН Беларуси,  
2023. — 111 с. : ил.  
ISBN 978-985-6441-74-8

Третья книга содержит материалы по теоретическим и технологическим аспектам обработки материалов давлением, в том числе специальным методам импульсной штамповки. В работах изложены сведения о процессах асимметричной и поперечной прокатки, гидроударной штамповки, волочения. Представлены результаты анализа микроструктуры и свойств различных сплавов после деформационного воздействия. Приведены работы по моделированию процессов пластического формообразования, прогнозированию усталостного разрушения металлов и сплавов, влиянию гидростатических нагрузок на объем дислокаций и динамические свойства металлов и сплавов.

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

ISBN 978-985-6441-74-8 (кн. 3)  
ISBN 978-985-6441-71-7

©ФТИ НАН Беларуси, 2023

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Современная наука движется по инновационному пути развития, в основе которого лежит широкое освоение результатов исследований и разработок в производстве. Конкурентоспособными могут быть только высокотехнологичные и наукоемкие производства. В данной связи особую актуальность приобретают знания о прогрессивных способах производства и обработки материалов и их свойствах. Такие знания можно получить в результате проведения научных исследований и представления полученных данных научной общественности и широкому кругу специалистов в виде опубликованных статей в специализированных изданиях. Таким изданием и является сборник научных трудов «Современные методы и технологии создания и обработки материалов».

Сборник состоит из 3 книг и включает более 70 статей, объединенных по следующим тематическим направлениям: материаловедение, технологии и оборудование механической и физико-технической обработки, обработка металлов давлением.

В издании приведены научные и практические результаты работ, выполненных известными отечественными и зарубежными учеными, молодыми научными сотрудниками, аспирантами, специалистами промышленных предприятий и производственных компаний в области материаловедения, моделирования структурных превращений, исследования и создания новых методов синтеза, упрочнения, испытания и восстановления свойств конструкционных материалов.

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

## COMPARATIVE STUDY OF THE DEFORMATION PROPERTIES OF CONCRETE WITH VEGETABLE AND STEEL FIBERS

<sup>1</sup>Xianpeng Wang, <sup>1</sup>Yuhao Jiang,  
<sup>2</sup>S. N. Kovshar, <sup>2</sup>T. A. Chistova, <sup>2</sup>S. N. Leonovich

<sup>1,2</sup>Belarusian national technical University,  
Minsk, Republic of Belarus

*This article analyzes the deformation properties of concrete with non-metallic fibers (coconut and cane) and steel fibers. Using two variables of normal stress ( $\sigma_v$ , MPa) and different concentration of fiber content ( $r$ , %), a computational experiment was carried out. During the experiment, the properties of fiber-reinforced concrete samples with coconut, reed and steel fibers and reference concrete samples for tension, bending and compression were compared. The experiments led to the conclusion that all types of fibers can improve the mechanical properties of structural concrete. An analysis of the test results showed that the best way to improve the mechanical properties of concrete is to add 2 % reed or coconut fiber and 1.5 % steel to the concrete mixture. During the experiments, it was found that due to the impact strength of metal fibers, the compressive results of samples with steel fiber are much higher than for samples with plant fibers, while the bending strength and tensile strength are higher for samples with non-metal fibers. According to the results of the experiments, the relationship between the mechanical stress of fiber-reinforced concrete is as follows: concrete with steel fibers > concrete with reed fibers > concrete with coconut fibers.*

**Keywords:** concrete, coir fiber, reed fiber, steel fiber, mechanical properties study

e-mail:wxpxueshu\_phd@163.com.DOI: <https://orcid.org/0000-0002-1538-0099>

### INTRODUCTION

Today there is an increasing interest in ecological and natural building materials and methods. A large number of agricultural by-products plant fibers are widely used. For example as bagasse, rice husk, jute fiber, reeds, balsam, straw and wheat straw, peanut shells, banana bundles, corn husks and cobs, coconut shells, kenaf, cotton stalks, date palm fiber, durian, oil palm fiber, pineapple leaves, tiger lily fiber, sunflower, and olive waste have been used to develop new sustainable building materials. The reed is one of the most widely distributed plant species on earth, with perennial growth characteristics that allow it to be harvested each year and re-sprouted and grown the following year. It is a widespread species in central and eastern Europe. It grows in a wide range of habitats, mostly on lakeshores, micro saline marshes, and tidal marshes, where a particular water table is below the soil level. As a multi-national common plant fiber, it has been shown in many numerous studies that a large amount of reed fiber is feasible for concrete applications. Many scientists carbonize reed fiber, grind it

into a powdery substance, and add it to structural concrete. Alternatively, reed fibers are cut and added to structural concrete. Natural fibers are used in concrete as a fibrous material to improve cement or lime-based mortar; it can enhance the mechanical properties of concrete walls and can be well used in green buildings [1, 2]. According to research studies, the bending toughness of reed fibers is crucial for construction applications, which can withstand horizontal stresses such as seismic shocks or wind. A significant advantage of composite reed fiber as a reinforced brittle material is the bending resistance after cracking.

Moreover, using natural fibers has a fundamental role in improving the mechanical properties of composites. Postcracking toughness induced by natural fibers in cement materials may allow the large-scale construction of such composites. The reinforcement is distributed into the composite leading to the adequate capacity for sealing and bridging cracks under flexural or tensile stress [3].

A great deal of research work has been devoted to the range of proportions of reed fibers to be used in concrete and the exact proportional amount of fibers to be added to ensure that reed fibers are used in concrete as a rigid material to improve the cementitious base, thus ensuring a flourishing of green building materials. The latest tests in this field have proven the good mechanical and thermophysical properties of blocks made from reed fiber blends. Its thermal conductivity of the composite material is between 0.245–0.191 W/m·K), and mechanical properties (compressive strength between 0.848–1.509 MPa and flexural strength between 0.483–0.829 MPa). Using the above physical properties of reed fiber, the blocks made from a mixture of cement, lime, and reed fiber were tested and compared with conventional building materials such as hollow clay or hemp blocks of the same thickness and found to have mechanical and thermophysical properties. It can meet the requirements of non-load-bearing secondary structure masonry and have a better effect of heat insulation [4]. Materials such as hemp and straw fiber are widely used in modern construction. However, the reed is a commonly infested plant found everywhere on Earth, and its potential use has yet to be thoroughly studied. The Republic of Belarus is located in the European Plain. It is known as the land of 10,000 lakes, which produces a massive amount of reeds, but only 2 % of reed fibers are currently used in construction materials. Few researchers have studied it, and there need to be more construction resources in Belarus due to the lack of a wide geographical area. Therefore, this paper aims to study the application of reed fiber in concrete materials and to analyze the mechanical properties, water absorption, corrosion resistance, and durability of reed fiber in concrete. This paper aims to develop new reed fiber construction materials for the energy-saving renovation of green buildings in the Republic of Belarus.

Research ideas based on the use of agricultural by-products as natural building material additions seem promising in today's green building materials, which not only improve the environmental pollution from crops as well as natural plant wastes but also comply with the concept of renewable environmental resources conservation, in line with the economic model of the carbon cycle, and are a world focus for reducing the energy demand and the environmental impact of the construction industry. An important issue regarding the application of reed fibers in structural concrete is which gradient of the number of reed fibers to be added to the concrete specimens is used to improve the mechanical properties of structural concrete effectively. The primary materials used in the experimental activity were reed fiber, cement, coarse aggregate (1/2 graded fine stone), fine aggregate (natural river sand), coconut fiber, steel fiber, water-reducing agent, and fly ash used for the needed comparison. In this paper, a large amount of domestic and international literature on this issue has been studied, and the literature review shows that the gradient equal substitution method can be used to test the fiber additions to concrete effectively and to obtain the optimum fiber additions by comparing concrete specimens without fiber additions to a benchmark group.

## LITERATURE REVIEW STUDY

The literature on the increase of mechanical properties of concrete by plant fibers is supported by domestic and foreign scientists as follows: scientists Montaña Jiménez-Espada and Daniel Herrero-Adán in their research surface reed fiber as a new sustainable building energy source and an environmentally friendly ecological material for construction, which has at least It has structural properties that are at least similar to those of the ecological materials currently used. Among the common mechanical properties, such as ultimate stress, yield stress, and modulus of elasticity, reed concrete meets the development concept of green building and the requirements of structural stress. It is a sustainable and biodegradable lignin fiber material with excellent mechanical properties, strength, and stiffness. The various anisotropic properties of reeds have a good application in concrete. They can significantly improve the strength and stiffness of concrete, making it a strong candidate for environmental engineering in today's construction [5]. French scientists A. Laborel-Préneron, J. E. Aubert, C. Magniont, etc. made a comparative analysis of the physical properties, mechanical properties, hygrothermal properties, and durability properties of various plant fibers used in civil construction materials, which showed that the addition of fibers in concrete could reduce shrinkage cracking of the concrete, especially in the application of gypsum concrete The use of plant particles in the form of fibers is beneficial to enhance the cracking resistance of the components. Of course, the thermal conductivity of plant fibers is very low, between 35–38  $\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ , which is a good insulating and thermal insulation material. In the experiments, the fibers should be selected with a length no greater than 5 mm, a diameter no greater than 0.8 mm, and an admixture ratio no greater than 3 % [6]. Meheddene Machaka, Jamal Khatib, Safaa Baydoun, et al. conducted an in-depth study on the properties of concrete with reed fiber addition, they prepared four concrete mixtures with reed fiber addition of 0 to 1.5 %, with a water-cement ratio of 0.5 %, and treated reed fibers of 40 mm in length and 2 mm in width using a 4 % concentration of NaOH solution. Tests included compressive strength, density, total water absorption, and capillary water absorption. The study showed that adding concrete with reed fibers reduced the total submerged and capillary action water absorption by up to 45 %. There is little reduction in the density and strength of reed fiber concrete. The optimum fiber addition in reed fiber concrete is 1.5 %, and it is a feasible way to produce an environmentally friendly material that can be used to produce sustainable building materials with adequate mechanical and durability properties [7]. Ali Hasson Nahhab in concrete with different gradients of reed fibers from 1 to 6 % were added to test reed fiber concrete's compatibility, compressive strength, and splitting strength. The results showed that the fiber volume fraction at 2 % showed a huge decrease in compressive strength and a 40 % decrease in splitting strength relative to the normal specimen concrete. Therefore, the optimal amount of reed fiber addition should be within 2 % [8]. Chang-Seon Shon, Jong R. Kim, Deuckhang Lee, et al. conducted an in-depth study on reed fiber mortar mixtures, which focused on evaluating the physical, mechanical, and thermal properties of density, porosity, compressive and flexural strengths, and thermal conductivity of mortar mixtures containing reed fibers. A 0.5 % steel fiber was also added to the reed fiber. The results showed that adding reed fibers with lower thermal conductivity to the mortar mixture would proportionally reduce its unit weight and significantly increase its absorption capacity and porosity. Using reed fibers alone in mortar mixtures can enhance the compressive and flexural strength of mortar mixtures to a small extent. However, the combined use of mixed fibers made of reed and steel fibers to increase the compressive and flexural strengths has a synergistic effect, increasing the strength of mortar mixtures [9]. experiments by D. Badagliacco, B. Megna, and A. Valenza. The results showed that the use of reed fibers resulted in a significant increase in post-fracture bending toughness (KULT). The effect of reed fibers on the flexural properties of natural hydraulic lime mortars can be applied in green construction. Pre-



paring more ductile eco-compatible prefabricated bricks or laying mortars is also architectural research using reed fiber. It can be a solution in manufacturing green buildings [10]. Sara Ibn-El-Haj, Soumia Mounir, et al. conducted a series of experimental studies by combining reeds with white cement to measure the thermal conductivity of reeds in construction. The results showed that adding reed helped enhance the thermal insulation of white cement. Its thermal conductivity and density decreased from  $\lambda_{\text{cement}} = 0.75 \text{ Wm}$ . The thermal conductivity of white cement containing reed fibers was reduced by 25 %, which indicates the improved thermal insulation of white cement with reed. It is well demonstrated that cementitious materials rich in reed fibers can be used in large quantities in construction, and it has excellent properties of thermal insulation and heat preservation [11]. Zainab Z. Ismail and Ali J. Jaeel applied giant reed ash (GRA) in concrete mixes at 2.5, 5.5, 5.5, and 5.5%. The main conclusion that can be drawn from this study is that the use of 7.5 % of reed ash (GRA) as a replacement for sand in concrete mixes is the best ratio to produce maximum compressive and flexural strength values. ratio. The partial substitution as fine aggregate had no significant effect on the concrete color. The slump test values of GRA-modified concrete decreased as the percentage of giant reed ash (GRA) increased to 12.5 %. Despite the decrease in slump values, the GRA concrete mix was considered viable. Thus, reeds can also replace some fine natural aggregates after crushing, thus highlighting their renewable and environmental properties [12]. The technical feasibility of concretes with partial replacement of sand by giant reed aggregates has been previously evaluated by [13, 14], thus obtaining good mechanical performances but poor thermal ones. A study on the properties of cement composites with the addition of common reed fillers in two different sizes (2–10 and 10–20 mm) was carried out [15]. It was found that the fillers allow for obtaining ecological, durable, and lightweight cement composites when subjected to mineralization processes. As the findings and SEM observations show, the mineralization of the organic fillers with solutions of aluminum sulfate and calcium hydroxide (ratio 1 : 2) significantly affected the contact zones tightness and improved adhesion between the filler and the paste. Coconut shell fiber has a certain tensile strength. It can be used as a plant fiber reinforcement for cement mortar matrix, which is expected to improve It is expected to improve the flexural strength of the cement matrix and improve the brittle damage properties. Adding coconut shell fiber can reduce the use of sand and gravel in concrete, reduce the density, and prepare lightweight filler materials with good overall mechanical and physical properties [16]. Coconut coir fiber is 350 mm long, has a 0.12 diameter of 0.25 mm, and has a 1250 kg/m<sup>3</sup> density. Coconut fiber has one of the highest amounts of lignin coating, making it stronger than most other natural fibers [17]. Coconut fiber and sisal fiber as renewable natural fiber materials can enhance the growth and sustainability of the construction industry. They can improve the performance of concrete. Majid Ali et al. [18] discussed coconut fiber reinforced concrete and concluded that the performance varies with fiber length, and the strength of CFRC can be higher or lower compared to normal concrete. Tests also confirmed that coconut concrete fibers could improve their flexural toughness. Xiaoxiao Zhang and Leo Pel [19] studied the effect of coconut fiber on the hydration and shrinkage of cementitious materials on concrete, where the dry shrinkage of LWAC increased, and the self-shrinkage decreased after adding coconut fiber to concrete. The fibers enhanced the strength and toughness of LWAC. Compared with other fibers, steel fibers have the advantages of high stiffness, high modulus of elasticity, and tensile strength. Steel fiber concrete (SFRC) has excellent tensile and flexural properties [20] and has been widely used as a structural material. In order to improve the reinforcing effect of steel fibers, the reinforcing mechanism of steel fibers on concrete has been extensively studied. The reinforcing effect of steel fibers is mainly influenced by the fiber content, type, geometry, and strength of the concrete matrix [21]. When the volume fraction of steel fibers is greater than 1.0 %, the axial compressive strength remains almost constant. Other studies have shown that for medium to high-

strength concrete, the compressive strength increases by 25 % as the volume fraction of steel fibers increases from 0.5 to 1.5 % [22]. It has also been demonstrated in the literature that adding steel fibers to concrete increases the compressive strength of concrete by about 4 to 19 %. So steel fibers in concrete significantly increase concrete's splitting tensile strength and flexural strength [23]. The research of the above scientists on reed fiber, coconut shell fiber, and steel fiber shows that reed fiber, coconut shell fiber, and steel fiber as blended into the concrete mixture can not only improve the mechanical properties, mechanical properties thermal conductivity of concrete but also is an excellent new green building material, which can solve the problems related to the shortage of construction resources and development of green buildings in Belarus.

The focus of the work studied in this paper is to analyze the performance assessment of reed fibers on structural concrete mixtures as base materials and to use the basic mechanical properties as well as the physical properties of reed fibers in order to design a series of new building materials that can be used in green buildings and building components of existing buildings (e.g., reed fiber structural concrete and reed fiber derivatives such as bricks, blocks, panels, and loose insulation partition panels) for energy-efficient retrofits.

We proposed the following experimental design based on the above analysis of the total literature and the practical idea of reed fiber application in structural concrete. We conducted a relevant experimental comparison study of reed, coconut shells, and steel fiber.

### **MATERIALS AND CONCRETE MIXING METHOD**

In order to study the mechanical properties of reed fiber concrete under composite shear, standard cubic specimens were designed for composite shear tests with the substitution rate, everyday stress, and reed fiber admixture as variation parameters. The damage morphology of reed fiber concrete under direct and compressive shear was observed, and its full process shear stress-displacement curves under direct and compressive shear were obtained. The effect of substitution rate, everyday stress, and reed fiber admixture on reed fiber concrete's shear strength and peak displacement was analyzed in depth. The experiments aimed to determine the optimum admixture value of reed fiber and the shear strength of reed fiber concrete. We also used steel fiber and coconut fiber as a comparison control group to determine the effect of reed fiber on concrete to compare and analyze the mechanical properties and environmental and economic values of ordinary concrete with coconut fiber concrete, steel fiber concrete, and reed fiber concrete. The reed fiber is shown in Fig. 1 and 2 below, the coconut shell fiber in Fig. 3 below, and the steel fiber in Fig. 4 below.



Fig. 1. Uncrushed reed fiber



Fig. 2. Crushed reed fiber



Fig. 3. Coir fiber



Fig. 4. Steel fiber

**Raw materials and mix proportion design.** R42.5 ordinary silicate cement was used; natural coarse aggregate was ordinary crushed stone (0/5 grain size 5–10 mm, 1/2 grain size 10–20 mm, 1/3 grain size 16–31.5 mm), the coarse aggregate grain size was 10–20 mm, continuous gradation, the fine aggregate was natural river sand from Minsk Sea; mixing water was laboratory tap water; coconut shells treated with 4% NaOH solution were used. Fibers (100–450  $\mu\text{m}$  diameter, 100–250 mm long, 2–3 mm wide, 1.12  $\text{g}/\text{cm}^3$  density) reed fibers (40 mm long, 3–5 mm wide, 0.45 mm diameter, 1.7  $\text{g}/\text{cm}^3$  density), steel fibers (37 mm long, 3 mm wide, 0.9 mm diameter, 7850  $\text{kg}/\text{m}^3$ ; tensile strength greater than 1150 MPa.) The ratio design is based on a 0 % replacement rate, a target design strength of C35, and a standard design slump of 180–220 mm. The physical properties of the materials are shown in Table 1, The mix ratio of fiber concrete is shown in Table 2, and High efficiency water-reducing agent-related indicators are shown in Table 3.

**Table 1**

**Physical properties of materials**

Properties and materials	Apparent density $\text{kg}/\text{m}^3$	Bulk density $\text{kg}/\text{m}^3$	Crushing index %	Water content %	Water absorption %
Natural Coarse Aggregate	2609	1450	18	0.07	0.43
Sand	2635	1640	–	0.45	–
Reed fiber	–	–	–	1.10	4.85
Coconut fiber	–	–	–	4.8	16.3

SEM electron microscopy scans of reed fiber, coconut fiber, and steel fiber are shown in Fig. 5a, 5b, and 5c below.

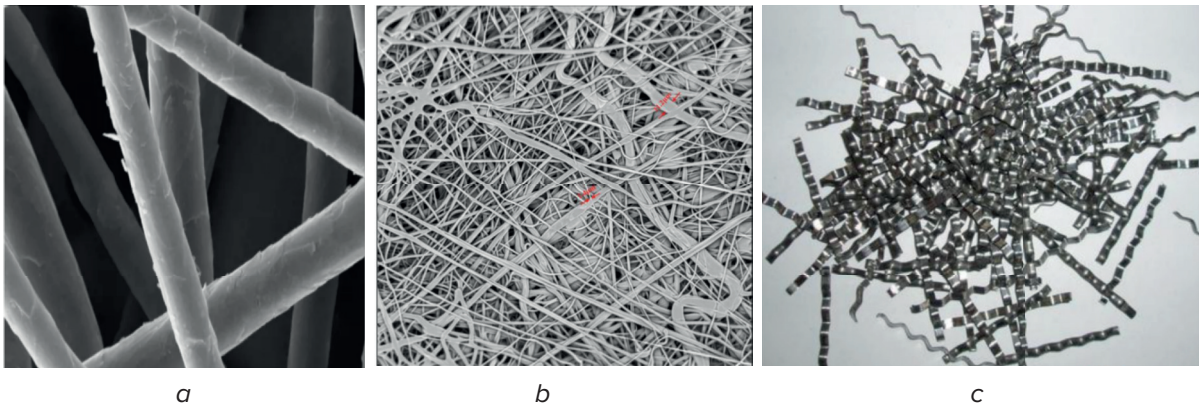


Fig. 5: *a* – reed fiber, *b* – coconut fiber, *c* – steel fiber

**Table 2**

**Fiber concrete ratio**

Fiber dosage, %	Water to ash ratio	Concrete material dosage g/cm <sup>3</sup>									water Reducer
		cement, kg	water, L	sand, kg	natural Coarse Aggregate, kg			fiber, kg			
					0/5	1/2	1/3	coconut	reed	steel	
0	0.45	400	180	730	110	550	440	0	0	0	4.0
0.5	0.45	400	180	730	110	550	440	25	25	3.875	4.0
1	0.45	400	180	730	110	550	440	50	50	7.75	4.0
1.5	0.45	400	180	730	110	550	440	75	75	11.625	4.0
2	0.45	400	180	730	110	550	440	100	100	15.5	4.0
2.5	0.45	400	180	730	110	550	440	125	125	19.375	4.0
3	0.45	400	180	730	110	550	440	150	150	23.25	4.0

**Table 3**

**High efficiency water reducing agent related index**

Water reduction rate, %	Solids content, %	Density, g/mL	Chlorine ion content, %	Cement net slurry flow, mm
26	35	1.12	0	230

**Mixing procedures.** This study designed standard cubic specimens with dimensions of 100×100×100 mm using normal stress and fiber content substitution rate (reed fiber, coconut shell fiber, steel fiber) as variation parameters. Under normal stress ( $\sigma_v = 0$ ), Direct shear and compressive shear tests were conducted on 6 groups of samples (24 specimens in each group, totaling 144 specimens) with non-metallic fiber addition amounts (*r*) of 0, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 and 3 % at 0; 3 and 6 MPa, respectively. In addition, the same number of prismatic samples of 150×150×550 mm were used for Flexural strength and toughness tests. Refer to the experimental method of concrete control samples in Belarus GOST 10180-2012. [24]. The detailed parameters are shown in Table 4.

Table 4

Specimen parameters table

Number	Plain concrete		Reed fiber concrete		Coconut fiber concrete		Steel fiber concrete	
	$\sigma_u$ , MPa	$r$ , %	$\sigma_u$ , MPa	$r$ , %	$\sigma_u$ , MPa	$r$ , %	$\sigma_u$ , MPa	$r$ , %
C1	0	0	0	0.5	0	0.5	0	0.5
C2	0	0	0	1	0	1	0	1
C3	0	0	0	1.5	0	1.5	0	1.5
C4	0	0	0	2	0	2	0	2
C5	0	0	0	2.5	0	2.5	0	2.5
C6	0	0	0	3	0	3	0	3
C1	3	0	3	0.5	3	0.5	3	0.5
C2	3	0	3	1	3	1	3	1
C3	3	0	3	1.5	3	1.5	3	1.5
C4	3	0	3	2	3	2	3	2
C5	3	0	3	2.5	3	2.5	3	2.5
C6	3	0	3	3	3	3	3	3
C1	6	0	6	0.5	6	0.5	6	0.5
C2	6	0	6	1	6	1	6	1
C3	6	0	6	1.5	6	1.5	6	1.5
C4	6	0	6	2	6	2	6	2
C5	6	0	6	2.5	6	2.5	6	2.5
C6	6	0	6	3	6	3	6	3

**Test methods and setup.** Experimental test method introduction: using DS2-1000N compressive strength tester for the design size of 150×150×150 mm standard cubic specimen concrete specimens and fiber concrete specimens with different kinds and gradients added to the axial compressive test, followed by the use of «hydraulic pressure tester – GB/T3722» tester for the size of 150×150×600 mm standard prismatic concrete specimens and the addition of different types, gradients of fiber concrete specimens for the flexural test, with a top 100 mm, bottom 200 mm, 300 mm high trumpet-shaped slump bucket, filled with concrete in three fillings, each filling with a pounding hammer along the wall of the bucket evenly from the outside to the inside 25 blows, pounding, smoothing. Then pull up the bucket, the concrete collapse phenomenon due to self-weight, and record the height of the highest point of concrete after the collapsing with the height of the bucket (300 mm) minus collapse. After all the tests are completed, the test data results are recorded in an EXCEL spreadsheet.

### THE EXPERIMENTAL RESULTS ARE AS FOLLOWS

In order to determine the architectural utility and mechanical properties of reed fiber, coconut fiber, and steel fiber concrete, we need to test the slump, tensile strength, and flexural strength of specimens raised for 7 and 28 days to obtain relevant data and analyze its relevant mechanical properties and the scope of architectural use. The fabrication of the specimen is

shown in Fig 6a and 6b, the flexural tests are shown in Fig 7a and 7b, the compressive tests are shown in Fig 8a and 8b, and the test results are shown in Tables 5 and 6. The slump measurements of reed fiber, coconut fiber, and steel fiber are shown in Table 7.



a



b

Fig. 6: a – Concrete mechanical mixing, b – concrete specimen demoulding



a



b

Fig. 7: a – specimen bending resistance, b – specimen bending resistance

**Table 5**

**Normal stress ( $\sigma_u$ ) 0 MPa at reed fiber, coconut fiber, steel fiber 7, 28 days flexural strength**

Number	Substitution parameters		Plain concrete Mpa		Reed fiber Mpa		Coconut fiber Mpa		Steel Fiber Mpa	
	$\sigma_u$ , MPa	$r$ , %	7d	28d	7d	28d	7d	28d	7d	28d
C1	0	0.5%	3.6	4.1	4.1	5.0	3.9	4.9	4.1	4.9
C2	0	1%	3.5	3.9	4.0	4.9	4.1	4.8	4.2	5.1
C3	0	1.5%	3.9	4.5	4.3	5.8	4.0	5.7	4.6	6.0
C4	0	2%	4.1	4.2	4.8	5.9	4.5	5.9	4.8	5.8
C5	0	2.5%	4.0	4.2	4.5	5.4	4.2	5.3	4.6	5.3
C6	0	3%	3.8	4.0	4.4	4.9	4.4	4.7	4.5	4.8



*a*



*b*

Fig. 8: *a* – specimen compressive, *b* – specimen compressive

**Table 6**

**Normal stress ( $\sigma_u$ ) 0 MPa at reed fiber, coconut fiber, steel fiber 7, 28 days compressive strength**

Number	Substitution parameters		Plain concrete Mpa		Reed fiber Mpa		Coconut fiber Mpa		Steel Fiber Mpa	
	$\sigma_u$ , MPa	<i>r</i> , %	7	28d	7d	28d	7d	28d	7d	28d
C1	0	0.5	35.8	44.1	35.2	44.1	33.2	43.5	34.8	53.6
C2	0	1	35.1	42.3	37.6	45.6	35.1	46.7	36.6	52.1
C3	0	1.5	36.3	42.8	40.1	43.8	39.6	47.3	46.3	54.5
C4	0	2	38.6	41.5	43.8	50.7	43.2	49.2	44.5	52.8
C5	0	2.5	39.0	40.2	41.5	48.3	42.1	46.5	45.2	50.1
C6	0	3	38.3	42.5	40.6	43.9	42.7	43.1	45.6	51.2

**Table 7**

**Reed fiber, coconut shell fiber, steel fiber slump measurement**

Number	Slump measurement (mm)			
	Plain concrete	Reed fiber	Coconut fiber	Steel Fiber
C1	195	190	196	190
C2	180	200	204	185
C3	185	205	198	200
C4	198	205	203	198
C5	200	195	210	200
C6	205	210	216	210

In order to explore the different functions of using reed fiber concrete, steel fiber concrete, coconut fiber concrete, and ordinary concrete in green building materials as well as the different mechanical properties (tensile and flexural), Analyzing our experimental data can

be concluded that all three fibers can increase the mechanical and mechanical properties of concrete at normal stress  $\sigma_u = 0$  MPa and are correlated. The best admixture ratio of reed fiber concrete and coconut fiber concrete is 2 %, which can effectively enhance the mechanical properties of concrete both in 7-day flexural and compressive; and 28-day flexural and compressive. The optimum admixture ratio of steel fiber is 1.5 %, and the steel fiber is much higher than the plant fiber in increasing concrete's flexural and flexural properties. This finding (optimum admixture ratio of plant fibers) generally agrees with the results of Yashwanth M Ka, Sushmitha G S in Evaluation of Compressive Strength of Coir Fibre Reinforced Concrete [25]. It shows that our scientific test data are rigorous and play a crucial role in the research work of this paper. It provides new directions for scientific researchers in the Republic of Belarus on new green building materials.

## CONCLUSION

Therefore, this study aimed to show the relationship between the application of fiber materials in concrete and the mechanical properties of fiber materials added to concrete. The study results show that both metallic and non-metallic plant fibers enhance the mechanical properties of concrete. Furthermore, the compressive and flexural strengths of the concrete specimens were improved compared to those of ordinary concrete.

The research aims to solve the resource shortage and environmental protection problems of green building materials in the Republic of Belarus. In order to utilize existing resources, develop new energy-saving and emission-reducing building materials, and achieve sustainable development. Therefore, there is a need for new materials that can ensure the development of the economy, environmental protection, and durability.

In conclusion, our data show that coconut shell fiber, reed fiber, and steel fiber can all improve the mechanical properties of concrete. Through our tests, we conclude that the optimum admixture ratio of non-metallic plant fibers (reed fiber and coconut shell fiber) is 2 %. Under the same ratio, the flexural strength of reed fiber concrete increased by 1.7 Mpa and compressive strength increased by 9.2 Mpa, while the flexural strength of coconut shell fiber concrete increased by 1.7 Mpa and compressive strength increased by 7.7 Mpa compared with normal concrete. In contrast, the bending of non-metallic plant fibers can improve the flexural strength of concrete, while steel fibers improve the compressive strength of concrete much greater than non-metallic plant fibers. The results of the experimental comparison study show that the flexural strength of non-metallic plant fiber is higher than steel fiber, and compressive strength is lower than steel fiber, but the difference is not significant. There is a gradient replacement. However, non-metallic plant fibers are inexpensive and primarily agricultural waste, which can provide sustainable energy for buildings, while steel fibers are expensive and non-renewable. Therefore, non-metallic plant fiber is an essential energy source for new building materials in the future construction industry.

### Declaration of Competing Interest

The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

### Data Availability Statement

All data generated or analysed during this study are included in this published article [and its supplementary information files].

### Acknowledgments

The first author, Ph.D student Xianpeng Wang, thanked the China Scholarship Council for the self-help in life.

## REFERENCES

1. Developments on vegetable fibre-cement based materials in Sao Paulo, Brazil: an overview / V. Agopyan [et al.] // Cincotto, Cement and Concrete Composites. – 2005. – 27 (5). – 527–536.



2. Fiore V. Characterization of a new natural fiber from arundo donax L. as potential reinforcement of / V. Fiore, T. Scalici, A. Valenza // *Carbohydrate Polymers*. – 2014. – 106. – 77–83.
  3. Non-conventional cement-based composites reinforced with vegetable fibers: a review of strategies to improve durability / S. F. Santos [et al.] // *Materiales de Construcción*. – 2015. – 65 (317).
  4. Performance Assessment of Giant Reed-Based Building Components / R. Caponetto [et al.] // *Sustainability*. – 2023. – 15, 2114. – From : <https://doi.org/10.3390/su15032114>.
  5. Jiménez-Espada, M. Characterization of Mechanical and Hygroscopic Properties of Individual Canes of Reed [J] / M. Jiménez-Espada, D. Herrero-Adán, R. González-Escobar // *Materials*. – 2021. – 14(9). – 2193. – From : <https://doi.org/10.3390/ma14092193>.
  6. Plant aggregates and fibers in earth construction materials: a review [J] / A. Laborel-Préneron [et al.] // *Construction and building materials*. – 2016. – 111. – 719–734. – From : <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.02.119>.
  7. The Effect of Adding Phragmites australis Fibers on the Properties of Concrete [J] / M. Machaka [et al.] // *Buildings*. – 2022. – 12, 278. – From : <https://doi.org/10.3390/>.
  8. Ali Hasson Nahhab Some mechanical properties of concrete reinforced with reed fibers [J] / Ali Hasson Nahhab // *Al-Qadisiyah Journal for Engineering Sciences*. – 2009. – Volume 2, Issue 1. – P. 31–37. – From : <https://www.iasj.net/iasj/article/12944>.
  9. Can Common Reed Fiber Become an Effective Construction Material? Physical, Mechanical, and Thermal Properties of Mortar Mixture Containing Common Reed Fiber / C.-S. Shon [et al.] // *Sustainability*. – 2019. – 11, 903. – From : <https://doi.org/10.3390/su11030903>.
  10. Badagliacco, D. Induced Modification of Flexural Toughness of Natural Hydraulic Lime Based Mortars by Addition of Giant Reed Fibers / D. Badagliacco, B. Megna, A. Valenza // *Case Studies in Construction Materials*. – 2020. – Vol. 13. – From : <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2020.e00425>.
  11. Sara Ibn-ElHaj Measurement of thermal conductivity of reed and white cement / Sara Ibn-ElHaj, Soumia Mounir, Abdelhamid Khabbazi // *AIP Conference Proceedings*. – 2021. – 2345, 020031. – From : <https://doi.org/10.1063/5.0049444>.
  12. Zainab Z. Ismail Environmentally friendly concrete using giant reed as undesirable wild species [J] / Zainab Z. Ismail, Ali J. Jael // *Department of Environmental Engineering*. – From : <http://www.claisse.info/2013%20papers/data/e186.pdf>.
  13. Prusty, J. K. Concrete using agro-waste as fine aggregate for sustainable built environment: a review / J. K. Prusty, S. S. Basarkar // *Int. J. Sustain. Built Environ.* – 2016. – 5. – 312–333.
  14. Ismail, Z. Z. Environmental-friendly concrete using giant reed as undesirable wild species / Z. Z. Ismail, A. J. Jael // *In Proceedings of the SCMT3 : Third International Conference on Sustainable Construction Materials and Technologies, Kyoto, Japan, 18–22 August Available*. – From : <http://www.claisse.info/2013%20papers/data/e186.pdf> (accessed 13 January 2023).
  15. Botryk, M. Properties of a lightweight cement composite with an ecological organic filler / M. Botryk, E. Pawluczuk // *Constr. Build. Mater.* – 2014. – 51. – 97–105.
  16. Pardeshi, S. Studies on fiber-concrete composite [J] / S. Pardeshi, M. Y. Gudiyawar, P. M. Katkar // *Technical Textiles/Technische Textilien*. – 2013. – 56(4). – From : <https://web.p.ebscohost.com/abstract?direct=true&profile=ehost&scope=site&authtype=crawler&jrnl=03233243&AN=90420638&h=dBXeGd-pRYBbUWCU3xPK12QntrpXm0FWfJKb9hemzn5KQgPxGinDBlyqF9ybTobPVtLEQ3UEVw1L0UbAMt-B%2bXDA%3d%3d&crI=c&resultNs=AdminWebAuth&resultLocal=ErrCrINotAuth&crIhashurl=login.aspx%3fdirect%3dtrue%26profile%3dehost%26scope%3dsite%26authtype%3dcrawler%26jrnl%3d03233243%26AN%3d90420638>.
  17. Food and Agriculture Organization of the United Nations (FAO), Natural Fibers : Coir, International Year of Natural Fibers. Retrieved December 1, 2012. – From : [www.naturalfibres2009.org](http://www.naturalfibres2009.org).
  18. Mechanical and dynamic properties of coconut fiber reinforced concrete / Majid Ali [et al.] // *Construction and Building Materials*. – 2012. – 30. – 814–825. – From : <https://daneshyari.com/article/preview/258585.pdf>.
- Reinforcing Mechanisms of Coir Fibers in Light-Weight Aggregate Concrete [J] / X. Zhang [et al.] // *Materials*. – 2021. – 14(3). – 699. – From : <https://doi.org/10.3390/ma14030699>.
20. Steel fiber reinforced geopolymer matrix (S-FRGM) composites applied to reinforced concrete structures for strengthening applications: a preliminary study / L. Carabba [et al.] // *Composites Part B: Engineering*. – 2017. – Vol. 128. – Pp. 83–90.

21. Effects of steel fiber content and type on dynamic tensile mechanical properties of UHPCC / H. Wu [et al.] // Construction and Building Materials. – 2018. – Vol. 173. – Pp. 251–261.
22. Abbass, W. Evaluation of mechanical properties of steel fiber reinforced concrete with different strengths of concrete / W. Abbass, M. I. Khan, S. Mourad // Construction and Building Materials. – 2018. – Vol. 168. – Pp. 556–569.
23. Jang S.-J. Combined effects of steel fiber and coarse aggregate size on the compressive and flexural toughness of high strength concrete / S.-J. Jang, H.-D. Yun // Composite Structures. – 2018. – Vol. 185. – Pp. 203–211.
24. Concrete. Methods for determining the strength of control samples : GOST 10180-2012. – Decree of the State Standard of the Republic of Belarus No. 23. – Dated 04.14.2015 ; Date of introduction 02.01.2016. – From : <https://normy.by/fond.php>.
25. Yashwanth, M. K. Evaluation of Compressive Strength of Coir Fibre Reinforced Concrete [J] / M. K. Yashwanth // Turkish Journal of Computer and Mathematics Education (TURCOMAT). – 2021. – 12(10). – 68–73. – From : <https://doi.org/10.17762/turcomat.v12i10.4044>.

*Статья поступила в редакцию 03.05.2023 г.*

## ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

<sup>1</sup>Л. С. Васильев, <sup>2</sup>И. Л. Ломаев

<sup>1</sup>Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН,  
г. Ижевск, Российская Федерация  
<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН,  
г. Екатеринбург, Российская Федерация

*В работе проведено теоретическое исследование влияния сжимающих внешних гидростатических нагрузок на реологические и динамические свойства пластически деформируемых металлов и сплавов при конечных температурах. Установлено, что наиболее чувствительными к гидростатическим нагрузкам параметрами среды являются модули упругости и избыточный объем, вносимый дислокациями. Получены количественные соотношения, позволяющие оценить влияние этих параметров на подвижность дислокаций и вязкость пластически деформируемой среды. Приведены численные данные, показывающие существенное повышение вязкости среды при внешних давлениях  $p \geq 1$  ГПа.*

**Ключевые слова:** Пластичность металлов, гидростатические нагрузки, дислокации, реологические соотношения

## INFLUENCE OF HYDROSTATIC LOADS ON THE DYNAMIC PROPERTIES OF METALS AND ALLOYS UNDER PLASTIC DEFORMATION

<sup>1</sup>L. S. Vasil'ev, <sup>2</sup>I. L. Lomaev

<sup>1</sup>Udmurt Federal Research Center UB RAS,  
Izhevsk, Russian Federation  
<sup>2</sup>Institute of Physics of Metals, UB RAS,  
Yekaterinburg, Russian Federation

*A theoretical study of the effect of compressive external hydrostatic loads on the rheological and dynamical properties of plastically deformed metals and alloys at finite temperatures has been carried out. It has been established that the most sensitive to hydrostatic loads parameters of the medium are the elastic modules and the excess volume introduced by dislocations. Quantitative relationships are obtained that allow one to estimate the influence of these parameters on the mobility of dislocations and the viscosity of a plastically deformed*

*medium. Numerical data that shows a significant increase in the viscosity of the medium at external pressures  $p \geq 1$  GPa, are presented.*

**Key words:** Plasticity of metals, hydrostatic loads, dislocations, rheological relations

e-mail: VasilyevLS@yandex.ru

## ВВЕДЕНИЕ

Внешнее давление может существенно изменять механические свойства различных материалов. Эксперименты по обработке металлов давлением показывают, что при сжимающем давлении  $p \geq 1$  ГПа значительно увеличивается пластичность многих металлов и сплавов и одновременно возрастает их устойчивость к разрушению [1, 2]. Это означает, что гидростатические нагрузки оказывают заметное влияние на динамическое поведение дислокаций. Но поскольку давление может взаимодействовать только с объемными деформациями, для того, чтобы его влияние на дислокации было заметным, необходимо, чтобы дислокации обладали определенным объемом.

Подобного рода эффекты можно обнаружить и в ряде других процессов физико-химической обработки сплавов.

В частности, в последнее время широко применяются процессы получения неравновесных сплавов методом механосплавления порошковых металлических систем различного химического состава. Основная особенность этих технологий состоит в получении новых по химическому составу сплавов с помощью создания в них высокодисперсной наноструктуры, которая способствует аномально высокой растворимости различных веществ в металлах. Важно, что наноструктура возникает только при пластическом деформировании металлов в условиях высоких гидростатических нагрузок. При этом, в процессе создания наноструктуры экспериментально наблюдается увеличение объема материала. Подобные условия достаточно просто осуществляются при деформационной обработке частиц порошков в шаровых планетарных мельницах [3] и при равноканальном угловом прессовании металлов [4]. Теория образования наноструктур подробно рассматривалась в работах различных авторов (например, [5, 6]). В итоге было показано, что основная роль в образовании наноструктуры отводится процессам динамической рекристаллизации и двойникования с обязательной поддержкой этих процессов дислокационными потоками. Следовательно, динамическое поведение дислокаций в условиях гидростатического сжатия является определяющим не только для повышения пластических свойств материалов, но и для процессов создания наноструктурированных сплавов с особыми свойствами.

**Цель работы** состоит в получении количественных оценок влияния давления на подвижность дислокаций и динамические свойства пластически деформируемых металлов и сплавов при конечных температурах.

## ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Реология и динамические свойства любой материальной среды определяется деформационным откликом среды на внешнее термомеханическое воздействие.

В статическом состоянии при наложении на упругую среду гидростатической нагрузки меняется связь между упругими напряжениями и деформациями из-за изменений модулей упругости среды. Эти изменения могут оказаться значимыми только при достаточно больших значениях величины внешнего давления.

При пластическом деформировании среды ее отклик на внешнее воздействие в первую очередь зависит от поведения основных носителей пластической деформа-

ции под действием внешних термомеханических нагрузок. При конечных температурах  $300 \text{ K} \leq T \leq 1000 \text{ K}$  основными носителями пластической деформации в металлических системах являются дислокации. Следовательно, при заданных условиях определяющими факторами будут динамические свойства дислокаций в гидростатически сжатой среде.

Поведение дислокаций при внешних термодинамических воздействиях определяется основными характеристиками поля деформаций, которые дислокация генерирует в сплаве. Из теории линейной дислокации известно, что это поле зависит от модуля упругости материала и величины вектора Бюргерса [7]. Следовательно, при рассмотрении динамики дислокаций учет зависимости упругих модулей среды от давления также становится актуальным.

С другой стороны, давление является термодинамической переменной, сопряженной к объему. Поэтому любые объемные изменения, вносимые дислокациями в пластически деформируемую среду, будут значимы при наложении к материалу гидростатической нагрузки. В работе [8] доказано, что избыточный объем у дислокаций существует всегда и является следствием нелинейной связи деформации с напряжениями. Необходимость учета нелинейных эффектов в теории взаимодействия дислокации с полем гидростатической нагрузки связана также с тем, что при достаточно высоких значениях давления нелинейные эффекты при деформировании становятся существенными.

Таким образом, наиболее важными факторами, влияющими на реологию и динамическое поведение среды при пластическом деформировании в гидростатическом сжатии следует считать зависимость модулей упругости сплава от величины давления и взаимодействие давления с избыточным объемом дислокаций.

### **НЕЛИНЕЙНЫЙ ХАРАКТЕР ЗАВИСИМОСТИ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ СРЕДЫ ОТ ДАВЛЕНИЯ**

Зависимость упругих характеристик среды от объемной деформации  $\varepsilon$  можно определить, используя метод, предложенный в работе [9]. Рассмотрим эту зависимость в рамках модели Дебая и однопараметрического приближения Грюнайзена [10]. В этом приближении постоянная Грюнайзена  $\gamma$  фиксирована для всех ветвей фононных колебаний кристаллической решетки и определена выражением

$$\gamma = \frac{\partial \ln \omega_j(k)}{\partial \ln V}. \quad (1)$$

Здесь  $V$  – объем решетки  $\omega_j(k)$  ( $j = 1, 2, 3$ ) – частота  $j$ -ой ветви фонона с волновым вектором  $k$ :

$$\omega_j(k) = c_j k, \quad (2)$$

где  $c_j$  – скорость распространения  $j$ -ой ветви фонона по кристаллической решетке,  $k$  – модуль волнового вектора.

В рамках модели Дебая рассматриваются только продольные ( $l$ ) и две поперечные ( $t$ ) ветви колебаний. Их скорости связаны с модулем сжатия среды  $K$  и коэффициентом Пуассона  $\nu$  соотношениями

$$c_l = \sqrt{\frac{3K(1-\nu)}{\rho(1+\nu)}}, \quad (3)$$

$$c_t = \sqrt{\frac{3K(1-2\nu)}{2\rho(1+\nu)}}, \quad (4)$$

где  $\rho$  – плотность сплава.

Выражения (1)–(4) позволяют найти зависимость величин  $K$  и  $\nu$  от объемной деформации  $\varepsilon$ :

$$\varepsilon = \frac{V(\varepsilon) - V_0}{V(\varepsilon)} < 1. \quad (5)$$

Здесь  $V(\varepsilon)$  и  $V_0$  – объемы среды до и после деформации соответственно. Для этого проинтегрируем выражение (1) по объему. В результате получим:

$$\frac{\omega_j(V, k)}{\omega_j(V_0, k)} = \left( \frac{V_0}{V} \right)^\gamma = (1 - \varepsilon)^\gamma. \quad (6)$$

Применяя это выражение для каждой из ветвей фононных колебаний и используя соотношение (2), получим:

$$c_j(\varepsilon) = c_j(0)(1 - \varepsilon)^\gamma, \quad (j = 1, 2, 3). \quad (7)$$

Отметим дополнительно, что плотность среды также зависит от объемной деформации  $\varepsilon$  по формуле:

$$\rho(\varepsilon) = \rho(0)(1 - \varepsilon). \quad (8)$$

Отсюда и из выражений (3), (4) находим

$$K(\varepsilon) = K_0(1 - \varepsilon)^{2\gamma+1}, \quad (9)$$

$$v(\varepsilon) = v(0). \quad (10)$$

Используя эти выражения, можно найти нелинейную связь между давлением  $p$  и объемной деформацией  $\varepsilon$ . Для этого проинтегрируем соотношение

$$\frac{1}{K} = -\frac{1}{V} \left( \frac{\partial V}{\partial p} \right)_T. \quad (11)$$

Полагая здесь  $V = V_0/(1 - \varepsilon)$ , используя формулу (9), находим:

$$dp = -K_0(1 - \varepsilon)^{2\gamma} d\varepsilon. \quad (12)$$

После интегрирования получим:

$$p(\varepsilon) = \frac{K_0}{2\gamma+1} \left\{ (1 - \varepsilon)^{2\gamma+1} - 1 \right\}. \quad (13)$$

Решая это уравнение относительно  $\varepsilon$  имеем:

$$\varepsilon = 1 - \left\{ \frac{p(2\gamma+1)}{K_0} + 1 \right\}^{\frac{1}{(2\gamma+1)}}. \quad (14)$$

Из формул (9), (13) видно, что при  $p \gg 1$  ГПа нелинейные поправки могут вносить заметный вклад в величину упругих модулей сплавов и в реологические соотношения между напряжениями и упругими деформациями среды.

### ИЗБЫТОЧНЫЙ ОБЪЕМ ДИСЛОКАЦИЙ

В работе [8] было показано, что из-за того, что потенциалы межатомных взаимодействий в сплавах не симметричны относительно смещения атомов из положений равновесия, дислокации должны иметь избыточный объем. Однако не все модели дислокаций допускают его существование. Необходимым условием для того, чтобы дислокационная модель позволяла учитывать избыточный объем дислокации является принятие предположения, что площадь поперечного сечения ядра дислокации имеет конечное (ненулевое) значение. Математическое описание этого предположения сводится к тому, что размеры ядра дислокации в этом сечении определяются двумя параметрами:  $\xi_1$  – полушириной в плоскости скольжения и  $\xi_2$  – полушириной в направлении, ортогональном плоскости скольжения (рис. 1).

Крупными точками обозначены атомы кристаллической решетки, линии обозначают кристаллические плоскости;  $2\xi_1$  и  $2\xi_2$  – размеры ядра (заштрихованная область) вдоль осей  $X$  и  $Y$  соответственно;  $F_-$  и  $F_+$  обозначают сжимающие и растягивающие нагрузки вдоль плоскостей  $aa'$  и  $bb'$ , ограничивающих ядро дислокации в плоскости скольжения ( $X, 0, Z$ ).

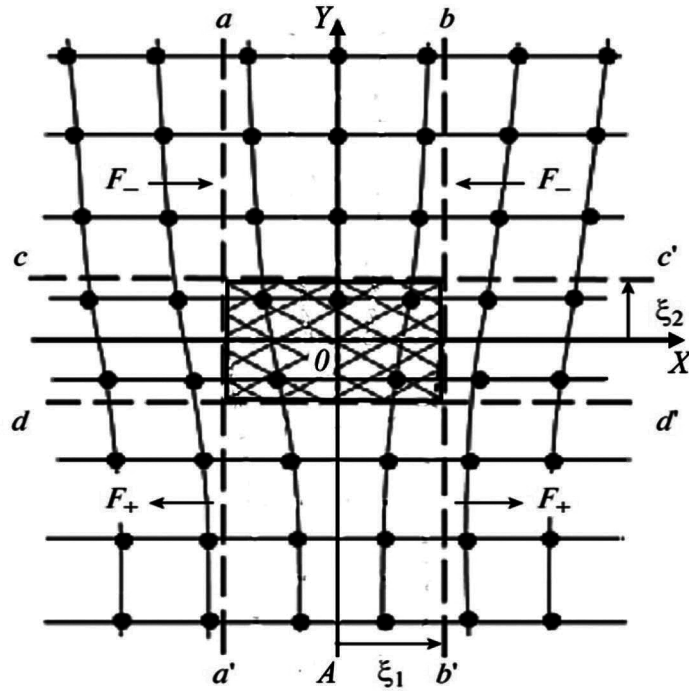


Рис. 1. Структура ядра прямолинейной краевой дислокации простой кубической решетки в плоскости  $(Y, 0, X)$ , ортогональной линии дислокации, лежащей на оси  $Z$

По аналогии с теорией Пайерлса – Набарро [7] в работе [8] принято, что форма ядра краевой дислокации в ее поперечном сечении определяется распределением элементарных дислокаций в виде

$$\rho(x, y) = b\rho_1(x)\rho_2(y), \quad (15)$$

$$\rho_j(x_j) = \frac{\xi_j}{\pi(x_j^2 + \xi_j^2)}, \quad (j = 1, 2). \quad (16)$$

где  $X_1 = X$  – ось координат в плоскости скольжения дислокации,  $X_2 = Y$  – ось координат в направлении, ортогональном плоскости скольжения. Плоскость координат  $(X, 0, Y)$  является ортогональным сечением линии дислокации, касательный вектор к которой параллелен пространственной координате  $Z$  системы координат  $(X, Y, Z)$ .

Распределение дилатации в пространстве вокруг прямолинейной вдоль оси  $Z$  краевой дислокации, в этом случае определяется функцией

$$\varepsilon_v(x, y) = \int_{-\infty}^{\infty} \varepsilon_w(x - x', y - y')\rho(x', y')dx'dy', \quad (17)$$

где

$$\varepsilon_w(x, y) = \beta \frac{by}{x^2 + y^2} \quad (18)$$

– поле дилатации дислокации Вольтерра,  $b$  – вектор Бюргерса дислокации,

$$\beta = \frac{\mu(1 + \nu)}{3\pi K(1 - \nu)}, \quad (19)$$

$\mu$  – модуль сдвига материала.

Для этой модели избыточный объем краевой дислокации определяется выражением

$$\Delta V = \frac{2\pi^2 \xi_1 \xi_2}{\gamma} \left\{ 1 - \sqrt{1 - \frac{2\gamma^2}{\pi \xi_2} g(\xi_1, \xi_2)} \right\}, \quad (20)$$

где

$$g(\xi_1, \xi_2) = \int_{-\infty}^{\infty} \varepsilon_V^2(\xi_1, y) dy. \quad (21)$$

Количественный анализ выражений (20), (21) возможен только численными методами, однако для него можно получить простое аналитическое выражение в достаточно хорошем приближении. Для этого заменим в формуле (21) выражение  $\varepsilon_V(\xi_1, y)$  на  $\varepsilon_{\text{в}}(\xi_1, y)$ . В этом случае интеграл (21) выражается через элементарные функции и вместо формулы (20) будем иметь:

$$\Delta V = \frac{2\pi^2 \xi_1 \xi_2}{\gamma} \left\{ 1 - \sqrt{1 - \frac{\gamma^2 \beta^2 b^2}{\xi_1 \xi_2}} \right\}. \quad (22)$$

Оценим величину избыточного объема дислокаций с вектором Бюргерса  $b$  в  $\alpha$ -железе. Для этого металла  $\mu_0 = 80$  ГПа,  $K_0 = 160$  ГПа,  $a = 2,5 \cdot 10^{-10}$  м ( $a$  – параметр кристаллической решетки),  $\nu = 0,29$ ,  $\gamma = 1,7$ ,  $\beta > 0,096$ ,  $\xi_1 = \xi_2 > 0,35b$ .

В ОЦК металлах скользящие дислокации обычно имеют вектор Бюргерса  $b = \frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ , с модулем  $b = \frac{\sqrt{3}}{2}a$ . В определенных условиях эти дислокации могут двигаться в плоскостях  $\{110\}$ ,  $\{123\}$  либо  $\{112\}$ , [7, 14]. Однако, при достаточно высокой плотности дислокаций на процесс пластического деформирования существенное влияние могут оказывать дислокационные реакции типа  $\frac{1}{2}[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] + \frac{1}{2}[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \rightarrow [100]$  с результирующим по модулю значением вектора Бюргерса  $b = a$ . В зависимости от условий протекания таких реакций эти дислокации могут двигаться в плоскостях  $\{110\}$ ,  $\{123\}$ ,  $\{112\}$  или  $\{100\}$  [14]. Указанные реакции приводят к значительному понижению энергии деформируемого материала, составляющему 1/3 от выигрыша энергии при полной аннигиляции дислокаций противоположного знака с  $b = \frac{\sqrt{3}}{2}a$ . Следовательно, учет вклада этих реакций в процессы пластического деформирования и разрушения ОЦК металлов следует считать актуальным.

Подставив приведенные выше значения в формулу (22), получим  $\Delta V > 0,08b^2$  для краевых дислокаций любых типов в  $\alpha$ -железе. Полученный результат означает, что в ядре дислокации объемная деформация достигает больших значений  $\varepsilon_c > 0,1$ . Подстановка этой величины в формулу (9) показывает, что упругие свойства материала вблизи ядра дислокации могут изменяться примерно на 60 %.

Обратим внимание, что все проделанные выше вычисления проводились в рамках стандартной, для существующей теории дефектов, континуальной модели упругой среды в изотропном приближении. В этой модели упругие свойства среды характеризуются только ее упругими модулями, а свойства дислокаций – вектором Бюргерса и формой дислокационной линии. Это означает, что модель применима не только к полным дислокациям решетки, но и к дислокациям с произвольным (дробным) вектором Бюргерса, в частности, к зернограничным и расщепленным дислокациям. Поскольку в эту модель не включены параметры, характеризующие симметрию решетки, все результаты, полученные в рамках этого приближения, могут быть в одинаковой степени применены к любым кристаллическим решеткам.



## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИИ

При приложении достаточно больших сдвиговых напряжений  $\sigma$  дислокации в металлах могут преодолевать барьер Пайерлса при помощи движения парных перегибов [7]. Результирующая скорость движения дислокаций под действием сдвиговых напряжений  $\sigma$  в направлении, ортогональном линии дислокации, определяется выражением:

$$v = \frac{2\sigma b h^2}{L k_B T} D \exp\left\{-\frac{F}{k_B T}\right\}. \quad (23)$$

Здесь  $h$  – высота перегиба,  $T$  – абсолютная температура,  $k_B$  – постоянная Больцмана,  $D$  – коэффициент диффузии перегиба вдоль барьера Пайерлса,  $L$  – равновесное расстояние между перегибами одного знака вдоль дислокационной линии,  $2F$  – свободная энергия парного перегиба.

Точное значение величины  $F$  в рамках теории упругости рассчитать не удастся, однако в хорошем приближении можно полагать, что при  $p = 0$  [7]

$$F = F_0 \approx \mu_0 b^2 h \alpha, \quad (24)$$

где численный коэффициент  $\alpha$ : (0,05–0,2) не зависит от силовых постоянных. Истинное значение параметра  $\alpha$  существенно зависит от структуры ядра перегиба.

Вязкое течение, описываемое выражением (23) не противоречит тому, что материал предполагается пластичным и может необратимо деформироваться только тогда, когда сдвиговые напряжения превысят предел текучести. В реальном материале дислокации всегда движутся между препятствиями, для преодоления которых необходимо, чтобы сдвиговые напряжения достигли определенного уровня, близкого к экспериментальным значениям предела текучести [7]. Во всех таких случаях выражение (23) описывает динамику дислокаций в промежутке между препятствиями

Для гидростатически сжатой среды соотношение (24) изменит свой вид. Учитывая зависимость от давления модулей упругости, параметров кристаллической решетки и энергию взаимодействия внешнего давления с избыточным объемом перегиба, для величины  $F(p)$  получим выражение:

$$F(p) = F^{(0)} \frac{(1-\varepsilon)^{2\gamma}}{(1-\varepsilon/3)^3} + p\Delta Vh. \quad (25)$$

Здесь зависимость величины  $\varepsilon$  от давления определяется формулой (14). Подставив это выражение в формулу (23), для скорости движения дислокаций в гидростатически сжатой среде будем иметь:

$$v(p) = v_0 (1-\varepsilon/3)^{-2} \exp\left\{-\frac{F_0[(1-\varepsilon)^{2\gamma}(1-\varepsilon/3)^{-3} - 1] + p\Delta Vh}{k_B T}\right\}. \quad (26)$$

В этих условиях подвижность дислокации определяется формулами (23), (25):

$$\chi(p) = \chi_0 (1-\varepsilon/3)^{-2} \exp\left\{-\frac{F_0[(1-\varepsilon)^{2\gamma}(1-\varepsilon/3)^{-3} - 1] + p\Delta Vh}{k_B T}\right\}, \quad (27)$$

где

$$\chi_0 = \frac{2h_0^2}{L_0 k_B T} D \exp\left\{-\frac{F_0}{k_B T}\right\} \quad (28)$$

– подвижность дислокации в нормальных условиях.

Для примера оценим изменение скорости движения дислокации с вектором Бюргерса  $b = a$  в  $\alpha$ -железе при  $p = 1,6$  ГПа,  $\alpha = 0,05$  (минимальное значение) и температуре 300 К. В этом случае  $\varepsilon = -0,01$ ,  $k_B T > 4,2 \cdot 10^{-21}$  Дж,  $h = b$ ,  $p\Delta Vh > 1,8 \cdot 10^{-21}$  Дж,  $F^{(0)}[(1-\varepsilon)^{2\gamma} / (1-\varepsilon/3)^3 - 1] > 1,9 \cdot 10^{-21}$  Дж. Подставив эти значения в выражение (27), находим:

$$\chi(\rho) \approx \frac{\chi(0)}{3}. \quad (29)$$

Аналогичные результаты могут быть получены и для любых других типов дислокаций в  $\alpha$ -железе.

Таким образом гидростатическое сжатие может существенно снижать подвижность дислокаций в процессах пластического деформирования металлов и сплавов. При увеличении значения параметра  $\alpha$  в интервале (0,05–0,2) влияние давления на подвижность дислокаций экспоненциально растет.

Отметим, что скорость пластической деформации  $\dot{\epsilon}_{pl}$  связана со скоростью движения дислокаций  $v$  соотношением [11]:

$$\dot{\epsilon}_{pl} = b\rho_d v. \quad (30)$$

Здесь  $\rho_d$  – плотность подвижных дислокаций.

Подставив сюда выражения (23), (26), (27), находим

$$\sigma = 2\eta(\rho)\dot{\epsilon}_{pl}, \quad (31)$$

где

$$\eta(\rho) = \frac{1}{2b^2\rho_d\chi(\rho)}. \quad (32)$$

Выражение (31) представляет собой типичное реологическое соотношение для течения вязкой среды под действием сдвиговых напряжений [12]. Это означает, что величина  $\eta(\rho)$  имеет физический смысл вязкости пластической деформации. Следовательно, приведенные выше оценки показывают, что гидростатические нагрузки при пластическом деформировании металлов и сплавов могут существенно увеличивать вязкость деформируемой среды. Но увеличение вязкости среды, в свою очередь, всегда приводит к понижению градиентов деформационных полей и, следовательно, к уменьшению концентрации напряжений при деформировании. При этом, для поддержания скорости деформирования на том же уровне возникает необходимость в увеличении механической нагрузки на образец для преодоления повышенного вязкого сопротивления деформированию.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Согласно формулам (30)–(32) вязкость среды следует рассматривать как макроскопическое свойство, характеризующее сопротивление материала среды к образованию деформационных неоднородностей при перемещениях элементов объема под действием внешнего напряжения  $\sigma$ . На это указывает то обстоятельство, что в определение величины  $\eta(\rho)$  входит плотность подвижных дислокаций  $\rho_d$  – макроскопическая характеристика среды в целом. Это свойство среды проявляется при любых неоднородных движениях материала. Физическая причина возникновения вязкости у пластически деформируемых материалов состоит в том, что любое движение дислокаций всегда создает неоднородности скоростного потока, поскольку при их движении материал ниже плоскости скольжения дислокации покоится, а материал выше этой плоскости движется. Следовательно, дислокации при свободном движении между препятствиями всегда испытывают вязкое трение, независимо от направления движения дислокации это движение может происходить как в любой плоскости скольжения, так и поперек этой плоскости.

Оценим также влияние взаимодействия дислокаций на величину вязкости гидростатически сжатой среды. Очевидно, что это влияние тем сильнее, чем выше плотность дислокаций. В связи с этим укажем, что средняя величина плотности дислокаций в структурах наклепа имеет значения  $\rho_d \approx (1-100) \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$  [11]. В результате среднее расстояние между дислокациями становится равным  $l \approx 1/\sqrt{\rho_d} \approx (1-10)10^{-7} \text{ м}$ . Оно более чем

в 100 раз превышает значения параметров кристаллических решеток в большинстве металлов и сплавов. Поскольку поля напряжений дислокаций уменьшаются обратно пропорционально расстоянию между ними, поле напряжения  $\sigma_d$  от соседней дислокации на перегибе движущейся дислокации не может превышать по модулю значений  $|\sigma_d|$ : 0,1 ГПа [7]. Столь слабые поля напряжений не могут оказывать такого же влияния на энергию активации перегибов, какое оказывает приложенное к материалу внешнее давление, имеющее практически значимые значения  $p \geq 1$  ГПа. Для того, чтобы влияние дислокационных взаимодействий на энергию образования перегибов было сравнимо с влиянием такого по величине внешнего давления необходимо чтобы  $\rho_d \gg 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Однако, столь высокие значения плотности дислокаций при обычном пластическом деформировании металлов практически недостижимы: разрушение металлов может происходить намного раньше. Таким образом, при анализе большинства процессов пластического деформирования металлов с гидростатическими нагрузками  $p \geq 1$  ГПа, влиянием дислокационных взаимодействий на вязкое течение материалов можно пренебречь.

Дополнительно отметим, что на продвижение дислокаций между препятствиями в вязкой среде, внешним напряжениям необходимо совершить работу, величина которой пропорциональна коэффициенту вязкости среды [12]. Это означает, что энергетические затраты на пластическое деформирование всегда повышаются с увеличением вязкости материала.

Рассмотрим связи предлагаемой теории с известными микроскопическими моделями разрушения материалов и с экспериментом.

Наиболее известные математические теории зарождения и распространения микротрещин в металлах основаны на микроскопических моделях, использующих дислокационные представления о структуре дислокационных скоплений, подготавливающих условия для зарождения трещины, а также скоплений дислокаций, имитирующих поля напряжений и формирующих профиль поперечного сечения трещины [15, 16]. В последнем случае такие дислокации принято называть мнимыми или раскалывающими дислокациями [15]. Независимо от типа разрушения (хрупкого, квазихрупкого или вязкого) процесс разрушения условно принято делить на пять основных стадий: I – накопление латентной энергии за счет предварительной пластической деформации, II – зарождение микротрещины по одной из дислокационных схем, III – рост микротрещины за счет процессов пластической деформации и возможных процессов диффузионного массопереноса до макроскопических размеров, IV – развитие макроскопической трещины за счет механизмов релаксации внутренних напряжений при пластическом деформировании материала вблизи острия макротрещины, V – магистральное распространение (дорыв) [15]. В зависимости от типа разрушения вклад той или иной стадии в общий процесс разрушения может оказаться различным, но в любом процессе разрушения все пять его стадий в определенной мере всегда присутствуют [15, 16].

Рассмотрим влияние внешнего давления на энергетические затраты при реализации каждой из перечисленных стадий процесса разрушения.

Первая стадия обусловлена процессами генерации, движения и накопления дислокаций в соответствующих скоплениях на местах зарождения микротрещин. Поскольку на этой стадии всегда происходит перемещение дислокаций в вязкой среде, то очевидно, что повышение вязкости металла при гидростатическом сжатии материала приведет к увеличению работы внешних напряжений на подготовку процессов зарождения микротрещин по сравнению с деформированием металла в нормальных условиях.

На второй стадии, согласно общей теории, зарождение микротрещины происходит путем слияния головных дислокаций в скоплениях, которое обеспечивается по механизму образование парных перегибов [15]. Представленные в работе расчеты по-

казывают, что в условиях гидростатического сжатия энергия активации образования перегиба увеличивается. Это означает, что на реализацию второй стадии процесса разрушения работа внешних напряжений должна быть больше, чем в нормальных условиях деформирования.

Третья стадия роста микротрещины непосредственно связана с генерацией и перемещением дислокаций в объеме тела для восполнения первичных дислокационных скоплений, с процессами превращения первичных дислокаций в раскалывающие дислокации и с процессами генерации и передвижения дислокаций вблизи острия микротрещины при ее удлинении и расширении. Любой из этих трех процессов требует перемещения дислокаций и, следовательно, увеличения энергетических затрат при повышении вязкости материала в условиях гидростатического сжатия.

Очевидно, что энергетические затраты на реализацию четвертой и пятой стадий процесса разрушения материалов в гидростатически сжатой среде будут увеличиваться, поскольку и на этих стадиях все процессы также осуществляются за счет передвижения дислокаций.

Таким образом, при приложении к металлу сжимающей гидростатической нагрузки, на всех стадиях процесса разрушения требуется увеличить энергетические затраты на работу по образованию и распространению трещины.

В связи с этим, обратим внимание на то, что суммарная работа по разрушению металла, учитывающая общие затраты энергии на создание и распространение трещины, а также на сопутствующее этому процессу пластическое деформирование материала, измеряется экспериментально, и при динамических испытаниях на разрушение образцов обозначается термином – ударная вязкость [16, 17]. При этом считается, что чем выше ударная вязкость, тем менее склонен материал к хрупкому разрушению в условиях испытания [16, 17]. Следовательно, увеличение энергетических затрат на разрушение металлов в условиях гидростатического сжатия должно автоматически повышать и ударную вязкость материала, и как следствие – повышать устойчивость материалов к хрупкому разрушению.

В связи со сказанным обратим внимание на то, что при создании наноструктурированных сплавов в процессах пластического деформирования под давлением многие металлические материалы накапливают суммарную степень деформации выше 100 % [3, 4]. Хотя при нормальных условиях деформирования при внешнем давлении  $p = 0$  их максимальная степень деформации не превышает 10–20 %. Эта оценка также хорошо согласуется с наблюдениями, фиксирующими повышение устойчивости металлов к разрушению при пластическом деформировании в условиях гидростатического сжатия [16].

## ВЫВОДЫ

Сжимающие гидростатические нагрузки при значениях давления  $p \sim 1$  ГПа существенно ограничивают подвижность дислокаций, приводя к значительному увеличению вязкости металлов и сплавов при пластическом деформировании.

Зависимость вязкости металлов от давления носит экспоненциальный характер. Это приводит к ее резкому росту при увеличении сжимающих нагрузок.

Повышение вязкости материалов за счет особенностей взаимодействия движущихся дислокаций с приложенной к материалам внешней нагрузкой гидростатического сжатия является одним из эффективных механизмов торможения процессов зарождения и распространения микротрещин, а также повышения пластичности металлов и сплавов.

Исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства Образования и Науки РФ (N° ВВ\_2021\_1210301000037).

## ЛИТЕРАТУРА

1. Полухин, П. И. Физические основы пластической деформации / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. – М. : Metallurgiya, 1982. – 584 с.
2. Гун, Г. Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г. Я. Гун. – М. : Metallurgiya, 1980. – 456 с.
3. Валиев, Р. З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : ИКЦ «Академкнига», 2007. – 389 с.
4. Гусев, А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
5. Vasil'ev, L. S. On the analysis of mechanism of supersaturation of metal powders with interstitial impurities during mechanoactivation / L. S. Vasil'ev, S. F. Lomayeva // J. Mater. Scie. – 2004. – V. 3. – P. 5411–5415.
6. Васильев, Л. С. Неравновесные кооперативные явления и процессы, при интенсивном пластическом деформировании металлов и сплавов. I. Деформационно-индуцированные структурные превращения / Л. С. Васильев, А. В. Корзников // Деформация и разрушение материалов. – 2014. – № 3. – С. 2–11.
7. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте ; пер. с англ. ; под ред. Э. М. Надгорного, Ю. А. Осипьяна. – М. : Атомиздат, 1972. – 598 с.
8. Васильев, Л. С. Избыточный объем материалов с дислокациями / Л. С. Васильев, С. Л. Ломаев // ФММ. – 2019. – Т. 120, № 7. – С. 771–777.
9. Васильев, Л. С. Упругие свойства, внутренние напряжения и свободный объем наноматериалов / Л. С. Васильев, С. Л. Ломаев // ФММ. – 2017. – Т. 118, № 7. – С. 735–742.
10. Займан, Дж. Принципы твердого тела / Дж. Займан ; пер. с англ. ; под ред. В. Л. Бонч-Бруевича. – М. : Мир, 1974. – 472 с.
11. Штремель, М. А. Прочность сплавов. I. Дефекты решетки / М. А. Штремель. – М. : Metallurgiya, 1982. – 278 с.
12. Ландау, Л. Д. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1987. – 248 с.
13. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Metallurgiya, 1986. – 480 с.
14. Келли, А. Кристаллография и дефекты в кристаллах / А. Келли, Г. Гровс. – М. : Мир. – 1974. – 496 с.
15. Владимиров, В. И. Физическая природа разрушения металлов / В. И. Владимиров. – М. : Metallurgiya. – 1984.
16. Полухин, П. И. Физические основы пластической деформации / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. – М. : Metallurgiya. – 1982. – 584 с.
17. Металловедение и термическая обработка стали : справочник. – М. : Metallurgiya. – 1983. – 352 с.

## REFERENCES

1. Polukhin, P. I. Fizicheskiye osnovy plasticheskoy deformatsii / P. I. Polukhin, S. S. Gorelik, V. K. Vorontsov. – M. : Metallurgiya, 1982. – 584 s. (in Russian)
2. Gun, G. Ya. Teoreticheskiye osnovy obrabotki metallov davleniyem / G. YA. Gun. – M. : Metallurgiya, 1980. – 456 s. (in Russian)
3. Valiyev, R. Z. Ob'yemnyye nano-strukturnyye metallicheskiye materialy: polucheniye, struktura i svoystva / R. Z. Valiyev, I. V. Aleksandrov. – M. : IKTS «Akademkniga», 2007. – 389 s. (in Russian)
4. Gusev, A. I. Nanomaterialy, nanostrukturnyye, nanotekhnologii / A. I. Gusev. – M. : FIZMATLIT, 2005. – 416 s. (in Russian)
5. Vasil'ev, L. S. On the analysis of mechanism of supersaturation of metal powders with interstitial impurities during mechanoactivation / L. S. Vasil'ev, S. F. Lomayeva // J. Mater. Scie. – 2004. – V. 3. – P. 5411–5415.
6. Vasil'yev, L. S. Neravnoesnyye kooperativnyye yavleniya i protsessy, pri intensivnom pla-sticheskom deformirovaniy metallov i splyavov. I. Deformatsionno-indutsirovannyye strukturnyye prevrashcheniya / L. S. Vasil'yev, A. V. Korznikov // Deformatsiya i razrusheniye materialov. – 2014. – № 3. – S. 2–11. (in Russian)

7. Khirt, Dzh. Teoriya dislokatsiy / Dzh. Khirt, I. Lote ; per. s angl. ; pod red. E. M. Nadgornogo, Yu. A. Osip'yana. – M. : Atomizdat, 1972. – 598 s. (in Russian)
8. Vasil'yev, L. S. Excess Volume in Materials with Dislocations / L. S. Vasil'yev, S. L. Lomaev // Phys. Metals Metallogr. – 2019 – Vol. 120. – Pp. 709–715. – <https://doi.org/10.1134/S0031918X1905017X>
9. Vasil'ev, L. S. Elastic Properties, Internal Stresses, and Excess Volume of Nanomaterials / L. S. Vasil'ev, S. L. Lomaev. – The Physics of Metals and Metallography. – 2017. – Vol. 118, No. 7. – Pp. 700–706. – <https://doi.org/10.1134/S0031918X17070122>.
10. Zayman, Dzh. Printsipy tverdogo tela / Dzh. Zayman ; per. s angl. ; pod red. V. L. Bonch-Bruyevicha. – M. : Mir, 1974. – 472 s. (in Russian)
11. Shtremel', M. A. Prochnost' splyavov. I. Defekty reshetki / M. A. Shtremel'. – M. : Metallurgiya, 1982. – 278 s. (in Russian)
12. Landau, L. D. Teoriya uprugosti / L. D. Landau, Ye. M. Lifshits. – M. : Nauka, 1987. – 248 s.
13. Novikov, I. I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov / I. I. Novikov. – M. : Metallurgiya, 1986. – 480 s. (in Russian)
14. Kelly, A. Crystallography i defekty v krystalah / A. Kelly, G. Groves. – M. : Mir. – 1974. – 496 p. (in Russian)
15. Vladimirov, V. I. Physicheskaya priroda metallov / V. I. Vladimirov. – Moscow : Metallurgiyayu, 1984.
16. Polukhin, P. I. Physical foundations of plastic deformation / P. I. Polukhin, S. S. Gorelik, V. K. Vorontsov. – Moscow : Metallurgiya. – 1982. – 584 p.
17. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka: spravochnik. – M. : Metallurgy. – 1983. – 352 p.

*Статья поступила в редакцию 14.05.2023 г.*

## ИЗБИТОЧНЫЙ ОБЪЕМ ДИСЛОКАЦИЙ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТОЙ СРЕДЕ

<sup>1</sup>Л. С. Васильев, <sup>2</sup>И. Л. Ломаев, <sup>1</sup>С. Л. Ломаев

<sup>1</sup>Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН,

г. Ижевск, Российская Федерация

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН,

г. Екатеринбург, Российская Федерация

*Предложен метод теоретического исследования структуры ядра краевых дислокаций во внешних упругих полях, не исчезающих на бесконечности. На основе этого метода проведен расчет геометрических параметров ядра и избыточный объем дислокаций в гидростатически сжатой среде. Показано, что внешнее давление может оказывать заметное влияние на ядро и избыточный объем дислокации при значениях, превышающих 1 ГПа. Одновременно с этим увеличивается сжимаемость материалов, содержащих дислокации. Изучено влияние взаимодействующих дислокаций на структуру их собственных ядер. Найдено критическое по величине расстояние между ними, на котором этим влиянием можно пренебречь. Для дислокационной стенки, имитирующей малоугловую межкусталлитную границу наклона, это расстояние обеспечивается углом наклона менее 4-х градусов. При моделировании межкусталлитных границ с углом наклона более 4-х градусов следует учитывать существенные изменения в структуре дислокационных ядер. Аналогичный учет следует проводить для дислокационных скоплений, участвующих в механизмах зарождения микротрещин.*

**Ключевые слова:** дислокации, избыточный объем, гидростатическое сжатие, межкусталлитные границы наклона

## EXCESSIVE VOLUME OF DISLOCATIONS IN A HYDROSTATICALLY COMPRESSED MEDIUM

<sup>1</sup>L. S. Vasil'ev, <sup>2</sup>I. L. Lomayev, <sup>1</sup>S. L. Lomayev

<sup>1</sup>Udmurt Federal Research Center UB RAS,

Izhevsk, Russian Federation

<sup>2</sup>Institute of Metal Physics of UB RAS,

Yekaterinburg, Russian Federation

*A method is proposed for the theoretical study of the structure of the core of edge dislocations in external elastic fields that do not vanish at infinity. Based on this method, the geometric parameters of the core and the excess volume of dislocations in a hydrostatical-*

*ly compressed medium were calculated. It is shown that the external pressure can have a noticeable effect on the core and the excess volume of the dislocation at values exceeding 1 GPa. At the same time, the compressibility of materials containing dislocations increases. The influence of interacting dislocations on the structure of their own nuclei has been studied. A critical distance between them, at which this influence can be neglected is found. For a dislocation wall simulating a low-angle intercrystalline tilt boundary, this distance is provided by a tilt angle of less than 4 degrees. When modeling intercrystallite boundaries with an inclination angle of more than 4 degrees should be taken into account, significant changes in the structure of dislocation cores. A similar account should be taken for dislocation pileups involved in the mechanisms of microcrack nucleation.*

**Keywords:** dislocations, excess volume, hydrostatic compression, tilt intercrystallite boundaries

e-mail: VasilyevLS@yandex.ru

## ВВЕДЕНИЕ

Избыточный объем дислокаций является важным термодинамическим параметром, определяющим многие свойства дислокаций в процессах пластического деформирования металлов и сплавов. В частности, практически все дислокационные механизмы зарождения и распространения микротрещин связаны с изменением объема среды при преобразовании структуры дислокационных скоплений [1]. Известны процессы деформационного растворения фаз и химических соединений, основная роль в которых отводится образованию сегрегаций на дислокациях [2]. В этих процессах избыточный объем определяет структуру сегрегаций на дислокационных линиях. Из экспериментов по диффузионному массопереносу показано, что процессы диффузии значительно ускоряются вдоль дислокационных линий [3]. В работе [4] доказано, что это ускорение обеспечивается наличием у дислокаций избыточного объема.

Дислокационные механизмы становятся определяющими во всех процессах создания наноструктурированных сплавов путем пластического деформирования металлических систем под давлением [1, 5]. Известно, что наноструктуры имеют значительный избыточный объем, который можно использовать для накопления и хранения различного рода примесей. Весь этот объем в наноструктуры вносится дислокационными скоплениями, на основе которых создаются все элементы наноструктуры.

Избыточный объем дислокации количественно связан с параметрами структуры ее ядра. Поэтому любое изменение избыточного объема при гидростатических нагрузках приводит к изменению структуры ядра дислокации. Поскольку дислокации обладают собственным гидростатическим полем, это означает, что в дислокационных скоплениях дислокации могут влиять на избыточный объем и структуру ядра близко расположенных других дислокаций. Эта проблема является одной из основных при моделировании структуры межкристаллитных границ дислокационными скоплениями определенного вида [6]. Следовательно, решение задачи об определении зависимости избыточного объема от давления имеет важное практическое значение для теории межкристаллитных границ. Учет влияния дислокационных взаимодействий на структуру их ядер позволит строить более точные модели межкристаллитных границ, составляющих основу структуры поликристаллических материалов.

С термодинамической точки зрения избыточный объем является переменной, сопряженной с давлением [7]. Поэтому реализация любых процессов деформирования металлов, в которых присутствует гидростатическая составляющая механической нагрузки, будет зависеть от этого объема. Очевидно также, что при наложении давления



объем тоже будет изменяться. Поскольку дислокации принимают участие во всех процессах пластического деформирования металлов, задачу исследования избыточного объема дислокаций от давления следует считать актуальной.

Цель работы состоит в получении аналитических соотношений, позволяющих рассчитать зависимость величин избыточного объема и параметров ядра дислокаций от приложенной к деформируемому телу гидростатической нагрузки и параметров, характеризующих интенсивность взаимодействия дислокаций в дислокационных скоплениях.

### НЕЛИНЕЙНАЯ ТЕОРИЯ СТРУКТУРЫ ЯДРА КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ

Исторически первое и самое простое описание полей деформации, создаваемых дислокацией, было предложено в рамках линейной теории упругости [6]. Оно имело ряд недостатков. Во-первых, это поле имело сингулярности на линии дислокации. В частности, поле дилатации прямолинейной вдоль оси  $z$  краевой дислокации в линейной теории имеют вид:

$$\varepsilon_w(x, y) = \beta \frac{by}{x^2 + y^2} \quad \beta = \frac{\mu(1 + \nu)}{3\pi K(1 - \nu)}. \quad (1)$$

Здесь  $x, y$  – декартовы координаты в плоскости, ортогональной линии дислокации, расположенной вдоль оси  $z$  прямоугольной Декартовой системы координат  $(z, y, z)$ ,  $\mu$  и  $K$  – модуль сдвига и модуль всестороннего сжатия среды,  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Линия дислокации лежит на оси  $z$  с координатами  $(x = 0, y = 0)$ . Наличие сингулярности на линии дислокации приводило к расходимости энергии дислокации. Ее устранение требовало введения в теорию ряда искусственных параметров, относящихся к размерам ядра дислокации.

Второй существенный недостаток поля (1) сводится к тому, что интеграл от этого поля по объему кристалла равен нулю. Это означает, что дислокация не изменяет объем кристалла.

Однако в работе [4] было показано, что антисимметричное относительно плоскости скольжения дилатационное поле должно создавать избыточный объем из-за того, что потенциалы межатомного взаимодействия несимметричны относительно вектора смещения атомов из положения равновесия. Там же было показано, что расчет избыточного объема дислокации возможен только в рамках нелинейной теории деформаций.

Первая нелинейная теория ядра дислокации была предложена Пайерлсом и Набарро [6]. В этой теории поле дилатации краевой дислокации имеет вид:

$$\varepsilon_{PN}(x, y) = \beta \frac{b(y + \xi \text{sign}(y))}{x^2 + (y + \xi \text{sign}(y))^2}, \quad (2)$$

где величина:

$$\xi = \frac{d}{2(1 - \nu)} \quad (3)$$

называется полушириной ядра дислокации в плоскости скольжения,  $d$  – межплоскостное расстояние в этой плоскости.

Выражение (2) уже не имеет сингулярности на линии дислокации, однако имеет разрыв в плоскости скольжения  $y = 0$ . Очевидно, что наличие разрыва у поля (2) приводит к разрыву поля напряжений, что физически невозможно при равновесной конфигурации ядра дислокации.

Другой явный недостаток поля (2) сводится к тому, что оно также, как и поле (1), дает ноль при интегрировании по объему кристалла. Это связано с тем, что теория Пайерлса – Набарро, по существу, мало отличается от линейной теории. Нелинейный характер межатомных взаимодействий в ней учитываются только в плоскости сколь-

жения дислокации. Во всем же остальном объеме кристалла теория Пайерлса – Набарро остается линейной и не может служить основой для расчета избыточного объема дислокации. Многочисленные попытки улучшить эту теорию не привели к конкретным результатам [6].

Первая последовательная нелинейная теория структуры ядра дислокации, опирающаяся на нелинейные свойства всего объема кристалла, была предложена в работе [4]. В ее основе лежит разделение объема кристалла, содержащего дислокацию, на две принципиально различные области деформирования: область упругих (обратимых деформаций) и область неупругих (необратимых) деформаций.

В области упругих деформаций предполагается справедливым соотношении (1). Но поскольку упругие деформации вблизи ядра дислокации становятся большими, соотношения между объемной деформацией  $\epsilon$  и давлением  $p$  становятся нелинейными [4]:

$$p(\epsilon) = \frac{K_0}{2\gamma + 1} \left\{ (1 - \epsilon)^{2\gamma + 1} - 1 \right\}. \quad (4)$$

Модули упругости среды при высоких значениях величины  $\epsilon$  изменяются по закону:

$$K(\epsilon) = K_0 (1 - \epsilon)^{2\gamma + 1}, \quad (5)$$

$$\nu(\epsilon) = \nu_0, \quad (6)$$

$$\mu = K_0 \frac{3(1 - 2\nu)}{2(1 + \nu)}. \quad (7)$$

Здесь  $\mu$ ,  $K$  и  $\nu$  – модуль сдвига, модуль всестороннего сжатия и коэффициент Пуассона среды под давлением,  $\mu_0$ ,  $K_0$  и  $\nu_0$  – аналогичные характеристики среды в нормальных условиях,  $\gamma$  – постоянная Грюнайзена. Величина  $\epsilon$  зависит от давления по закону:

$$\epsilon = 1 - \left\{ \frac{p(2\gamma + 1)}{K_0} + 1 \right\}^{\frac{1}{(2\gamma + 1)}}. \quad (8)$$

В области необратимых деформаций выражения (5)–(8) остаются справедливыми. Однако параметр  $\epsilon$  здесь имеет другой вид. Это связано с тем, что в этой области наряду с упругими деформациями существенное значение имеют неупругие деформации, определяющие избыточный объем дислокации. Для области ядра дислокации в работе [4] было принято следующее выражение:

$$\epsilon(x, y) = \Delta V r(x, y) + \epsilon_v(x, y). \quad (9)$$

Здесь  $r(x, y)$  – функция распределения избыточного объема по ядру дислокации,  $\Delta V$  – положительно определенный параметр, характеризующий величину избыточного объема на единицу длины дислокации,  $\epsilon_v(x, y)$  – распределение упругой дилатации в объеме материала:

$$\epsilon_v(x, y) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \epsilon_w(x - x', y - y') r(x', y') dx' dy'. \quad (10)$$

Функцию  $r(x, y)$  можно интерпретировать как распределение элементарных дислокаций с бесконечно малым вектором Бюргерса  $db = b\rho(x, y)dzdy$  в точке  $(x, y)$ . Оно предполагает, что поперечное сечение ядра дислокации имеет конечную площадь.

Для определения параметров, входящих в формулы (9), (10) в работе [4] вводится дополнительное условие равновесия среды на границе области необратимых деформаций:

$$\int_{-\infty}^{\infty} p(\xi_1, y) dy = 0. \quad (11)$$

Здесь  $\xi_1$  – полуширина области дислокации в плоскости скольжения  $(x, 0, z)$ . Принимается, что условная граница области необратимых деформаций в плоскости скольжения лежит между плоскостями  $y = \pm \xi_1$ .

В рамках модели, представленной в работе [4], для избыточного объема дислокации было получено выражение:

$$\Delta V = \frac{2\pi^2 \xi_1 \xi_2}{\gamma} \left\{ 1 - \sqrt{1 - \frac{2\gamma^2}{\pi \xi_2} g(\xi_1, \xi_2)} \right\}. \quad (12)$$

Здесь  $\xi_2$  – полуширина дислокационного ядра в направлении, ортогональном плоскости скольжения дислокации (рис. 1):

$$g(\xi_1, \xi_2) = \int_{-\infty}^{\infty} \varepsilon_V^2(\xi_1, y) dy. \quad (13)$$

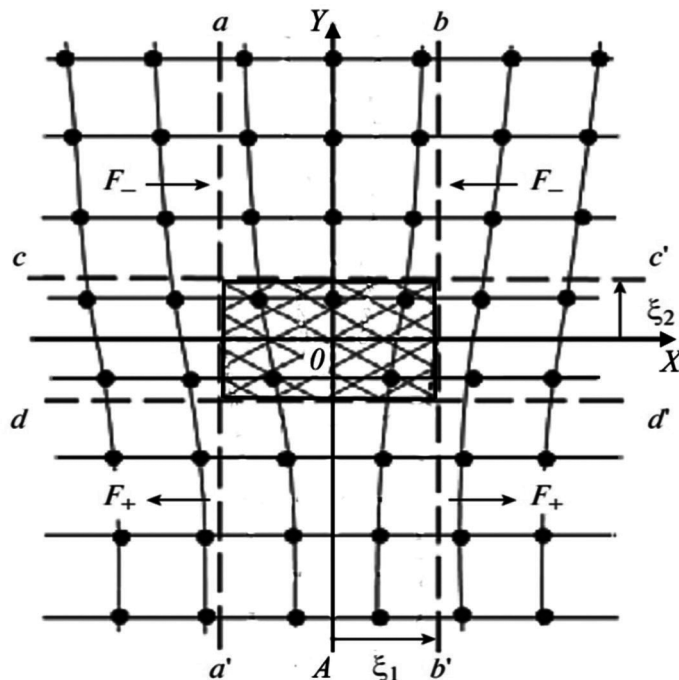


Рис. 1. Структура ядра прямолинейной краевой дислокации простой кубической решетки в плоскости  $(Y, 0, X)$ , ортогональной линии дислокации, лежащей на оси  $Z$ : крупными точками обозначены атомы кристаллической решетки, линии обозначают кристаллические плоскости;  $2\xi_1$  и  $2\xi_2$  – размеры ядра (заштрихованная область) вдоль осей  $X$  и  $Y$  соответственно;  $F_-$  и  $F_+$  обозначают сжимающие и растягивающие нагрузки вдоль плоскостей  $aa'$  и  $bb'$  ограничивающих ядро дислокации в плоскости скольжения  $(Y, 0, X)$

Модель (9)–(13) дает оценки избыточного объема одиночных дислокаций, хорошо согласующиеся с экспериментальными данными. Однако, ее невозможно распространить на взаимодействие дислокации с внешними полями, не обращающимися в нуль на бесконечности. В частности, она не допускает рассмотрения взаимодействия ядра дислокации с однородной гидростатической нагрузкой. В этом случае интеграл (11) расходится, поскольку однородное поле давления остается конечным в любой точке неограниченного пространства.

Причина этого заключается в том, что принимаемые в континуальной теории размеры ядра дислокации (область определения функции  $r(x, y)$ ) формально не ограничены конечными размерами (см. ниже, а также [4]). Поэтому и область необратимых деформаций дислокации также оказывается неограниченной. Этот недостаток теории можно устранить, установив соответствующим способом конечные значения для размеров зоны необратимых деформаций.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЯДРА ДИСЛОКАЦИИ С ОДНОРОДНЫМ ВНЕШНИМ ПОЛЕМ ДАВЛЕНИЯ

Введение зоны необратимых деформаций в теорию дислокации физически вполне обосновано. Действительно, при растяжении идеального кристалла предел прочности на разрыв межатомных связей оценивается величиной [6, 8]:

$$G \approx \frac{\mu}{2\pi}. \quad (14)$$

При этом максимальная деформация кристалла равна:

$$\varepsilon_m \approx \frac{G}{E}, \quad (15)$$

где  $E$  – модуль Юнга.

К примеру, для  $\alpha$ -железа  $E = 1,7 \cdot 10^{11}$  Па,  $\mu = 0,8 \cdot 10^{11}$  Па [8]. Отсюда находим  $\varepsilon_m > 0,34$ . Следовательно, зону необратимых деформаций вблизи линии дислокации можно определить с помощью критерия:

$$\varepsilon \geq \varepsilon_m. \quad (16)$$

Таким образом, физический смысл зоны необратимых деформаций состоит в том, что в ней предельно ослаблены все межатомные связи за счет увеличенных расстояний между атомами. Такое ослабление приводит к тому, что в этой зоне уже невозможно сохранение атомной структуры кристаллической решетки, имеющей вполне определенный объем, приходящийся на один атом. Отсюда следует, что основная часть избыточного объема дислокации должна находиться в зоне необратимых деформаций, т. е. в ядре дислокации.

На рис. 1 показана атомная структура краевой дислокации в простой кубической решетке. На нем эта зона условно представлена в виде прямоугольника со сторонами  $2\xi_1$  и  $2\xi_2$ . Параметры  $2\xi_1$  и  $2\xi_2$  считаются условными размерами ядра дислокации. Для их оценки используем выражения для компонент поля дислокации совместно с условиями (14)–(16).

К примеру, положив в выражении (1)  $y = \xi_2$  и  $x = 0$ , из условий (14)–(16) находим:

$$\xi_2 \approx b\beta / \varepsilon_m > 0. \quad (17)$$

Для  $\alpha$ -железа коэффициент  $\beta > 0,1$ . Отсюда находим  $\xi_2 > 0,5b$ .

Величину  $\xi_1$  определим из значения сдвиговых напряжений для дислокации в плоскости скольжения при  $x = \xi_1$  и  $y = 0$  (рис. 1). Для модели Вольтерра [6]:

$$\sigma_{xy}(\xi_1, 0) = \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)\xi_1}. \quad (18)$$

Положив здесь:

$$\sigma_{xy}(\xi_1, 0) = G, \quad (19)$$

находим:

$$\xi_1 \approx \frac{b}{1-\nu}. \quad (20)$$

Отсюда для  $\alpha$ -железа  $\nu > 0,3$ , отсюда находим  $\xi_1 > 1,5b$ .

Полученные результаты означают, что зона необратимых деформаций вблизи линии дислокации достаточно велика, и может иметь размеры, существенно превышающие значения параметров, вводимых в линейную теорию упругости для устранения расходимости дислокационных полей вблизи линии дислокации.

К сожалению, в математике нет удобных элементарных функций для описания резко очерченных границ области необратимых деформаций. Поэтому для учета конечных размеров ядра, следуя методу, разработанному в работе [4], объемную информацию материала в зоне необратимых деформации будем описывать с помощью формулы (9),

в которой распределение  $\rho(x, y)$  задается следующим образом:

$$\rho(x, y) = \rho_1(x)\rho_2(y), \quad (21)$$

где

$$\rho_j(x_j) = \frac{\xi_j}{x_j^2 + \xi_j^2}, \quad (j = 1, 2). \quad (22)$$

Здесь  $x_1 = x$ ,  $x_2 = y$ . Выбор функций (22) является стандартным при описании размеров дислокационных ядер в модели Пайерлса – Набарро [6]. Существенным отличием модели (21)–(22) от модели Пайерлса – Набарро является введение распределения  $\rho_2(y)$ , учитывающего конечное значение размера ядра дислокации в направлении, ортогональном плоскости скольжения:  $\xi_2 > 0$ .

В условиях приложенного внешнего давления среды гидростатическая часть поля дислокации должна оставаться антисимметричной относительно плоскости скольжения. Поэтому условие равновесия на границе  $x = x_1$  зоны необратимых деформаций можно было бы представить в виде:

$$\frac{1}{2\xi_2} \int_{-\xi_2}^{\xi_2} P(\xi_1, y) dy = p. \quad (23)$$

Здесь  $P(x, y)$  – суммарное давление в точке  $(x, y)$  среды с учетом поля напряжений дислокации и внешнего давления  $p$ . При нормальных условиях ( $p = 0$ ) условие (23) принимало бы вид:

$$\int_{-\xi_2}^{\xi_2} P(\xi_1, y) dy = 0, \quad (24)$$

которое отличается от условия равновесия (11), принятого в работе [4] тем, что в нем явно учитываются конечные размеры зоны необратимых деформаций.

Однако условия (23), (24) находятся в противоречии с принятыми распределениями (21), (22) для элементарных дислокаций, поскольку последние не ограничены в пространстве, а в выражениях (23), (24) предполагается интегрирование по всей, но конечной, зоне необратимых деформаций. Такое противоречие характерно и для теории Пайерлса – Набарро, где принимается конечный размер ядра дислокации в плоскости скольжения, равного  $2\xi_1$ , и одновременно используется неограниченное по оси  $x$  распределение  $\rho_1(x)$  [4].

Для устранения этого противоречия везде в дальнейшем будем считать общую ширину зоны ядра в направлении  $y$  конечной и равной  $2\xi_2$ , как это принято в теории дислокаций, но значения элементов площади  $ds$  этой зоны вдоль оси  $y$  зададим в соответствии с распределением  $\rho_2(y)$ :

$$ds = 2\xi_2 \rho_2(y). \quad (25)$$

Интеграл от выражения (25) дает:

$$\int_{-\infty}^{\infty} ds = 2\xi_2, \quad (26)$$

т. е. конечную ширину зоны в направлении  $y$ , стандартно принимаемую в теории дислокаций за соответствующий размер ядра.

В этом случае условие (23) можно переписать в более корректном виде, снимающем указанные противоречия:

$$\frac{1}{2\xi_2} \int_{-\infty}^{\infty} P(\xi_1, y) ds = p. \quad (27)$$

Тогда в нормальных условиях ( $p = 0$ ) равновесие ядра дислокации будет обеспечиваться равенством:

$$\int_{-\infty}^{\infty} P(\xi_1, y) ds = 0. \quad (28)$$

формально совпадающим с выражением (11) с точностью до переобозначений.

Выражения (27), (28) представляют собой существенное уточнение условий равновесия на границе зоны необратимых деформаций, принятого в работе [4]. Для одиночной дислокации отличия условий (11) и (28) незначительны, поскольку выражение  $\varepsilon_V^2(\xi_1, y)$  имеет существенные значения только вблизи ядра дислокации и быстро убывает на бесконечности. Однако при рассмотрении взаимодействий дислокационных полей с однородными внешними упругими полями, не убывающими на бесконечности, использование условия равновесия (27) становится более корректным.

Для расчета интеграла (27) определим явный вид функции  $P(x, y)$  в рамках нелинейной теории деформаций. Из формулы (4) находим:

$$P(e) = -K_0(e - \varepsilon^2). \quad (29)$$

Здесь  $e$  – дилатация, создаваемая совместным действиям дислокации  $\varepsilon$  (см. формулу (9)) и внешнего давления  $\varepsilon_p$ :

$$e(x, y) = \varepsilon(x, y) + \varepsilon_p. \quad (30)$$

Величину  $\varepsilon_p$  определим в том же приближении из формулы (8):

$$\varepsilon_p \approx -\frac{p}{K_0} + \gamma \left( \frac{p}{K_0} \right)^2. \quad (31)$$

Подставив выражения (29)–(31) в условия равновесия (27), после интегрирования получим уравнение для определения величины избыточного объема  $\Delta V$  на единицу длины дислокации. Его решение удобно представить в следующем виде:

$$\Delta V(p) = \frac{\pi^2 V_d(p)}{3\gamma} f(p) \left\{ 1 - \sqrt{1 - \frac{6\gamma^2 \eta(\xi_1, \xi_2)}{f^2(p)}} \right\}. \quad (32)$$

Здесь  $V_d$  – объем ядра единицы длины дислокации в гидростатически сжатой среде:

$$V_d(p) = V_{d,0} \left( 1 - \frac{p}{3K_0} \right)^2, \quad (33)$$

где  $V_{d,0} = 4\xi_{01}\xi_{02}$  – объем ядра в нормальных условиях,

$$f(p) = 1 + 2\gamma \frac{p}{K_0} - 2\gamma^2 \left( \frac{p}{K_0} \right)^2, \quad (34)$$

$$\eta(\xi_1, \xi_2) = \int_{-\infty}^{\infty} \varepsilon_V^2(\xi_1, y) \rho_2(y) dy. \quad (35)$$

В выражениях (32)–(35) следует учитывать, что все параметры, имеющие размерность длины, также зависят от давления  $p$ .

### ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Формулы (32)–(35) позволяют оценить область значений  $p$ , в которой влияние гидростатических нагрузок на параметры ядра дислокаций могут оказаться существенными. Для этого необходимо определить явный вид функции  $\eta(\xi_1, \xi_2)$ .

Вид этой функции можно установить, используя приближение:

$$\varepsilon_V(\xi_1, y) \approx \varepsilon_W(\xi_1, y). \quad (36)$$

Для упрощения расчетов положим:

$$\xi_1 = \xi_2 = \frac{b}{2}. \quad (37)$$

В результате, после взятия интеграла (35) получим:

$$\eta(\xi_1, \xi_2) = \frac{\beta^2}{2}. \quad (38)$$

Для этих значений формула (32) дает:

$$\Delta V(p) = \frac{\pi^2 V_d(p)}{3\gamma} f(p) \left\{ 1 - \sqrt{1 - \frac{3\gamma^2 \beta^2}{f^2(p)}} \right\}. \quad (39)$$

Для  $\alpha$ -железа  $K_0 = 1,7 \cdot 10^{11}$  Па,  $\nu = 0,28$ ,  $\mu = 0,8 \cdot 10^{11}$ ,  $\beta > 0,1$ ,  $\gamma > 2$  [8]. Для малых значений  $\beta^2 \ll 1$  формулу (39) можно представить в более простом виде:

$$\Delta V(p) = \frac{\pi^2 \gamma \beta^2 V_d(p)}{2f(p)}. \quad (40)$$

Для значения  $p = 0$  отсюда получим  $\Delta V(0) > 0,08V_{d,0}$ , при  $p = 10$  ГПа избыточный объем равен  $\Delta V(p) > 0,78\Delta V(0)$ , а при значении  $p = 1$  ГПа  $\Delta V(p) > 0,97\Delta V(0)$ .

Отсюда видно, что внешнее давление оказывает заметное действие на параметры ядра дислокации в интервале значений  $p > 1$  ГПа.

Важно, что объем ядра на единицу длины дислокации  $V_d(p)$  при приложении давления изменяется в несколько раз меньше, чем избыточный объем дислокации  $\Delta V(p)$ . Отсюда следует, что сжимаемость материалов с дислокациями выше, чем у идеальных кристаллов. Это же утверждение оказывается справедливым для наноструктурированных металлов, поскольку все элементы наноструктуры можно построить из дислокаций соответствующего вида.

Другим заметным эффектом, возникающим при приложении внешнего давления, является повышение общей энергии дислокации, поскольку давление увеличивает модули упругости кристалла [4] и совершает дополнительную работу на уменьшение избыточного объема ядра. В результате в гидростатически сжатой среде затрудняется работа источников дислокации [6] и, как следствие, понижается плотность дислокаций при пластическом деформировании металлов.

Существенное значение имеют полученные результаты для оценки влияния двух близко расположенных дислокаций на структуру собственных ядер. Дело в том, что краевые дислокации создают собственное поле давления. Поэтому две соседние дислокации могут действовать друг на друга также, как на них могло бы действовать внешнее давление.

Из формулы (1) находим, что на ядре дислокации давление может достигать значений  $\pm 16$  ГПа. Поле дислокации убывает с расстоянием  $r$  как  $1/r$ . Полагая, что существенные изменения в ядре дислокации начинаются при значении давления в 1 ГПа и выше, находим, что дислокации будут незначительно влиять на структуру ядра соседних дислокации при расстояниях  $r \geq 16b$  между ними.

Этот вывод имеет существенное значение при построении дислокационных моделей межкристаллитных границ [6]. В частности, в настоящее время считается, что малоугловые границы с углом разориентации  $\phi \leq 15^\circ$  можно рассматривать как вертикальную стенку независимых друг от друга краевых дислокаций с вектором Бюргерса  $b$  [6]. Полагая, что в малоугловой границе расстояние между структурными дислокациями равно  $16b$ , из полученных оценок находим граничный угол  $\phi$  разворота соседних кристаллитов, при увеличении которого следует учитывать влияние дислокации на структуру ядра соседних дислокации. Расчеты показывают, что  $\phi \geq 4^\circ$ . Таким образом, во всех, физически значимых моделях дислокационной структуры межкристаллитных границ следует учитывать взаимное влияние дислокаций на структуру дислокационных ядер.

Важное значение имеют полученные результаты и для теории разрушения материалов. [9]. Большинство механизмов зарождения микротрещин, используемых в тео-

рии разрушений, основаны на рассмотрении застопоренных около препятствий дислокационных скоплений, как мощных концентраторов напряжений, вызывающих разрывы межатомных связей в материалах. Расстояние между головными дислокациями в таких скоплениях составляют (1–2) межатомных расстояния [9]. Из приведенных выше оценок видно, что на таких расстояниях упругие поля дислокаций будут значительно влиять друг на друга.

## ВЫВОДЫ

1. Внешнее давление, начиная со значений  $p_{ex} \geq 1$  ГПа существенно влияет на структуру ядра краевых дислокаций и приводит к заметному уменьшению их избыточного объема.

2. Сжимаемость материалов с дислокациями и нанокристаллических материалов выше сжимаемости идеальных кристаллов такого же химического состава из-за повышенной сжимаемости избыточного объема дислокаций и межкристаллитных границ, построенных из дислокаций.

3. В дислокационных моделях межкристаллитных границ наклона с углом разориентации соседних кристаллитов  $\varphi \geq 4^\circ$  необходимо учитывать влияние дислокаций на структуру ядра соседних дислокаций. Аналогичный учет следует проводить при использовании дислокационных моделей зарождения микротрещин в теории разрушения.

Исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства Образования и Науки РФ (№ ВВ\_2021\_121030100003-7).

## ЛИТЕРАТУРА

1. Васильев, Л. С. Влияние давления на процессы формирования и эволюции наноструктуры в пластически деформируемых металлах и сплавах / Л. С. Васильев, С. Л. Ломаев // ФММ. – 2019. – Т. 120, № 6. – С. 654–666.
2. Васильев Л. С. К анализу механизмов деформационно-индуцированного растворения фаз в металлах / Л. С. Васильев, И. Л. Ломаев, Е. П. Елсуков // ФММ. – 2006. – Т. 102, № 2. – С. 201–213.
3. Бокштейн, Б. С. Диффузия атомов и ионов в твердых телах / Б. С. Бокштейн, А. Б. Ярославцев. – М. : МИСИС, 2005. – 362 с.
4. Васильев, Л. С. Избыточный объем материалов с дислокациями / Л. С. Васильев, С. Л. Ломаев // ФММ. – 2019. – Т. 120, № 7. – С. 771–777.
5. Валиев, Р. З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : ИКЦ «Академкнига», 2007. – 389 с.
6. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте ; пер. с англ. ; под ред. Э. М. Надгорного, Ю. А. Осипьяна. – М. : Атомиздат, 1972. – 598 с.
7. Ландау, Л. Д. Статистическая физика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1964. – 565 с.
8. Штремель, М. А. Прочность сплавов. I. Дефекты решетки / М. А. Штремель. – М. : Metallurgia, 1982. – 278 с.
9. Владимиров, В. И. Физическая природа разрушения металлов / В. И. Владимиров. – М. : Metallurgia, 1984. – 280 с.

## REFERENCES

1. Vasilev, L. S. Influence of pressure on the processes of formation and evolution of the nanostructure in plastically deformed metals and alloys / L. S. Vasilev, S. L. Lomaev // The Physics of Metals and Metallography. – 2019. – Vol. 120, № 6. – Pp. 600–606. – DOI: 10.1134/S0031918X19060140.
2. Vasil'ev, L. S. On the analysis of the mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in metals / L. S. Vasil'ev, I. L. Lomaev, E. P. Elsukov // The Physics of Metals and Metallography. – 2006. – T. 102, № 2. – С. 186–197. – <https://doi.org/10.1134/S0031918X06080102>.
3. Bokshhteyn, B. S. Diffuziya atomov i ionov v tverdykh telakh / B. S. Bokshhteyn, A. B. Yaroslavtsev. – М. : MISIS, 2005. – 362 s. (in Russian)



4. Vasil'yev, L. S. Excess Volume in Materials with Dislocations / L. S. Vasil'yev, S. L. Lomaev // Phys. Metals Metallogr. – 2019. – Vol. 120. – Pp. 709–715. – <https://doi.org/10.1134/S0031918X1905017X>
5. Valiyev, R. Z. Ob'yemnyye nano-strukturnyye metallicheskiye materialy: polucheniye, struktura i svoystva / R. Z. Valiyev, I. V. Aleksandrov. – M. : IKTS «Akademkniga», 2007. – 389 s. (in Russian)
6. Khirt, Dzh. Teoriya dislokatsiy / Dzh. Khirt, I. Lote ; per. s angl. ; pod red. E. M. Nadgornogo, Yu. A. Osip'yana. – M. : Atomizdat, 1972. – 598 s. (in Russian)
7. Landau, L. D. Statisticheskaya fizika / L. D. Landau, Ye. M. Lifshits. – M. : Nauka, 1964. – 565 s. (in Russian)
8. Shtremel', M. A. Prochnost' splavov. I. Defekty reshetki / M. A. Shtremel'. – M. : Metallurgiya, 1982. – 278 s. (in Russian)
9. Vladimirov, V. I. Fizicheskaya priroda razrusheniya metallov / V. I. Vladimirov. – M. : Metallurgiya, 1984. – 280 s. (in Russian)

*Статья поступила в редакцию 14.05.2023 г.*

## **АЛМАЗНЫЕ СИНТЕТИЧЕСКИЕ ПОРОШКИ, ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ЗЕРНА НА КАЧЕСТВО ОБРАБОТКИ КАНАЛА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛОК**

Е. С. Ельцова, И. П. Лазебникова

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,  
г. Жлобин, Республика Беларусь

*Абразивная способность алмазных порошков оказывает большое влияние на качество обрабатываемого изделия. Процесс изготовления твердосплавных волок включает в себя доводку и полировку рабочего канала с использованием алмазных синтетических микропорошков различной зернистости. От качества обработки поверхности канала волок напрямую зависит качество изготавливаемой проволоки и как следствие самого металлокорда.*

*В статье рассмотрено влияние фракционного состава и морфологии алмазных синтетических микропорошков марки АСМ зернистостью 7/3 на качество обработки поверхности канала твердосплавных волок. Установлена взаимосвязь между формой частиц алмазных синтетических микропорошков и их абразивной способностью.*

**Ключевые слова:** алмазный порошок, абразивная способность, зернистость алмазного порошка, алмазное зерно, коэффициент формы, кристаллическая форма алмаза, морфологические характеристики.

## **DIAMOND SYNTHETIC POWDERS, INFLUENCE OF GRAIN MORPHOLOGY ON THE QUALITY OF CHANNEL PROCESSING OF CARBIDE DIES**

E. S. Eltsova, I. P. Lazebnikova

OJSC «BSW – management company of «BMC» holding»,  
Zhlobin, Republic of Belarus

*The abrasive ability of diamond powders has a great influence on the quality of the workpiece. The manufacturing process of carbide dies includes finishing and polishing of the working channel using diamond synthetic micropowders of various grain sizes. The quality of the surface of the wire channel directly affects the quality of the produced wire and, as a result, the steel cord itself.*

*The article considers the influence of the fractional composition and morphology of diamond synthetic micropowders of the ASM brand with a grain size of 7/3 on the quality of the surface treatment of the channel of carbide dies. The relationship between the shape of the*

*particles of diamond synthetic micropowders and their abrasive ability has been established.*

**Key words:** diamond powder, abrasive ability, grain size of diamond powder, diamond grain, form factor, crystal form of diamond, morphological characteristics.

e-mail: [Imp.icm@bmz.gomel.by](mailto:Imp.icm@bmz.gomel.by), [nlt.plus@bmz.gomel.by](mailto:nlt.plus@bmz.gomel.by)

## ВВЕДЕНИЕ

Алмазы в промышленности чаще используют как абразивный материал (абразивные порошки, пасты, шлифовальные круги, алмазные пилы, стеклорезы и т. д.). Согласно статистическим данным, только 20 % добываемых алмазов применяются как ювелирные, остальной объем (до 80 %) используется в промышленности. Алмаз обладает высокой твердостью, но в тоже время очень хрупок. Предел прочности на изгиб и на сжатие у алмаза ниже, чем у других абразивных материалов, поэтому алмаз достаточно хрупок и при ударе раскалывается. При дроблении он сравнительно легко превращается в порошок, на чем основано изготовление из алмазов тонких абразивных материалов [1]. Примерно 75–80 % всех технических алмазов расходуется на изготовление алмазных порошков, потребность промышленности в которых очень велика.

После дробления алмазный порошок подвергается очистке от примесей, рассеивается на узкие классы. Главной трудностью получения алмазного порошка с равномерным фракционным составом, содержащим преимущественно изометричные зерна, является неоднородная форма полученных частиц алмаза, которые могут быть продолговатыми, пластинчатыми, овальными, остроугольными и др. Рассев столь многообразных по форме частиц алмазов представляет весьма трудную техническую задачу. Однако, чем однороднее по размеру будет алмазный порошок, тем больше кристалликов алмазов будут участвовать в работе, а следовательно, процесс абразивной обработки будет более производительным [1]. Зернистость алмазных порошков обозначается дробью, у которой в числителе указан самый наибольший размер зерен основной фракции, а в знаменателе – наименьший.

Абразивная способность алмазного порошка зависит не только от прочности самих зерен, но и от их формы. Применяемые методы разделения и классификации порошков имеют недостатки, которые обусловлены несимметричной формой зерен алмазов при равном занимаемом объеме и колебаниями массы кристаллов алмазов, что может привести к нечеткости разделения частиц по фракциям. Морфология кристаллов алмазного порошка влияет на их абразивную способность и на качество получаемой рабочей поверхности инструментов после шлифовки и полировки.

Алмазные микропорошки применяются при доводке и полировании рабочего канала твердосплавных волок, которые являются одним из основных технологических инструментов, применяемых при производстве такой высокотехнологической продукции как высокоуглеродистая проволока под металлокорд. Волоки применяются на стадиях грубо-среднего и тонкого волочения. От качества поверхности канала волок напрямую зависит качество проволоки и, как следствие, самого металлокорда. Очевидно, что качество волочильного инструмента будет определяться качеством твердого сплава, качеством рабочей поверхности канала и геометрическими параметрами очага деформации (канала волоки).

На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – БМЗ) обработку канала волок осуществляют алмазными синтетическими микропорошками зернистости 10/7, 7/3, 5/2 и 2/1. При этом неоднократно отмечались случаи, когда порошки идентичной марки и зернистости от разных поставщиков, прошедшие входной контроль, имели

существенные различия в качестве обработки поверхности канала твердосплавных волок. Для определения причин различий обработки в рамках данной работы было определено влияние морфологии алмазных синтетических микропорошков разных поставщиков марки АСМ (нормальной абразивной способности) зернистостью 7/3 (широкий диапазон зернистости) на их абразивную способность и качество обработки поверхности канала твердосплавных волок.

### ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Цель работы – определить влияние морфологических характеристик алмазных синтетических порошков на их абразивную способность и качество обработки поверхности канала твердосплавных волок.

#### Контроль соответствия алмазных микропорошков

Для проведения исследования были использованы микропорошки марки АСМ зернистостью 7/3 от двух различных поставщиков. Перед проведением эксплуатационных испытаний произвели контроль зернового состава данных микропорошков. На предметное стекло наносился тонкий слой исследуемого порошка с добавлением нескольких капель спирта этилового ректификованного технического. Содержимое разравнивалось в один слой так, чтобы зерна не прикрывали друг друга. При помощи металлографического микроскопа проводились измерения размера зерен. Далее определялся фракционный состав исследуемых микропорошков. Данные контроля приведены в табл. 1.

Табл. 1

Данные контроля алмазных синтетических микропорошков марки АСМ 7/3

Марка порошка	Поставщик	Размер зерен для фракции, мкм	Доля зерен, %	Требования ГОСТ 9206-80, доля зерен, %[2]
АСМ – 7/3	1	Крупная – св. 7 до 10	0,25	Не более 2 %
		Основная – от 7 до 3	95,75	Не менее 85 %
		Мелкая – от 2 до 1	0,25	Не более 5 %
	2	Крупная – св.7 до 10	0,25	Не более 2 %
		Основная – от 7 до 3	95,5	Не менее 85 %
		Мелкая – от 2 до 1	–	Не более 5 %

Из табл. 1 видно, что фракционный состав порошков марки АСМ зернистостью 7/3 от обоих поставщиков соответствует требованиям ГОСТ 9206-80. Наличие крупных зерен находится на одном уровне и составляет 0,25 %.

#### Эксплуатационные испытания алмазных микропорошков

Алмазные микропорошки были использованы для шлифовки рабочего конуса канала твердосплавных волок по действующей на БМЗ технологии. В работе использовали алмазные суспензии одинаковой вязкости, изготовленные с применением глицерина и микропорошков от каждого производителя. Алмазные микропорошки, по причине своей высокой «прыгучести», не могут применяться при шлифовке в сухом виде, суспензии способствуют более равномерному заполнению обрабатываемого канала, тем самым обеспечивая более равномерную обработку поверхности канала. Результаты эксплуатационных испытаний представлены в табл. 2.

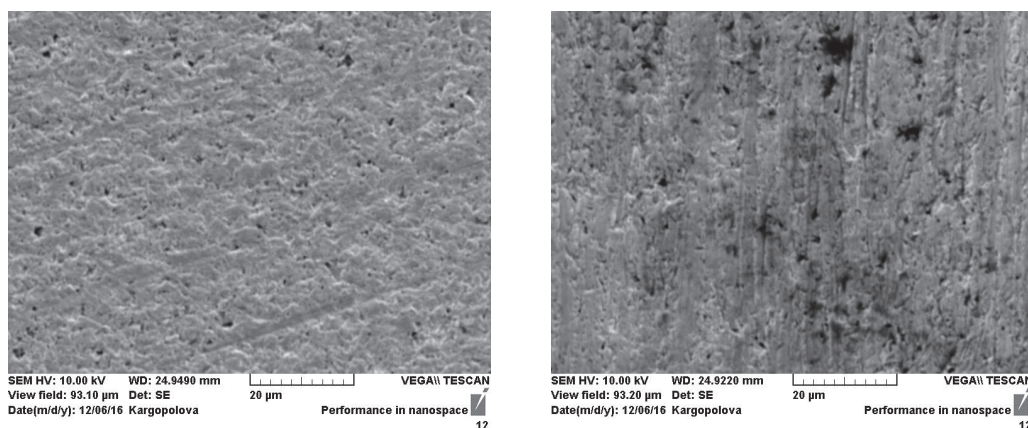
### Результаты эксплуатационных испытаний микропорошков марки АСМ 7/3

Марка порошка	Поставщик	Количество обработанных волок в смену, шт.	Количество отбракованных волок, %
АСМ 7/3	1	420	5,5
	2	653	30,0

**Примечание:** отбраковке подверглись волокна с наличием грубых царапин на поверхности канала и неудовлетворительным качеством полировки (наличием повышенной шероховатости) поверхности канала

Как видно из табл. 2, производительность оборудования при использовании порошка от поставщика 2 на 50 % выше в сравнении с порошком от поставщика 1. При этом количество несоответствующих волок у производителя 2 составило 30,0 %, что нивелирует разницу в производительности.

На рис. 1, представлены фотографии поверхности канала волокна после шлифовки порошком марки АСМ зернистостью 7/3 от различных поставщиков.



а

б

Рис.1. Поверхность канала волокна после шлифовки порошком марки АСМ 7/3:  
а – поставщик 1,  $\times 600$ ; б – поставщик 2,  $\times 600$

Как видно из рис. 1, качество обработки поверхности канала при шлифовке микропорошками марки АСМ 7/3 разных поставщиков отличается друг от друга. Поверхность канала (рис. 1б), обработанная микропорошком поставщика 2, при визуальной оценке, имеет более шероховатую поверхность. Шероховатость поверхности обусловлена наличием большого количества нанесенных царапин и неровностей разной интенсивности, присутствием выкрашиваний в виде пор. На поверхности канала (рис. 1а), обработанного микропорошком поставщика 1 царапины, неровности и поры имеют меньшее количество и интенсивность нанесения, чем у поставщика 2.

#### Оценка морфологических особенностей алмазных микропорошков

Для определения причин различия в качестве шлифовки волок алмазными синтетическими микропорошками, имеющими идентичный фракционный состав, произвели оценку их морфологических особенностей.

Абразивные зерна бывают разнообразной формы. Зерна могут иметь неправильную многогранную форму с острыми режущими элементами или округлую форму; встречаются также зерна удлиненной формы – мечевидные, иглообразные и др. Изометричные зерна имеют более округлую форму [3].

Для оценки формы зерен были сделаны фотографии алмазных микропорошков при помощи металлографического микроскопа. На рис. 2 представлены виды проекций зерен алмазных микропорошков двух поставщиков.

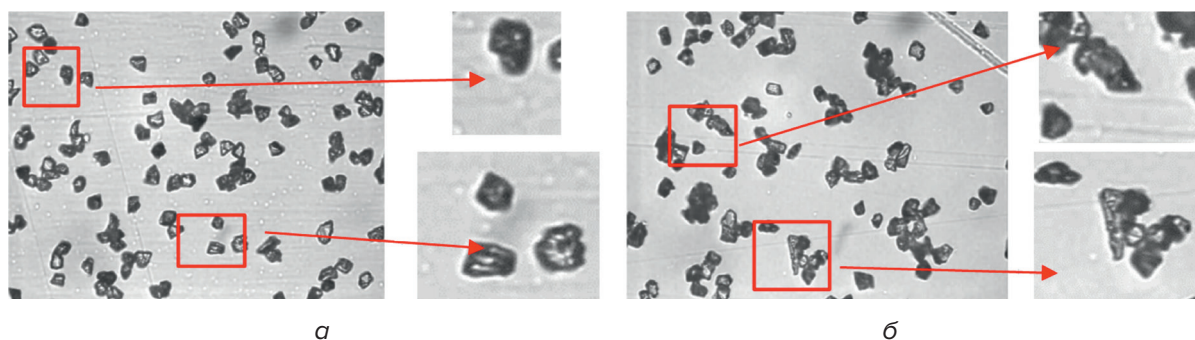


Рис. 2. Виды проекций зерен алмазных синтетических микропорошков марки АСМ 7/3:  
а – поставщик 1; б – поставщик 2

Как видно из рис. 2, микропорошок от поставщика 1 имеет более округленную форму зерен – изометричную. Зерна микропорошка от поставщик 2 имеют более вытянутую форму и острые зазубренные кромки. Зерно с острыми углами и меньшим радиусом округления значительно легче проникает в обрабатываемый материал, обеспечивает хорошую абразивную способность, но может оказать отрицательное влияние на качество поверхности – нанесение рисок и царапин. Результаты оценки особенностей формы зерна алмазных синтетических микропорошков согласуются с результатами эксплуатационных испытаний (табл. 2, рис. 1).

#### **Оценка абразивной способности алмазных микропорошков**

Для подтверждения полученных результатов произвели оценку абразивной способности алмазных синтетических микропорошков марки АСМ 7/3 с разными морфологическими особенностями (формы зерна) от разных поставщиков.

Абразивная способность алмазных синтетических микропорошков определяется в соответствии с ГОСТ 9206-80. В связи с отсутствием на БМЗ специальных устройств и материалов, которые применяются в соответствии с ГОСТ 9206-80, определение абразивной способности осуществляли на действующем на БМЗ оборудовании, применяемом для обработки канала твердосплавных волок. Линейный износ твердого сплава при шлифовании канала волок определяли на установке Conoptica, которая применяется для автоматического измерения внутреннего диаметра канала волок. Массовый износ (величина съема твердого сплава в граммах) твердого сплава при шлифовании канала волок определялся на лабораторных весах ВЛТЭ-Т. Измерение линейного и массового износа твердого сплава осуществляли на 10 волоках каждые 100 сек с заменой иглы для шлифования канала для каждого поставщика алмазных синтетических микропорошков марки АСМ 7/3. Результаты эксперимента приведены на рис. 3, 4.

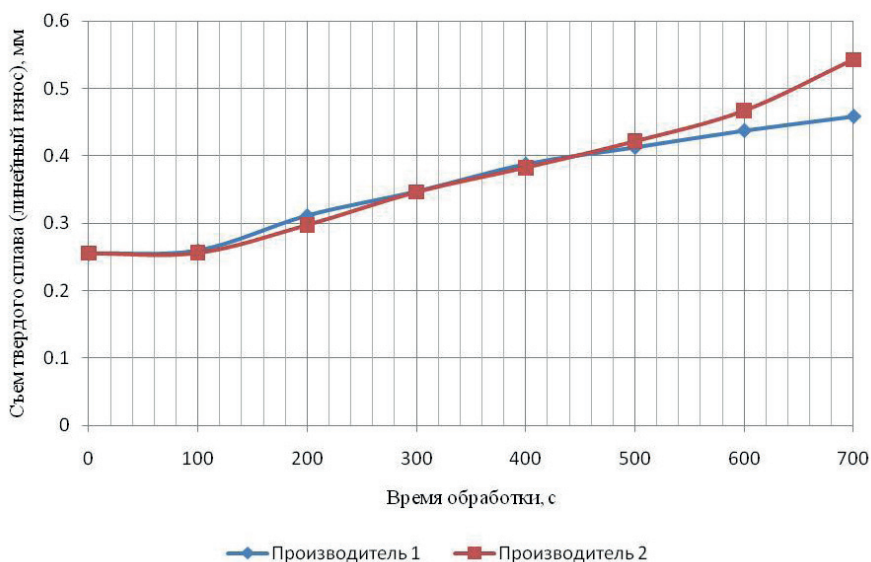


Рис. 3. График зависимости величины съема твердого сплава (линейный износ) от времени обработки

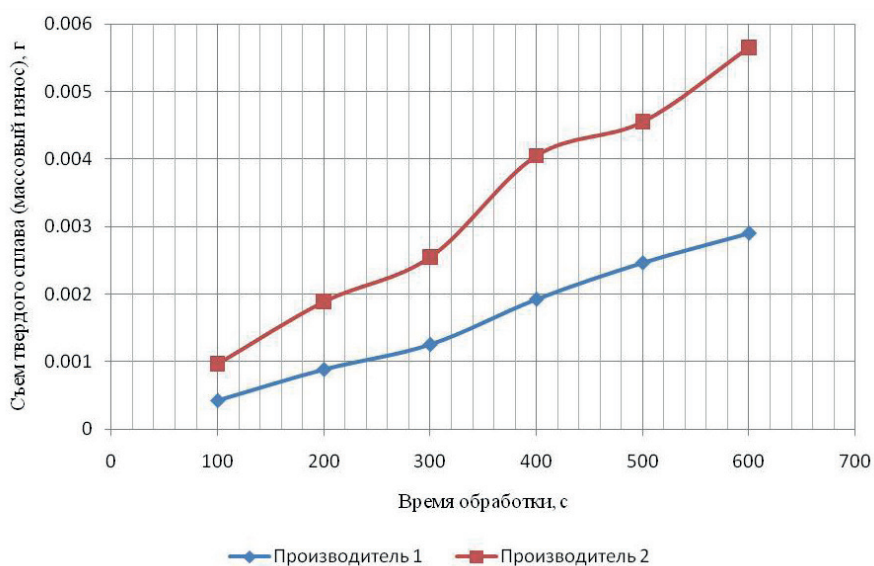


Рис. 4. График зависимости величины съема твердого сплава (массовый износ) от времени обработки

Как видно из рис. 3, 4, микропорошок от поставщика 2, который имеет зерна с острыми кромками, существенно превосходит по абразивной способности микропорошок от поставщика 1 с зернами более округлой формы. Полученные результаты согласуются с теоретическими выкладками и результатами эксплуатационных испытаний.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Качество изготавливаемой латунированной проволоки на БМЗ напрямую связано с качеством используемых в производстве твердосплавных волок. Выбор алмазного синтетического микропорошка, используемого для обработки рабочего канала волокна, важный этап в процессе изготовления волочильного инструмента. От качества применяемого алмазного микропорошка зависит производительность процесса изготовле-

ния волокни и качество волочильного инструмента. Применение некачественного порошка может привести к значительным затратам на производстве.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что на качество обрабатываемой поверхности и абразивную способность алмазных синтетических микропорошков существенное влияние оказывает их форма зерна. Микропорошки с зернами округлой формы позволяют снизить количество брака при шлифовке канала твердосплавных волок, получить поверхность с незначительными следами шлифовки, но при этом имеют более низкую абразивную способность и, как следствие, снижают производительность оборудования. Микропорошки, имеющие в своем составе большое количество зерен с острыми кромками, позволяют существенно повысить производительность шлифовального оборудования, но при этом снижается качество изготавливаемых волок, тем самым повышая процент отбраковки годных волок. При промышленном применении алмазных синтетических микропорошков важно учитывать их морфологические особенности для одновременного обеспечения высокой производительности оборудования и качества изготавливаемых твердосплавных волок.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Васильев, Л. А. Алмазы, их свойства и применение / Л. А. Васильев, З. П. Белых. – М. : Недра, 1983. – 101 с.
2. Порошки алмазные : Технические условия ГОСТ 9206-70[СТ СЭВ 682-77, СТ СЭВ 2172-80]. – Введ. с 01.07.81. – Москва : Государственный комитет СССР по стандартам, 1989 – 55 с.
3. Захаренко, И. П. Алмазные инструменты и процессы обработки / И. П. Захаренко. – К. : Техника, 1980. – 215 с.
4. Синтетические алмазы в машиностроении / В. Н. Бакуль [и др.]. – Киев : Наукова думка, 1976. – 351 с.

### **REFERENCES**

1. Vasilieva, L. A., Belych Z. P. Diamonds, their properties and applications / L. A.Vasilieva, , Z. P. Belych – M., Nedra, 1983, page 101
2. Diamond powders : Technical conditions GOST 9206-70[СТ СЭВ 682-77, СТ СЭВ 2172-80]. – Implemented from 01.07.81. – Moscow : USSR State Committee for Standards, 1989 – page 55.
3. Zakharenko, I. P., Diamond tools and processes / I. P. Zakharenk. – K. : Technika, 1980. – page 215.
4. Synthetic diamonds in mechanical engineering / V. N. Bakul [et al.]. – Kiev : Novukova dumka, 1976. – page 351.

*Статья поступила в редакцию 11.05.2023 г.*



## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА МИКРО-, МЕЗО- И МАКРОМАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПРОГРАММНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Э. Б. Завойчинская, И. Ю. Панарин

Московский государственный университет им. М В. Ломоносова,  
г. Москва, Российская Федерация

*Записывается система рекуррентных определяющих соотношений для вероятности хрупкого разрушения на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях и строятся кривые усталости по уровням дефектности при одночастотном симметричном нагружении, состоящем из конечного числа блоков разных амплитуд и чисел циклов. Результаты расчетов при различных режимах нагружения из двух блоков для 0,25 % углеродистой стали удовлетворительно соответствуют известным опытным данным.*

**Ключевые слова:** хрупкое усталостное разрушение, программное (блочное) нагружение, вероятность разрушения, кривая усталости

## PREDICTION OF FATIGUE CURVES OF METALS AND ALLOYS AT MICRO-, MESO- AND MACRO SCALE FAILURE LEVELS AT PERIODIC PROGRAM LOADS

E. B. Zavoychinskaya, I. Y. Panarin

Lomonosov Moscow State University,  
Moscow, Russian Federation

*A system of recurrent constitutive relations is written for the brittle fracture probability at micro-, meso- and macroscale levels, and fatigue curves on defect levels are plotted at the one frequency symmetric loading, consisting of a finite number of blocks with different amplitudes and number of cycles. The results of calculations at different regimes of two block loading for 0.25 % carbon steel are in satisfactory agreement with the known experimental data.*

**Keywords:** brittle fatigue failure, program (block) loading, failure probability, fatigue curve

e-mail: elen@velesgroup.com

При оценке долговечности элементов энергетического оборудования, продуктопроводов, лопаток и дисков турбонасосных агрегатов авиационных и ракетных двига-

телей возникает задача описания процессов разрушения при различных программных полигармонических процессах нагружения. В данной работе рассматриваются частные случаи – периодические одночастотные симметричные нагружения, состоящие из блоков разных амплитуд и чисел циклов следующего вида:

$$\sigma(\tau) = \sigma_a \sin \frac{2\pi n}{t} \tau \sum_{q=1}^{\hat{Q}} \sigma_{a,q} [h(\tau - \hat{t}_{q-1}) - h(\tau - \hat{t}_q)],$$

$$0 \leq \sigma_{a,q} \leq 1, \tau \in [0, t], \hat{t}_0 = 0, \hat{t}_q - \hat{t}_{q-1} = \frac{2\pi n_q}{\omega}, \quad (1)$$

где  $\hat{t}_q, q = 1, \dots, \hat{Q}$  – времена действия амплитуды напряжений. Далее рассматриваются безразмерные значения времен  $t_q \equiv \hat{t}_q / t$  и временных переменных  $\tau \equiv \tau / t, z \equiv z / t$ .

Экспериментальному исследованию программных нагружений вида (1) посвящен ряд работ, например [1–13].

Для определения долговечности при нагружениях (1) используются эмпирические критериальные соотношения, аппроксимирующие экспериментальные данные, классические теории прочности (максимальных нормальных или максимальных касательных напряжений). Эти соотношения, как правило, справедливы в узком диапазоне амплитудных и частотных отношений, характерных для материалов, применительно к которым выполнялись исследования.

Широко используются модели континуальных теорий поврежденности, в основном известные гипотезы линейного и нелинейного суммирования повреждений. Вместе с тем обработка многочисленных результатов испытаний материалов свидетельствует об ограниченной применимости этих гипотез. Анализ экспериментальных данных и физических закономерностей развития усталостного разрушения приводит к необходимости рассматривать разрушение как разномасштабный случайный процесс последовательного прохождения определенных структурных уровней с разными механизмами развития хрупкого и вязкого разрушений, изменения структуры материала, и не является процессом накопления повреждений [14–18].

Существующие подходы не позволяют оценивать долговечность при нагружениях вида (1) с учетом особенностей развития иерархического случайного процесса разрушения по различным физическим механизмам на микро-, мезо- и макроуровнях.

Усталостное разрушение твердых тел не является критическим событием – это процесс, протекающий во времени на многих масштабно-структурных уровнях. Проблеме описания иерархии уровней разрушения посвящено много исследований [17, 18]. Общепринятых представлений об уровнях нет. В этой работе для описания развития хрупкого усталостного разрушения предлагается выделять шесть масштабно-структурных уровней разрушения, следуя подходу [14–18], с определением понятия дефекта  $j$ -ого масштабно-уровня,  $j = 1, \dots, 6$ , в некотором представительном объеме  $V_c$  ( $V_c = L^3$  – объем твердого тела, в котором возможно зарождение начальной трещины разрушения длины  $L$ ),  $l_j = l_j(\tau)$  – характерный линейный размер дефекта  $j$ -ого уровня,  $q_j(\tau) = \lim_{\Delta V \rightarrow V_c} \Delta q_j(\tau) / \Delta V$  – плот-

ность в объеме  $V_c$  ( $\Delta q_j = \Delta q_j(\tau)$  – среднее количество дефектов в объеме  $\Delta V$ ) в момент времени  $\tau \in [0, t]$ . Предельное состояние дефекта  $j$ -ого уровня задается размером  $l_{fj}$  и плотностью  $q_{fj}$  в объеме  $V_c$ . Рассматривается непрерывная возрастающая усредняющая функция  $j$ -ого уровня  $l_j^*(\tau) = l_j(\tau) (q_j(\tau) V_c)^\gamma, \tau \in [0, t], \gamma = const$ , в предельном состоянии она достигает своего предельного значения  $l_{fj}^*, j = 1, \dots, 6$ . Полагается, что образование дефекта  $j$ -ого уровня начинается с достижения усредняющей функцией  $(j - 1)$ -ого уровня предельного значения в момент времени  $t_{j-1}^*, j = 1, \dots, 6$ . Вследствие случайного распределения дефектов по объему  $V_c$  процесс усталостного разрушения является стохастиче-

ским, а значения  $I_j^*$  для каждого момента времени  $\tau$  – случайными величинами. Вводится функция распределения вероятности неразрушения (функция надежности)  $R_j = R_j(\tau)$  на  $j$ -ом уровне (т. е. вероятности, с которой случайное значение усредняющей функции  $I_j^*$  в момент времени  $\tau$  принимает значения меньше соответствующего предельного значения). Функция надежности  $R_j = R_j(\tau)$  определяется как вероятность, с которой случайное значение некоторой функции процесса нагружения  $Q_j = Q_j(\tau)$  в момент времени  $\tau$ , меньше своего определенного значения  $Q_{j,th}$ ,  $0 \leq Q_{j,th} \leq 1$ , в следующем виде:

$$R_j(\tau) = P(Q_j(\tau) < Q_{j,th}), j = 1, \dots, 6. \quad (2)$$

Вероятность хрупкого разрушения по дефектам  $j$ -ого уровня определяется функцией вида:

$$F_j(\tau) = 1 - P(Q_j(\tau) < Q_{j,th}), j = 1, \dots, 6 \quad (3)$$

В выражениях (2) и (3) требуется задать вид функции  $Q_j = Q_j(\tau)$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , т. е. построить систему шести определяющих соотношений модели.

По результатам исследований физических закономерностей развития процесс на микро- и мезоуровнях можно положить, что вероятность разрушения по дефектам первых четырех уровней определяется достижением дефектами соответствующих предельных состояний, при этом дефекты всех предыдущих уровней также зарождаются, развиваются и сливаются, но вероятность разрушения по ним мала. На пятом макроуровне вероятность разрушения обусловлена независимыми процессами разрушения по дефектам четвертого и пятого уровней, на шестом уровне – по дефектам четвертого, пятого и шестого уровней. Также вводится функция  $Q = Q(\tau)$ ,  $\tau \in [0, t]$ ,  $0 \leq Q \leq 1$ , определяющая макроразрушение как сумму независимых событий – разрушения  $j$ -ого уровня при отсутствии разрушений других уровней,  $j = 4, 5, 6$ , в виде:

$$Q(\tau) = \sum_{i=4}^6 \frac{Q_i(\tau)}{1 - Q_i(\tau)} \prod_{j=4}^6 (1 - Q_j(\tau)). \quad (4)$$

Если определяющие соотношения для  $Q_j = Q_j(\tau)$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , известны, то серия кривых усталости по уровням дефектности определяется уравнениями:

$$Q_j(t_j) = Q_{j,th}, j = 1, \dots, 6. \quad (5)$$

Функция  $Q = Q(\tau)$  определяет кривую усталости по образованию одной или нескольких макротрещин-лидеров конечной длины вида:

$$Q(t_f) = Q_{th}, \quad (6)$$

где  $t_f$  – долговечность по образованию макротрещины конечной длины с некоторой заданной вероятностью  $Q_{th}$ . Дальнейшее развитие макротрещины описывается методами и подходами механики разрушения.

В общем случае  $Q_j = Q_j(\tau)$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , являются операторами на процессе нагружения. В предлагаемом подходе в качестве оператора выбирается интегральный оператор Гильберта – Шмидта [19]. Для одноосного нагружения рассматриваются вспомогательные функции  $\varphi_j = \varphi_j(z)$  следующего вида:

$$\varphi_j(z, t) = \int_0^t K_j(z, \tilde{t}) \sigma(\tilde{t}) d\tilde{t} \quad j = 1, \dots, 6, \quad (7)$$

при условии, что  $\sigma = \sigma(\tau) \in L^2([0, t])$ , т. е. является функцией с интегрируемым квадратом:  $\int_0^t \sigma^2(\tau) d\tau \leq M^2$ ,  $M = const$ , функции  $K_j = K_j(z, \tilde{t})$  – положительно определенные симметрические ядра данного представления. Функции  $\alpha_j = \alpha_j(\tau)$  – функции времени процесса  $\tau \in [0, t]$ , определение которых приводится ниже. По теореме Гильберта – Шмидта [20]  $\varphi_j = \varphi_j(z, t)$  можно представить в виде рядов по собственным функциям ядер  $K_j = K_j(z, \tilde{t})$ , которые сходятся к ним абсолютно и равномерно. Для  $Q_j = Q_j(\tau)$  выписываются следующие выражения:

$$Q_j(\tau) = \alpha_j(\tau) \max_{z \in [0, t]} \varphi_j(z) = \alpha_j(\tau) \max_{z \in [0, t]} \sum_{k=0}^{\infty} \frac{D_k \Omega_k(z)}{\lambda_k^j}, \quad (8)$$

где  $\lambda_k^j$  – собственные значения оператора, соответствующие собственным функциям  $\Omega_k = \Omega_k(z)$ ,  $k = 0, \dots, \infty$ , на отрезке  $z \in [0, t]$ . В настоящей работе рассматриваются ядра интегральных операторов, для которых система собственных функций  $\Omega_k = \Omega_k(z)$  является системой тригонометрических функций следующего вида:

$$\Omega_0 = 1, \quad \Omega_1 = \sin \frac{2\pi z}{t}, \quad \Omega_2 = \cos \frac{2\pi z}{t}, \dots, \quad \Omega_{2k-1} = \sin \frac{2\pi z k}{t}, \quad \Omega_{2k} = \cos \frac{2\pi z k}{t}, \quad k \in \mathbb{N}. \quad (9)$$

В этом случае для нагружения  $\sigma = \sigma(z)$  на отрезке  $z \in [0, t]$  имеем следующие выражения:

$$\sigma(z) = \sum_{k=0}^{\infty} D_k \Omega_k(z), \quad D_0 = \frac{1}{t} \int_0^t \sigma(\tilde{t}) d\tilde{t}, \quad D_k = \frac{2}{t} \int_0^t \Omega_k(\tilde{t}) \sigma(\tilde{t}) d\tilde{t}, \quad k = 0, \dots, \infty. \quad (10)$$

Для симметричного одночастотного нагружения с амплитудой  $\sigma_a$  и круговой частотой  $\omega$ ,  $2\pi n / t = \omega$  вида:

$$\sigma = \sigma_a \sin \omega \tau, \quad \tau \in [0, t] \quad (11)$$

функции  $Q_j = Q_j(\tau)$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , определяются, следуя [15, 17], таким образом:

$$Q_j(\tau) = \frac{\alpha_j(\tau) \sigma_a}{\lambda_j^j} = \frac{\sigma_a}{\sigma_j(\omega, T_1)} \frac{\sqrt{\lg \tau - \lg(t_{j-1}(\sigma_a))}}{\sqrt{\lg T_j - \lg(t_{j-1}(\sigma_j))}}, \quad Q_j(t_j) = 1, \quad (12)$$

при условии  $\sigma_a \geq \sigma_{j-1}$ ,  $\lg t \geq \lg(t_{j-1}(\sigma_a))$ ,  $\sigma_0 = 0$ ;  $\tau \in [0, t]$ ,  $j = 1, \dots, 6$ .

Для определения базовых функций  $\sigma_j = \sigma_j(\omega, T_j)$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , в (12) (кривых усталости по уровням дефектности), при которых дефект  $j$ -ого уровня достигает предельного состояния, а функции  $I_j^* = I_j^*(\tau)$  своих предельных значений  $I_{t,j}^*$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , необходимо проводить серии макроэкспериментов по усталостной прочности при достижении соответствующих предельных состояний на каждом уровне с обработкой шлифов методами анализа микроструктуры. В известных работах, справочниках и других источниках содержится ограниченный объем информации. В некоторых частных случаях для материалов могут быть известны зависимости плотности дефектов и их размеров от амплитуды напряжений. В целом, в силу сложности проведения таких экспериментов возникает задача определения усталостных характеристик на микроуровне по данным испытаний на макроуровне. В качестве предельной амплитуды для дефектов четвертого уровня выбирается предел усталости  $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}(\omega, N_{-1})$ , полученный в стандартных опытах на усталостную прочность, при котором наблюдается макроразрушение по коротким макротрещинам,  $\sigma_4 = \sigma_{-1}$ ,  $N_4 = N_{-1}$ ,  $2\pi N_4 = \omega T_4$ . Существование такого предела подтверждается многочисленными экспериментами.

Заметное изменение микроструктуры металла (средних размеров и плотности микротрещин), а также изменение механизмов хрупкого разрушения наблюдается при изменении числа циклов нагружения, в среднем, на десятичные порядки. Базовые числа циклов пятого и шестого уровней выбираются по результатам экспериментов по макроразрушению. Таким образом, задаются следующие базовые числа циклов [17, 18]:

$$\lg N_j = \lg N_4 + 4 - j, \quad j = 1, 2, 3, 4, \quad \lg N_5 = \lg N_4 - 2, \quad \lg N_6 = \lg N_4 - 3. \quad (13)$$

По модели при выполнении соотношений (11) базовые амплитуды для дефектов микроуровня определяются через амплитуду  $\sigma_4$  примерно следующим образом:  $\sigma_1 \approx 0,65\sigma_4$ ,  $\sigma_2 \approx 0,73\sigma_4$ ,  $\sigma_3 \approx 0,86\sigma_4$ . Отметим, что при наличии опытных данных в качестве базовых амплитуд и чисел циклов могут рассматриваться и другие значения. Например, если по данным физических исследований для сплава известно значение предела чувстви-

тельности к циклическим напряжениям  $\sigma_1^s$ , ниже которого не наблюдаются структурные изменения, что соответствует по модели наличию дефектов только первого уровня, не достигающих предельного состояния, то  $\sigma_1 = \sigma_1^s$ . В качестве базовой амплитуды для дефектов шестого уровня можно выбрать соответствующий предел текучести. Также по данным серии опытов по нагружению партии образцов различными амплитудами напряжений из диапазона  $\sigma_a \in [\sigma_{-1}, \sigma_6]$  и исследованиям микроструктуры экспериментально определяется амплитуда напряжений  $\sigma_s$ , при которой на базе  $N_5$  функция  $I_5^* = I_5^*(N_5)$  достигает своего предельного значения  $I_{f,5}^*$ .

Определяющие соотношения модели для нагружения (1) имеют следующий вид:

$$Q_j(\tau) = \sigma_a \sqrt{\lg \tau - \lg \tilde{t}_{j-1}} \sum_{q=1}^Q \sigma_{a,q} \left[ \frac{1}{\sigma_j(\omega, t_q) \sqrt{\lg t_q - \lg \tilde{t}_{j-1}(\sigma_j(\omega, t_q))}} - \frac{1}{\sigma_j(\omega, t_{q-1}) \sqrt{\lg t_{q-1} - \lg \tilde{t}_{j-1}(\sigma_j(\omega, t_{q-1}))}} \right]$$

$$\lg \tau \geq \lg t_{j-1}, \quad Q_j(t_j) = 1, \quad j = 1, \dots, 6. \quad (14)$$

Функции  $\sigma_j = \sigma_j(\omega, t_q)$ ,  $q = 1 \dots Q$ ,  $j = 1, \dots, 6$ , определяются по кривым усталости соответствующего уровня дефектности при одноосном симметричном нагружении с одной амплитудой, которые известны (находятся по алгоритму, описанному выше).

Проводятся расчеты для нагружения вида (1), состоящего из двух блоков,  $\hat{Q} = 2$ , для 0,25 % углеродистой стали ( $\sigma_b = 520$  МПа,  $\sigma_s = 310$  МПа,  $\sigma_{-1} = 260$  МПа при  $N_f = 10^7$  циклов, частоте нагружения  $\nu = 50$  Гц [7]). На рис. 1 при нагружении (11) представлены области развития дефектов по соотношениям (12), кривые многоциклового усталости по уровням дефектности (шесть кривых изображены темными линиями) и кривая усталости по образованию макротрещины-лидера согласно уравнению (6) (светлой линией), крестиками отмечены базовые значения, кружочками – опытные значения. Получено хорошее соответствие опытным данным.

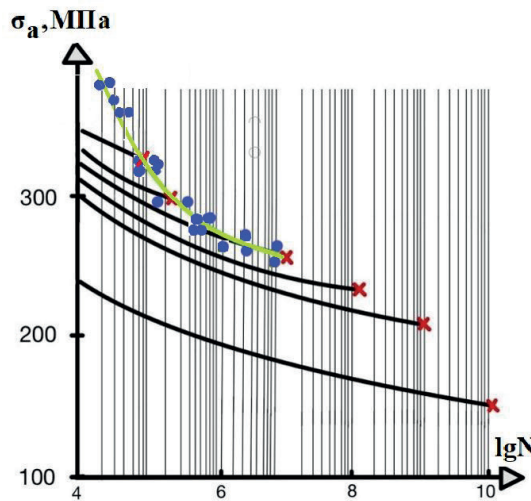


Рис. 1. Области развития дефектов, кривые усталости по уровням дефектности 0,25 % стали при симметричном одночастотном нагружении

Анализ опытных данных проводится по двум группам тестов при нагружении вида:

$$\sigma(\tau) = \sigma_a \sin \omega \tau \left( \sigma_{a,1} \left[ h(\tau) - h(\tau - \hat{t}_1) \right] + \sigma_{a,2} \left[ h(\tau - \hat{t}_1) - h(\tau - \hat{t}_2) \right] \right)$$

$$\tau \in [0, t], \quad \hat{t}_0 = 0, \quad \hat{t}_2 - \hat{t}_1 = \frac{2\pi n_2}{\omega}. \quad (15)$$

Как и ранее, в дальнейшем рассматриваются безразмерные значения характер-

ных времен:  $t_1 \equiv \hat{t}_1 / t$ ,  $t_2 \equiv \hat{t}_2 / t$  и временных переменных  $\tau \equiv \tau / t$ ,  $z \equiv z / t$ .

Соотношения модели для нагружения (15) выглядят следующим образом:

$$Q_j(\tau) = \sigma_a \sqrt{\lg \tau - \lg \tilde{t}_{j-1}} \left[ \frac{\sigma_{a,1} - \sigma_{a,2}}{\sigma_j(\omega, t_1) \sqrt{\lg t_1 - \lg \tilde{t}_{j-1}(\sigma_j(\omega, t_1))}} + \frac{\sigma_{a,2}}{\sigma_j(\omega, t_2) \sqrt{\lg t_2 - \lg \tilde{t}_{j-1}(\sigma_j(\omega, t_2))}} \right] \quad (16)$$

$\lg \tau \geq \lg t_{j-1}, \quad Q_j(t_j) = 1, \quad j = 1, \dots, 6$

В выражениях (16) долговечность по  $j$ -му уровню дефектности обозначается  $\tilde{t}_j$ .

Первая группа тестов была следующая. Амплитуда  $\sigma_a$  в выражении (15) выбиралась равной условному пределу выносливости стали  $\sigma_a = \sigma_{-1}$ , и рассматривались четыре режима нагружения: (1)  $\sigma_{a,1} = 1, \sigma_{a,2} = 1,1$ ; (2)  $\sigma_{a,1} = 1,1, \sigma_{a,2} = 1,2$ ; (3)  $\sigma_{a,1} = 1,2, \sigma_{a,2} = 1,3$ ; (4)  $\sigma_{a,1} = 1,3, \sigma_{a,2} = 1,4$ . При этом в каждом из режимов нагружение с первой амплитудой производилось треть времени от полной долговечности:  $t_1 = t_f / 3$ . Опытные данные [7] представлены на рис. 2а, из которого видно, что все четыре режима практически не меняют долговечность – экспериментальные значения предельной амплитуды напряжений  $\sigma_{a,2}$  в зависимости от числа циклов (отмечены черными кружками) практически ложатся на кривую Велера нагружения с одной амплитудой. Проведены расчеты по соотношениям (16). На рис. 2б представлены области развития дефектов, кривые усталости по уровням дефектности и кривая усталости по макроразрушению, которая практически совпадает с кривой на рис. 1. На рис. 2б опытные точки с рис. 1 представлены кружками, а в случаях тестов при нагружении (15) (с рис. 2а) ромбиками.

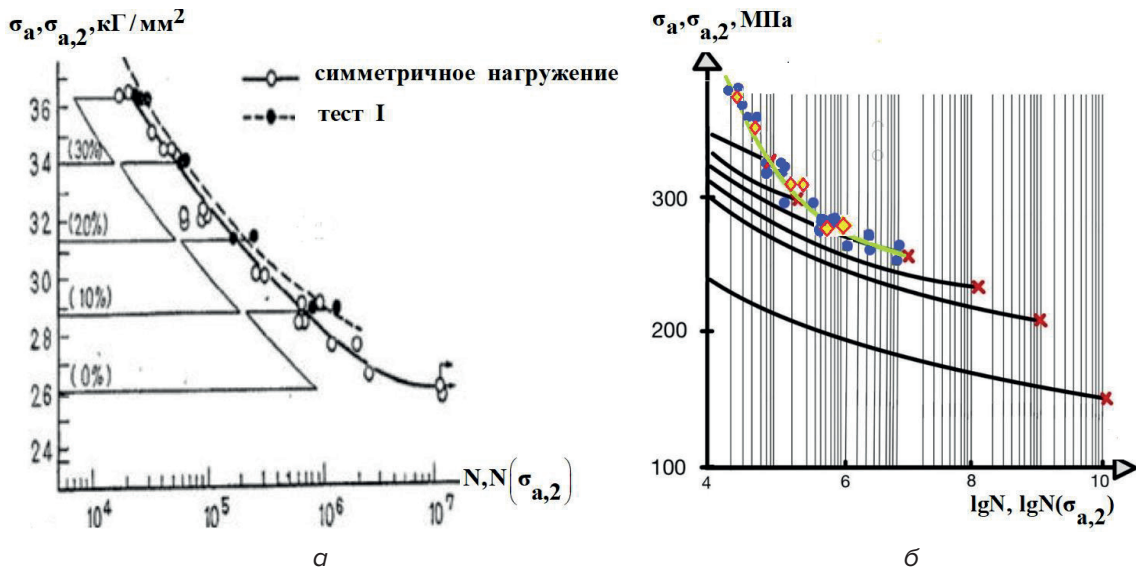


Рис. 2. Для 0,25 % углеродистой стали:

$a$  – опытные данные по усталости с одной амплитудой  $\sigma_a$  (полые кружки) и при блочном нагружении с амплитудой  $\sigma_{a,2}$  (сплошные кружки) в зависимости от числа циклов по второй частоте;  $b$  – кривые усталости по уровням дефектности и по макроразрушению и опытные данные при амплитуде  $\sigma_a$  (сплошные кружки) и при блочном нагружении (полые ромбики)

Вторая группа тестов производилась в обратном порядке к первой группе. А именно, рассматривалось нагружение (15),  $\sigma_a = \sigma_{-1}$ , в следующих четырех режимах: (1)  $\sigma_{a,1} = 1,1, \sigma_{a,2} = 1$ ; (2)  $\sigma_{a,1} = 1,2, \sigma_{a,2} = 1,1$ ; (3)  $\sigma_{a,1} = 1,3, \sigma_{a,2} = 1,2$ ; (4)  $\sigma_{a,1} = 1,4, \sigma_{a,2} = 1,3$ . При этом в каждом режиме с первой амплитудой велось нагружение две трети времени от полной долговечности  $t_1 = 2t_f / 3$ . Опытные данные представлены на рис. 3, из которого видно, что в этой группе долговечность, в целом, меньше (отмечена сплошными кружками), чем при нагружении с одной амплитудой (отмечены полыми кружками).

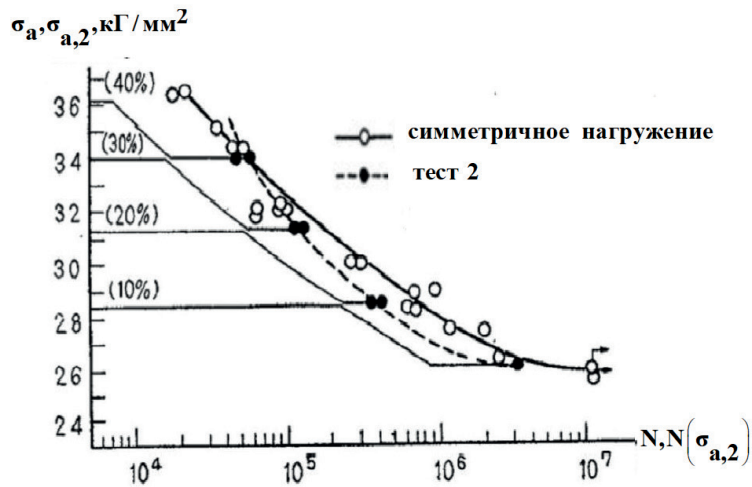
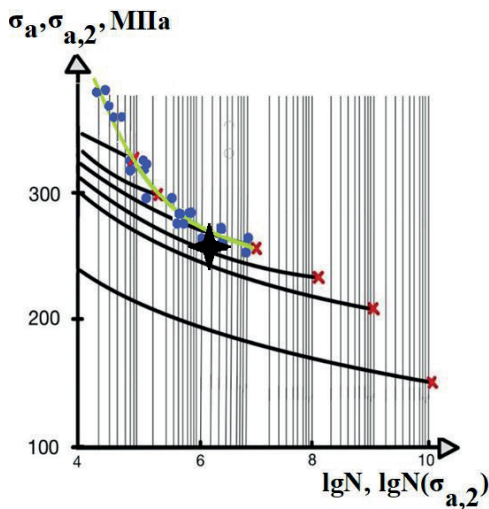
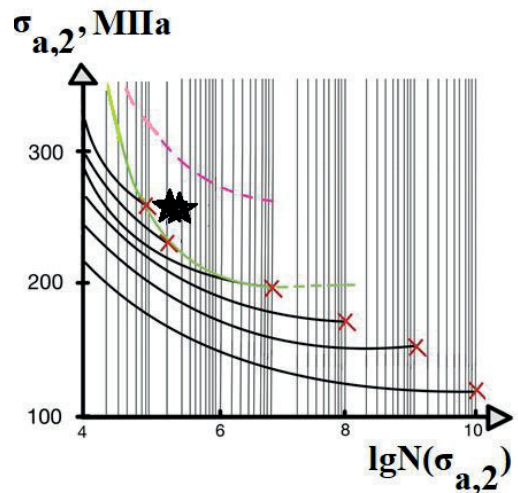


Рис. 3. Опытные данные по усталости для 0,25 % углеродистой стали в координатах: амплитуда  $\sigma_a$  (полые кружки) в зависимости от числа циклов и для блочного нагружения амплитуда  $\sigma_{a,2}$  (сплошные кружки) от числа циклов по второй частоте

Расчеты по модели по соотношениям (16) представлены для разных режимов соответственно на рис. 4а, б, в, г. Из рис. 4а видно, что области развития дефектов и кривые усталости по уровням дефектности для первого режима и одночастотного симметричного нагружения (рис. 3) практически совпадают. Обе кривые усталости по макроразрушению изображены светлой кривой, опытные данные при нагружении одной амплитуды  $\sigma_a$  представлены кружками, при первом режиме отмечены звездочкой. На рис. 4б, в, г представлены области развития дефектов и кривые усталости по уровням дефектности в случае второго, третьего и четвертого режимов соответственно. Светлая кривая усталости по макроразрушению соответствует случаю блочного нагружения, а пунктирная кривая – кривая усталости при нагружении с одной амплитудой. Опытные точки при соответствующих режимах представлены звездочками. Из рисунков видно, что в этих случаях кривые усталости для блочного нагружения располагаются ниже.



а



б

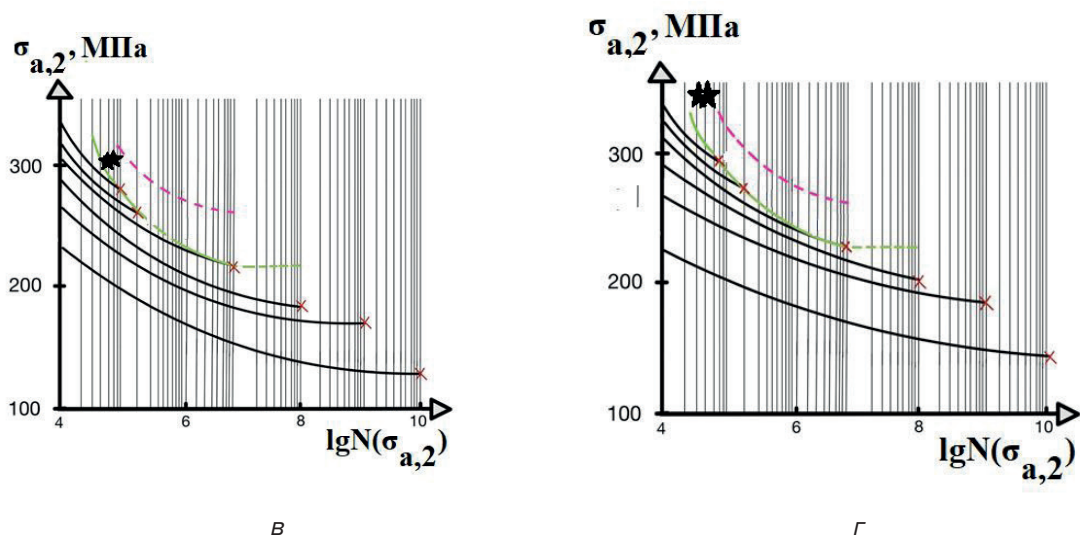


Рис. 4. Области развития дефектов, кривые усталости по уровням дефектности 0,25 % стали и экспериментальные данные при четырех режимах нагружения соответственно в координатах: предельная амплитуда  $\sigma_{a,2}$  в зависимости от числа циклов по второй частоте

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ физических закономерностей развития хрупкого усталостного разрушения приводит к необходимости его рассматривать как разномасштабный случайный стадийный процесс прохождения определенных структурных уровней. В данной работе процесс хрупкого разрушения исследуется последовательно на микро- (вводится три микроуровня дефектов), мезо- и макроуровнях (вводится два макроуровня дефектов). Записывается система рекуррентных определяющих соотношений для вероятности разрушения на каждом уровне с использованием интегрального оператора Гильберта – Шмидта. Строятся кривые усталости по уровням дефектности и по образованию макротрещины-лидера (кривая Велера) для одночастотного симметричного нагружения, состоящего из конечного числа блоков разных амплитуд и чисел циклов. Дается алгоритм нахождения базовых функций модели по данным стандартных усталостных испытаний при одночастотном осевом нагружении с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин.

Проводятся расчеты по модели при одночастотном нагружении, состоящем из двух блоков, для 0,25 % углеродистой стали. Первый тест включает четыре режима: с возрастающей (на 10 %) второй амплитудой, действующей 2/3 долговечности, в каждом режиме и возрастающими (на 10 %) амплитудами от режима к режиму, по отношению к условному пределу выносливости стали при  $10^7$  циклов. Во всех случаях получено, что долговечность при всех четырех режимах определяется по кривой Велера для большей амплитуды.

Второй тест включает режимы нагружений в обратном порядке к первому тесту. Для каждого режима строятся кривые усталости по уровням дефектности. Получено, что в этих случаях (при нагружениях вначале с большей амплитудой 2/3 времени) имеет место уменьшение долговечности по сравнению с определенной по кривой Велера при этой амплитуде (максимально, в среднем, в три раза), что также подтверждается результатами опытов для этой стали.



## ЛИТЕРАТУРА

1. Закономерности развития усталостных трещин в конструкционных сталях при двухчастотном нагружении / В. Т. Трощенко [и др.] // Проблемы прочности, 1985. – № 10. – С. 30–39.
2. Yamada, T. Investigation of Fatigue Strength of Metals under Actual Service Loads / T. Yamada, S. Kitagawa // Bulletin of JSME, 1967. – V. 10, No. 38. – P. 245–252.
3. Трощенко, В. Т. Усталость и циклическая неупругость аустенитной стали после длительной эксплуатации при различных режимах нагружения / В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза // Проблемы прочности, 2012. – № 5. – С. 5–14.
4. Misawa, H. The effect of stress amplitude below the fatigue limit on cumulative fatigue lives in perforated round specimens / H. Misawa, Y. Kawada // Bulletin of JSME, 1973. – V. 16, No. 94. – P. 655–663.
5. Tanaka, T. Notch dependency of the effect of superimposed stress of high frequency on the fatigue strength / T. Tanaka, S. Denoh // Bulletin of JSME, 1971. – V. 14, No. 77. – P. 1139–1148.
6. Tanaka, T. Effect of the superimposed stress of high frequency on Fatigue strength / T. Tanaka // Bulletin of JSME, 1968. – V. 11, No. 43. – P. 77–83.
7. Some experiments on the fatigue life under double and triple stresses / Y. Kawada [et al.] // Bulletin of JSME, 1960. – V. 3, No. 10. – P. 275–281.
8. Kori, T. A study on the fatigue strength of carbon steels under multiple repeated stresses / T. Kori, S. Sasaki // Bulletin of JSME, 1960. – V. 3, No. 10. – P. 281–286.
9. Srivatsavan, R. A Cumulative Damage Rule Based on Successive Reduction in Fatigue Limit / R. Srivatsavan, S. Subramanyan // Journal of Engineering Materials and Technology, 197. – V. 100. – P. 212–214.
10. Fatigue damage accumulation in aluminum 7050-T7451 alloy subjected to block programs loading under step-down sequence / A. L.M. Carvalho [et al.] // Procedia Engineering, 2010. – V. 2, Issue 1. – P. 2037–2043.
11. Very High Cycle Fatigue Damage of TC21 Titanium Alloy under High/Low Two-Step Stress Loading / Baohua Nie [et al.] // Crystals. – 2023. – V. 13 (1) – 139.
12. Influence of the mean stress on the fatigue life of welded joints under variable amplitude loading / Xu Liu [et al.] // International Journal of Fatigue, 2022. – V. 163. – 106972.
13. Fitzka, M. Constant and variable amplitude fatigue testing of aluminum alloy 2024-T351 with ultrasonic and servo-hydraulic equipment / M. Fitzka, H. Mayer // International Journal of Fatigue, 2016. – V. 91. – P. 363–372.
14. Завойчинская, Э. Б. Моделирование развития хрупкого разрушения материалов при двухчастотном нагружении на разных масштабных уровнях / Э. Б. Завойчинская, И. Ю. Панарин // Системы управления полным жизненным циклом высокотехнологичной продукции в машиностроении: новые источники роста : VI Всероссийская научно-практическая конференция, Москва, 19 апреля 2023. – Москва : Первое экономическое издательство, 2023. – С. 52–57.
15. Завойчинская, Э. Б. Исследование хрупкого усталостного разрушения при двухчастотном нагружении / Э. Б. Завойчинская, И. Ю. Панарин // Современные методы и технологии создания и обработки материалов – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2022. – Т. 1. – С. 103–113.
16. Завойчинская, Э. Б. К оценке предельных состояний материалов на разных масштабных уровнях / Э. Б. Завойчинская, И. Ю. Панарин // Новые материалы : Перспективные технологии получения и методы исследования. – Москва : МИФИ, 2022. – Т. 20. – С. 134–135.
17. Завойчинская, Э. Б. Моделирование многоциклового усталости материалов при симметричном программном нагружении на разных масштабных уровнях / Э. Б. Завойчинская, И. Ю. Панарин // Современные проблемы машиностроения. – Томск : ФГАОУ ВО НИ ТП. – 2022. – С. 19–20.
18. Завойчинская, Э. Б. Общие закономерности и критерии разрушения твердых тел на разных масштабных уровнях при длительном нагружении (обобщающая статья) / Э. Б. Завойчинская // Завод. лаборатория. Диагностика материалов, 2022. – Т. 8, № 7. – С. 48–62.
19. Завойчинский, Б. И. Долговечность магистральных и технологических трубопроводов (теория, методы расчета, проектирование) / Б. И. Завойчинский. – Москва : Недра, 1992. – 271 с.
20. Петровский, И. Г. Лекции по теории интегральных уравнений / И. Г. Петровский. – Москва : Физматлит, 2009. – 136 с.

## REFERENCES

1. Zakonomernosti razvitiya ustalostnykh treshchin v konstruktsionnykh stalyakh pri dvukhcha-stotnom nagruzhении / V. T. Troshchenko [i dr.] // Problemy prochnosti, 1985. – № 10. – S. 30–39. (in Russian)
2. Yamada, T. Investigation of Fatigue Strength of Metals under Actual Service Loads / T. Yamada, S. Kitagawa // Bulletin of JSME, 1967. – V. 10, No. 38. – P. 245–252.
3. Troshchenko, V. T. Ustalost' i tsiklicheskaya neuprugost' austenitnoy stali posle dlitel'noy ekspluatatsii pri razlichnykh rezhimakh nagruzheniya / V. T. Troshchenko, L. A. Khamaza // Problemy prochnosti, 2012. – № 5. – S. 5–14. (in Russian)
4. Misawa, H. The effect of stress amplitude below the fatigue limit on cumulative fatigue lives in perforated round specimens / H. Misawa, Y. Kawada // Bulletin of JSME, 1973. – V. 16, No. 94. – P. 655–663.
5. Tanaka, T. Notch dependency of the effect of superimposed stress of high frequency on the fatigue strength / T. Tanaka, S. Denoh // Bulletin of JSME, 1971. – V. 14, No. 77. – P. 1139–1148.
6. Tanaka, T. Effect of the superimposed stress of high frequency on Fatigue strength / T. Tanaka // Bulletin of JSME, 1968. – V. 11, No. 43. – P. 77–83.
7. Some experiments on the fatigue life under double and triple stresses / Y. Kawada [et al.] // Bulletin of JSME, 1960. – V. 3, No. 10. – P. 275–281.
8. Kori, T. A study on the fatigue strength of carbon steels under multiple repeated stresses / T. Kori, S. Sasaki // Bulletin of JSME, 1960. – V. 3, No. 10. – P. 281–286.
9. Srivatsavan, R. A Cumulative Damage Rule Based on Successive Reduction in Fatigue Limit / R. Srivatsavan, S. Subramanyan // Journal of Engineering Materials and Technology, 197. – V. 100. – P. 212–214.
10. Fatigue damage accumulation in aluminum 7050-T7451 alloy subjected to block programs loading under step-down sequence / A. L.M. Carvalho [et al.] // Procedia Engineering, 2010. – V. 2, Issue 1. – P. 2037–2043.
11. Very High Cycle Fatigue Damage of TC21 Titanium Alloy under High/Low Two-Step Stress Loading / Baohua Nie [et al.] // Crystals. – 2023. – V. 13 (1) – 139.
12. Influence of the mean stress on the fatigue life of welded joints under variable amplitude loading / Xu Liu [et al.] // International Journal of Fatigue, 2022. – V. 163. – 106972.
13. Fitzka, M. Constant and variable amplitude fatigue testing of aluminum alloy 2024-T351 with ultrasonic and servo-hydraulic equipment / M. Fitzka, H. Mayer // International Journal of Fatigue, 2016. – V. 91. – P. 363–372.
14. Zavoychinskaya, E. B. Modelirovaniye razvitiya khрупkogo razrusheniya materia-lov pri dvukhchastotnom nagruzhении na raznykh masshtabno-strukturnykh urovnyakh / E. B. Zavoychinskaya, I. YU. Panarin // Sistemy upravleniya polnym zhiznennym tsiklom vysokotekhnologichnoy produktsii v mashinostroyenii: novyye istochniki rosta : VI Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii, Moskva, 19 aprelya 2023. – Moskva : Pervoye ekonomicheskoye izdatel'stvo, 2023. – S. 52–57. (in Russian)
15. Zavoychinskaya, E. B. Issledovaniye khрупkogo ustalostnogo razrusheniya pri dvukhchastotnom nagruzhении / E. B. Zavoychinskaya, I. YU. Panarin // Sovremennyye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. – Minsk : FTI NAN Belarusi, 2022. – T. 1. – S. 103–113. (in Russian)
16. Zavoychinskaya, E. B. K otsenke predel'nykh sostoyaniy materialov na raznykh masshtabno-strukturnykh urovnyakh / E. B. Zavoychinskaya, I. YU. Panarin // Novyye materialy : Perspektivnyye tekhnologii polucheniya i metody issledovaniya. – Moskva : MIFI, 2022. – T. 20. – S. 134–135. (in Russian)
17. Zavoychinskaya, E. B. Modelirovaniye mnogotsiklovoy ustalosti materialov pri simmetrichnom programnom nagruzhении na raznykh masshtabno-strukturnykh urovnyakh / E. B. Zavoychinskaya, I. YU. Panarin // Sovremennyye problemy mashinostroyeniya. – Tomsk : FGAOU VO NI TP. – 2022. – S. 19–20. (in Russian)
18. Zavoychinskaya, E. B. Obshchiye zakonomernosti i kriterii razrusheniya tverdykh tel na raznykh masshtabno-strukturnykh urovnyakh pri dlitel'nom nagruzhении (obobshchayushchaya stat'ya) / E. B. Zavoychinskaya // Zavod. laboratoriya. Diagnostika materialov, 2022. – T. 8, № 7. – S. 48–62.
19. Zavoychinskiy, B. I. Dolgovechnost' magistral'nykh i tekhnologicheskikh truboprovodov (teoriya, metody rascheta, proyektirovaniye) / B. I. Zavoychinskiy. – Moskva : Nedra, 1992. – 271 s.
20. Petrovskiy, I. G. Lektsii po teorii integral'nykh uravneniy / I. G. Petrovskiy. – Moskva : Fizmatlit, 2009. – 136 s.

*Статья поступила в редакцию 10.05.2023 г.*

## РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТКИ И ТЕОРИЙ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ

Г. В. Кожевникова, <sup>2</sup>В. Я. Щукин, <sup>1</sup>С. С. Дубенец

<sup>1</sup>Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,  
г. Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Республика Беларусь

*Развиты аспекты теории обработки металлов давлением в разделах теории поперечной прокатки, ее подразделе теории поперечно-клиновой прокатки, феноменологической деформационной теории разрушения металла, энергетической теории разрушения металла при пластическом течении.*

**Ключевые слова:** пластическое деформирование, поперечная прокатка, поперечно-клиновая прокатка, пластичность, теории разрушения металлов

## DEVELOPMENT OF CROSS ROLLING THEORY AND METALS FRACTION THEORY IN PLASTIC FLOW

G. V. Kozhevnikova, <sup>2</sup>V. Y. Shchukin, <sup>1</sup>S. S. Dubianets

<sup>1</sup>Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,  
Minsk, Republic of Belarus

<sup>2</sup>Belarusian National Technical University,  
Minsk, Republic of Belarus

*Aspects of the theory of metal forming are developed in sections of the theory of cross rolling, its subsection of the theory of cross wedge rolling, the phenomenological deformation theory of metal fracture and the energy theory of metal fracture during plastic flow.*

**Keywords:** plastic deforming, cross rolling, cross-wedge rolling, plasticity, metals fraction theories

e-mail: fti@tut.by

Основными белорусскими исследователями поперечной прокатки (ПП) и поперечно-клиновой прокатки (ПКП) В.Я. Щукиным, Г.В. Кожевниковой, А.О. Рудовичем, В.И. Садко, В.А. Клушиным и др. проведена масштабная исследовательская работа: изучены зависимости геометрии очага деформации, контактных поверхностей, кинематики и динамики прокатки, течения металла при пластической деформации, тензоров

и девиаторов деформаций и напряжений, структуры металла, плотности дислокаций, эксплуатационных свойств изделий, коэффициента полезного действия от параметров процесса прокатки [1, 2]. Белорусскими исследователями разработаны 11 способов поперечно-клиновой прокатки (ПКП), 7 экспериментальных способов определения пластических свойств металлов и сплавов, создано более 200 изобретений, более 500 технологий прокатки, опубликовано 17 монографий, в том числе в Китае и Германии. Технологические процессы и оборудование ПКП, разработанные белорусскими специалистами, реализованы в Беларуси и на территории более чем двух десятков технически развитых стран мира [2].

### ТЕОРИЯ ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТКИ

Рассматривается прокатка заготовки с отношением длины к диаметру более двух, что обеспечивает в среднем ее сечении условия плоско-деформированного состояния [3]. Изучены параметры прокатки двумя плитами, двумя и тремя валками и прокатки трубы. Установлено, что поле деформации может быть двух видов: при степени обжатия  $\delta$  менее 1,02 – местное поле, при степени обжатия более 1,02 – центрированное поле. При местном поле деформации частицы заготовки вращаются вокруг одного центра, при центрированном поле – вокруг двух центров, отстоящих на определенном расстоянии друг от друга в зависимости от степени обжатия. Это положение центров и расстояние между ними  $O_1O_2$  (рис. 1а) определяет минимум мощности деформации в процессе прокатки.

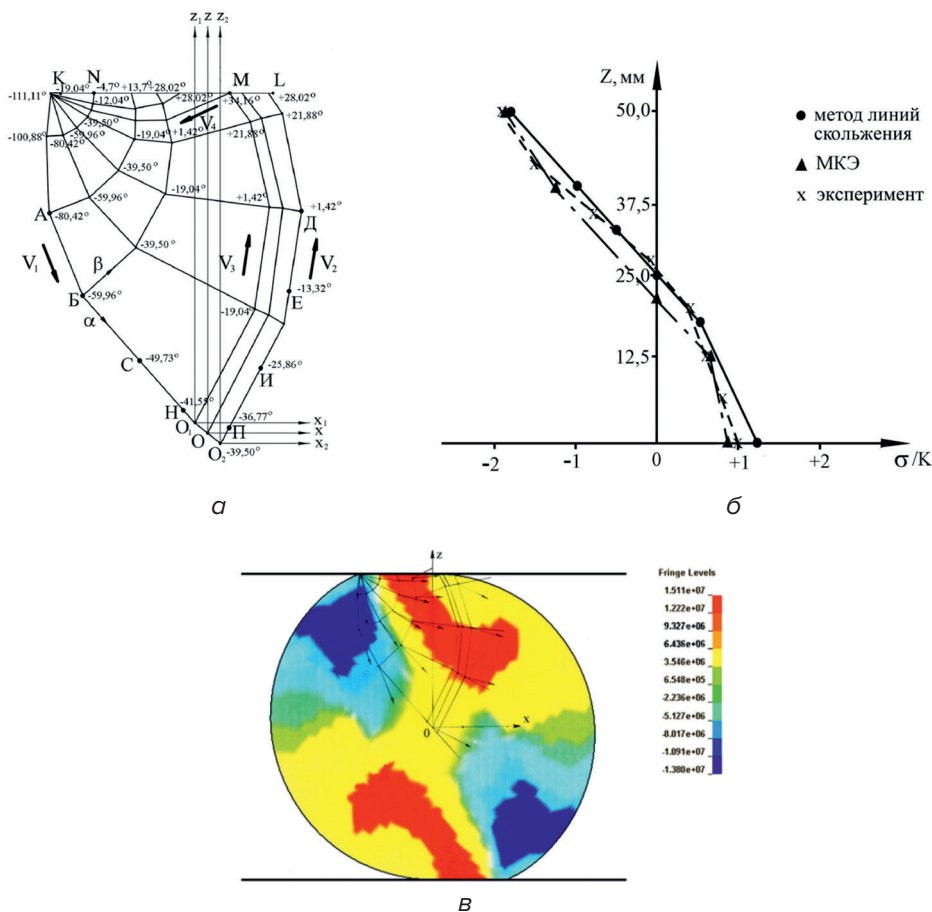


Рис. 1. Численно построенное поле линии скольжения (а) ( $\delta = 1,05$ ,  $\Delta\varphi = 20,46^\circ$ ), распределение среднего напряжения  $\sigma/K$  вдоль оси  $OZ$  (б), распределение касательных напряжений  $\tau_{xz}$  в очаге деформации (в), полученное компьютерным моделированием

Жесткие области вращаются каждая вокруг своего центра  $O_1$  и  $O_2$  с угловой скоростью  $\omega$ . Соотношение угловой скорости вращения  $\omega$  к линейной скорости движения инструмента  $V_{ин}$  определяется выражением:

$$i = \omega \cdot H / (2 V_{ин}), \quad (1)$$

где  $i$  – коэффициент скольжения;  $H$  – расстояние между инструментами, мм;  $V_{ин}$  – линейная скорость движения инструмента, мм/с.

Исследования показали, что с увеличением степени обжатия увеличивается проскальзывание заготовки по инструменту и коэффициент скольжения, соответственно, уменьшается. На этом свойстве ПП построен эффект самоустановления сил трения: если в кинематике процесса обработки металла давлением существует параметр, саморегулирующийся в зависимости от условий деформирования, то он самоустанавливается в зависимости от условий деформирования. Применительно к ПП эта закономерность формируется следующим образом: при ПП коэффициент трения самоустанавливается за счет изменения проскальзывания заготовки по инструменту так, чтобы момент сопротивления вращению заготовки был равен моменту, способствующему ее вращению [4]. Данная закономерность ограничена максимальной величиной возможного коэффициента трения, зависящего от температуры деформации, состояния поверхности инструмента (шлифованный, фрезерованный, с технологической насечкой), свойств деформируемого тела.

В наших исследованиях использован коэффициент трения по Прандтлю:

$$\mu_t = \tau / K \leq 1, \quad (2)$$

где  $\tau$  – напряжение трения;  $K$  – пластическая постоянная материала в зоне контакта.

Впервые численным методом построено корректное поле линий скольжения при ПП, обеспечивающее определение всех параметров кинематики и динамики процесса. Теория процесса прокатки создавалась с использованием методов верхнеграничной оценки, полей линий скольжения, конечных элементов с применением компьютерной техники, планирования эксперимента, тензорного исчисления, теории вероятности и ряда экспериментальных методов.

Переход от плоской прокатки к валковой, так же как и относительное уменьшение диаметра валка приводят к снижению нормальных контактных напряжений и к росту растягивающих гидростатических давлений на оси и, как следствие, повышению вероятности вскрытия полости на оси заготовки.

Переход от двухвалковой прокатки к трехвалковой сопровождается ростом нормальных контактных напряжений и снижением растягивающих гидростатических давлений на оси заготовки и, как следствие, уменьшением вероятности вскрытия полости на оси заготовки [5].

Метод полей линий скольжения и экспериментальный метод муара показывают, что при ПП наружные слои металла смещаются в направлении движения инструментов относительно внутренних слоев заготовки.

Установлено, что максимальная интенсивность скорости деформации сдвига наблюдается вблизи контактной поверхности в месте входа металла в очаг деформации. При этом, вследствие того, что металл поверхностных слоев за один оборот заготовки дважды проходит жесткие области без деформации, а металл осевой области постоянно деформируется, накопленные деформации на оси заготовки и в поверхностном слое соизмеримы.

## ТЕОРИЯ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ

Схема осуществления ПКП показана на рис. 2.

От других процессов ПКП выгодно отличает высокий коэффициент использования металла, возможность полной автоматизации процесса, максимальное приближе-

ние прокатанной детали к профилю изделия, широкие технологические возможности, высокая стойкость инструмента, низкий уровень шума, отсутствие источников виброколебаний для большинства способов ПКП [6]. По экономичности ПКП превосходит штамповку на молотах, прессах, ковочных машинах.

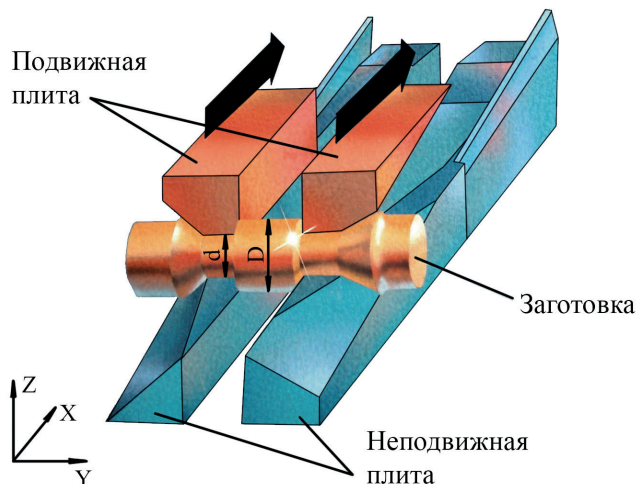


Рис. 2. Схема ПКП

Первый патент по ПКП появился в Германии в 1879 году [7], первая реализация ПКП в промышленности состоялась намного позже: в 1949 году А.Ф. Балин внедрил ПКП в винтовых калибрах на Горьковском автозаводе. В Беларуси исследования и реализацию ПКП начали в 1965 году в базовой лаборатории ОМД Минского тракторного завода В. Я. Щукин и В.И. Махнач. На этот момент о процессе ПКП была информация только о том, что процесс возможен и все его параметры подбираются методом проб и ошибок. С 1969 года исследованием ПКП начинает заниматься Физико-технический институт Академии наук БССР.

Установлено, что ПКП, так же как и ПП, может быть с местным и центрированным полями деформации – с вращением вокруг одного или двух центров в зависимости от минимума возможной мощности процесса. Выделяют стационарную и нестационарную стадии ПКП, а также в зависимости от температуры процесса различают горячую ( $T = 1000\text{--}1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), теплую ( $T = 400\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и холодную ( $T = 20\text{--}100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ПКП. Изучены способы ПКП некруглых поперечных сечений, включая квадратные и прямоугольные, ПКП труб.

Показано, что напряжения в очаге деформации изменяются от сжимающих в зоне контакта до растягивающих в осевой области заготовки. Величина этих напряжений в значительной степени зависит от геометрии инструмента (угла наклона боковой грани  $\alpha$  и угла заострения  $\beta$  клинового инструмента) и степени обжатия  $\delta$ . Напряжение в псевдожестких областях очага деформации на порядок меньше, чем в основной зоне очага деформации. Полученная информация оказалась незаменимой для определения условий разрушения металла при ПКП в виде вскрытия полости в осевой области.

Введен в теории обработках металлов давлением новый параметр – коэффициент полезного действия процесса; предложена гипотеза, чем ниже коэффициент полезного действия процесса, тем выше качество поковки, так как избытки затрачиваемой энергии расходуются на улучшение качественных показателей металла.

Созданы и исследованы компьютерные модели процессов ПКП. Впервые разработана компьютерная программа прогнозирования структуры металла и величины условной плотности дислокаций в зависимости от параметров ПКП. Созданы научные основы ПКП металлов и сплавов ограниченной пластичности. Изучены вопросы геоме-

трии контактных и свободных поверхностей очага деформации, кинематических и динамических параметров процесса ПКП, ресурса пластичности прокатанных изделий.

Показано, что существует четыре группы погрешностей, влияющих на формирование точности прокатанных деталей: случайные, систематические переменные, систематические постоянные и технологические погрешности. Основное влияние на точность оказывают факторы: колебание механических свойств материалов поковок, разброс температуры нагрева, колебание размеров исходных заготовок, колебание сил трения при прокатке, изменение температуры стана и инструмента в процессе их работы, износ инструмента, погрешность изготовления инструмента и его наладки, погрешности формы готового изделия: искривление оси, отклонение от круглости сечения и др.

### ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИОННАЯ ТЕОРИЯ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ

Согласно данной теории разрушение металла при пластической деформации наступает после достижения накопленными деформациями своего предельного значения  $\Lambda_{\text{пр}}$ . Это предельное значение зависит от среднего напряжения  $\sigma/K$  и эта зависимость названа диаграммой пластичности. Предельное значение накопленных деформаций  $\Lambda_{\text{пр}}$  также зависит от температуры и скорости деформации. Повреждаемость металла нелинейно связана с накопленными деформациями.

Показано [4], что зависимость предельного значения накопленных деформаций  $\Lambda_{\text{пр}}$  от напряжений носит более сложный характер: она представляет собой поверхность пластичности (рис. 3):

$$\Lambda_{\text{пр}} = f(\sigma/K; \sqrt[3]{J_3(T_\sigma)}/K), \quad (3)$$

где  $\sigma/K$  – среднее напряжение;  $\sqrt[3]{J_3(T_\sigma)}/K$  – параметр третьего инварианта тензора напряжений.

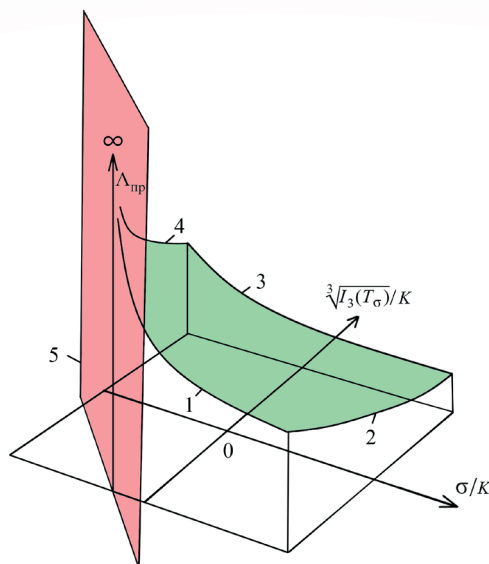


Рис. 3. Поверхность пластичности в координатах  $\Lambda_{\text{пр}} - \sigma/K - \sqrt[3]{J_3(T_\sigma)}/K$

Установлено, что предельное значение накопленных деформаций  $\Lambda_{\text{пр}}$  в значительной степени нелинейно зависит от вида деформации: монотонной однонаправленной, монотонной разнонаправленной и немонотонной разнонаправленной:

$$\Omega = \ln \Lambda_{\text{пр1}} / \ln \Lambda_{\text{пр2}}, \quad (4)$$

где  $\Omega$  – показатель увеличения пластичности различных видов деформации;  $\Lambda_{\text{пр1}}$  и  $\Lambda_{\text{пр2}}$  – предельные значения накопленных деформаций различных ее видов.

Изменение температуры нагрева заготовки может приводить к фазовому изменению структуры металла, что в значительной степени изменяет его пластические свойства. По этой причине металлы с измененной структурой следует рассматривать как материал с измененными пластическими свойствами.

Пластические свойства металла описываются нормальным законом распределения Гаусса, что позволяет нам рассчитывать не только ресурсы пластичности, но и вероятность разрушения.

Предельные значения накопленных деформации  $\Lambda_{\text{пр}}$  определяется экспериментально. Методы испытания могут осуществляться в рамках различных видов деформации. Нами разработан ряд новых способов испытаний пластических свойств [2]: ПП образца в условиях плоско-деформированного состояния (2D); ПП дискообразного образца (3D); методом равноканального углового прессования [8]; растяжение листового крестообразного образца; гибка листа; растяжение листа без образования шейки; растяжение листа с концентратором напряжений. Ресурс пластичности также может определяться экспериментально физическими методами: методом измерения плотности материала; рентгеновским методом за счет изменения плотности дислокаций.

### ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ

Критерий разрушения в данной теории формулируется следующим образом: разрушение металла происходит в материальной точке металла при ее движении в очаге деформации вдоль линии тока в момент, когда локальная работа деформации  $A_{\text{л}}$  достигнет предельной величины  $A_{\text{л пр}}$ . Предельная локальная работа деформации  $A_{\text{л пр}}$  зависит от: напряженного состояния; температуры нагрева металла (или состояния без нагрева); фазового состояния металла, которое может изменяться с изменением температуры нагрева; вида деформации: однонаправленной, разнонаправленной, монотонной, немонотонной; скорости деформации.

Критерий разрушения в этом случае запишется:

$$A_{\text{л}} \geq A_{\text{л пр}}. \quad (5)$$

Локальная работа деформации представляет собой один из инвариантов симметричного тензора четвертого ранга, полученного путем умножения симметричного тензора напряжений второго ранга на симметричный тензор деформации второго ранга, при условии, что главные оси обоих тензоров параллельны. Согласно законам физики локальная работа деформации – это произведение напряжения на деформацию, которые являются симметричными тензорами второго ранга. С другой стороны работа деформации – это не векторная, а скалярная величина. В этой связи она может быть равна одному из трех инвариантов полученного тензора. В итоге создаваемая энергетическая теория разрушения может реализовываться по двум сценариям:

– упрощенному, при котором считается, что составляющие локальной работы деформации, не участвующие в процессе разрушения, составляют определенный постоянный процент к работе разрушения. В этом случае критерием разрушения может стать вся локальная работа деформации, что упрощает необходимые расчеты;

– во втором случае, более сложном, необходимо из всей локальной работы деформации исключить ее составляющие, направленные на формоизменение, генерирование тепла, уменьшение размеров зерен и создание новых их границ.

Результаты расчета предельной локальной работы деформации образцов из стали 45 при ПП в условиях плоско-деформированного состояния показаны рис. 4.

Установлено, что энергетическая теория разрушения металла при пластическом течении корректно описывает разрушения металла в условиях плоско-деформированного состояния (рис. 4).



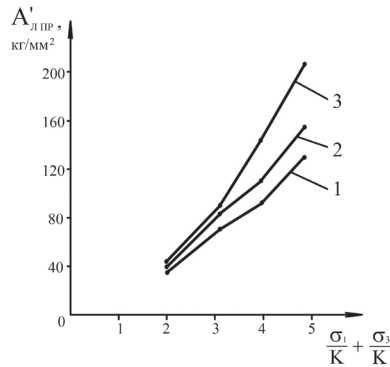


Рис. 4. Зависимость предельной локальной работы деформации  $A'_{лпр}$  от напряжений  $\frac{\sigma_1 + \sigma_3}{K + K}$  и температуры нагрева  $T$  образцов из стали 45 при ПП в условиях плоско-деформированного состояния:  
1 –  $T = 1000$  °C; 2 –  $T = 1100$  °C; 3 –  $T = 1200$  °C

### ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ

Плоско-клиновые станы превосходят валковые по точности прокатанных поковок, но уступают им по производительности.

ФТИ НАН Беларуси производит плоско-клиновые станы хорошего качества, станы с ЧПУ для мелкосерийного производства и патентует в Беларуси и Китае технологию ПКП нового поколения, обеспечивающую увеличение ресурса пластичности более чем на 50 % [9, 10]. Высокая точность поковки при ПКП позволяет ликвидировать присущие иным технологиям дополнительные операции отрезки концевых отходов и правки оси, которые производятся после пластического формоизменения. С целью увеличения ресурса пластичности на оси изделия, заготовку со стороны обоих торцов сжимают осевым усилием, которым создают в торцевых частях заготовки сжимающее напряжение меньше предела текучести материала и в прокатанной части заготовки создают растягивающее напряжение меньше предела текучести, а вращение заготовки при прокатке принудительно тормозят моментом сил, меньшим момента сил вращения заготовки. Цилиндрическую заготовку 1 (рис. 5) с двумя торцевыми участками 2 и прокатанным участком 3 деформируют клиновыми инструментами 4. Формоизменение материала производят в очагах деформации 5. Заготовку в момент прокатки сжимают силой  $F_Y$  посредством пуансонов 6. Клиновые инструменты 4 при прокатке создают момент сил  $M_{вращ}$  вращения заготовки 1. Пуансоны 6 связаны с устройством торможения (не показано), которое за счет сил трения между пуансонами 6 и заготовкой 1, тормозит ее моментом сил торможения  $M_{торм}$ . Возникновение сжимающих напряжений в области 2 заготовки уменьшают растягивающие напряжения в очагах деформации 5, а торможение заготовки трансформируют напряжения в сжимающие, что увеличивает ресурс пластичности на оси заготовки не менее, чем на 50 %

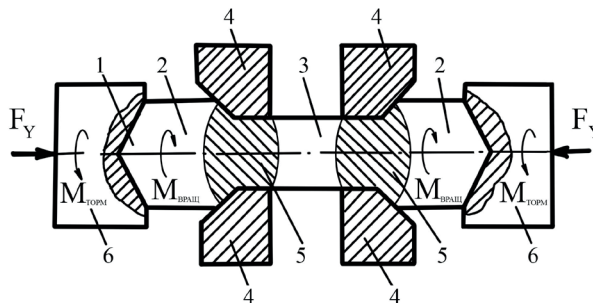


Рис. 5. Схема процесса ПКП нового поколения станом ПКП

### **Методы повышения ресурса пластичности прокатанных деталей поперечно-клиновой прокаткой:**

- оптимизация компьютерным моделированием параметров ПКП ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\delta$ ,  $T$ ) для увеличения ресурса пластичности;
- осевое сжатие торцев заготовки и торможение ее вращения при прокатке для уменьшения растягивающих напряжений в осевой области заготовки;
- ПКП в области температур фазового перехода деформируемого металла для увеличения его пластичности свыше 49 %;
- пропускание импульсного тока через заготовку при ПКП для повышения пластичности металла до 14 %;
- уменьшение размеров зерна в заготовке методом интенсивной пластической деформации [8] для осуществления ПКП в режиме сверхпластичности.

### **РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ ДЕТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ ЗАПАСОМ ПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ**

Вагонная ось (рис. 6) является одной из наиболее ответственных деталей железнодорожного транспорта, к которой предъявляются жесткие требования по ее надежности, так как ее поломка при движении поезда сопряжена с неизбежной катастрофой.

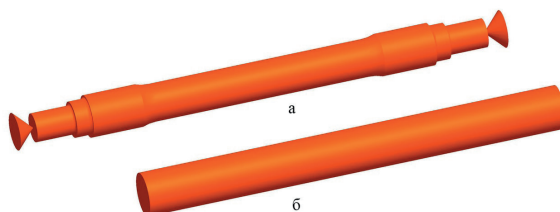


Рис. 6. Черновая вагонная ось (а) и исходная заготовка (б)

Разрушение вагонной оси при эксплуатации носит усталостный характер и наступает при напряжениях меньших предела текучести материала.

Исследователями разработана технология ПКП черновой вагонной оси. Данная технология обеспечивает самую высокую производительность – до 120 осей в час, меньшие припуски и допуски, позволяет исключить напуски на поковку и в итоге получить минимальный расход металла, что в итоге обеспечивает минимальную трудоемкость токарного точения чистовой вагонной оси.

Стан ПКП для прокатки оси выполнен с двумя подвижными плитами и плоскими инструментами, что обеспечивает более высокую точность поковки и прямолинейность оси по сравнению с иным оборудованием, в том числе валковым станом. Станы с плоским инструментом по отношению к валовым также обеспечивают снижение себестоимости осей до 10 %. Черновая вагонная ось изготавливается за один рабочий ход стана.

Стойкость плоского инструмента ПКП составляет, включая промежуточные ремонты, не менее 500 000 осей, что снижает долю стоимости инструмента в производственных затратах до 1,7 %. Работа стана полностью автоматизирована и допускается его круглосуточная работа. Технология ПКП обеспечивает наиболее высокую усталостную прочность вагонных осей. Это является следствием особенностей напряженно-деформированного состояния при ПП [9, 11].

### **ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Белорусские исследователи являются одними из лидеров в мире в исследовании и реализации оборудования и технологии ПКП. Ими разработаны классическая теория ПП и теория ПКП, усовершенствована феноменологическая деформационная

теория разрушения металла при пластическом течении, впервые создана корректная энергетическая теория разрушения металла при пластическом течении в условиях плоско-деформированного состояния. Установлено, что увеличение в очаге деформации сжимающих напряжений снижает плотность дислокаций в материале. Совместно с профессором В.М. Сегалом изобретено устройство интенсивной пластической деформации, положившее начало исследованиям нового раздела теории обработки металлов давлением – интенсивной пластической деформации.

Подана заявка на патент нового поколения технологии ПКП, обеспечивающее увеличение ресурса пластичности прокатанных деталей более чем на 50 % за счет дополнительного сжатия очага деформации. Развита теория обработки металлов давлением в разделах теории ПП, ее подразделах теории ПКП, феноменологической деформационной теории разрушения металла, энергетической теории разрушения металла при пластическом течении.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Шукин, В. Я. Основы поперечно-клиновой прокатки / В. Я. Шукин. – Минск : Наука и техника, 1986. – 223 с.
2. Кожевникова, Г. В. Пластические свойства металлов и сплавов / Г. В. Кожевникова, В. Я. Шукин. – Минск : Беларус. навука, 2021. – 277 с.
3. Поперечно-клиновая прокатка в машиностроении / А. И. Целиков [и др.]. – М. : Машиностроение, 1982. – 192 с.
4. Kozhevnikova, G. Cross-wedge rolling / G. Kozhevnikova. – LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 132 p.
5. Kozhevnikova, G. Cross-wedge rolling / G. Kozhevnikova. – Minsk: Belorusskaya nauka, 2012. – 321 с.
6. 楔横轧理论与成形技术 / 束学道, Valery Ya. Shchukin, G. Kozhevnikova, 孙宝寿, 彭文飞 (Теория и технология формирования поперечно-клиновой прокатки / Шу Сюэдао, В.Я. Шукин, Г.В. Кожевникова, Сунь Баошоу, Пен Вэньфэй). – 科学出版社 (Академическая библиотека университета Нинбо, КНР), 2014. – 314 с. (на китайском)
7. Rollmaschine zur Herstellung von rotationssymmetrischen Korpern : Deutsches Patent 10089V. – A. Lebek. – Опубл. 25.12.1879.
8. Устройство для упрочнения материала давлением : А.с. 492780 СССР. / В. М. Сегал, В. Я. Шукин ; заявитель ФТИ НАН Беларуси. – Опубл. 1975 // Открытия. Изобрет. – 1975. – № 43.
9. Способ поперечно-клиновой прокатки металлов и сплавов : заявка № а 20200301 Респ. Беларусь, МПК В21 Н 1/18 / В. Я. Шукин, Г. В. Кожевникова, Д. А. Кожевников, Шу Сюэдао, Ван Ин, Юй Тао ; заявители В. Я. Шукин, Г. В. Кожевникова, Д. А. Кожевников, Шу Сюэдао, Ван Ин, Юй Тао. – заявл. 30.11.2020. – опубл. 30.06.2022 // Афіцыйны бюл. / Дзярж. пат. камітэт Рэсп. Беларусь. – 2022. – № 3. – С. 8.
10. Способ поперечно-клиновой прокатки металлов и сплавов : заявка № 315100 Китайской Народной Республики / В. Я. Шукин, Г. В. Кожевникова, Д. А. Кожевников, Шу Сюэдао, Ван Ин, Юй Тао ; заявители В. Я. Шукин, Г. В. Кожевникова, Д. А. Кожевников, Шу Сюэдао, Ван Ин, Юй Тао.
11. Феноменологическая деформационная теория разрушения металлов при пластическом течении / Г.В. Кожевникова [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2023. – № 3. – С. 3–12.

### REFERENCES

1. Schukin, V. Ya. Fundamentals of cross-wedge rolling / V. Ya. Schukin. – Minsk : Science and technology, 1986. – 223 p. (in Russian)
2. Kozhevnikova, G.V. Plastic properties of metals and alloys / G. V. Kozhevnikova, V. Ya. Schukin. – Minsk : Belarus. Navuka, 2021. – 277 p. (in Russian)
3. Cross-wedge rolling in mechanical engineering / A. I. Tselikov [et al.] ; under total ed. A. I. Tselikova. – M. : Mashinostroenie, 1982. – 192 p. (in Russian)
4. Kozhevnikova, G. Cross-wedge rolling / G. Kozhevnikova. – LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 132 p.

5. Kozhevnikova, G. Cross-wedge rolling / G. Kozhevnikova. — Minsk : Belorusskaya nauka, 2012. — 321 p.
6. Valery Ya. Shchukin G. Kozhevnikova – 科学出版社 (Ningbo University Academic Library, China), 2014. — 314 p. (in Chinese)
7. Rollmaschine zur Herstellung von rotationssymmetrischen Korpern : Deutsches Patent 10089V. — A. Lebek. — Published. 12.25.1879.
8. Device for hardening material by pressure : A.s. 492780 USSR. / V. M. Segal, V. Ya. Shukin ; applicant FTI NAS of Belarus. — Published. 1975 // Discoveries. Invent. — 1975. — No. 43. (in Russian)
9. The method of cross-wedge rolling of metals and alloys : application No. a 20200301 Republic of Belarus, МПК В21 Н 1/18 / V. Ya. Shchukin, G. V. Kozhevnikova, D. A. Kozhevnikov, Shu Xuedao, Wang Ying, Yu Tao ; applicants V. Ya. Shchukin, G. V. Kozhevnikova, D. A. Kozhevnikov, Shu Xuedao, Wang Ying, Yu Tao. — 30.11.2020 ; 30.06.2022 // Official Bulletin of State Patent Committee of Republic of Belarus. — 2022. — № 3. — P. 8. (in Russian)
10. The method of cross-wedge rolling of metals and alloys : application No. 315100 of the People's Republic of China / V. Ya. Shchukin, G.V. Kozhevnikova, D. A. Kozhevnikov, Shu Xuedao, Wang Ying, Yu Tao ; applicants V. Ya. Shchukin, G. V. Kozhevnikova, D. A. Kozhevnikov, Shu Xuedao, Wang Ying, Yu Tao. (in Chinese)
11. Phenomenological deformation theory of destruction of metals in plastic flow / G. V. Kozhevnikova [et al.] // Forging and stamping production. Processing of materials by pressure. — 2023. — No. 3. — P. 3–12. (in Russian)

*Статья поступила в редакцию 14.05.2023 г.*

## МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ И МЕТАЛЛОКОРДА ПРАВИЛЬНО-РИХТОВАЛЬНЫМИ УСТРОЙСТВАМИ

<sup>2</sup> О. Ю. Ходосовская, <sup>1</sup> Ю. Л. Бобарикин, <sup>1</sup> Ю. В. Мартьянов

<sup>1</sup> Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,  
г. Гомель, Республика Беларусь

<sup>2</sup> ОАО «БМЗ – УКХ «БМК», г. Жлобин, Республика Беларусь

*На отклонение от прямолинейности металлокорда влияет уровень и распределение остаточных напряжений. Одним из эффективных способов снижать остаточные напряжения в металлокорде является использование знакопеременного изгиба металлокорда. Представлена схема знакопеременного изгиба металлокорда на деформирующем ролике. Произведена оценка влияния на отклонение от прямолинейности сложной конструкции металлокорда диаметра деформирующего ролика с помощью критерия комплексной оценки. Представлены результаты эксперимента, полученные при изготовлении металлокорда с использованием деформирующих роликов. Определены диаметры деформирующих роликов, позволяющие снизить отклонение от прямолинейности металлокорда сложной конструкции.*

**Ключевые слова:** проволока, металлокорд, эквивалентные остаточные напряжения, кривизна, отклонение от прямолинейности

## METHODS FOR HIGH-CARBON WIRE AND STEEL CORDE PROCESSING WITH STRETCHING DEVICES

<sup>2</sup> O. Yu. Khodosovskaya, <sup>1</sup> Yu. L. Bobarikin, <sup>1</sup> Yu. V. Martyanov

<sup>1</sup> Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi,  
Gomel, Republic of Belarus

<sup>2</sup> OJSC «BSW – management company of «BMC» holding»,  
Zhlobin, Republic of Belarus

*The deviation from the straightness of the steel cord is affected by the level and distribution of residual stresses. One of the effective ways to reduce residual stresses in the steel cord is the use of alternating metal cord bending. A scheme of alternating metal cord bending on a deforming roller is presented. The influence of the diameter of the deforming roller on the deviation from straightness of the complex design of the metal cord was assessed using the criterion of a comprehensive assessment. The results of the experiment obtained in the manufacture of steel cord using deforming rollers are presented. The diameters of the deforming*

*rollers are determined, which make it possible to reduce the deviation from the straightness of the metal cord of a complex design.*

**Key words:** wire, steel cord, equivalent residual stresses, curvature, deviation from straightness

<sup>1</sup> e-mail: [bobarikin@outlook.com](mailto:bobarikin@outlook.com), [you\\_rock@tut.by](mailto:you_rock@tut.by)

<sup>2</sup> e-mail: [gsp.icm@bmz.gomel.by](mailto:gsp.icm@bmz.gomel.by)

В процессе свивки металлокорда тонкая проволока, проходя через множество роликов, находится в сложном напряжённо-деформированном состоянии. При этом напряжённо-деформированное эквивалентное состояние металлокорда неравновесное. Такое состояние способствует возникновению остаточных напряжений внутри проволок металлокорда.

Остаточными или технологическими называют напряжения, существующие в конструкции или в отдельных ее элементах при отсутствии внешних силовых, тепловых и других воздействий. В технике для обозначения остаточных напряжений используют также названия технологических процессов, после которых они проявляются: сварочные напряжения, закалочные напряжения, деформационные, напряжения правки или отделки продукции [1, 2]. Остаточные напряжения являются следствием неравномерности внутренних деформаций в проволоке [3]. Эти напряжения влияют на технологические свойства металлокорда [4]. Растягивающие остаточные напряжения в поверхностных слоях особенно вредны для металлоизделий, работающих при знакопеременной нагрузке, так как такие напряжения способствуют усталостному разрушению (усталостная трещина, как правило, зарождается на поверхности изделия). Образование остаточных напряжений при различных технологических процессах происходит различным образом. В основе их возникновения обычно лежат необратимые объемные изменения в материале. Одним из наиболее типичных процессов является возникновение остаточных напряжений в результате предварительной пластической деформации. С физической точки зрения образование остаточных напряжений после пластической деформации связано с необратимыми (остаточными) изменениями объема. Эти изменения объема, остающиеся после снятия нагрузки, и вызывают остаточные напряжения [1].

Анализ продольных остаточных напряжений в проволоке показывает, что растягивающие напряжения находятся в сердцевине, а сжимающие напряжения – по краям. Любое изменение параметров проволоки, включая кривизну или спиральность, по её длине приведет к изменению внутренних напряжений проволоки. Установлено, что знакопеременная деформация изменяет внутренние напряжения, существующие в материале до деформации. Величина и распределение внутренних напряжений, существующих после правки, зависят от конструкции деформационной системы [5].

Сформированные в процессе волочения остаточные напряжения – один из факторов, определяющих такие характеристики металлокорда, как усталостная прочность, склонность к релаксации напряжений, отклонение от прямолинейности. Металлокорд и тонкая проволока, предназначенная для изготовления металлокорда, относятся к группе метизной продукции, от которой требуется низкий уровень остаточных напряжений. Остаточные напряжения в металлокорде в течение примерно семи суток переходят в пластическую деформацию металлокорда, что проявляется в изменении дуги прогиба (увеличении отклонения от прямолинейности) металлокорда при его размотке с катушки перед использованием.

В современном метизном производстве влияние диаметра ролика при знакопеременном изгибе на отклонение от прямолинейности металлокорда, особенно сложных конструкций, недостаточно изучено.

Цель: исследовать влияние диаметра ролика при знакопеременном изгибе металлокорда сложной конструкции на его отклонение от прямолинейности.

Сложные конструкции металлокорда состоят из нескольких слоёв, часто имеют дополнительный сердечник и могут быть свиты из прядей, которые представляют собой металлокорд более простой конструкции.

Схема знакопеременного изгиба металлокорда на ролике представлена на рис. 1.

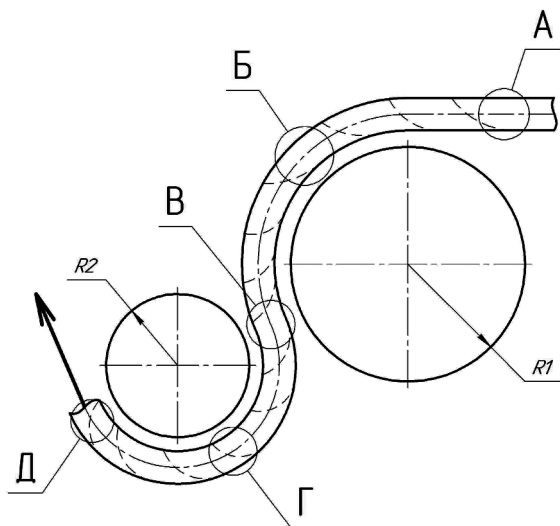


Рис. 1. Схема знакопеременного изгиба металлокорда на ролике, где  $R_1$  – радиус направляющего ролика,  $R_2$  – радиус ролика обратной деформации, А – фрагмент металлокорда перед изгибом на направляющем ролике, Б – фрагмент металлокорда с изгибом на направляющем ролике, В – фрагмент металлокорда между направляющим роликом и РОД, Г – фрагмент металлокорда с изгибом на ролике обратного действия, Д – фрагмент металлокорда перед намоткой на катушку

Наиболее важной в изучении является зона обратного изгиба металлокорда на деформирующем ролике.

В процессе свивки металлокорда на проволоку действуют растягивающие, крутящие и изгибающие напряжения и деформации. Эквивалентная деформация является приведенной деформацией для оценки полного деформационного воздействия на проволоку при свивке в канатной машине. По траектории свивки предусмотрены зоны больших деформаций проволоки по сравнению с остальными зонами канатной машины. В таких зонах и производятся этапы свивки проволок в металлокорд, причём деформация проволок может осуществляться в различных направлениях. Однако в абсолютном выражении суммарная эквивалентная деформация всегда возрастает. Диаметр металлокорда, разрывное усилие и другие свойства зависят от проволок и расположения их в металлокорде.

Использование эффекта знакопеременного изгиба металлокорда на ролике переопределяет картину контактных взаимодействий проволок в металлокорде. Это выражается в смещении точек контакта между проволоками в конструкции металлокорда. Дополнительно изменяются значения и распределение эквивалентных остаточных напряжений в проволоках металлокорда. Суммарный эффект знакопеременного изгиба металлокорда на ролике оценивается критерием оценки прямолинейности металлокорда  $S_g$  [6, 7].

Последовательность расчёта критерия  $S_g$  имеет вид:

$$\varepsilon\sigma_i = \frac{\sigma_i - \sigma_i - 1}{\sigma_i - 1} \cdot 100\% \quad (1)$$

$$\varepsilon\Delta_i = \frac{\Delta_i - \Delta_i - 1}{\Delta_i - 1} \cdot 100\% \quad (2)$$

где  $\sigma_i$  – эквивалентные напряжения изгиба, МПа;

$\Delta_i$  – осевой сдвиг точек контакта проволок в металлокорде при изгибе, мм.

$$Sg_i = \sqrt{\varepsilon\sigma_1^2 + \varepsilon\Delta_1^2} \rightarrow 0, \quad (3)$$

где  $Sg_i$  – скалярное значение суммы относительных изменений напряжений и перемещений.

По методу локальной оптимизации функции значение функции  $Sg(R)$  в точке оптимального диаметра ролика должно принимать минимальные значения:

$$Sg(R) \rightarrow \min. \quad (4)$$

Согласно расчётам критерия  $Sg$  оптимальным диаметром деформирующего ролика для металлокорда сложной конструкции на примере 3+8x0,26НТ является диаметр 37–39 мм. Аналогично расчётным способом получены оптимальные диаметры деформирующего ролика: для металлокорда 3+9x0,25НТ – 38–40 мм; для металлокорда 1+5x0,40НТ – 56–58 мм; для металлокорда 2x0,30SHT – 43–45 мм;

### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТАЛЛОКОРДА

Для повышения конкурентоспособности белорусского металлокорда на мировом рынке на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» постоянно ведется работа по повышению прочностных свойств металлокорда за счет более полного использования ресурса характеристик материала. В процессе отработки технологии изготовления металлокорда было определено, что для обеспечения минимального уровня отклонения от прямолинейности после релаксации напряжений в процессе свивки металлокорда необходимо использовать деформирующие ролики. Для набора статистических данных была проведена оценка изменения характеристик при изготовлении металлокорда конструкций: 3+9x0,25НТ, 3+8x0,26НТ.

Табл.

Оценка характеристик металлокорда конструкции в процессе релаксации

Конструкция металлокорда	Диаметр ролика, мм	Данные паспорта		сут. релаксации		3 сут. релаксации		7 сут. релаксации		14 сут. релаксации	
		остаточное кручение, об	стрела прогиба, мм	остаточное кручение, об	стрела прогиба, мм	остаточное кручение, об	стрела прогиба, мм	остаточное кручение, об	стрела прогиба, мм	остаточное кручение, об	стрела прогиба, мм
3+9x0,25НТ	38	0,75	10	-1,42	19,4	-1,42	26,4	-1,25	30,8	-1,58	36,6
3+8x0,26НТ	44	0,88	10	0	32,8	-0,08	43,9	0	39,4	0,08	42,8
3+8x0,26НТ	38	0,75	16,7	-0,25	38,6	-0,38	30,8	-0,08	36,7	-0,04	33,3

Из данных табл. следует, что в процессе релаксации остаточное кручение изменялось в отрицательном направлении, причем основное изменение происходило в течение первых суток, а при последующей выдержке практически не изменялось. Дополнительно было изготовлено 5 катушек металлокорда конструкции 3+8x0,26НТ с использованием деформирующего ролика диаметром 38 мм. Имеющиеся данные по дуге прогиба свидетельствуют о положительном влиянии использования ролика обратной деформации диаметром 38 мм на свойства металлокорда для получения лучших результатов в сравнении с использованием ролика диаметром 44 мм.

Для других конструкций металлокорда были получены следующие результаты:

– 1+5x0,40НТ с применением деформирующего ролика диаметром 58 мм: среднее значение остаточного кручения по партиям формировалось:  $-0,25 \pm 0,05$  об. Величина стрелы прогиба не превышала 40 мм;



– 2x0,30SHT с применением деформирующего ролика диаметром 44 мм: остаточное кручение металлокорда изменялось в процессе релаксации в течение первых суток, при этом изменение остаточного кручения составило 1,15 об в минусовом направлении. Стрела прогиба металлокорда изменялась после суток релаксации на 9,5 мм, дальнейшее изменение в течение 14 суток проходило менее интенсивно. К тридцати суткам релаксации стрела прогиба металлокорда в среднем составила 62,9 мм, что находилось на уровне серийного металлокорда 50–70 мм;

## ВЫВОДЫ

Проведена экспериментальная оценка изменения характеристик металлокорда при изготовлении. Полученные результаты свидетельствуют о положительном влиянии деформирующих роликов на прямолинейность металлокорд в процессе релаксации. Расчётные диаметры деформирующего ролика для уменьшения отклонения от прямолинейности металлокорда сложной конструкции, полученные расчётным методом, экспериментально апробированы. Подтверждена наибольшая эффективность ролика расчётного диаметра 38 мм для уменьшения отклонения от прямолинейности металлокорда сложной конструкции 3+8x0,26HT по сравнению с другими диаметрами деформирующего ролика. Аналогично подтверждена эффективность расчётных диаметров деформирующих роликов для металлокордов конструкций : 3+9x0,25HT, 1+5x0,40HT, 2x0,30SHT.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Буркин, С. П. Остаточные напряжения в металлопродукции : учебное пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. — Екатеринбург :Изд-во Урал. ун-та, 2015. — 248 с.
2. Киреев, Е. М. Современные методы и пути исследований свойств и направлений повышения качественных показателей канатной и пружинной проволоки / Е. М. Киреев, С. А. Терских, И. И. Крымчанский // Тезисы докладов. — Магнитогорск, 1979. — С. 44–46.
3. Салехова, Г. А. Правка тонкой проволоки растяжением и роликовая правка / Г. А. Салехова // Новости черной металлургии за рубежом. — 2010. — № 4. — С. 64 – 66.
4. Фетисов, В. П. Структурные и технологические аспекты снижения разупрочнения проволоки при свивке высокопрочного металлокорда / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. — 2016. — № 4 (85). — С. 62 – 65.
5. Экехард, А. Правка проволоки / А. Экехард, М. Пех, М. Шиллинг. — Берлин. — 205 с.
6. Бобарикин, Ю. Л. Исследование влияния изгиба металлокорда перед намотом на его прямолинейность после намота / Ю. Л. Бобарикин, Ю. В. Мартьянов, А. В. Веденеев // 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 — 137 с.
7. Бобарикин, Ю. Л. Оптимизация деформатора для повышения прямолинейности металлокорда / Ю. Л. Бобарикин, Ю. В. Мартьянов // Современные проблемы машиноведения : материалы XII Междунар. науч.-техн. конф. (науч. чтения, посвящ. П. О. Сухому), Гомель, 22–23 нояб. 2018 г. / М-во образования Респ. Беларусь, Гомел. гос. техн. ун-т им. П. О. Сухого, Фил. ПАО «Компания «Сухой» ОКБ «Сухого» ; под общ. ред. А. А. Бойко. — Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2018. — 404 с.

## REFERENCES

1. Burkin, S. P. Residual stresses in metal products : a textbook / S. P. Burkin, G. V. Shimov, E. A. Andryukova. — Yekaterinburg : Ural Publishing House. University, 2015. — 248 p.
2. Kireev, E. M. Modern methods and ways of researching properties and directions for improving the quality indicators of rope and spring wire / S. A. Kireev, I. I. Terskikh // Crimean EAT. — Abstracts, Magnitogorsk, 1979. — S. 44–46.
3. Straightening of thin wire by stretching and roller straightening / G. A. Salekhova // News of ferrous metallurgy abroad. — 2010. — № 4. — P. 64–66.
4. Fetisov, V. P. Structural and technological aspects of reducing the softening of wire during the twisting of high-strength steel cord / V. P. Fetisov // Casting and metallurgy. — 2016. — № 4 (85). — P. 62–65.

5. Ekehard, A. Wire straightening / A. Ekehard, M. Pech, M. Schilling. – Berlin. – 205 p.
6. Bobarikin, Y. L. Investigation of the influence of bending steel cord before winding on its straightness after winding. Scientific. Works. In 3 books / editorial board: A. V. Bely (Editor-in-Chief) [and others]. – Minsk : Physics Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 2018. – Kn. 3. – 137 p.
7. Bobarikin, Yu. L. Optimization of the deformer to increase the straightness of the steel cord / Modern problems of mechanical engineering : materials of the XII International. Scientific-Technical Conf. (scientific readings, dedicated to P. O. Sukhoi), Gomel, November 22–23 2018 / M-vo obrazovaniya Rep. Belarus, Gomel. State Techn. P. O. Sukhoi University, Phil. PJSC «Company «Sukhoi» OKB «Sukhoi» ; under the general editorship of A. A. Boyko. – Gomel : GSTU named after P. O. Sukhoi, 2018. – 404 p.

*Статья поступила в редакцию 04.05.2023 г.*

## ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ АСИММЕТРИЧНОГО ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ СТАЛЬНОЙ ПОЛОСЫ

Д. Л. Шалаевский, А. В. Кожевников, Ю. В. Платонов,  
А. С. Смирнов, К. П. Корепина, И. А. Кожевникова

Череповецкий государственный университет,  
г. Череповец, Российская Федерация

*В работе представлены результаты исследования процесса асимметричной прокатки методами математического моделирования структурных и энергосиловых параметров процесса, конечно-элементного моделирования в среде Deform и натурального моделирования на лабораторном стане.*

*Целями исследования являлись:*

- оценка требуемого уровня энергозатрат на ведение процесса прокатки в асимметричном очаге деформации в сравнении с процессом в симметричном очаге;*
- оценка структурных параметров такого очага и влияния на него условий ведения технологического процесса;*
- оценка формы и размеров зерна в микроструктуре готовой полосы.*

*Для создания различных условий на верхней и нижней поверхностях раската в очаге деформации в исследовании использовались валки с бочками разных диаметров, которым задали одинаковую угловую скорость относительно осей их вращения. Вследствие разности диаметров бочек нижнего и верхнего рабочих валков, условия нагружения, таким образом, на верхней и нижней поверхностях полосы созданы различными.*

*Получены аналитические формулы, определяющие наиболее важные параметры процесса. Эти зависимости позволили определить закономерности влияния условий прокатки на энергосиловые и структурные характеристики асимметричного очага деформации. Наиболее существенным, интересующим фактором здесь являлась величина энергозатрат на ведение технологического процесса. Установлено, что фактор асимметрии несущественно влияет на энергоэффективность прокатки.*

*Полученные результаты проверены с точки зрения достоверности путем моделирования процесса в среде Deform, итоги такой проверки подтвердили полученные результаты.*

*Представлены итоги опытной прокатки стальных образцов на лабораторно-промышленном стане «400» ПАО «Северсталь» в валках с разными диаметрами бочек верхнего и нижнего валков для оценки распределения формы и размеров зерна по высоте сечения готовой полосы.*

*Полученные результаты могут быть использованы для развития теории листовой прокатки и практического определения наибольшей допустимой разности диаметров бочек рабочих валков, полученной в результате их перешлифовки, на действующих станах холодной прокатки с учетом активного слоя.*

**Ключевые слова:** асимметричная холодная прокатка, очаг деформации, энергосиловые параметры

## THEORETICAL AND EXPERIMENTAL STUDY OF THE PARAMETERS OF THE ASYMMETRIC STEEL STRIP ROLLING PROCESS

D. L. Shalaevsky, A. V. Kozhevnikov, Yu. V. Platonov,  
A. S. Smirnov, K. P. Korepin, I. A. Kozhevnikova

Cherepovets State University, Cherepovets, Russian Federation

*The paper presents the results of a study of the asymmetric rolling process by the methods of mathematical modeling of the structural and energy-power parameters of the process, finite element modeling in the Deform environment and full-scale modeling on a laboratory mill.*

*The objectives of the study:*

- assessment of the required level of energy consumption for conducting the rolling process in an asymmetric deformation zone in comparison with the process in a symmetrical zone;*
- assessment of the structural parameters of such a focus and the influence of the conditions of the technological process on it;*
- assessment of the shape and size of the grain in the microstructure of the finished strip.*

*To create different conditions on the upper and lower surfaces of the roll in the deformation zone, rolls with barrels of different diameters were used in the study, which were given the same angular velocity relative to their axes of rotation. Due to the difference in the barrel diameters of the lower and upper work rolls, the loading conditions are therefore different on the upper and lower surfaces of the strip.*

*Analytical formulas are obtained that determine the most important parameters of the process. These dependences made it possible to determine the patterns of the influence of rolling conditions on the energy-power and structural characteristics of an asymmetric deformation zone. The most significant, interesting factor here was the amount of energy consumption for the conduct of the technological process. It has been established that the asymmetry factor does not significantly affect the energy efficiency of rolling.*

*The obtained results were verified in terms of reliability by modeling the process in the Deform environment, the results of such a check confirmed the results obtained.*

*The paper presents the results of experimental rolling of steel samples on the laboratory-industrial mill «400» PJSC «Severstal» in rolls with different barrel diameters of the upper and lower rolls to assess the distribution of the shape and size of the grain along the height of the section of the finished strip.*

*The obtained results can be used for the development of the theory of sheet rolling and practical determination of the largest allowable difference in the diameters of the working roll barrels obtained as a result of their regrinding in operating cold rolling mills, taking into account the active layer.*

**Keywords:** asymmetric cold rolling, deformation zone, power parameters

e-mail: avk7777@bk.ru; shal-dmitrij@yandex.ru

## ВВЕДЕНИЕ

Асимметричная прокатка стальной полосы в данном исследовании рассматривается как технологический процесс пластической деформации полосового материала, осуществляемый вращающимися валками, диаметры бочек, состояние поверхностей или положение осей которых отличаются друг от друга. В результате этого окружная скорость движения поверхностей верхнего и нижнего обрабатывающего инструмента, коэффициенты трения в очаге деформации на нижней и верхней его гранях будут различны.

Вопрос асимметричной прокатки с научно-технической точки зрения интересен, т. к. он имеет место быть при ведении технологического процесса на непрерывных станах, когда величины перешлифовки бочки одного из валков в клетки намного больше аналогичного параметра другого валка. Также данный технологический процесс, вероятно, обладает большим возможным потенциалом с точки зрения возможности управления микроструктурой готовой полосы и оптимизации парка рабочих валков.

Проблемы технологии и расчета параметров процесса асимметричной холодной прокатки рассмотрены в ряде российских и зарубежных научных трудов, в периодических изданиях, справочниках и монографиях.

В учебном пособии [1] представлены основополагающие зависимости между параметрами асимметричной прокатки и закономерности процесса.

Влияние рассогласования скоростей валков на параметры технологического процесса также рассмотрено в работах [2, 3]. В исследованиях продемонстрировано повышение величины интенсивности деформации и снижение усилия прокатки при увеличении рассогласования параметров вращения нижнего и верхнего рабочих валков.

В материалах работ [4, 5] произведен анализ влияния асимметричной прокатки на размер зерна и механические свойства полос из сплавов и IF-стали.

Асимметричный процесс прокатки за счет применения различных скоростей вращения верхнего и нижнего рабочих валков также является альтернативным способом улучшить геометрию полосы, что отмечает ряд авторов [6–9]. Также в работе [10] доказано, что используя асимметричную прокатку можно изменить напряженно-деформированное состояние прокатываемого металла и таким образом исключить неблагоприятный изгиб переднего конца полосы.

В известных трудах уделяется также внимание вопросу энергосиловых параметров процесса асимметричной прокатки. В работе [11] путем моделирования холодной прокатки стальной полосы в валках с разным диаметром бочки проанализированы величины интенсивности деформаций, а также определен критерий разрушения Кокрофта – Латэма. Установлено, что с увеличением разности диаметров валков увеличивается неравномерность деформации в объеме прокатываемой полосы.

## ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Интерес к исследованию процесса асимметричной прокатки в данной работе вызван необходимостью снижения издержек на производство холоднокатаного проката. Одним из путей решения такой задачи как раз может быть совместное применения рабочих валков с бочками, имеющими разное количество перешлифовок и, соответственно, имеющих разные диаметры этих бочек.

Проблемными вопросами, которые были поставлены в рамках исследования, являлись:

- оценка требуемого уровня энергозатрат на ведение процесса прокатки в асимметричном очаге деформации в сравнении с процессом в симметричном очаге;
- оценка структурных параметров такого очага;
- оценка формы и размеров зерна в микроструктуре готовой полосы.

Для теоретического исследования процесса асимметричной прокатки представили на рис. 1 схему такого очага деформации.

Как следует из данных схемы рис. 1, нейтральное сечение будет располагаться не перпендикулярно к оси прокатки, как это имеет место быть при ведении симметричного процесса. Данный факт согласуется с уже известными данными, изложенными, например, в учебном пособии [1].



Рис. 1. Структурная схема одного из вариантов асимметричного очага деформации:

$T_0$  и  $T_1$  – полное переднее и заднее натяжение полосы в клет;  $p_{упр1}$ ,  $p_{отст}$ ,  $p_{опер}$ ,  $p_{упр2}$  – среднее контактное нормальное напряжение в 1-й упругой, отставания пластического участка, опережения пластического участка, 2-й упругой зонах соответственно;  $t_{упр1}$ ,  $t_{отст}$ ,  $t_{опер}$ ,  $t_{упр2}$  – среднее контактное касательное напряжение в 1-й упругой, отставания пластического участка, опережения пластического участка, 2-й упругой зонах соответственно;  $l_1, l_2, l_3, l_4$  – длины участков очага деформации соответственно 1-го упругого, зоны отставания и опережения пластического участка;  $\alpha/2$  – угол захвата,  $\beta$  – угол между плоскостью контакта полосы и вала и горизонтальной осью симметрии полосы на втором упругом участке

С целью нахождения уравнений расчета контактных напряжений на поверхностях взаимодействия полосы в очаге деформации с бочками нижнего и верхнего рабочих валков, как это и было сделано ранее для случая симметричной прокатки [12], составили и решили систему из 3-х уравнений для каждого участка очага деформации:

А) для упругих участков:

- уравнение упругости;
- уравнение равновесия участка полосы;
- уравнение закона Амантона – Кулона, выражающего связь нормальных и касательных напряжений через коэффициент трения;

Б) для пластических участков:

- уравнение пластичности Треска – Сен-Венана;
- уравнение равновесия участка полосы;
- уравнение закона Амантона – Кулона, выражающего связь нормальных и касательных напряжений через коэффициент трения.

Полученные таким образом формулы для оценки энергосиловых параметров в асимметричном очаге деформации с одним нейтральным сечением оказались идентичными ранее известным, представленным в работе [12].

При этом решения систем уравнений относительно средних нормальных напряжений для каждого участка очага деформации позволили оценить действующие на верхний и нижний рабочие валки разного диаметра контактные давления и силу прокатки. Так, последние указанные параметры, возникающие на поверхности бочки верхнего рабочего валка, определили путем подстановки в полученные выражения диаметра бочки верхнего рабочего валка, на поверхности бочки нижнего – диаметра бочки нижнего валка.

Формулы для расчета некоторых структурных параметров исследуемого очага представлены в табл. 1, для расчета некоторых энергосиловых параметров [12] – в табл. 2.

Табл. 1

**Формулы для оценки некоторых структурных параметров очага деформации**

Параметр	Формула
Угол наклона нейтрального сечения $\gamma$	$\gamma = \arctg\left(\frac{l_{\text{опер.нижн}} - l_{\text{опер.верх}}}{h_{\text{н.нижн}}}\right),$ <p>где <math>l_{\text{опер.нижн}}</math> – длина зоны опережения в контакте бочки нижнего валка и полосы; <math>l_{\text{опер.верх}}</math> – длина зоны опережения в контакте бочки верхнего валка и полосы; <math>h_{\text{н.нижн}}</math> – толщина полосы в точке перехода зоны отставания в зону опережения на бочке нижнего валка</p>
Длина зоны опережения на верхнем валке $l_{\text{опер.верх}}$	$l_{\text{опер.верх}} = \frac{(h_{\text{н.верх}} - h_1 + \Delta h_{4\text{упр}})}{2 \cdot \text{tg}(\alpha_{\text{верх}}/2)},$ <p>где <math>h_{\text{н.верх}}</math> – толщина полосы в точке перехода зоны отставания в зону опережения на бочке верхнего валка; <math>\alpha_{\text{верх}}/2</math> – половина угла захвата бочки верхнего валка и полосы; <math>\Delta h_{4\text{упр}}</math> – величина упругого восстановления части толщины полосы на втором упругом участке</p>
Разница в длине зон опережения на нижнем и верхнем валках $l_{\text{опер.нижн}} - l_{\text{опер.верх}}$	$l_{\text{опер.нижн}} - l_{\text{опер.верх}} = \frac{(h_{\text{н.нижн}} - h_1 + \Delta h_{4\text{упр}})}{2 \cdot \text{tg}(\alpha_{\text{нижн}}/2)} - \frac{(h_{\text{н.верх}} - h_1 + \Delta h_{4\text{упр}})}{2 \cdot \text{tg}(\alpha_{\text{верх}}/2)}$ <p>Индекс «верх» относится к соответствующему параметру верхнего валка, «нижн» – параметру нижнего валка.</p>
Изменение толщины полосы на 1-м упругом участке $\Delta h_{1y}$	$h_{i-1} \cdot \sigma_{\text{фi}} / E_{\text{п}},$ <p><math>\sigma_{\text{фi}}</math> – сопротивление пластической деформации материала</p>
Изменение толщины полосы на 2-м упругом участке $\Delta h_{2y}$	$h_i \cdot \sigma_{\text{фi}} / E_{\text{п}}$

Длина второго упругого участка $l_{2упр}$	$4\rho_{срi}D_p \left( \frac{1-v_p^2}{\pi E_p} + \frac{1-v_{п}^2}{\pi E_{п}} \right) \cdot K_{попрi}$
Сумма длин первого упругого и пластического участков $l_{1упр} + l_{2упр}$	$\sqrt{\frac{D_p}{2} \Delta h_i + x_4^2}$
Длина очага деформации $l_c$	$x_1 + x_{пл} + x_4$
Длина первого упругого участка $l_{1упр}$	$\frac{\Delta h_{1упр} (x_1 + x_{пл})}{\Delta h_i + \Delta h_{2упр}}$
Длина пластического участка $l_{пл}$	$\sqrt{\frac{D_p}{2} \Delta h_i + x_4^2} - x_1$
Тангенсы углов $\alpha/2$ и $\beta$ (рис. 1)	$\frac{\Delta h_i + \Delta h_{2упр}}{2(x_1 + x_{пл})}, \quad \frac{\Delta h_{2упр}}{2x_4}$
Безразмерные коэффициенты, необходимые для расчета контактных напряжений и толщины полосы в первом нейтральном сечении	$\mu_i/tg(\alpha/2), \quad \mu_i/tg(\beta), \quad E_{п}/(E_{п} - \sigma_{\phi i}), \quad (E_{п} - \sigma_{\phi i})/\sigma_{\phi i}$ $\frac{1 + \delta_{i-1}(1 - 2/D) + D^{\delta_{i-1}}(\delta_{i-1} - 1)}{\delta_{i-1} + 1}$ $\frac{\sigma_{i-1}}{1,15E_{п}} D^{\delta_{i-1}} \delta_{i-1} + \frac{E_{п}}{\sigma_{\phi i}}$ $\frac{\delta_{i-1}}{\delta_i} \left( \frac{1 + \delta_i(1 - 2/D) + D^{\delta_i}(\delta_i - 1)}{\delta_i - 1} \right)$ $\frac{\sigma_i}{1,15E_{п}} D^{\delta_i} \delta_{i-1} - \frac{E_{п}}{\sigma_{\phi i}}$

**Примечание:**

– соответствующий параметр для оценки условий на поверхности бочки верхнего или нижнего рабочего вала, определяется с учетом диаметра этой бочки.



Табл. 2

**Формулы для расчета контактных напряжений по участкам очага деформации**

Название участка	Расчетная формула $p_j$ , МПа
Первый упругий участок	$p_1 = 1,15E_{\pi} \left\{ \frac{1}{\delta_{i-1}} + \frac{L}{\delta_{i-1} + 1} \left[ \left( \frac{\delta_{i-1} - 1}{(\delta_{i-1} + 1)\delta_{i-1}} - \frac{\sigma_{i-1}}{1,15E_{\pi}} \right) (D^{\delta_{i-1} + 1} - 1) - 2\ln D \right] \right\}$
Зона отставания пластического участка очага деформации	$p_2 = \frac{1,15\sigma_{\phi 2}}{\delta_{i-1}} \frac{h_n}{h_{i-1} - h_n D} \left\{ \left[ \frac{E_{\pi}}{\sigma_{\phi 2}} \left( \frac{1 + \delta_{i-1}(1 - 2D^{-1}) + D^{\delta_{i-1}}(\delta_{i-1} - 1)}{\delta_{i-1} + 1} \right) - \frac{\sigma_{i-1}}{1,15\sigma_{\phi 2}} D^{\delta_{i-1}} \delta_{i-1} - 1 \right] \frac{D^{-\delta_{i-1}}}{(\delta_{i-1} + 1)} \left[ \left( \frac{h_{i-1}}{h_n} \right)^{\delta_{i-1} + 1} - D^{\delta_{i-1} + 1} \right] + \left( \frac{h_{i-1}}{h_n} - D \right) \right\}$
Зона опережения пластического участка очага деформации	$p_3 = \frac{1,15\sigma_{\phi 2}}{\delta_{i-1}} \frac{h_i}{h_n - h_i / D} \left\{ \left[ \frac{E_{\pi}}{\sigma_{\phi 2}} \frac{\delta_{i-1}}{\delta_i} \left( \frac{1 + \delta_i(1 - 2D^{-1}) + D^{\delta_i}(\delta_i - 1)}{\delta_i + 1} \right) - \frac{\sigma_i}{1,15\sigma_{\phi 2}} D^{\delta_i} \delta_{i-1} + 1 \right] \frac{D^{\delta_{i-1}}}{(\delta_{i-1} + 1)} \left[ \left( \frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^{\delta_{i-1} + 1} - \left( \frac{1}{D} \right)^{\delta_{i-1} + 1} \right] - \left( \frac{h_n}{h_i} - \frac{1}{D} \right) \right\}$
Второй упругий участок очага деформации	$p_4 = 1,15E_{\pi} \left\{ \frac{1}{\delta_i} + \frac{L}{\delta_i + 1} \left[ \left( \frac{\delta_i - 1}{(\delta_i + 1)\delta_i} - \frac{\sigma_i}{1,15E_{\pi}} \right) (D^{\delta_i + 1} - 1) - 2\ln D \right] \right\}$
Среднее удельное давление	$p_{срj} = \frac{1}{l_{срj}} \sum_{j=1}^{j=4} p_j X_j$

**Примечание:**

– соответствующий параметр, действующий на бочку верхнего или нижнего рабочего валка, определяется, исходя из ее диаметра.

Силы прокатки, действующие на бочки верхнего и нижнего рабочих валков, определяются из произведения соответствующих значений среднего контактного давления и длины очага деформации.

Требуемые мощности привода рабочих валков можно оценить также по методике, предложенной в работе [12].

Для проверки достоверности результатов расчета энергосиловых и структурных параметров асимметричных очагов деформаций, полученных с помощью представленных выше формул, провели моделирование процесса в среде Deform.

В препроцессоре Deform были созданы модели полосы, бочек верхнего и нижнего валков, диаметры которых отличались друг от друга.

Постановка задачи была следующая:

- материал полосы – пластичный, сталь 08пс по ГОСТ 1050;
- верхний и нижний грани обрабатывающего инструмента были заданы цилиндрическими телами, имитирующими бочки валков при прокатке;
- количество шагов расчета было определено равным 100;
- коэффициент трения для пары «валок-заготовка» задали на основе формулы Грудева равным 0,07 [13];
- угловые скорости вращения верхнего и нижнего валков использовали одинаковыми;
- сочетания диаметров бочек нижнего и верхнего валков, для которых проведено моделирование, представлены в табл. 3;

– для поддержания полосы при задаче его в валки создали направляющие, коэффициент трения для пары «направляющая – заготовка» выбрали равным 0,01, чтобы минимизировать ее влияние на параметры технологического процесса

Позиционирование рабочих инструментов и деформируемой полосы, примененное для оценки структурных и энергосиловых параметров несимметричного очага деформации, показано на рис. 2.

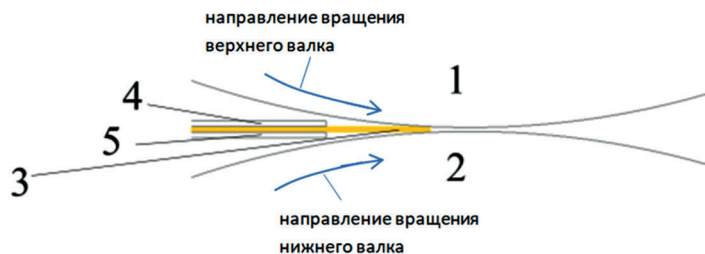


Рис. 2. Позиционирование рабочих инструментов и деформируемой полосы в Deform, примененное для оценки структурных и энергосиловых параметров несимметричного очага деформации:

- 1 – бочка верхнего рабочего валка, диаметр которой изменяли со следующими значениями 600, 595, 590, 570 мм; 2 – нижний рабочий валок диаметром 600 мм, 3 – полоса; 4, 5 – направляющие с входной стороны

Табл. 3

**Соотношения диаметров бочек нижнего и верхнего рабочих валков**

№ варианта	Диаметр бочки верхнего валка / диаметр бочки нижнего валка, мм
1	600/600
2	595/600
3	590/600
4	570/600

При расчете энергосиловых параметров с помощью выше предложенных формул и моделировании в Deform толщины подката и полосы на выходе из валков задавали по данным табл. 4 для 1-й клетки непрерывного 5-клетевого стана 1700 холодной прокатки.

Табл. 4

**Режим прокатки стальной полосы толщиной 0,45 мм и шириной 915 мм (марка стали 08пс) из подката толщиной 2 мм**

клеть №	$v_p$ , м/с	$h_p$ , мм	$\varepsilon_p$ , %
1	4	1,4	30
2	6,25	0,98	30
3	10	0,66	32,6
4	16	0,475	28
5	17	0,45	5

Опытные прокатки, цель которых была оценка формы и размеров зерна микро-структуры по высоте сечения полосы, проведены на ПАО «Северсталь» на лабораторно-промышленном одноклетевом стане «400 СКМЗ», внешний вид которого представлен на рис. 3. Диаметр бочки верхнего валка стана составил 406 мм, нижнего – 418 мм.

Исходные заготовки при опытной прокатке имели толщину 6 мм, длину – 1300 мм, ширину – 68 мм, конечная толщина составила 4,2 мм.



Рис. 3. Лабораторный одноклетевой стан холодной прокатки «400»

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты расчета энергосиловых параметров асимметричного процесса прокатки в соответствии с представленными исходными данными приведены в табл. 5–7. Во всех вариантах расчетов при этом считали, что заднее натяжение полосы отсутствует.

Табл. 5

#### Результаты расчета энергосиловых параметров процесса асимметричной прокатки при отсутствующем переднем натяжении полосы

Соотношение диаметров бочек верхнего и нижнего рабочих валков, мм/мм	Усилие прокатки, действующее на верхний и нижний рабочие валки, МН/МН	Требуемая мощность привода верхнего и нижнего рабочих валков, МВт/МВт	Отношение доли зоны опережения в контакте бочки верхнего рабочего валка от длины очага деформации к доле зоны опережения в контакте бочки нижнего рабочего валка от длины очага деформации, б/р
600/600	11.13/11,13	0,1750/0,1750	0,4481/0,4481
595/600	11.04/11,13	0,1749/0,1750	0,4472/0,4481
590/600	10.94/11,13	0,1747/0,1750	0,4463/0,4481
570/600	10.57/11,13	0,1739/0,1750	0,4427/0,4481

Табл. 6

**Результаты расчета энергосиловых параметров процесса асимметричной прокатки при величине переднего натяжения полосы 50 кН**

Соотношение диаметров бочек верхнего и нижнего рабочих валков, мм/мм	Усилие прокатки, действующее на верхний и нижний рабочие валки, МН/МН	Требуемая мощность привода верхнего и нижнего рабочих валков, МВт/МВт	Отношение доли зоны опережения в контакте бочки верхнего рабочего валка от длины очага деформации к доле зоны опережения в контакте бочки нижнего рабочего валка от длины очага деформации, б/р
600/600	10,23/10,23	0,1111/0,1111	0,4777/0,4777
595/600	10,15/10,23	0,1110/0,1111	0,4769/0,4777
590/600	10,07/10,23	0,1109/0,1111	0,4778/0,4777
570/600	9,75/10,23	0,1103/0,1111	0,4732/0,4777

Табл. 7

**Результаты расчета энергосиловых параметров процесса асимметричной прокатки при величине переднего натяжения полосы 100 кН**

Соотношение диаметров бочек верхнего и нижнего рабочих валков, мм/мм	Усилие прокатки, действующее на верхний и нижний рабочие валки, МН/МН	Требуемая мощность привода верхнего и нижнего рабочих валков, МВт/МВт	Доля зоны опережения в контакте бочки верхнего рабочего валка от длины очага деформации / доля зоны опережения в контакте бочки нижнего рабочего валка от длины очага деформации, б/р
600/600	9,31/9,31	0,0946/0,0946	0,5117/0,5117
595/600	9,24/9,31	0,0944/0,0946	0,5111/0,5117
590/600	9,175/9,31	0,0942/0,0946	0,5105/0,5117
570/600	8,89/9,31	0,0934/0,0946	0,4841/0,5117

Из анализа данных табл. 5–7 следуют выводы:

– при увеличении натяжения полосы влияние фактора асимметрии (разности в диаметрах бочек нижнего и верхнего валков) на разницу долей длины зоны опережения от длины очага деформации в контакте верхнего и нижнего валков уменьшается, т. е. структура очага деформации приближается к симметричной;

– значительного снижения энергозатрат на ведение процесса прокатки при увеличении разности в диаметрах бочек нижнего и верхнего валков не происходит: наименьшее уменьшение требуемой мощности на ведение процесса прокатки при отсутствии переднего натяжения составило 0,3 % в сравнении с симметричным очагом деформации, наибольшее – 0,6 % в сравнении с симметричным очагом деформации с передним натяжением 100 кН;

– разница в величинах усилий прокатки, действующих на верхний и нижний рабочие валки, на исследованных режимах достигает 5 % от усилия на нижнем валка.

Результаты моделирования процесса в среде Deform без переднего натяжения подтвердили сделанные выше выводы.

Влияние асимметрии прокатки на распределение размера зерна по толщине полосы определенное на основе металлографических исследований шлифов, подготов-

ленных из образцов полосы, произведенной на лабораторном стане, можно оценить по данным на рис. 4.

Металлографические исследования были выполнены с помощью инвертированного металлографического микроскопа Meiji IM 7530 с программным обеспечением Thixomet.

Представленные на рис. 4 гистограммы демонстрируют наличие асимметрии в распределении размеров зерна по толщине полосы:

– у поверхности полосы, контактировавшей с валком с меньшим диаметром бочки, имевшим меньшую окружную скорость поверхности, в шлифах преобладает зерно размерами 13–18 мкм

– у поверхности полосы, контактировавшей с валком с бóльшим диаметром бочки, имевшим бóльшую окружную скорость поверхности, преобладающие размеры кристаллов составили 2,6–6,9 мкм.

Также было установлено, что коэффициент асимметрии зерна у поверхности полосы, контактировавшей с бочкой валка, имевшей бóльшую окружную скорость, выше аналогичного параметра у поверхности полосы, контактировавшей с бочкой валка, имевшего меньшую скорость.

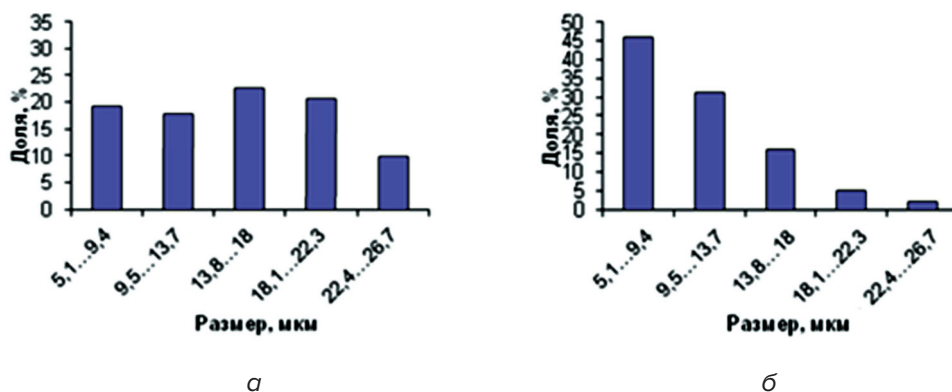


Рис. 4. Гистограммы распределения размера зерна по толщине:

а – у верхней поверхности полосы, контактировавшей с валком с меньшим диаметром бочки;

б – у нижней поверхности полосы, контактировавшей с валком с большим диаметром бочки

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлены результаты исследования процесса асимметричной прокатки методами математического моделирования структурных и энергосиловых параметров процесса, конечно-элементного моделирования в среде Deform и натурального моделирования на лабораторном стане. Для создания различных условий на верхней и нижней поверхностях раската в очаге деформации в исследовании использовались валки с бочками разных диаметров, которым задали одинаковую угловую скорость относительно осей их вращения. Вследствие разности диаметров бочек нижнего и верхнего рабочих валков, условия нагружения, таким образом, на верхней и нижней поверхностях полосы созданы различными.

В результате исследований получены аналитические формулы, определяющие наиболее важные энергосиловые параметры процесса асимметричной прокатки и структурные параметры очага деформации при данном способе прокатки. Эти зависимости позволили определить закономерности влияния условий прокатки на энергосиловые и структурные характеристики асимметричного очага деформации. Наиболее существенным, интересующим фактором здесь являлась величина энергозатрат на ведение тех-

нологического процесса. Установлено, что фактор асимметрии несущественно влияет на энергоэффективность прокатки.

Полученные результаты были проверены путем моделирования процесса в среде Deform, итоги данной проверки подтвердили полученные результаты.

В результате опытной прокатки стальных образцов на лабораторном стане «400» в валках с разными диаметрами бочек верхнего и нижнего валков проведена оценка распределения формы и размеров зерна по высоте сечения готовой полосы.

Полученные результаты могут быть использованы для развития теории листовой прокатки и практического определения наибольшей допустимой разности диаметров бочек рабочих валков, полученной в результате их перешлифовки, на действующих станах холодной прокатки с учетом активного слоя.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00428, <https://rscf.ru/project/23-29-00428/>

## ЛИТЕРАТУРА

1. Бельский, С. М. Основы теории тонколистовой прокатки : учеб. пособие / С. М. Бельский, Ю. А. Мухин. – Липецк : ЛГТУ, 2013. – 83 с.
2. Чебыкин, М. П. Моделирование несимметричной прокатки. Несимметричная прокатка со смещенным верхним рабочим валком по радиусу относительно нижнего рабочего валка / М. П. Чебыкин // Бюллетень «Черная металлургия». – 2016. – № 3.
3. Ашкеев, Ж. А. Исследование процесса несимметричной прокатки заготовок / Ж. А. Ашкеев, В. А. Андреященко, Ж. У. Буканов // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2020. – № 4.
4. Pustovoytov, Denis Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) Rolling of Light Alloys: A Review / Denis Pustovoytov, Alexander Pesin, Puneet Tandon // Metals. – 2021, 11. – 956.
5. Asymmetric Rolling of Interstitial-Free Steel Using One Idle Roll / R. Lapovok [et. al.] // Metallurgical and materials transactions A. – 2012, April. – Vol. 43a.
6. Kawalek, A. Effect of asymmetrical rolling on broadening of the productline of rolled sheets / A. Kawalek, H. Dyja, J. Markowski // Metalurgija. – 2003. – Vol. 42, Issue: 3. – Pp. 207–211.
7. Deformation analysis of asymmetric break-down rolling of hollow steel / Yan Tao [et al.] // World journal of engineering. – 2017. – Vol. 14, Issue: 6.
8. Analysis of Rolling Pressure in Asymmetrical Rolling Process by Slab Method / Tian Yong [et al.] // Journal of iron and steel research international. – 2009. – Vol. 16, Issue: 4. – Pp. 22–30.
9. Использование двух факторов асимметрии при толстолистовой прокатке / А. М. Песин [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2013. – № 4 (44).
10. Kawalek, A. The theoretical and experimental analysis of the effect of asymmetrical rolling on the value of unit pressure / A. Kawalek // Journal of materials processing technology. – 2004. – Vol. 157. – Pp. 531–535.
11. Оценка параметров очага деформации при симметричной и асимметричной холодной прокатке полосы с помощью компьютерного моделирования / А. В. Кожевников [и др.] // Технология металлов. – 2022. – № 12. – стр. 43–51.
12. Моделирование напряженного состояния полосы при холодной прокатке в очаге деформации с двумя нейтральными сечениями / Э. А. Гарбер [и др.] // Металлы. – 2007. – № 4. – С. 41–53.
13. Грудев, А. П. Теория прокатки / А. П. Грудев. – М. : Металлургия, 1988. – 240 с.

## REFERENCES

1. Bel'skiy, S. M. Osnovy teorii tonkolistovoy prokatki [1. Fundamentals of the theory of thin sheet rolling] : ucheb. posobiye / S. M. Bel'skiy, YU. A. Mukhin. – Lipetsk : LGTU, 2013. – 83 s.
2. Chebykin, M. P. Modelirovaniye nesimmetrichnoy prokatki. Nesimmetrichnaya prokatka so smeshchennym verkhnim rabochim valkom po radiusu otnositel'no nizhnego rabocheho valka [Simulation of asymmetric rolling. Asymmetric rolling with a shifted upper work roll along the radius relative to the lower work roll] / M. P. Chebykin // Byulleten' «Chernaya metallurgiya». – 2016. – № 3,
3. Ashkeyev ZH. A. Issledovaniye protsessa nesimmetrichnoy prokatki zagotovok [Study of the process of asymmetric billet rolling] / ZH. A. Ashkeyev, V. A. Andreyashchenko, ZH. U. Bukanov // Vestnik

PNIPU. Mekhanika. – 2020. – № 4.

4. Pustovoytov, Denis Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) Rolling of Light Alloys: A Review / Denis Pustovoytov, Alexander Pesin, Puneet Tandon // Metals. – 2021, 11. – 956.
5. Asymmetric Rolling of Interstitial-Free Steel Using One Idle Roll / R. Lapovok [et. al.] // Metallurgical and materials transactions A. – 2012, April. – Vol. 43a.
6. Kawalek, A. Effect of asymmetrical rolling on broadening of the productline of rolled sheets / A. Kawalek, H. Dyja, J. Markowski // Metalurgija. – 2003. – Vol. 42, Issue: 3. – Pp. 207–211.
7. Deformation analysis of asymmetric break-down rolling of hollow steel / Yan Tao [et al.] // World journal of engineering. – 2017. – Vol. 14, Issue: 6.
8. Analysis of Rolling Pressure in Asymmetrical Rolling Process by Slab Method / Tian Yong [et al.] // Journal of iron and steel research international. – 2009. – Vol. 16, Issue: 4. – Pp. 22–30.
9. Ispol'zovaniye dvukh faktorov asimmetrii pri tolstolistovoy prokatke [Use of two factors of asymmetry in plate rolling] / A. M. Pesin [i dr.] // Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova. – 2013. – № 4 (44).
10. Kawalek, A. The theoretical and experimental analysis of the effect of asymmetrical rolling on the value of unit pressure / A. Kawalek // Journal of materials processing technology. – 2004. – Vol. 157. – Pp. 531–535.
11. Otsenka parametrov ochaga deformatsii pri simmetrichnoy i asimmetrichnoy kholodnoy prokatke polosy s pomoshch'yu komp'yuternogo modelirovaniya [Evaluation of the parameters of the deformation zone during symmetric and asymmetric cold rolling of a strip using computer simulation] / A. V. Kozhevnikov [i dr.] // Tekhnologiya metallov. – 2022. – № 12. – S. 43–51.
12. Modelirovaniye napryazhennogo sostoyaniya polosy pri kholodnoy prokatke v ochage deformatsii s dvumya neytral'nymi secheniyami [Simulation of the Stressed State of a Strip during Cold Rolling in a Deformation Zone with Two Neutral Sections] / E. A. Garber [i dr.] // Metally. – 2007. – № 4. – S. 41–53.
13. Grudev, A. P. Teoriya prokatki [Rolling theory] / A. P. Grudev. – M. : Metallurgiya, 1988. – 240 s.

*Статья поступила в редакцию 14.05.2023 г.*

## МЕТОДЫ ОЦЕНКИ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ В УСЛОВИЯХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

Л. И. Шаповалова

Открытое акционерное общество «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга» «Белорусская металлургическая компания»,  
г. Жлобин, Республика Беларусь

*Современные способы производства стали и сплавов не дают возможности получить металл, не содержащий неметаллических включений. Больше или меньшее количество включений существует в любой стали в соответствии с её составом и условиями производства. Особенно опасными для качества стали являются макровключения, которые играют определяющую роль при зарождении разрушения деталей и конструкций. Ультразвуковой контроль металлопродукции позволяет надежно и эффективно проверять качество металлопродукции. В качестве сравнительного испытания ультразвуковое испытание позволяет сделать вывод о внутренних несплошностях, с точки зрения их положения, протяженности, размеров и частоты. Наряду с синеломкостью этот вид испытания предоставляет возможность определения макроскопической степени чистоты стали, однако не позволяет получить информацию об истинных размерах включений и их химическом составе. В настоящее время в лаборатории металловедения проводится апробация программного обеспечения для оценки макровключений с целью последующего использования в контроле готовой металлопродукции, что позволит снизить эффект «человеческого фактора», возникающего при визуальном сравнении структуры металла с эталонными шкалами, и повысить точность измерений*

**Ключевые слова:** качество, металлографический контроль, неметаллические включения, исследование, ультразвуковой контроль, синий излом, анализ изображений

## METHODS FOR ASSESSING MACROSCOPIC INCLUSIONS IN STEEL IN METALLURGICAL PLANT

L. I. Shapovalova

Joint Stock Company «Byelorussian steel works – management company of  
«Byelorussian metallurgical company» holding»,  
Zhlobin, Republic of Belarus

*Modern methods for production of steel and alloys do not make it possible to obtain metal that does not contain non-metallic inclusions. More or less quantity of inclusions exists in any steel in accordance with its composition and production conditions. Particularly danger-*



ous for quality of steel are macroinclusions, which play decisive role in initiation of destruction of parts and structures. Ultrasonic testing of metal products allows you to check reliably and efficiently quality of metal products. As a comparative test, ultrasonic testing makes it possible to make a conclusion on internal discontinuities in terms of their position, extent, size and frequency. Along with blue fracture test, this type of test makes it possible to determine macroscopic degree of steel purity, but does not provide information about true sizes of inclusions and their chemical composition. Currently, Metallographic laboratory is testing software for evaluation of macro-inclusions with the aim of subsequent use in control of finished metal products, which will reduce effect of «human factor» that occurs when visually comparing the structure of metal with reference scales, and increase the accuracy of measurements.

**Key words:** quality, metallographic control, non-metallic inclusions, ultrasonic test, blue fracture, image analysis

e-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by

## ВВЕДЕНИЕ

Постоянное повышение требований, предъявляемых к качеству металла, вызывает необходимость совершенствования контроля качества продукции. К настоящему времени для анализа неметаллических включений разработаны и широко используются различные методы, позволяющие с большой точностью определить состав, структуру и содержание неметаллических включений в стали и сплавах как с выделением их из металла, так и в твердом металле.

К неметаллическим включениям относят химические соединения, образующиеся в процессе производства сталей – при выплавке, разливке.

Они существенно влияют на качество стали и их свойства, в зависимости от природы соединений, их количества, формы, размера и характера распределения.

Все неметаллические включения делят на 2 группы:

1) эндогенные – соединения, образующиеся в результате химических реакций, в процессе выплавки, раскисления, разливки и кристаллизации слитка;

2) экзогенные – частицы соединений, попавшие в жидкую сталь извне, из шихты, футеровки и т. д.

Оба вида включений могут взаимодействовать друг с другом, образуя комплексные соединения сложного состава.

По геометрической форме включения могут быть глобулярные (шарообразные), неправильные (чаще всего остроугольные), строчечные (нитеобразные), плёночные (обычно располагающиеся по границам зёрен) и точечные.

По степени пластичности включения разделяют на пластичные, которые при деформации хорошо изменяют свою форму и вытягиваются в строчки (сульфидные, пластичные силикаты), и хрупкие, которые при аналогичной обработке не вытягиваются, а дробятся (глинозём, кремнезём и т. д.).

По химическому составу принцип классификации включений основан на содержании одного из трех элементов, являющихся вредными примесями в стали: серы (сульфиды), азота (нитриды) и кислорода (оксиды) [1, 2].

## АКТУАЛЬНОСТЬ ТЕМЫ

Неметаллические включения ухудшают не только механические (прочность, пластичность), но и другие свойства стали (магнитную проницаемость, электропроводность и др.), т. к. нарушают сплошность металла и образуют полости, в которых концентриру-

ются напряжения в металле. Наличие крупных неметаллических включений влияет на усталостные свойства изделий из сталей, а значит, и на эксплуатационные свойства.

Включения в стали могут иметь весьма различные размеры от дисперсных включений, неразличимых в микроскоп, до крупных включений, видимых невооруженным глазом и имеющих иногда протяженность в несколько десятков миллиметров. Поэтому следует различать макровключения и микровключения. К макровключениям можно отнести включения размером 0,8 мм и более, соответственно, включения размером менее 0,8 мм, являются микровключениями [3, 4].

Многие исследователи считают [5], что тип включений не влияет на механические свойства стали. Определяющим фактором считают критический размер включений, который установлен для многих материалов. По-видимому, для каждой стали, существует критический размер включений, зависящий от типа включений, стали и предъявляемых к ней свойств. Более крупные включения опасны для стали, независимо от их состава. Микровключения, размер которых меньше критического, не ведут себя как дефекты.

### **Цель работы**

Рассмотреть существующие методы оценки макровключений в стали, применяемые в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – БМЗ, предприятие).

### **Задачи исследования**

Внедрить использование программного обеспечения для определения загрязненности металла макровключениями.

## **МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ**

### **Ультразвуковой контроль**

Ультразвуковая дефектоскопия – метод, предложенный С. Я. Соколовым в 1928 году и основанный на исследовании процесса распространения ультразвуковых колебаний с частотой 0,5–25 МГц в контролируемых изделиях с помощью специального оборудования – ультразвукового преобразователя и дефектоскопа.

Ультразвуковая дефектоскопия самый распространенный и универсальный метод неразрушающего контроля, представляющий собой совокупность методов неразрушающего контроля, использующих для нахождения дефектов в изделиях ультразвуковые волны. При помощи дефектоскопов получают информацию в виде световых, звуковых, электрических и других сигналов о качестве контролируемых деталей, узлов и т. д. Полученные данные затем анализируются, выясняются формы дефектов, размер, глубина залегания, и другие характеристики.

Одним из способов ультразвукового контроля макровключений является метод погружения в иммерсионной ванне (рис. 1) для оценки степени макроскопической чистоты проката. Бак ультразвуковой установки оснащен двумя моторизованными осями X и Y, а также одной осью Z с моторизованным приводом и позволяет выполнять контроль цилиндрических, плоских и кольцевых деталей. С помощью опционального вращательного механизма, который может быть реализован в виде вращающегося диска, роликовой опоры или передней и задней бабок, может выполняться контроль цилиндрических деталей. В качестве ультразвукового устройства используется многоканальный дефектоскоп. Программирование прибора, а также весь процесс испытания осуществляется через персональный компьютер. Испытание производится с использованием обычного погружного датчика. В качестве контактной среды используется вода, которая находится в резервуаре. Исследуемые детали помещаются в наполненный водой резервуар таким образом, чтобы проверяемые зоны полностью оказались в воде.

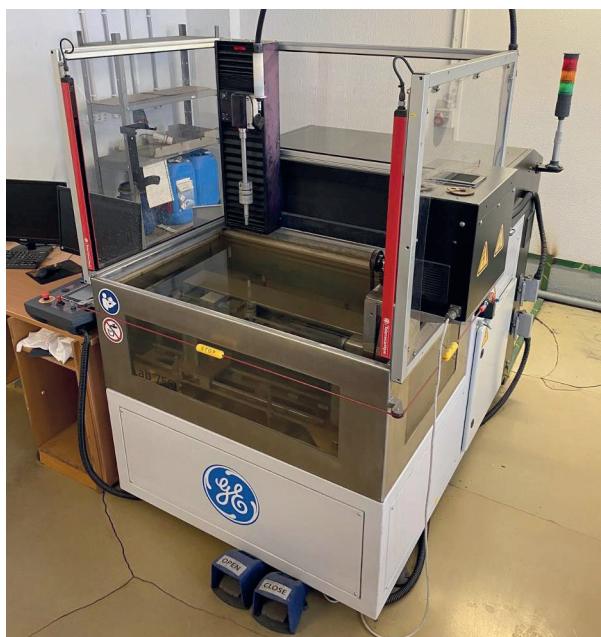


Рис. 1. Ультразвуковая установка UTS-750

Для данного метода контроля требуется тщательная подготовка поверхности проверяемого изделия, чтобы между ней и прибором не было малейшего воздушного зазора. Образцы для исследований должны быть обработаны на токарном станке или отшлифованы. Поверхность образца должна быть обработанной до состояния шероховатости не хуже  $Ra = 2$  мкм. После обработки диаметр образца должен составлять не менее 95 % исходного диаметра. Не допускается проведение испытаний на необработанных или зачищенных прутках.

После ультразвукового испытания в иммерсионной ванне, выявленные включения, превышающие допустимые, отмечаются на поверхности проб (рис. 2). Выявление неметаллических включений с целью дальнейшего их исследования проводится путем последовательного снятия слоя металла на плоскошлифовальном станке с шагом 0,5 мм, начиная от точек, отмеченных на поверхности пробы.



Рис. 2. Внешний вид проб после исследования на ультразвуковой установке UTS-750

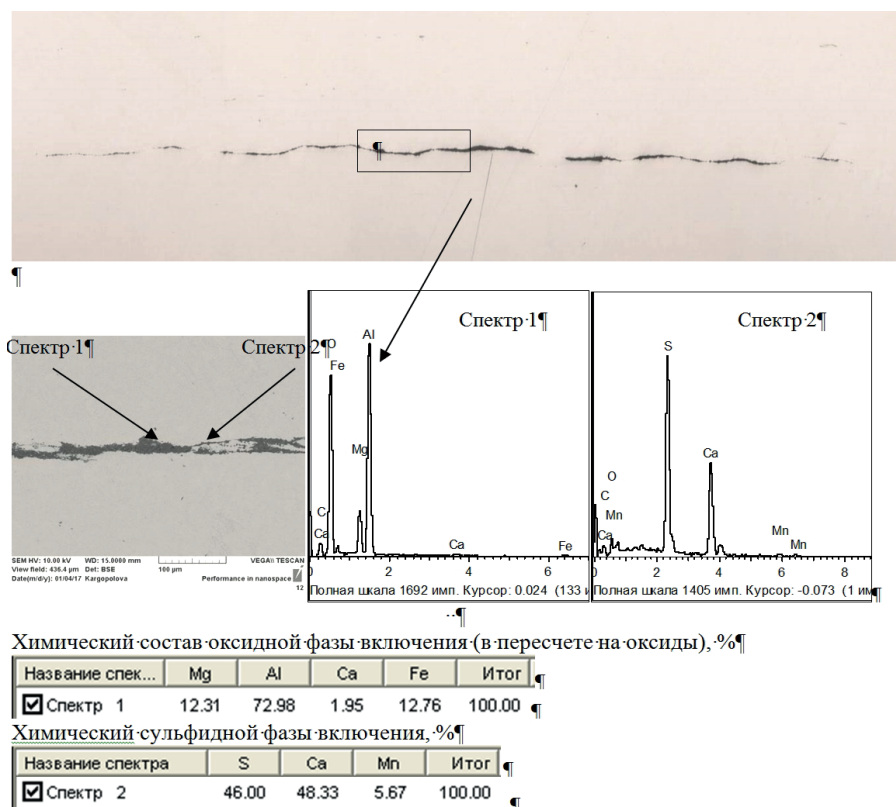


Рис. 3. Микровключение, выявленное после исследования пробы на ультразвуковой установке UTS-750

### Макроскопический метод. Метод «синего излома»

Для определения степени загрязненности металла макровключениями в металлографических лабораториях БМЗ используются макроскопические методы, в рамках которых неметаллические включения видны невооруженным глазом или с помощью лупы, кратность увеличения которой не превышает  $\times 10$ . При этом учитываются только те включения, длина которых равна 1 мм или больше.

Неметаллические включения, выявленные с помощью макроскопических методов, выглядят как строчки.

Параметрами, характеризующими неметаллические включения, являются их общее количество, а также их длина или толщина. Что касается типа, никаких различий между включениями нет.

Одним из таких методов, является метод «синего излома», основанный на определении общего количества и распределения неметаллических включений, видимых на поверхности продольного излома.

Образец для испытания представляет собой срез, толщина (например, от 5 до 20 мм) которого зависит от размеров изделий; при этом толщина измеряется параллельно продольному направлению, а отбор среза проводится посредством горячей или холодной резки. В общем, рекомендуемая толщина составляет 10 мм.

После нормализации, если это требуется, образец для испытаний должен находиться в одном из следующих состояний:

- образец должен быть нагрет горячим воздухом так, чтобы на момент начала испытания металл находился на уровне температуры синеломкости (от 300 до 350 °С), или
- образец должен находиться в изломленном состоянии при температуре охлаж-

дающего воздуха, а два образца должны в последствии нагреваться до температуры синего излома.

Рекомендуется выточить канавку глубиной около 5 мм в центре на одной из главных сторон (рис. 4). Эта канавка нужна для того, чтобы способствовать излому испытуемого образца.

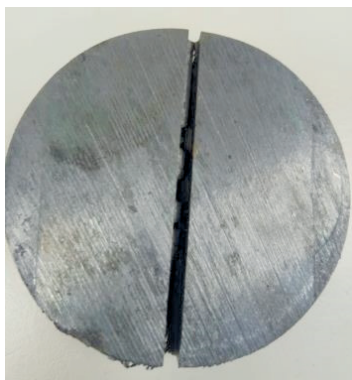


Рис. 4. Образец для испытания методом «синего излома»

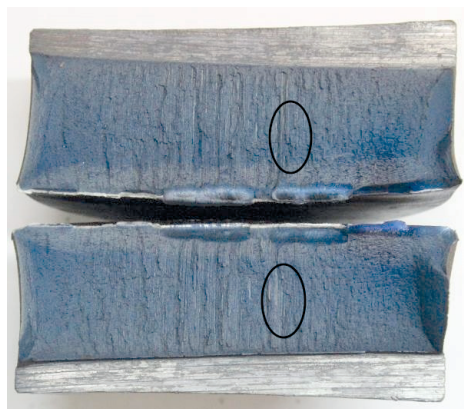


Рис. 5. Макровключения в изломе

Оценка макровключений, имеющих вид серых матовых строчек (рис. 5), проводится в зависимости от требований потребителя.

Например, в соответствии с ISO 3763 проводится количественная (посредством подсчета включений, с учетом их длины и толщины) или качественная (посредством сравнения с серией из 10 контрольных диаграмм) оценка неметаллических включений.

В соответствии с SEP 1584 и ГОСТ Р 56299 рассчитывается коэффициент загрязненности стали, показывающий долю площади излома, занятой неметаллическими включениями и являющийся числовой мерой содержания включений в стали.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Повышение требований к качеству готовой продукции является постоянным стимулом совершенствования инструментов и методов оценки неметаллических включений в стали.

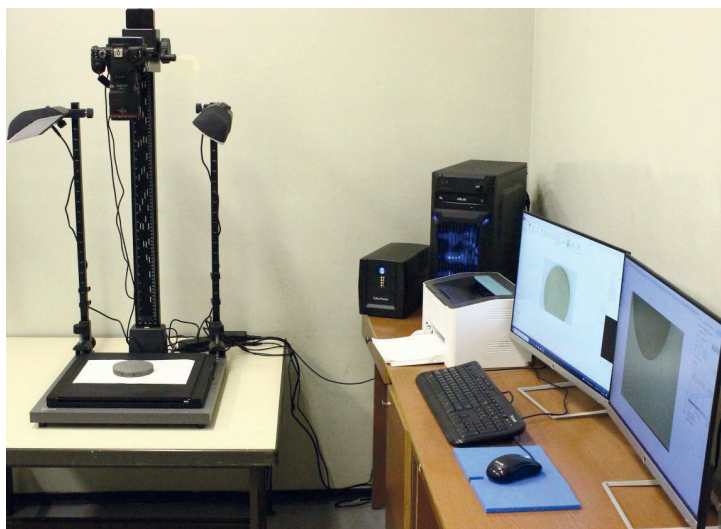


Рис. 6. Внешний вид комплекса программно-аппаратного анализа структуры поверхности твердых тел Thixomet

Так, в лаборатории металловедения БМЗ для оценки макровключений применяется система автоматического анализа изображений Thixomet MACRO (рис. 6), которая позволяет в автоматическом режиме провести оценку загрязненности стали неметаллическими включениями с выдачей отчета.

Весь цикл измерений включает следующие действия: визуальный поиск участка излома, загрязненного неметаллическими макровключениями, изготовление панорамы участка излома с наибольшим баллом загрязненности, найденным при

визуальном поиске, расчет границ включений (рис. 7) и подсчет их количества, измерение площади излома, обработку полученных данных и генерирование отчета [6].



Рис. 7. Макровключение в «синем изломе»

SEP 1584 Испытание на синеломкость для определения макроскопических неметаллических включений в стали

Тип стали:   
 № плавки:   
 Номер партии:   
 Размер образца:  
 Сечение, мм<sup>2</sup>:   
 Степень деформации:   
 Температура разрыва, °С:

ОТЧЁТ

Марка стали:   
 № заказа:   
 Заказчик:   
 Толщина, мм:   
 Условия термической обработки:   
 Температура посевника, °С:

Результаты анализа:

Образец	Метод оценки:									
	Балл									
1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
	-	-	1	-	-	-	-	-	-	-

Метод оценки:		С
Сумма длин всех включений, мм:		4,54
Суммарная площадь, мм <sup>2</sup> :		2000
Показатель загрязненности:		2,27

Анализ выполнил оператор

подпись

Рис. 8. Отчёт по оценке загрязненности стали макровключениями

Следует отметить, что отчёт формируется таким образом, что результат выдается одновременно для разных методов (максимальный балл, суммарная длина и площадь всех включений, подсчет коэффициента загрязненности), что существенно сокращает время испытаний и снижает влияние «человеческого фактора».

**Выводы:** Использование автоматизированных методов металлографического контроля позволяет снизить эффект «человеческого фактора», возникающего при визуальном сравнении структуры металла с эталонными шкалами, а также повысить точность измерений.

Панорамные методы исследования структуры материалов являются безальтернативным будущим современной металлографии и позволяют гармонизировать старые ГОСТы, основанные на стандартных шкалах, и современные нормы западных стран, основанные на автоматизированных методах анализа изображений.

В настоящее время программное обеспечение для оценки макровключений проходит апробацию в лаборатории металловедения с целью последующего использования в исследовании металлопродукции [7].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ковалева, А. А. Специальные стали и сплавы / А. А. Ковалева. – Сибирский федеральный университет : Красноярск. – 2007.– 232 с.
2. Кудрин, В. А. Внепечная обработка чугуна и стали / В. А. Кудрин. – М. : Металлургия, 1992. – 336 с.

3. Виноград, М. И. Включения в стали и ее свойства / М. И. Виноград. – Металлургиздат, 1963. – 252 с.
4. Дефекты стали. Справочник / С. М. Новокшенова и [и др.]. – М. : Металлургия, 1984. – 200 с.
5. Бельченко, Г. И. Неметаллические включения и качество стали / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – К. : Техніка, 1980. – 167 с.
6. Разработка методики количественной оценки загрязненности низколегированных трубных сталей неметаллическими включениями с помощью автоматического анализа изображений / А. А. Казаков [и др.] // Черные металлы. – 2007. – № 7–8. – С. 31–37.
7. Перспективные материалы : учебное пособие / В. Н. Лясников [и др.]; под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2013. – 422 с.

## REFERENCES

1. Kovaleva, A. A. Special steels and alloys / A. A. Kovaleva. – Siberian Federal University : Krasnoyarsk, 2007. – 232 p. (in Russian)
2. Kudrin, V. A. Out-of-furnace treatment of iron and steel / V. A. Kudrin. – M. : Metallurgy, 1992. – 336 p. (in Russian)
3. Vinograd, M. I. Inclusions in steel and its properties / M. I. Vinograd. – Metallurgizdat, 1963. – 252 p. (in Russian)
4. Steel defects / S. M. Novokshchenova [et al.]. – Moscow : Metallurgy, 1984. – 200 p. (in Russian)
5. Belchenko G. I. Non-metallic inclusions and steel quality / G. I. Belchenko, S. I. Gubenko. – K. : Technique, 1980. – 167 p. (in Russian)
6. Development of method for quantitative evaluation of contamination of low-alloyed pipe steel grades with non-metallic inclusions using automatic image analysis / A. A. Kazakov [et al.] // Ferrous metals. – 2007. – № 7–8. – Pp. 31–37. (in Russian)
7. Perspective materials : Tutorial / V. N. Lyasnikov [et al.]; Edition under rev. of D. L. Merson. – Tolyatti : TSU Publishing House, 2013. – 422 p. (in Russian)

*Статья поступила в редакцию 15.05.2023 г.*

# ANALYSIS OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF GH4169 ALLOY VIA CWR DEFORMATION

<sup>3</sup>Petrenko Vladimir, <sup>1,2</sup>Jiaxu Liu, <sup>1,2</sup>Mingjie Shi,  
<sup>1,2</sup>Ming Han, <sup>1,2</sup>Ming Cheng, <sup>1,2</sup>Shihong Zhang

<sup>1</sup>Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences,  
Shi changxu Innovation Center for Advanced Materials, Shenyang 110016, China

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering,  
University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China

<sup>3</sup>Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,  
Minsk, Republic of Belarus

*In this paper, Cross wedge rolling (CWR) technology is applied to forming GH4169 alloy rolled workpiece. The rolled workpiece is symmetrical stepped shaft parts with a maximum cross-section reduction of 85 %. Based on CWR experiments and mechanical tests, the following conclusions are obtained: CWR technology can be used to form GH4169 alloy rolled workpiece with characteristic of large cross-section reduction, and rolled workpiece has uniform microstructure and allowable central defect; Hardness in the surface of rolled workpiece increases significantly resulting from the appearance of  $\delta$  phase during CWR deformation.  $\delta$  phase hinders the growth of grain, generating the mechanism of second phase strengthening and fine grain strengthening; The yield strength of rolled workpiece is slightly increased due to grain refinement, while the tensile strength and elongation are significantly decreased due to central defect or mixed crystal phenomenon.*

**Key words:** Cross wedge rolling, GH4169 alloy, Hardness, Tensile properties

e-mail: petrenko@phti.by, jxliu21s@imr.ac.cn, mcheng@imr.ac.cn

## INTRODUCTION

Cross wedge rolling (CWR) is a kind of metal plastic forming process, which has the advantages of high precision, high efficiency, high product consistency and materials saving. It is widely used in practical production to manufacture shafts and stepped axles or preform for the subsequent process. In effect, the flat CWR mill and roller CWR mill are predominant in the usage of CWR equipment. The forming method of the flat CWR is: preheated billet is placed in the feeding groove at the fixed bottom die, then the removable up die moves horizontally and drives the billet to rotate and deform between dies, rolled workpiece is obtained finally.

CWR technology is not perfect, however, it also has some shortcomings. Rolled parts obtained from this process may have surface spiral, neck shrinkage and central defect, the latter is invisible and the most severe results. For the study of the mechanism of central defect, the mainstream method is to extract the stress strain states of rolled workpiece in the process of CWR by finite element simulation, and explain the formation mechanism of central defect, from the mechanical point of view. Yang [1] found the growth and coalescence of defect is related to the direc-



tions of shear stress and tensile stress, confirming the forming angle has the greatest influence on central defect among the process parameters. Zhou [2] systematically analyzed and compared the influence of stress strain states on the central defect combined with simulation and experiment, and drew a conclusion that the maximum shear stress has the greatest influence and the damage mechanism of central defect is the joint action of cavity formation and shear failure. Based on analysis of stress strain states, some fracture criteria and property evaluation methods are innovated. Zhou [3] and Pater [4] proposed the fracture criteria suitable for predicting the central defect in CWR process. Cheng [5] presented a novel method using a disk-like sample to assess the workability of metal during CWR process and give proper process parameters. The effects of material microstructure and inclusion on central defect have also been studied. Zhou [6] suggested that the macroscopic defect in the center of 20NiCr3H steel rolled workpiece are caused by the appearance of micro-holes around nonmetallic inclusions due to the different expansion coefficient between nonmetallic inclusions and matrix at rolling temperature.

Central defect of rolled workpiece makes enterprises worry about the application of CWR, limiting development and extension of this technology. Recent studies have found that optimizing CWR equipment or changing the number of moving tools can mitigate the central defect. Bulzak [7] observed that increasing the number of moving tool or changing the rolling scheme, such as CWR with two moving concave wedges, may reduce the degree of forgings defect, establishing the relationship of central defect and cross section ovalization of rolled workpiece during CWR process. Pater [8], taking the same step axis as the research object, compared the influence of two-roll and three-roll CWR on the mechanical parameters and stress states of workpiece. The results showed that the main advantage of three-roll CWR is that it can reduce the possibility of the central defect, whereas further improvement measures are needed to solve the necking problem caused by the large broadening angle of the three-roll CWR dies. Some researchers [9, 10] compared the warm CWR and hot CWR, the results showed that the warm CWR could cause fewer central cavities. But the limitation of this field is rolling force and torque of the warm CWR is about three times compared with hot CWR. The above research provides new directions for the development of CWR, and also indicates that the research of CWR needs to be further developed.

GH4169 alloy, with excellent comprehensive properties, is widely used in aeroengine components [11]. However, the high deformation resistance, poor high temperature plasticity and low thermal conductivity of GH4169 alloy make it have some shortcomings in the traditional deformation process, such as low production efficiency and large material loss. Based on the characteristic of local deformation for CWR process, which is extended to the field of difficult-to-deform metal forming. Chen [12] analyzed the deformation and central defect of GH4169 alloy in flat CWR and obtained the result that both increasing the tool temperature and decreasing friction all can avoid central defect. Gan [13, 14] compared the microstructure characteristics of surface and center of rolled workpieces with different section reduction, and suggested that the dynamic recrystallization mechanism of surface and center is different. By analyzing the crystal orientation and texture type of workpiece, it is concluded that fine and uniform microstructure can be obtained by increasing section reduction. Xia [15] simulated the influence of process parameters and die geometry parameters on the microstructure uniformity of rolled workpiece, and designed orthogonal tests to obtain the optimal parameters that can make microstructure of rolled workpiece uniform. The above work is the main research of GH4169 alloy in CWR. It can be seen that the microstructure and mechanical properties of GH4169 alloy rolled workpiece processed by CWR have not been reported.

The aim of this paper is to explore the feasibility of applying CWR process to manufacture GH4169 alloy rolled workpiece with large cross-section reduction, then further characterize the mechanical properties of rolled workpiece deformed by CWR.

## CWR EXPERIMENTS

This study investigates the CWR process for a rolled workpiece that is shown in Fig. 1, which is manufactured from a cylindrical billet with a diameter of 27 mm. With respect to the billet, its chemical compositions are listed in Tab. 1, and microstructure is composed of equiaxed  $\gamma$  matrix and dispersed carbides, as shown in Fig. 2.

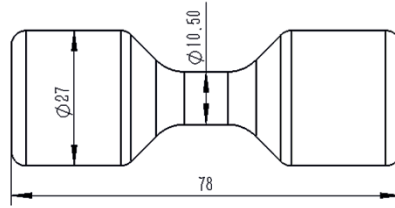


Fig. 1. Drawing of rolled workpiece

Tab. 1

Chemical compositions of GH4169 alloy (wt, %)

Ni	Cr	C	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Mn	Si	Fe
51.26	19.21	0.069	5.11	3.00	0.93	0.55	0.08	0.11	0.20	Bal.

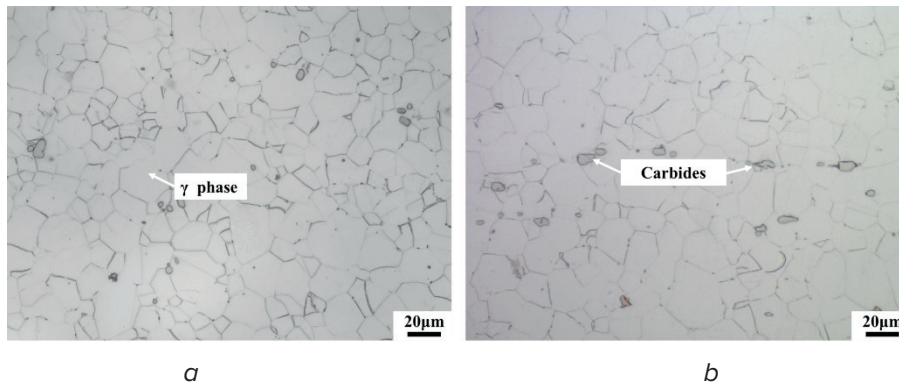


Fig. 2. Initial microstructure of billet (a) transverse section; (b) longitudinal section

The experimental configurations and rolled workpieces are shown in Fig. 2. The experiments were carried out on IM500 flat CWR mill developed by IMR CAS. Forming angle and broadening angle of the dies are  $40^\circ$  and  $2.5^\circ$ , respectively, and maximum section reduction in the rolled deformation zone is 85 %.

The CWR experiments were carried out at rolling temperatures of 950, 970 and 1000 °C, respectively, with rolling speed of 400 mm/s. The experimental process is preheated billet held at rolling temperature for 30 min in resistance furnace was quickly clamped to the feeding groove at the fixed bottom die, then the moving top die wedged into billet and driven it to rotate and deform, finally workpiece was ejected, followed by air-cooling.

Central defect has been known to distribute along the centerline of rolled workpiece. Wire cutting equipment was used to cut and sample along the central axis of rolled workpiece. After mechanical polishing and chemical etching ( $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2 = 1:1$ ), the microstructure at different regions in rolled workpiece were observed and analyzed by optical microscope (OM) and scanning electron microscopy with energy-dispersive X-ray spectroscopy (SEM/EDS), the sampling and observation positions are illustrated in Fig. 4.

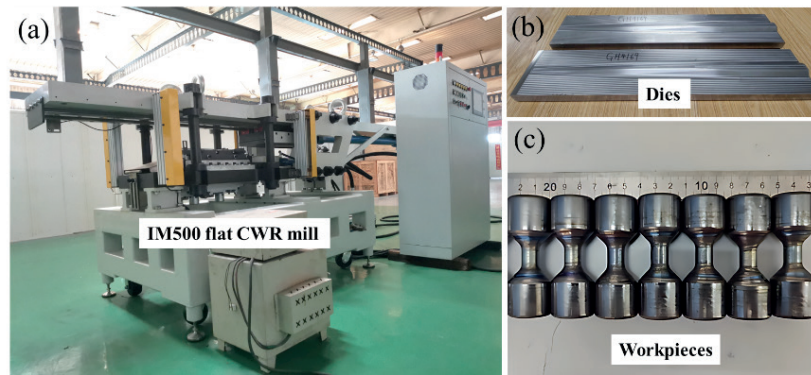


Fig. 3. CWR experiments (a) the IM500 flat CWR mill; (b) dies; (3) workpieces



Fig. 4. Sampling and observation positions

## MECHANICAL TESTS

Uniaxial tensile test at room temperature was carried out on the electronic universal testing machine WDW – 100 kN. The size of the tensile specimen is M10 – Ø 5, sampled from the center of billet or rolled workpiece, with one specimen prepared for billet and two specimens prepared for rolled workpieces with rolling temperature of 950 and 1000 °C, respectively. The mode of uniaxial tensile is quasi-static tensile and the tensile rate is 0.5 mm/min before yield and 3.5 mm/min after yield.

The hardness measurement was carried out on the LM247AT automatic micro-Vickers hardness test, applied load and held time were 100 g and 13 s, respectively. 5 points were selected at each observation position of rolled workpiece for hardness testing.

## MICROSTRUCTURE ANALYSIS

The rolled workpiece with allowable central defect was selected for microstructure analysis. OM images at different positions of rolled workpiece are shown in Fig. 5, and the observation positions are consistent with those in Fig. 4.

Fig. 5a, d display the region with the largest amount of deformation of rolled workpiece, that is, the deformation region. It can be observed that the surface layer of the deformation region has obtained a fine and uniform microstructure because of intense plastic deformation. Dynamic recrystallization penetrates into the central area due to significantly plastic strain, resulting in central microstructure also achieves uniform and fine effect. In Fig. 5c, f indicates the non-deformation region of rolled workpiece. Because the holding time in the preheating process before rolling is short, there is no obvious grain growth. In Fig. 5b and 5e represent the transition region. The existence of the inclined step causes the surface grain orientation of rolled workpiece to be distributed in a streamline at a 45° angle with the axis. However, the central area is placed in the middle of the deformation and non-deformation regions, resulting in a mixed grain size phenomenon. Because the discrepancy of grain size between the two regions is within the allowable range, the rolled workpiece is considered to be a qualified product in this processing condition.

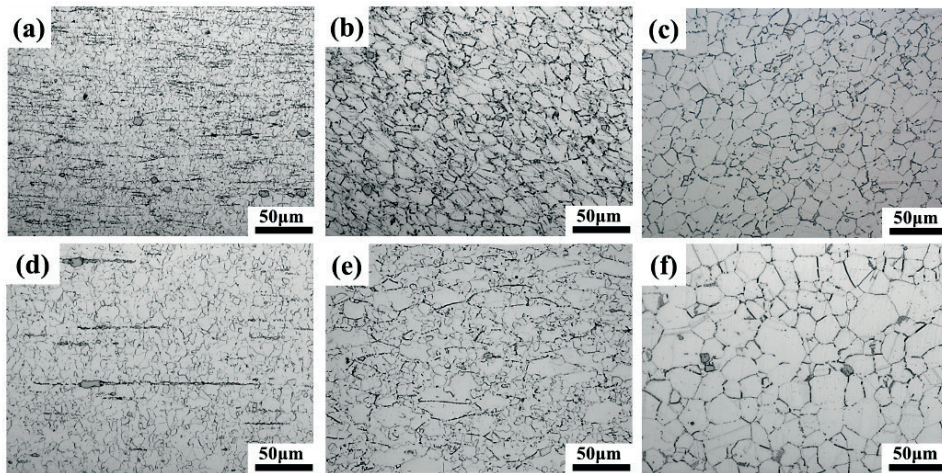


Fig. 5. OM images at different positions of rolled workpiece

The OM images of the superficial and central microstructure in the deformation region of rolled workpiece with different rolling temperatures are shown in Fig. 6. The grain size in the surface is obviously smaller than that of in the center. According to Fig. 6a–c, in addition to deformed and broken carbides, uncertain banded phase appears in the surface, and the volume distribution of this phase is obviously greater than that of the other two temperatures when the rolling temperature is 970 °C. When the rolling temperature is 950 °C, larger central defect is observed near carbides, whereas a small central defect appears at other rolling temperatures, as represented in Fig. 6d–f.

In order to further confirm the banded phase in the surface area of the rolled deformation region, EDS analysis was carried out to analyze the surficial region of rolled workpiece with rolling temperature of 970 °C due to the most banded phase content. The rectangular region as shown in Fig. 7 is selected for regional scanning, in which the black rectangular region is the region with higher density of banded phase, and the white rectangular region is the region without banded phase distribution, that is matrix microstructure. The scanning results are shown in Tab. 2. According to the statistical results, Nb content is obviously higher in the regions where banded phases gather than in the matrix, while there is no significant difference in the content of other elements in the two regions. It is concluded that the banded phase distributed in the surface of the deformation region in the rolled workpiece is  $\delta$  phase ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ).

The reason for the appearance of  $\delta$  phase is that the surface of the high temperature rolled workpiece is in contact with the dies at room temperature during the CWR process, and the superficial temperature of rolled workpiece drops sharply. Under the synergistic effects of the complex stress field, temperature drop and short-term large plastic strain,  $\gamma''$  phase is directly transformed into  $\delta$  phase, which is dispersed in the near surficial region. According to the statistics of the metallographic results, the  $\delta$  phase precipitation area is about 800  $\mu\text{m}$  away from the surface. In addition, the surface layer of workpiece is severely deformed by CWR process, and the grain is broken to a small size. Precipitated  $\delta$  phase in the deformation process hinders the grain growth, causing the grain size of the surface is obviously smaller than that of the center.

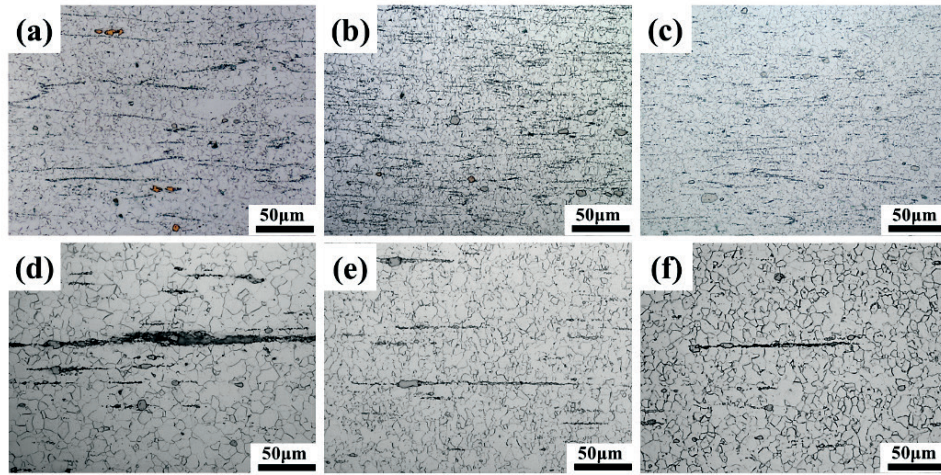


Fig. 6. OM images in the surface: *a* – 950 °C; *b* – 970 °C; *c* – 1000 °C; in the center *d* – 950 °C; *e* – 970 °C; *f* – 1000 °C

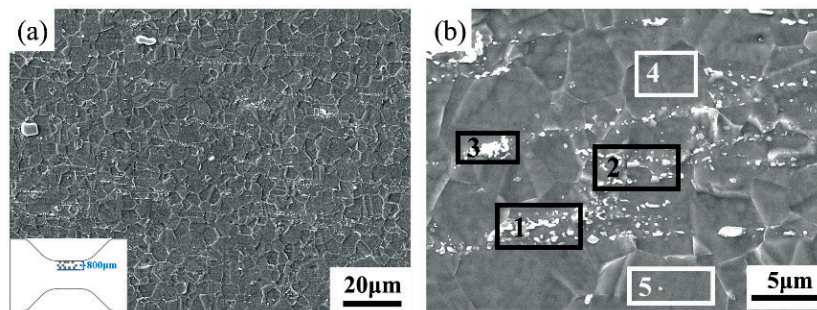


Fig. 7. (a) SEM images of banded phase in the surface of rolled workpiece (b) EDS scanning regions

**Tab. 2**

**EDS statistical results at different regions**

Element	Region 1 (At, %)	Region 2 (At, %)	Region 3 (At, %)	Region 4 (At, %)	Region 5 (At, %)
Ni	58.32	53.74	55.79	54.7	56.69
Fe	18.87	20.45	20.55	19.88	18.68
Cr	20.21	22.93	19.85	22.97	22.87
Nb	2.60	2.88	3.81	2.45	1.76

**HARDNESS**

Fig. 8 shows the hardness test results of different positions in the same workpiece and the same central region of different workpieces with different rolling temperatures, and test positions are displayed as insets. The rolling temperature of rolled workpiece tested in Fig. 8a is 1000 °C. Under this condition, there is only small defect in the central region. It can be seen that, the hardness of each position of the deformation area is increased after CWR deformation, and the hardness in the surface is obviously higher than that of other areas. The reason for this phenomenon is not only that there is no defect in the surface, but also that the presence of  $\delta$  phase hinders the gain growth generating the second phase strengthening and fine grain strengthening mechanism.

Fig. 8b shows the hardness test results of the same central region of rolled workpiece with different rolling temperatures. It is worth noting that the test positions are not hit at the defect directly. When the rolling temperature is 950 °C, the central defect of the rolled workpiece are larger, and the corresponding hardness value is lower than that of the billet. When the rolling temperature is increased to 970 or 1000 °C, the hardness in the center is similar to that of the billet hardness, indicating that the hardness reduction caused by small defect after rolling and the hardness enhancement effect caused by grain refinement will cancel each other.

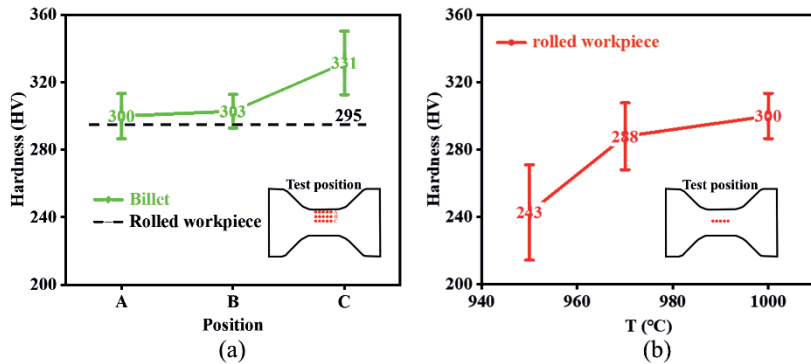


Fig. 8. Hardness of (a) different positions in the same workpiece and (b) the same central region of different workpieces with different rolling temperatures

## TENSILE PROPERTIES

The fracture positions of the specimens are presented in Fig. 9a. The specimens machined from billet and workpieces with rolling temperature of 950 °C fractured in the middle region, while the specimens of rolled workpieces with rolling temperature of 1000 °C fractured near the clamping end. Fig. 9b displays the true stress-strain curves of specimens in three states during the uniaxial tensile test. The variation of plots illustrated that the yield strength of rolled workpiece is improved, but the tensile strength and elongation of rolled workpiece are reduced significantly compared with billet. The increase of yield strength is the result of grain refinement, whereas the cause of other phenomena is not clear.

In order to analyze the causes of the reduction of the tensile strength and elongation, the longitudinal section of the fractures is obtained, shown in Fig. 10a–c. By observing the fractographies of billet, it can be observed that the defect nucleates around the carbide and expands along the direction of load in the axial direction. While the fracture appears as shear fracture in the radial direction, this is because the shear strength of material is less than the tensile strength. Many large defects can be observed near the fracture of specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of 950 °C. The main reason for the fracture of the specimen in the middle position is the existence of large defects produced in the CWR process. Near the fracture of specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of 1000 °C, the defect nucleated at carbide spreads along the direction perpendicular to the load, unlike the extension at the other two conditions. The reason is that the fracture appears near the clamping end, corresponding to the position of rolled workpiece is transition region, both fine and coarse grains appear, and the defect is easy to expand along the grain boundary of mixed grain boundaries. The cross-section fractographies are exhibited in Fig. 10d–f. The characteristics of the dimple verified the accuracy of the above statement. The dimples of specimen machined from billet were uniformly distributed. Large defects were found in the specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of 950 °C. And the dimple size was uneven in the specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of 1000 °C.

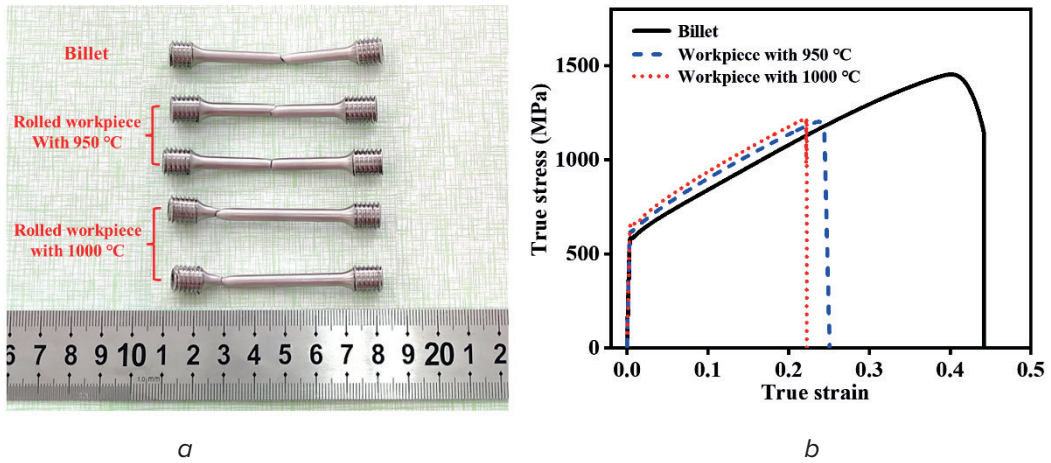


Fig. 9. Uniaxial tensile tests (a) fracture positions (b) True stress-strain curves

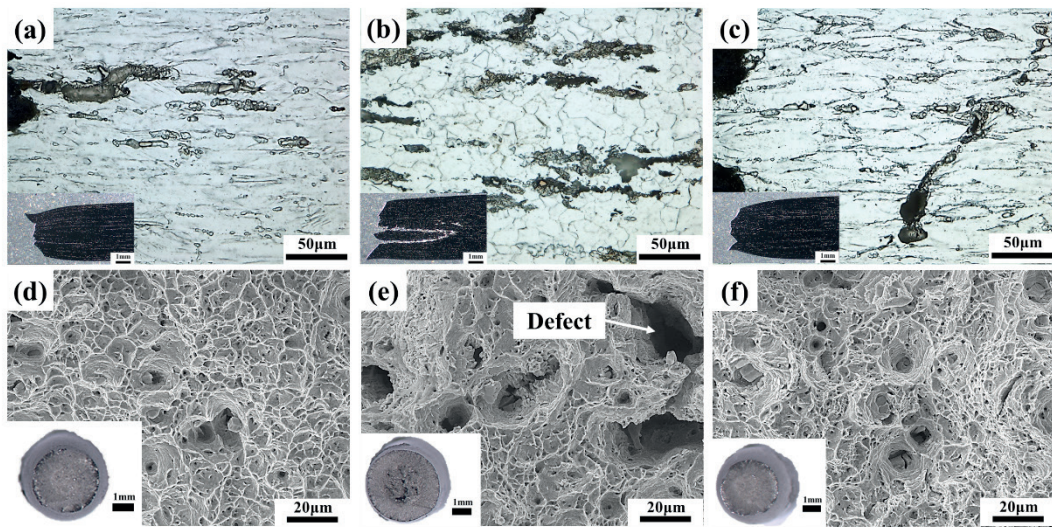


Fig. 10. The fractographies in uniaxial tensile test: longitudinal section (a) specimen machined from billet, specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of (b) 950 °C and (c) 1000 °C; transverse section (d) specimen machined from billet, specimen machined from rolled workpiece with rolling temperature of (e) 950 °C and (f) 1000 °C

## CONCLUSIONS

1. CWR technology can be used to form GH4169 alloy rolled workpiece with characteristic of large cross-section reduction, and rolled workpiece has uniform microstructure and allowable central defect;
2. Hardness in the surface of rolled workpiece increases significantly resulting from the appearance of  $\delta$  phase during CWR deformation.  $\delta$  phase hinders the growth of grain, generating the mechanism of second phase strengthening and fine grain strengthening;
3. The yield strength of rolled workpiece is slightly increased due to grain refinement, while the tensile strength and elongation are significantly decreased due to central defect or mixed crystal phenomena.

This work was financially supported by the International Science and Technology Cooperation Project in Liaoning Province of China (Grant No. 2022JH2/10700006), the National Key R&D Plan of China (Grant No. SQ2018YFE0119600), and the Sino-Belarus Inter-Governmental S&T Cooperation project (Grant No. CB02-09).

## REFERENCE

1. Micro-mechanism of central damage formation during cross wedge rolling [J] / C. P. Yang [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2018, 252. – PP. 322–332.
2. The study of central cracking mechanism and criterion in cross wedge rolling [J] / X. Y. Zhou [et al.] // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2020, 159. – PP. 103647.
3. A study on central crack formation in cross wedge rolling [J] / X. Y. Zhou, [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2020, 279. – PP. 116549.
4. Establishment of a new hybrid fracture criterion for cross wedge rolling [J] / Z. Pater [et al.] // International Journal of Mechanical Sciences. – 2020, 167. – PP. 105274.
5. Novel evaluation method for metal workability during cross wedge rolling process [J] / M. Cheng [et al.] // Advances in Manufacturing. – 2021, 9(3). – PP. 473–481.
6. Microstructural effects on central crack formation in hot cross-wedge-rolled high-strength steel parts [J] / X. Y. Zhou [et al.] // Journal of Materials Science. – 2020, 55(22). – PP. 9608–9622.
7. Internal crack formation in cross wedge rolling: Fundamentals and rolling methods [J] / T. Bulzak [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2022, 307. – PP. 117681.
8. A Comparison of Two-Roll and Three-Roll Cross Wedge Rolling Processes [J] / Z. Pater [et al.] // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2023, 17(1). – PP. 252–266.
9. Comparative study of warm and hot cross-wedge rolling: numerical simulation and experimental trial [J] / X. Huang [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017, 92. – PP. 3541–3551.
10. Core damage mechanism and effects of shaft parts by warm cross-wedge rolling [J] / Y. X. Xia [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022, 120. – PP. 3773–3786.
11. Grain size refinement, texture analysis and effect on the tensile properties of a novel Inconel 718 [J] / R. Thulasiram [et al.] // Materials Letters. – 2021, 292. – PP. 129633.
12. Analysis of Deformation and Internal Defect in Flat-Wedge Cross-Wedge Rolling of GH4169 Superalloy [J] / Y. Chen [et al.] // Materials Science Forum. – 2016, 879. – PP. 324–329.
13. Microstructure evolution and dynamic recrystallization mechanism of GH4169 alloy in cross wedge rolling [J] / H. Y. Gan [et al.] // Rare Metal Materials And Engineering. – 2019, 48(11). – PP. 324–329.
14. Dynamic recrystallization and texture evolution of GH4169 alloy during cross wedge rolling [J] / H. Y. Gan [et al.] // Journal of Materials Engineering. – 2020, 48. – PP. 114–122.
15. Effect of process parameters on microscopic uniformity of cross wedge rolling of GH4169 alloy shaft [J] / Y. X. Xia [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2021, 66. – PP. 145–152.

*Статья поступила в редакцию 14.05.2023 г.*



## СОДЕРЖАНИЕ

### Обработка металлов давлением

<i>Wang Xianpeng, Jiang Yuhao, Kovshar S. N., Chistova T. A., Leonovich S. N. Comparative study of the deformation properties of concrete with vegetable and steel fibers.....</i>	6
<i>Васильев Л. С. , Ломаев И. Л. Влияние гидростатических нагрузок на динамические свойства металлов и сплавов при пластическом деформировании.....</i>	19
<i>Васильев Л. С. , Ломаев И. Л., Ломаев С. Л. Избыточный объем дислокаций в гидростатически сжатой среде.....</i>	31
<i>Ельцова Е. С., Лазебникова И. П. Алмазные синтетические порошки, влияние морфологии зерна на качество обработки канала твердосплавных волок.....</i>	42
<i>Завойчинская Э. Б., Панарин И. Ю. Прогнозирование кривых усталости металлов и сплавов на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях развития разрушения при периодических программных нагружениях.....</i>	49
<i>Кожевникова Г. В., Щукин В. Я., Дубенец С. С. Развитие теории поперечной прокатки и теорий разрушения металлов при пластическом течении.....</i>	59
<i>Ходосовская О. Ю., Бобарикин Ю. Л., Мартьянов Ю. В. Методы обработки высокоуглеродистой проволоки и металлокорда правильно-рихтовальными устройствами.....</i>	69
<i>Шалаевский Д. Л., Кожевников А. В., Платонов Ю. В. Теоретическое и экспериментальное исследование параметров асимметричного процесса прокатки стальной полосы.....</i>	75
<i>Шаповалова Л. И. Методы оценки макроскопических включений в стали в условиях металлургического предприятия.....</i>	88
<i>Petrenko Vladimir, Jiaxu Liu, Mingjie Shi, Ming Han, Ming Cheng, Shihong Zhang. Analysis of microstructure and mechanical properties of gh4169 alloy via CWR deformation.....</i>	96

## CONTENT

### Metal Forming Processes

<i>Wang Xianpeng, Jiang Yuhao, Kovshar S. N., Chistova T. A., Leonovich S. N.</i> Comparative study of the deformation properties of concrete with vegetable and steel fibers.....	6
<i>Vasil'ev L. S., Lomaev I. L.</i> Influence of hydrostatic loads on the dynamic properties of metals and alloys under plastic deformation.....	19
<i>Vasil'ev L. S., Lomaev I. L., Lomayev S. L.</i> Excessive volume of dislocations in a hydrostatically compressed medium.....	31
<i>Eltsova E. S., Lazebnikova I. P.</i> Diamond synthetic powders, influence of grain morphology on the quality of channel processing of carbide dies.....	42
<i>Zavoychinskaya E. B., Panarin I. Y.</i> Prediction of fatigue curves of metals and alloys at micro-, meso- and macro scale failure levels at periodic program loads.....	49
<i>Kozhevnikova G. V., Shchukin V. Y., Dubianets S. S.</i> Development of cross rolling theory and metals fraction theory in plastic flow.....	59
<i>Khodosovskaya O. Yu., Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V.</i> Methods for high-carbon wire and steel corde processing with stretching devices.....	69
<i>Shalaevsky D. L., Kozhevnikov A. V., Platonov Yu. V., Smirnov A. S., Korepin K. P., Kozhevnikova I. A.</i> Theoretical and experimental study of the parameters of the asymmetric steel strip rolling process.....	75
<i>Shapovalova L. I.</i> Methods for assessing macroscopic inclusions in steel in metallurgical plant.....	88
<i>Petrenko Vladimir, Jiayu Liu, Mingjie Shi, Ming Han, Ming Cheng, Shihong Zhang.</i> Analysis of microstructure and mechanical properties of gh4169 alloy via cwr deformation.....	96

## ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Chistova T. A. III – 6  
Demidovich V. II – 96  
Jiang Yuhao III – 6  
Jiaxu Liu III – 96  
Kovshar S. N. III – 6  
Leonovich S. N. III – 6  
Ming Cheng III – 96  
Ming Han III – 96  
Mingjie Shi III – 96  
Petrenko Vladimir III – 96  
Shihong Zhang III – 96  
Wang Xianpeng III – 6  
Азаркова Е.А. II – 156  
Азаров С.М. I – 6, 11  
Акула И.П. I – 22, 206; II – 256  
Анисимов В.С. II – 218  
Анисович А.Г. II – 82  
Асташинский В.М. I – 43  
Астрашаб Е.В. I – 85  
Бабич В.Е. I – 34; II – 138  
Багаев С.И. II – 6, 74  
Бакаев А.Г. I – 297  
Балыдко Д.Н. I – 11  
Баран Л.В. I – 53  
Барановская Е.И. I – 198  
Басалай А.В. I – 43  
Бежик А.А. II – 274  
Белоцерковский М.А. I – 85;  
II – 236  
Бобарикин Ю.Л. III – 69  
Босак Н.А. I – 53  
Босяков М.Н. I – 214  
Босяков М.Н. II – 187  
Вадченко С.Г. I – 250  
Ванюк Э.А. I – 62  
Васильев Л.С. III – 19, 31  
Вегера И.И. I – 72; II – 14, 149, 247  
Возняковский А.А. I – 305  
Возняковский А.П. I – 305  
Волкова Л.С. I – 250  
Володько А.С. II – 14  
Волочко А.Т. I – 177, 187, 198;  
II – 166, 282  
Газбан Задах Э.Х. I – 62  
Голосов Д.А. I – 168  
Голубев В.С. I – 72  
Горбунов А.В. II – 14  
Григорчик А.Н. I – 85  
Давыдкин В.Н. I – 224  
Девойно О.Г. II – 14, 35, 44  
Дементьев В.А. I – 95  
Долбик А.В. I – 159, 168  
Драпеза А.И. I – 159  
Дробов А.Н. II – 206  
Дробуш В.С. I – 53  
Дробыш А.А. I – 6, 11  
Дубенец С.С. III – 59  
Дувалов П.Ю. I – 95  
Дьяченко О.В. I – 72  
Евтухова Т.Е. I – 6  
Егорова Ю.А. II – 138  
Ельцова Е.С. III – 42  
Еремина М.А. II – 66  
Жоглик И.Н. II – 129  
Журавлева В.И. II – 82  
Завадский С.М. I – 168

Завойчинская Э.Б. III – 49  
Зайков В.А. II – 101  
Залесский В.Г. II – 14, 156, 166  
Зеленин В.А. II – 282  
Зизико А.В. II – 149  
Зиневич Д.В. I – 111  
Злоцкий С.В. II – 256  
Иваницкий К.В. II – 256  
Иванов А.А. I – 53  
Изюмов А.А. II – 74  
Кагало В.Г. II – 206  
Кадыкова Ю.А. I – 119  
Казак Н.Н. I – 206  
Калганова С.Г. I – 119  
Кардаполова М.А. II – 44  
Кардаполова М.А. II – 35  
Кароза А.Г. I – 53  
Касперович А.В. I – 62  
Кирис В.В. I – 53  
Кирюханцев-Корнеев Ф.В. I – 250  
Климова Е.А. II – 6, 74  
Ковалев Д.Ю. I – 250  
Ковалева И.А. I – 240, 291  
Коваленко М.О. I – 130  
Ковчур А.С. I – 177  
Кодиров Т.Ж. II – 82  
Кожевников А.В. III – 75  
Кожевникова Г.В. III – 59  
Кожевникова И.А. III – 75  
Комаров Ф.Ф. II – 101  
Комаровская В.М. II – 225  
Кондрусь И.В. II – 91  
Константинов С.В. II – 101  
Корбит А.А. II – 274  
Корепина К.П. III – 75  
Костюкевич П.А. I – 138  
Косякова И.М. II – 35  
Кохнюк В.Н. II – 6, 74  
Кошуро В.А. II – 114  
Кравчук Т.В. I – 279  
Кузей А.М. II – 264  
Кузьмицкий А.М. I – 43  
Кукареко В.А. I – 85; II – 218  
Кулак М.М. I – 147  
Кулеш Е.А. I – 279  
Курилёнок А.А. II – 236  
Лазарев П.А. II – 123  
Лазарук С.К. I – 159, 168  
Лазебникова И.П. III – 42  
Лапицкая В.А. II – 256  
Лапковский А.С. II – 35  
Ларин А.О. I – 297  
Ласковнев А.П. II – 82, 156  
Латушкина С.Д. I – 256; II – 129  
Лебедев В.Я. II – 138, 247  
Лебедев Н.В. II – 138  
Лебединский Ю.А. I – 95  
Лобан В.А. I – 159  
Ломаев И.Л. III – 19, 31  
Ломаев С.Л. III – 31  
Ломаева С.Ф. II – 66  
Лукин А.А. I – 269  
Луцко Н.И. II – 44  
Лученок А.Р. I – 256  
Лях А.А. II – 174  
Макарова Ж.Е. II – 166  
Малютина-Бронская В.В. I – 53  
Манак П.И. I – 177, 187  
Манкевич В.А. I – 198  
Маньковский М.С. II – 149

Маркевич М.И. II – 82  
Марков Г.В. II – 156, 166  
Мартьянов Ю.В. III – 69  
Матяс А.Н. II – 174  
Меледина М.В. I – 168  
Мечай А.А. I – 198  
Милюкова А.М. II – 174  
Михайлов В.В. I – 206  
Михасёв Р.Н. II – 256  
Михасик Е.И. I – 6  
Моисеенко А.Н. I – 214; II – 187  
Московских Д.О. I – 250  
Мочайло Е.В. I – 74  
Овчинников А.Е. I – 305  
Овчинников В.И. I – 224  
Овчинников Е.В. I – 206, 233, 305  
Окс Е.М. II – 199  
Олешук И.Г. II – 206  
Онысько С.Р. I – 22  
Ореховская Т.И. I – 159  
Орлов А.П. I – 250  
Панарин И.Ю. III – 49  
Паршуто А.А. II – 6, 74  
Петух А.Б. I – 43  
Петюшик Е.Е. I – 6  
Пилипчук А.П. II – 35  
Платонов Ю.В. III – 75  
Поболь И.Л. II – 206  
Подболотов К.Б. I – 177, 187  
Покровский А.И. I – 240  
Пологов А.С. II – 225  
Поляков М.В. I – 250  
Попок Н.Н. II – 218  
Посылкина О.И. I – 256; II – 129  
Потапчик А.Н. I – 62  
Предко А.А. II – 206  
Протасевич К.В. I – 72  
Пушкарев А.В. I – 206  
Рабатуев Г.Г. I – 168  
Ралько А.П. II – 156, 166  
Рогачев А.С. I – 250  
Романов И.М. I – 256  
Рудницкий А.Ю. II – 14  
Рудницкий К.Ф. I – 224  
Сасинович Д.А. I – 168  
Сахаджи Г.В. I – 119  
Сечко И.А. II – 129, 225  
Сивак А.С. I – 119  
Силина О.В. II – 187  
Скороход Г.А. I – 159  
Смирнов А.С. III – 75  
Смягликов И.П. I – 53; II – 6, 74  
Сокоров И.О. I – 62  
Солдатенко С.А. I – 262  
Соловей Н.Ф. I – 279  
Сосновский А.В. I – 85  
Сосновский И.А. II – 236  
Степанова-Паршуто Е.А. II – 6, 74  
Судник Л.В. I – 224  
Текутьева В.О. I – 269  
Терещук О.И. II – 225  
Тихон Е.М. II – 218  
Толкачева О.А. I – 240  
Углов В.В. I – 130; II – 91, 256  
Урбан Т.П. II – 264  
Федосенко Н.Н. I – 279  
Фельдштейн Е.Э. II – 44  
Фомин А.А. II – 114  
Фомихина И.В. I – 11  
Францкевич А.В. II – 264

Хабарова А.В. II – 256  
Хеук М.В. I – 22  
Хина Б.Б. I – 147, 240  
Хмельницкий А.И. I – 159  
Ходосовская Н.А. I – 291  
Ходосовская О.Ю. III – 69  
Ходюш В.Е. I – 72  
Хома М.Ю. I – 22  
Хорт Н.А. I – 177, 187  
Худанов У.О. II – 82  
Хунчжэнь Ву II – 256  
Цыкунов П.Ю. II – 149, 247  
Чекан Н.М. I – 22, 206; II – 256  
Черенда Н.Н. I – 43  
Чижов И.В. I – 101  
Шалаевский Д.Л. III – 75  
Шантыко А.С. I – 279  
Шаповалова Л.И. III – 88  
Шегидевич А.А. II – 156  
Шпарло Д.А. I – 297  
Щелкунова А.Ю. I – 119  
Щукин В.Я. III – 59  
Эйсымонт Е.И. I – 305  
Якубовская С.В. II – 274  
Янкевич С.Н. II – 282

Научное издание

**СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ТЕХНОЛОГИИ  
СОЗДАНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ**

**Сборник научных трудов**

**В 3 книгах**

**Книга 3**

**Обработка металлов давлением**

Ответственный за выпуск:

А.Т. Волочко

Компьютерная верстка:

Н.В. Побяржина

Подписано в печать 29.09.2023.

Формат 84×108  $\frac{1}{16}$ . Бумага офсетная. Печать цифровая.

Усл.-печ. л. 11,66. Уч.-изд. л. 7,65.

Тираж 100 экз. Заказ № 342.

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.