



Thermomechanical treatment of steel using severe plastic deformation and cryogenic cooling

Andrey Volokitin^{a,*}, Abdurakhman Naizabekov^a, Irina Volokitina^a, Sergey Lezhnev^a, Evgeniy Panin^b

^a Rudny Industrial Institute, 50 let Oktyabrya str. 38, Rudny 111500, Kazakhstan

^b Karaganda Industrial University, Republic av. 30, Temirtau 101400, Kazakhstan

ARTICLE INFO

Keywords:

Stainless steel
Severe plastic deformation
High-pressure torsion
Stress-strain state
Microstructure

ABSTRACT

The present study was devoted to the effect of severe plastic deformation implemented by the HPT method in a new design die at ambient and cryogenic temperatures on the microstructure and properties of AISI-316 austenitic stainless steel. The presented results demonstrate the favorable role of severe plastic deformation by the HPT method in increasing the degree of grain grinding of AISI-316 steel, which directly favorably affects the mechanical properties of the material.

1. Introduction

High-pressure torsion (HPT) is the severe plastic deformation method producing ultrafine-grained and nanostructured samples [1–3]. Initial specimens in the form of disks are deformed by torsion under conditions of high hydrostatic pressure of 1 to 10 GPa. Plastic deformation by torsion of the sample is carried out due to the rotation of one of the strikers. The amount of accumulated plastic strain is controlled by the rotation angle of the movable anvil. The geometric shape of the sample is such that the bulk of the material is deformed under quasi-hydrostatic compression. As a result, the deformable sample does not damage, despite the severe plastic deformation [4]. Similar method is applicable for processing of ring samples according to the scheme proposed by S. Erbel [5].

Recently, the HPT process of stainless steel in the die of the new design at ambient temperature was investigated [6]. The main feature of new design of that stamp was a double helix system at two deforming tools. It was found that initial structure of 12 µm can be grinded up to 0.8 µm after several passes. It is known that deformation at cryogenic conditions allows to more intense grinding of grains [7–8]. Although a large number of studies on the microstructural characteristics of austenitic steels under cold deformation have been conducted, there is not enough data about the microstructure evolution under large deformations and the effect of cryogenic processing temperatures. The present work is devoted to the comparison of the microstructure

obtained under large deformations by the HPT method in a die of a new design at ambient and cryogenic temperatures.

2. Materials and methods

2.1. FEM simulation

The simulation was performed using commercial FE-code Deform. The mechanical properties of the material deformed at cryogenic conditions were determined according to the data available in [9]. The developed material database of the AISI-316 steel at cryogenic conditions is available via <https://doi.org/10.17632/6m5r6f2z5g.1>. This database was selected for simulation of the material properties. 3D model of stamp used for HPT process was designed in the framework of previous study [6].

The initial workpiece had an annular shape with a diameter of 76 mm, width of 3.5 mm and thickness of 3 mm. The deformation was carried out at temperature of –196 °C. The non-isothermal type of calculation was set. The vertical velocity of the punch was 1.5 mm/sec. The rotational movement of deforming element is provided by spiral contact with punch inner surface. Detailed information about kinematic features of the model is described in [6]. The implementation of shear deformation in this process needs high adhesion of the workpiece to the tool. Therefore, at the contact of the workpiece with the lower stamp and the deforming element, the value of friction coefficient was set to

* Corresponding author.

E-mail address: dyusha.vav@mail.ru (A. Volokitin).

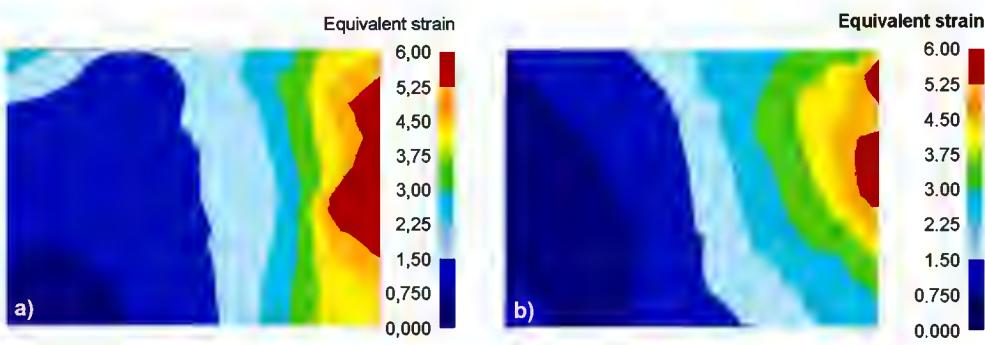


Fig. 1. Strain state after the 4th pass: a – at 20 °C; b – at -196 °C.

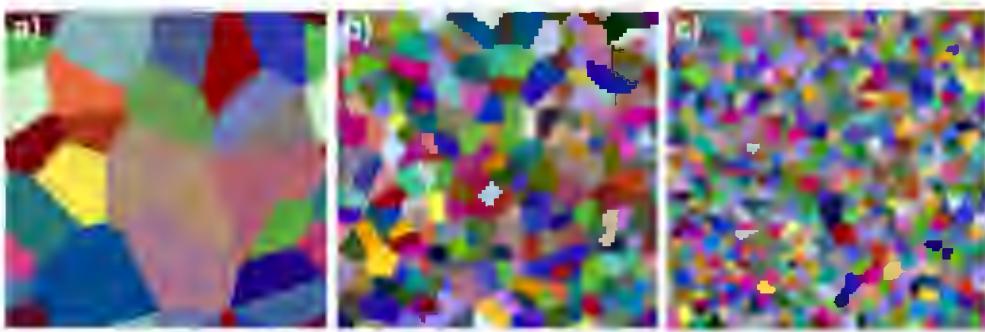


Fig. 2. Microstructure evolution: a – initial structure; b – at 20 °C; c – at -196 °C.

0.45. The absolute tetrahedral mesh was built on the workpiece. The minimal element size was set to 0.3 mm, the maximal element size was set to 0.6 mm, remeshing options were set as default.

2.2. Experimental procedure

The initial workpiece had the same dimensions as in the simulation. The laboratory experiment was carried out on a crank hot-stamping single-column press with a force of 1000 kN. The deformation was carried out at ambient and cryogenic temperatures, since martensitic transformation is observed in austenitic steels and the martensite amount in the structure can vary depending on the deformation temperature. The number of deformation cycles was 8. To stabilize the cooling conditions with liquid nitrogen, the workpiece was immersed in nitrogen for 20 min before the start of deformation before cryogenic deformation.

The metallographic analysis of all the studied samples in the transverse and longitudinal sections was carried out using an electronic transmission microscope JEM2100. All samples were tested in the mid-plane to avoid the influence of the peripheral areas. Preparation of samples for metallographic analysis was carried out on the Struers

electrolytic sample preparation unit.

Mechanical tests for uniaxial tension were performed at ambient temperature on Instron 5882 machine with a strain rate of 1.0 mm/min. The tensile specimen were prepared according with method described in [5]. The strain of the sample was measured by an Instron strain gauge. According to the results of tests, the strength and ductility characteristics were determined: yield strength, tensile strength and elongation.

3. Results and discussion

3.1. Results of FEM simulation

Fig. 1 presents the distributions of equivalent strain within the half of the vertical cross-section of the specimen after four passes. The comparative analysis of two models was revealed that the strain distribution in both cases does not change significantly. The area of the region [0 ÷ 0.75] was increased from 7% to 23%. The reason of this effect is lower level of material plasticity due to cryogenic conditions. The largest part of the cross-section is occupied by the zone in which the level of strain is in the range of 1.3–1.4. The largest strains are distributed on the inner face of the ring – from 5.8–5.9 in the center to 4.6–4.7 at the edges.

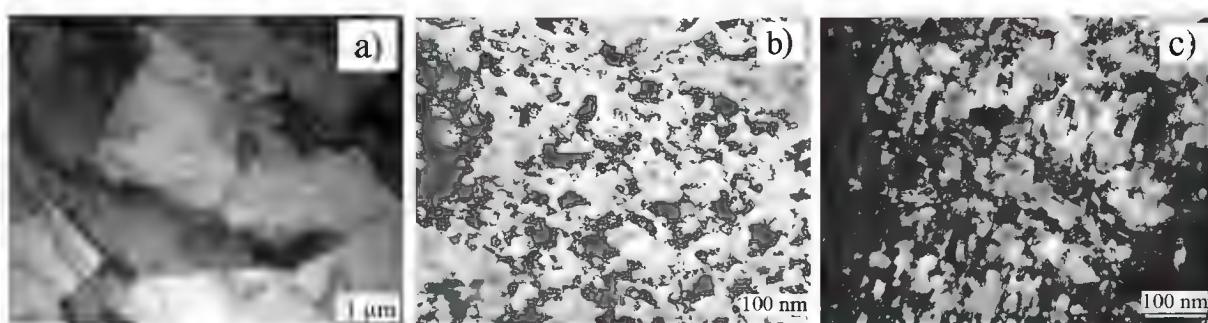


Fig. 3. Microstructure of AISI-316 steel: a – initial state; b – after 8 passes of HPT at 20 °C; c – after 8 passes of HPT at -196 °C.

Simulation of microstructure evolution was conducted using Cellular Automata method. Yada model was used for simulation of microstructural changes. It was decided to investigate the microstructure evolution in the most processed area. Detailed description of this simulation method is described in [6]. Simulation of microstructure evolution (Fig. 2) of initial structure of 12 μm showed that after 4 passes at 20 $^{\circ}\text{C}$ it can be grinded up to 0.8 μm and up to 0.6 μm after 4 passes at -196 $^{\circ}\text{C}$.

Further simulation of this process was impractical. When using this method of microstructure simulation, the specified window size (50 $\mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$) remains unchanged. And since with an increase of pass number the grain is further crushed, then at the next stages of simulation at a given scale, the grains turn into small points, and it does not allow to fully evaluate the metal processing.

3.2. Results of experimental stage

Fig. 3 shows TEM images of the microstructure of AISI-316 steel in the initial state, as well as after 8 processing cycles at ambient and cryogenic temperatures.

Fig. 3a shows that the initial microstructure is coarse-grained, with an average grain size of 30 μm . The structure of AISI-316 metastable austenitic steel in its initial state contains $\approx 100\%$ austenite, polyhedral grains with thin boundaries and annealing doubles. The initial state was obtained by quenching from 1100 $^{\circ}\text{C}$ with an exposure time of 30 min.

Eight deformation cycles at ambient temperature leads to the formation of an equiaxed homogeneous microstructure with a size of 50–60 nm, consisting of a mixture of austenite and α -martensite (Fig. 3b). The formation of the nanostructured state occurs due to the action of two mechanisms. The first mechanism is associated with the fragmentation of the initial grains due to the formation of shear deformation bands and twins of deformation origin, and the second mechanism is associated with the development of the phase transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ by the shear mechanism of the formation of deformation martensite. The results of the reduction processes are observed in the structure, since the grains are equiaxed with well-visible boundaries.

The structure obtained after 8 HPT passes under cryogenic deformation (Fig. 3c) is identical to the structure obtained after deformation at ambient temperature, but at cryogenic conditions the grains are crushed more intensively to 30–40 nm, which can be explained by a very high density of defects and grain boundaries, which suppress the movement of dislocations and slow down grain growth, so the obtained structure is more homogeneous.

The nanocrystalline structure of AISI-316 steel obtained in the HPT process at ambient temperature has a high complex of mechanical properties, in contrast to the initial state where the steel demonstrates low strength properties. The tensile strength at the initial state is 595 MPa, the yield strength is 320 MPa, with sufficiently high elongation 55%. The formation of a nanocrystalline structure after 8 HPT cycles leads to an increase in the yield strength by 3.5 times. The tensile strength was increased by 3 times in accordance with a decrease in the grain size and coherent scattering regions and an increase in the values of micro-deformations. The plasticity value is sharply reduced to 19 %, but remains at a sufficient level for application.

Cryo-deformation has a greater effect on the yield strength than on the tensile strength, so after 8 cycles the yield strength increased by 4 times, and the tensile strength increased by 3.3 times. This can be explained by the fact that the yield strength is more sensitive to grain size than the tensile strength. The ductility of cryo-processed steel is also

reduced to 24%.

4. Conclusion

Comparison of the microstructure obtained after deformation after ambient and cryogenic temperatures showed that up to 4 cycles of deformation, the grain size practically does not depend on the deformation temperature and only after 5 passes begins to decrease more intensively when using nitrogen. This is due to the presence of more barriers introduced during cryo-deformation, which prevent the movement of dislocations. Liquid nitrogen cooling also contributed to the effective suppression of dynamic recovery processes during deformation, which led to a significantly higher density of defects and, as a result, an increase in strength properties.

CRedit authorship contribution statement

Andrey Volokitin: Conceptualization, Methodology, Project administration. **Abdrakhman Naizabekov:** Resources, Supervision, Funding acquisition. **Irina Volokitina:** Validation, Data curation, Writing – original draft. **Sergey Lezhnev:** Investigation, Visualization. **Evgeniy Panin:** Software, Formal analysis, Writing – review & editing.

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.

Acknowledgments

This research was funded by the Science Committee of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan (Grant № AP08856353).

References

- [1] F.Z. Utyashev, G.I. Raab, Deformation Methods for Obtaining and Processing Ultrafine-grained and Nanostructured Materials, Ufa, Gilem, 2013.
- [2] A. Zhilyaev, T. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, Prog. Mater. Sci. 53 (6) (2008) 893–979.
- [3] C. Xu, Z. Horita, T. Langdon, The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion, Acta Mater. 55 (1) (2007) 203–212.
- [4] O.L. Khasanov, E.S. Dvillis, Z.G. Bikbaeva, Methods of Compaction and Consolidation of Nanostructured Materials and Products, Tomsk Polytechnic University Publishing House, Tomsk, 2008.
- [5] S. Erbel, Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper, Metals Technol. 6 (1) (1979) 482–486.
- [6] A. Volokitin, I. Volokitina, E. Panin, A. Naizabekov, S. Lezhnev, Strain state and microstructure evolution of AISI-316 austenitic stainless steel during high-pressure torsion (HPT) process in the new stamp design, Metalurgija 60 (3–4) (2021) 325–328.
- [7] K. Edalati, J.M. Cubero-Sesin, A. Alhamidi, I.F. Mohamed, Z. Horita, Influence of severe plastic deformation at cryogenic temperature on grain refinement and softening of pure metals: Investigation using high-pressure torsion, Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Properties Microstruct. Process. 613 (2014) 103–110.
- [8] G.H. Zahid, Y. Huang, P.B. Prangnell, Microstructure and texture evolution during annealing a cryogenic-SPD processed Al-alloy with a nanoscale lamellar HAGB grain structure, Acta Mater. 57 (12) (2009) 3509–3521.
- [9] Róbert Bidulský, J. Bidulská, F.S. Gobber, T. Kvačkaj, P. Petroušek, M. Actis-Grande, K.-P. Weiss, D. Manfredi, Case study of the tensile fracture investigation of additive manufactured austenitic stainless steels treated at cryogenic conditions, Materials 13 (15) (2020) 3328, <https://doi.org/10.3390/ma13153328>.

DEFORMATION OF TITANIUM BY THE HIGH PRESSURE TORSION METHOD

Irina VOLOKITINA, Andrey VOLOKITIN, Yevgeniy PANIN, Marina LATYPOVA

Karaganda state industrial university, Temirtau, Kazakhstan, dyusha.vav@mail.ru

<https://doi.org/10.37904/metal.2020.3475>,

Abstract

This work is devoted to one of the most important problems of modern physics of strength and plasticity – to the behavior of metals under various conditions of intense external influences. These are large plastic deformations, the formation of nanocrystalline structures under these conditions, complex cooperative dynamic processes in the zones of deformation localization, low temperatures or high deformation rates, high-strength materials, etc. The relevance of this problem is due to the use of intensive external influences in numerous new technologies for obtaining and processing metal materials. To implement the high-pressure torsion process on a hydraulic single-column press, a special design matrix has been developed that allows the high-pressure torsion process to be implemented due to the linear movement of the striker relative to the frame. For investigation of this process, a FEM simulation using Deform program was used. Results of the study of the strain state showed that after 10 deformation cycles the average strain value is about 3.8. Results of the study of the stress state showed that compressive stresses prevail in the deformation zone. The tensile stresses are concentrated mainly on the periphery of the workpiece, its value is about 1080 MPa. Despite of high level of tensile stresses the value of compressive stresses is more than 3 times.

Keywords: Severe plastic deformation, titanium, high pressure torsion, matrix, stress-strain state, FEM

1. INTRODUCTION

The development of metal forming technologies is now becoming one of the most important factors for improving the efficiency of industrial production. The development of metal forming is impossible without the development of fundamentally new technologies and equipment that allow you to obtain high-quality products at the lowest cost of their production. Also, in the conditions of market relations, it should be taken into account that the factor of high quality of metallurgical products directly affects the competitiveness, and, consequently, the increase in the welfare and functioning of an industrial enterprise. Obtaining high-quality products, i.e. products that fully meet the needs of the consumer, realize the greatest economic effect and have the highest technical, economic and operational indicators, in the metallurgical and machine-building industry is mainly associated with the development of new technological processes.

One of the approaches developed in recent years to achieve high strength properties in metals and alloys is the formation of ultra-fine-grained or nanostructured states under plastic deformation. It was found that a combination of two factors leads to the production of ultra-fine-grained and nanostructure. This is a high intensity and significant non-monotonicity of deformation performed at temperatures no higher than the temperature of the return process. The first process provides the necessary dislocations generation and the dislocation structure evolution, and the second process provides the activation of new sliding systems of lattice dislocations and their interaction with the small-angle fragment boundaries formed during deformation, which leads to their restructuring into high-angle boundaries of a general type. It is also necessary to have a high hydrostatic pressure, which is necessary to prevent the formation of cracks and pores.

Various methods and schemes of plastic deformation are used to obtain ultra-fine-grained or nanostructured states: all-round forging, rolling, equal-channel angular pressing, high-pressure torsion, etc. [1-3]. Each of

them can lead to a significant increase in the strength of the material [5-6] while maintaining a certain margin of plasticity. It is known that severe plastic deformation by high pressure torsion (HPT) allows achieving the highest degrees of deformation in materials and grain grinding up to nanocrystalline sizes [4-5]. Therefore, the high pressure torsion method was chosen for titanium deformation, which will allow to achieve the maximum degrees of grinding of the grain structure of titanium by applying ultra-large degrees of shear deformation under high applied pressure.

High-pressure torsion was first used for processing metal materials by P. Bridgman in 1935 [6]. The method received its second birth thanks to the work of Russian scientists in the 70-90-ies of the last century, in which it was used to obtain the NS states of many pure metals, alloys, intermetallides and ceramics.

To implement the process of torsion under high pressure on the existing equipment of the University laboratory, a matrix of a special design was developed that allows to implement the high pressure torsion process, due to the linear movement of the striker relative to the frame (figure 1).

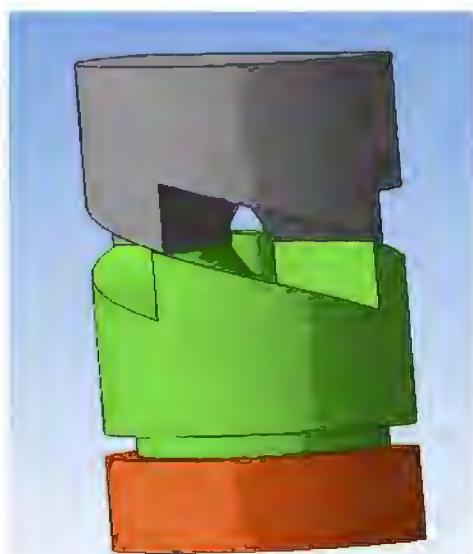


Figure 1 Model of high pressure torsion matrix

The linear movement of the upper striker, with the upper part of the matrix fixed on it, due to the contact friction forces directed at an inclined angle to the opposite part of the matrix, transmits a torque to it, resulting in a linear movement turns into a torsion movement.

The matrix consists of three parts. The lower part, which is a fixed matrix in which the sample is placed in the form of a disk with a diameter of 30 mm and a thickness of 10 mm. A rotating part of the matrix that has a lower flat surface in contact with the workpiece. And the upper surface, which is a spiral shape consisting of four segments. The upper part of the matrix is fixed in the upper striker, which also has a spiral shape, consisting of four segments.

At the initial moment, the segments are separated, then the upper and lower parts of the matrix converge. Due to the segments of the matrix located at an acute angle and a spiral shape, the central part of the matrix is twisted and pressure is directly applied to the sample.

2. FEM SIMULATION

To test the implementation of the proposed method, it was modeled in the Deform 3D package, which allowed us to identify the "weak points" of the process, evaluate the stress-strain state of the workpiece at each cycle, the strain intensity obtained during one full cycle of this method, as well as the required

deformation force. All of these factors needed to assess the implementation of the method and the design of tooling, selection of power equipment for the experiment, on the basis of which to judge the degree of changes in the structure of the workpiece material.

The stress-strain state (SSS) during deformation was analyzed based on the distribution of next parameters:

- 1) effective strain;
- 2) effective stress;
- 3) hydrostatic pressure (stress mean).

A titanium disk with a diameter of 30 mm and a thickness of 10 mm was used as the initial blank. The deformation was performed at room temperature.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Strain state

The results of the effective strain distribution during high pressure torsion are shown in figure 2.

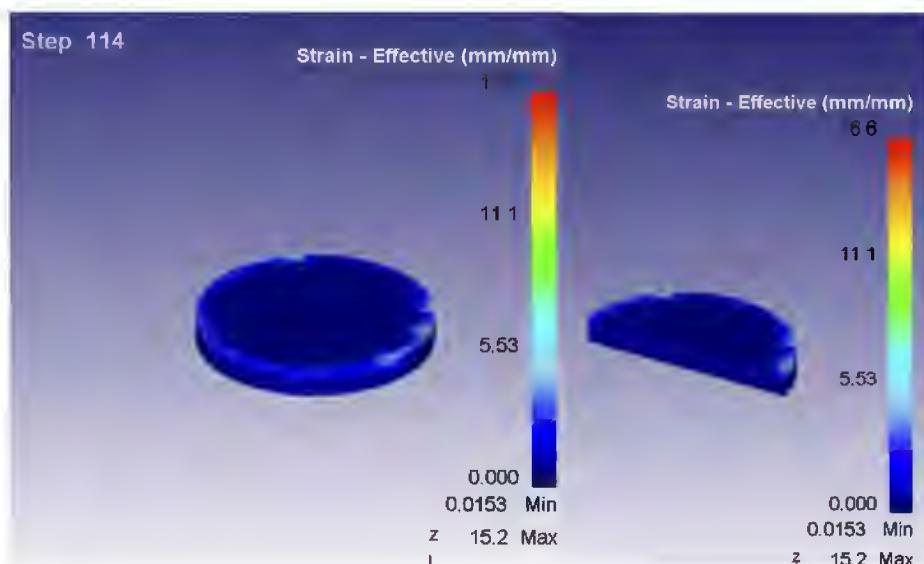


Figure 2 Distribution of effective strain across the workpiece section

Based on the obtained data, it is established that during the deformation process, the highest effective strain is observed along the contours of the workpiece, which is explained by the influence of external friction forces. Analyzing the sections of the obtained samples, it was found that the strain distribution over the entire volume of the deformed billet is very uniform. Moreover, the strain degree of the inner layers does not differ from the degree of deformation of the surface layers-this can be judged by the uniform color of the inner and outer layers on the section. So, after 10 deformation cycles the average strain value is about 3,8.

3.2. Stress state

The stress state of the workpiece at the time of deformation is the most important characteristic that affects the production of high-quality metal. The results of the distribution of equivalent stress at HPT are shown in figure 3.

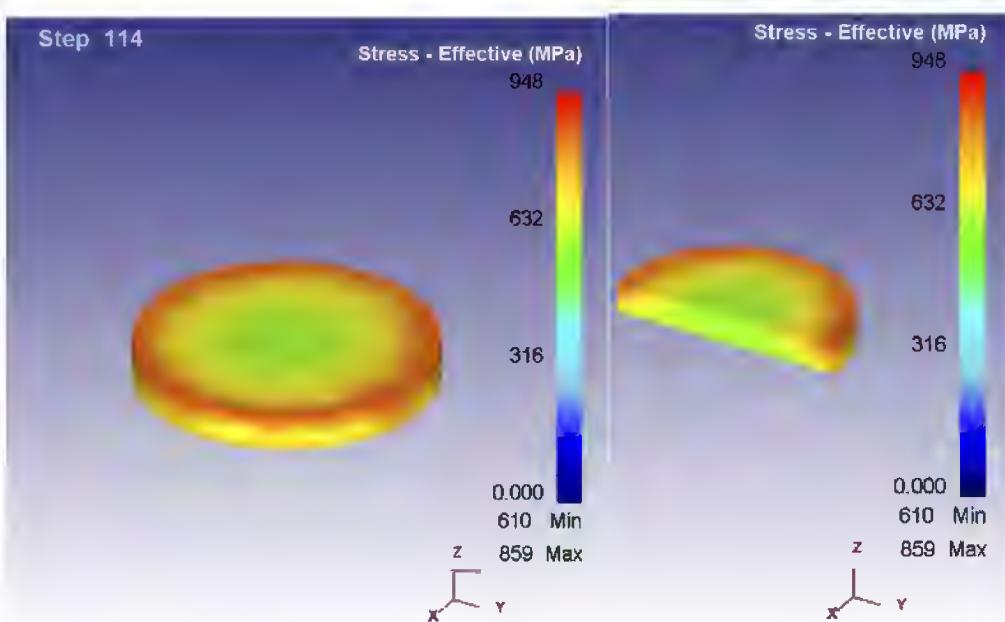


Figure 3 Distribution of equivalent stress across the workpiece section

The equivalent stress covers the entire deformation zone and reaches a value of up to 450 MPa in the central layers of workpiece and up to 630 MPa in the outer layers.

An important factor that has a significant impact on the efficiency of structure formation, especially for low-plastic and hard deformable materials, such as titanium, is the value of hydrostatic pressure. Applying hydrostatic pressure provides a high uniformity of stress, strain and structural state distribution, contributes to the creation of favorable contact friction conditions, and preserves the plasticity resource.

The best processing of the cast structure and closing of internal defects is positively affected by the presence of compressive stresses inside the deformable body that occur during the pressing process. These stresses can be characterized by the hydrostatic pressure distribution in the cross section of the workpiece (figure 4).

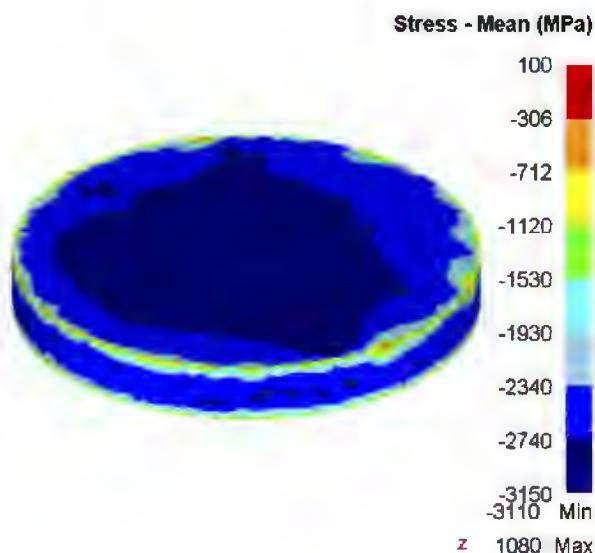


Figure 4 Distribution of the hydrostatic pressure

More than the absolute value of the compression pressure (negative hydrostatic pressure), the higher ductility and smaller role in the scheme played by the principal stresses tensile stresses, the greater the ability to plastic deformation manifests metal. High hydrostatic pressure significantly increases the deformability of materials. It is also known that high hydrostatic pressure activates dislocation sliding, suppresses the processes of return, and leads to fragmentation of the structure at lower deformation degrees.

The nature of the distribution shows that compressive stresses prevail in the deformation zone, with the exception of small zones. The maximum tensile stresses are no more than 1080 MPa, its distribution is concentrated mainly on the periphery of the workpiece. The value of compressive stresses is more than 3 times.

After analysis using the "Damage" tool, it was found that there is no danger of destruction of the workpiece even after ten deformation cycles.

To obtain an ultra-fine-grained structure, it was decided to carry out the deformation at room temperature, but in the deformation process due to friction forces, the workpiece is heated to a temperature of 135°C. Cold high pressure torsion is accompanied by the release of a large amount of heat and an increase in the material temperature in the deformation zone. During the deformation process, heat is released due to internal friction (plastic deformation, which results in the friction of some parts of the metal against others). About 85 % of the mechanical work used in torsion is spent on overcoming internal friction, and all the work of external friction is converted into heat.

For titanium, this heating will not lead to recrystallization, but will help partially relieve stress during deformation, which allows for a greater number of torsion cycles. After analyzing figure 5, we can say that the heating of the workpiece occurs evenly across the entire section.

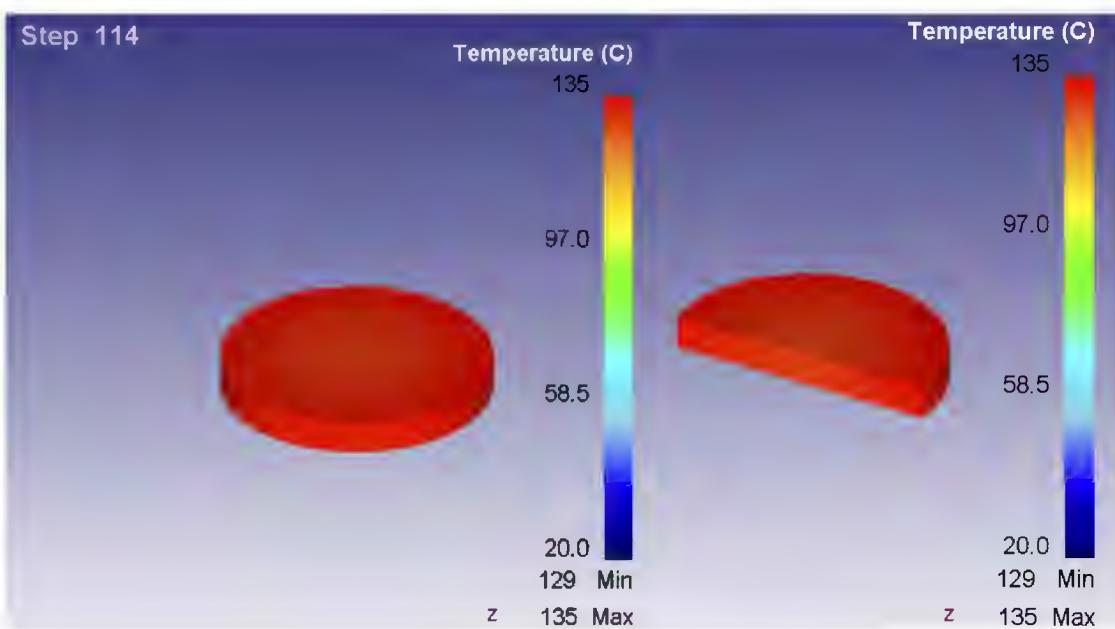


Figure 5 Temperature distribution across the workpiece section

When developing technological processes of metal forming and designing equipment, it is necessary to know the energy-power parameters of the process, in particular, the force that must be applied to the deformable body to overcome the metal's resistance to deformation and friction on the surface of the metal's contact with the tool. Consequently, the simulation results were used to plot the change in the strain force (figure 6).

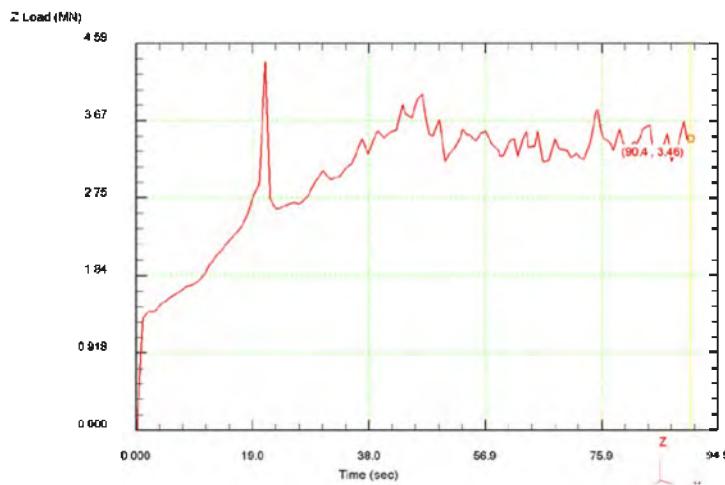


Figure 6 Value of the deformation force during high pressure torsion

Using studied process simulation, the strain force was estimated at about 3.5 MN. Analyzing the obtained results, a uniform increase in the deformation force is observed, which is explained by the plastic deformation of the sample, the degree of which reaches 1%. The maximum peak stress corresponds to the maximum hardening of the sample. Further, a jump-like change in the deformation force associated with the material state under high pressure torsion is observed.

4. CONCLUSION

As a result of the simulation of deformation by the HPT method with the matrix of the new design, the following conclusions can be made:

- based on the stress-strain state analysis, the possibility of providing shear deformations in the processed metal is shown;
- strain state study showed that after 10 deformation cycles the average strain value is about 3,8;
- stress state study showed that compressive stresses prevail in the deformation zone. The tensile stresses are concentrated mainly on the periphery of the workpiece, its value is about 1080 MPa. Despite of high level of tensile stresses the value of compressive stresses is more than 3 times.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was performed within the framework of the project AP08856353 " Increase in operational properties of piston rings by thermomechanical processing with use of severe plastic deformation and cryogenic cooling" under the program " Grant financing for scientific and (or) scientific and technical projects for 2020-2022 with a period of implementation of 27 months»

REFERENCES

- [1] DU, Y., XU, H., ZHOU, Y., OUYANG, Y., JIN, Z. Phase equilibria of the Ni-Ti-Ta system at 927 °C. *Materials Science and Engineering A*. 2007, vol. 448, pp. 210–215.
- [2] NAIZABEKOV, A., VOLOKITINA, I. Effect of the Initial Structural State of Cr–Mo High-Temperature Steel on Mechanical Properties after Equal-Channel Angular Pressing. *Physics of Metals and Metallography*. 2019, vol. 120, no. 2, pp. 177–183.

- [3] GAZDER, A.A., DALLA TORRE, F., GU, C.F., DAVIES, C.H., PERELOMA, E.V. Microstructure and Texture Evolution of BCC and FCC Metals Subjected to Equal Channel Angular Extrusion. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 415, pp.126-139.
- [4] HUANG, J., XU, Z. Evolution mechanism of grain refinement based on dynamic recrystallization in multiaxially forged austenite. *Materials Letters*. 2006, vol. 60, no. 15, pp.1854-1858.
- [5] KHMELEVSKAYA, I.Yu., PROKOSHIN, S.D., TRUBITSYNA, I.B. Structure and properties of Ti-Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*. 2008, vol. 481-482, pp.119-122.
- [6] MOUSUMI, D., GOUTAM, D., MAINAK, G., MATTHIAS, W., RAJNIKAN, V., GHOSH, C.S. Microstructures and mechanical properties of HPT processed 6063 Al alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2012, vol. A558, pp. 525-532.

DEFORMATION OF BIMETALLIC WIRE DURING COMBINED ECAP-DRAWING

¹Irina VOLOKITINA, ¹Andrey VOLOKITIN, ¹Abdrakhman NAIZABEKOV, ¹Sergey LEZHNEV,
¹Yevgeniy PANIN

¹Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan, irinka.vav@mail.ru

<https://doi.org/10.37904/metal.2020.3469>

Abstract

In modern industry the most urgent problem is to increase the physical and mechanical properties of metal materials. One of the promising ways to improve such properties is to grind the elements of the grain structure to an ultrafine-grained (UFG) state. From all methods used to produce metal materials with ultrafine-grained structures, the most commonly severe plastic deformation (SPD) methods are used. Most of the currently existing methods of the SPD implementation have not been used in the real industrial sector due to the existing in this method of deformation of the disadvantage, which is the discreteness, i.e. the inability to process products of relatively long length and the need for a large number of processing cycles. And this determines the economic inexpediency of the introduction of this method in production. To solve these problems, technology of combined deformation "ECAP-drawing" have been developed. This work is aimed to investigation of bimetallic wire deformation during combined ECAP-drawing. Results of strain state study showed that layers of materials in the cross-section of wire have received different values of strain. Stress state of both materials is various in both deformation zones - in the ECAP matrix deformation area is divided for two sections (tension and compression) separated by diagonal. At all deformation stages the level of compressive stresses is much higher of tensile stresses.

Keywords: Severe plastic deformation, bimetallic wire, combined process, ECAP-drawing, FEM

1. INTRODUCTION

Currently, one of the tasks of many countries' economies is to provide the main industries with high-quality metal products with unique physical and mechanical properties. However, obtaining materials with such properties is often associated with high energy costs. Therefore, the issue of developing new energy-saving methods for obtaining materials with properties that combine both high strength and plasticity, which involve simple and inexpensive working tools, has great practical importance.

At the moment, research related to the metal deformation in one continuous line by combining two or more simple operations has become particularly relevant. Such combined processes are often able to overcome the disadvantages of the simple processes that make up them. So, in recent years, several combined processes have been developed, which are based on the ECAP principle [1-5]. Each of these processes can significantly increase the productivity of the deformation process by annihilating certain ECAP disadvantages. For example, it is possible to deform long-length workpieces, ensuring the continuity of the deformation process.

A special place among these methods is occupied by the "ECAP-drawing" combined process. Its key feature is that, unlike other combined methods, there is no rolling stage. The continuity of deformation is provided by the drawing process, which takes place immediately after the ECAP process (**Figure 1**). Due to this unique deformation scheme, a sufficiently high level of tensile stress develops in the section of the workpiece, while the wrong selection of technological parameters will lead to the breakage of the deformable wire. The paper [6] presents theoretical and experimental results of this process study for steel wire deformation.

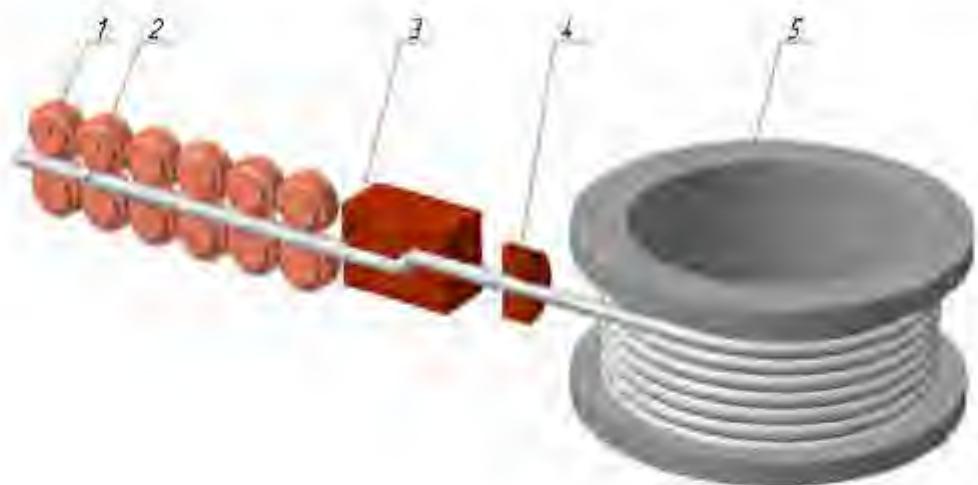


Figure 1 Scheme of "ECAP-drawing": 1 - wire; 2 - pushing device; 3 - ECA-matrix; 4 – drawing die; 5 - drum

However, at the moment, the development of this combined process was conducted only for homogeneous materials. At the same time, bimetallic wire is increasingly used as a source material for the production of wires – it's a long-length product of composite steel rolled products consisting of metals and alloys with different chemical and physical characteristics.

Bimetallic wire consists of two layers of metals, the properties of which complement and strengthen each other. The most commonly used connection types are steel-aluminum and steel-copper. The construction of a bimetallic wire consists of a core and a shell. The core is made of high-strength steel grades, the shell is a different metal or alloy in properties. The combination of two different metals gives the product universal performance characteristics (wear resistance, corrosion resistance, strength, electrical and thermal conductivity).

This work is devoted to the study of bimetallic wire deformation of "steel-aluminum" type by the "ECAP-drawing" combined process.

2. FEM SIMULATION

One of the most effective methods of theoretical analysis of any technological process currently is computer simulation using the finite element method. This method of research has several undeniable advantages:

- possibility to visualize the studied process, even inside the workpiece or tool, that is impossible in real conditions;
- complex analysis of several parameters at once at any point of the studied object, that is also often impossible with traditional methods, for example, in the absence of necessary empirical equations;
- ability to optimize the process by varying the values of certain geometric or technological parameters.

All these advantages have made FEM simulation a fairly common method of theoretical study. If we consider FEM modeling from the point of view of metal forming, then the leading position is occupied by the Deform program, which allows to simulate almost any deformation process. During modeling the deformation of a bimetallic wire using the "ECAP-drawing" combined process, it is necessary to solve two problems at once:

- 1) study the stress-strain state under complex loading, due to the combining two operations, that leads to the appearance of two deformation zones;
- 2) conduct a study of the stress-strain state for each material separately.

A bimetallic wire of "steel-aluminum" type with a diameter of 10 mm was used as the initial billet, diameter of the steel core was equal to 8 mm. The core material was chosen AISI-1010 steel (analogous to steel 10).

Aluminum alloy 1100 was chosen as the shell material. The deformation was performed at room temperature. The angle of junction of channels in the ECA-matrix was equal to 145°. At the drawing stage, 5% compression was provided, up to a diameter of 9.5 mm. The elastic-plastic type was chosen as the material model for the core and shell. Since both materials are stationary relative to each other in a bimetallic wire, a rigid unbreakable contact has been established between them. On the contact of the aluminum shell and both tools (ECA-matrix and drawing), a coefficient of friction of 0.1 was set, which corresponds to the polished surface with the use of grease.

During developing this combined process, it was found that in order to prevent wire breakage in the area between the matrix and the fiber, it is necessary to coordinate the pulling speed applied to the front end of the workpiece and the pushing speed applied to the rear end. At a given rear speed of 10 mm/s and reducing the cross section of the wire from 10 to 9.5 mm, the front speed will be 11.08 mm/s.

Before starting the stress-strain analysis, it is also necessary to decide which parameters will be studied. To assess the strain state, it is most convenient to consider the criterion "equivalent strain", the value of which depends on the values of the main deformations and is determined by the formula:

$$\varepsilon_{EQV} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (1)$$

When considering the stress state, the "equivalent stress" criterion is often used to estimate the average level of stress that occurs, and this is often sufficient. This criterion depends on the values of the main stresses and is determined by the formula:

$$\sigma_{EQV} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (2)$$

However, in this combined process, the deformation scheme is such that if the initial parameters are incorrectly selected, the deformation may be unstable, leading to a wire break. Considering this fact, consideration of the equivalent stress in the ECAP-drawing is insufficient. Therefore, for a full assessment of the resulting stresses, it is also necessary to study the criterion "average hydrostatic pressure", which allows you to estimate the value of the stress taking into account the sign, i.e., to estimate the value of tensile and compressive stresses. This criterion is derived from the values of the main stresses and is determined by the formula:

$$\sigma_{AV} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (3)$$

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Strain state

When considering the ECAP stage of this combined process, it was found that passing through the channels of the ECA-matrix, the shell and core receive different levels of strain (**Figure 2a**). The largest amount of equivalent strain, reaching $\varepsilon=1.5$ in some areas, the aluminum shell receives in the zones of the junction of channels – when moving and rubbing against the rounded zones of the corners of the joint. The core gets a much smaller deformation - the central zone of the core is processed to $\varepsilon=0.4$, the surface layers of the core get a higher deformation, to $\varepsilon=0.6$. Despite the fact that both materials are in a rigid engagement with each other and must deform the same way, such a significant difference in the development of strain is due to the different amount of deformation resistance of both materials. In other words, in this case, one material is much softer and more pliable than the other. After the drawing stage (**Figure 2b**), a small increase in strain is observed only in the shell to $\varepsilon=1.7$, the level of strain in the core almost does not change.

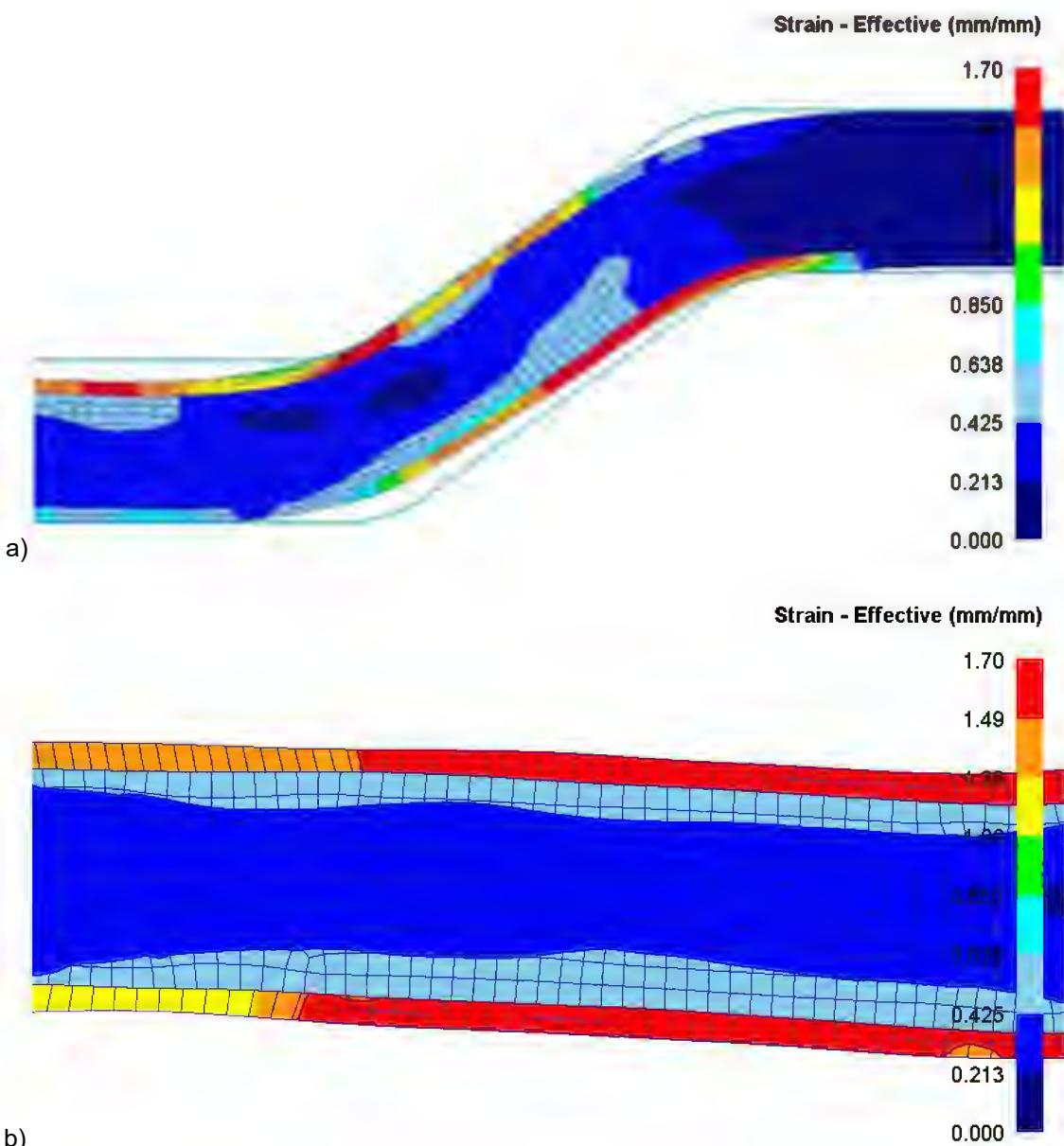


Figure 2 Equivalent strain: a – ECAP stage; b – workpiece after the drawing stage

3.2. Stress state

When studying the equivalent stress at the ECAP stage, it was found that when passing through the channels of the ECA-matrix, different stress levels develop in the shell and core (**Figure 3a**), covering the entire zone of the junction of the channels. In an aluminum shell, the average value of the equivalent stress is 110÷120 MPa. In a steel core, due to the simultaneous action of the pulling speed at the front end, which causes stretching, and the backing speed at the rear end, which causes compression, there is an alternating distribution of stress. When passing the intermediate channel, the highest stress occurs in the lower part of the core, reaching 480 MPa. But, in the output channel, when the influence of the back speed weakens, the maximum stresses are realized already on the upper part of the core (490 MPa), generally balancing the entire deformation zone.

When drawing (**Figure 3b**), the deformation zone is completely symmetrical. In the shell, the average value of the equivalent stress is 130 MPa. The average stress level in the core is significantly reduced to 280 MPa.

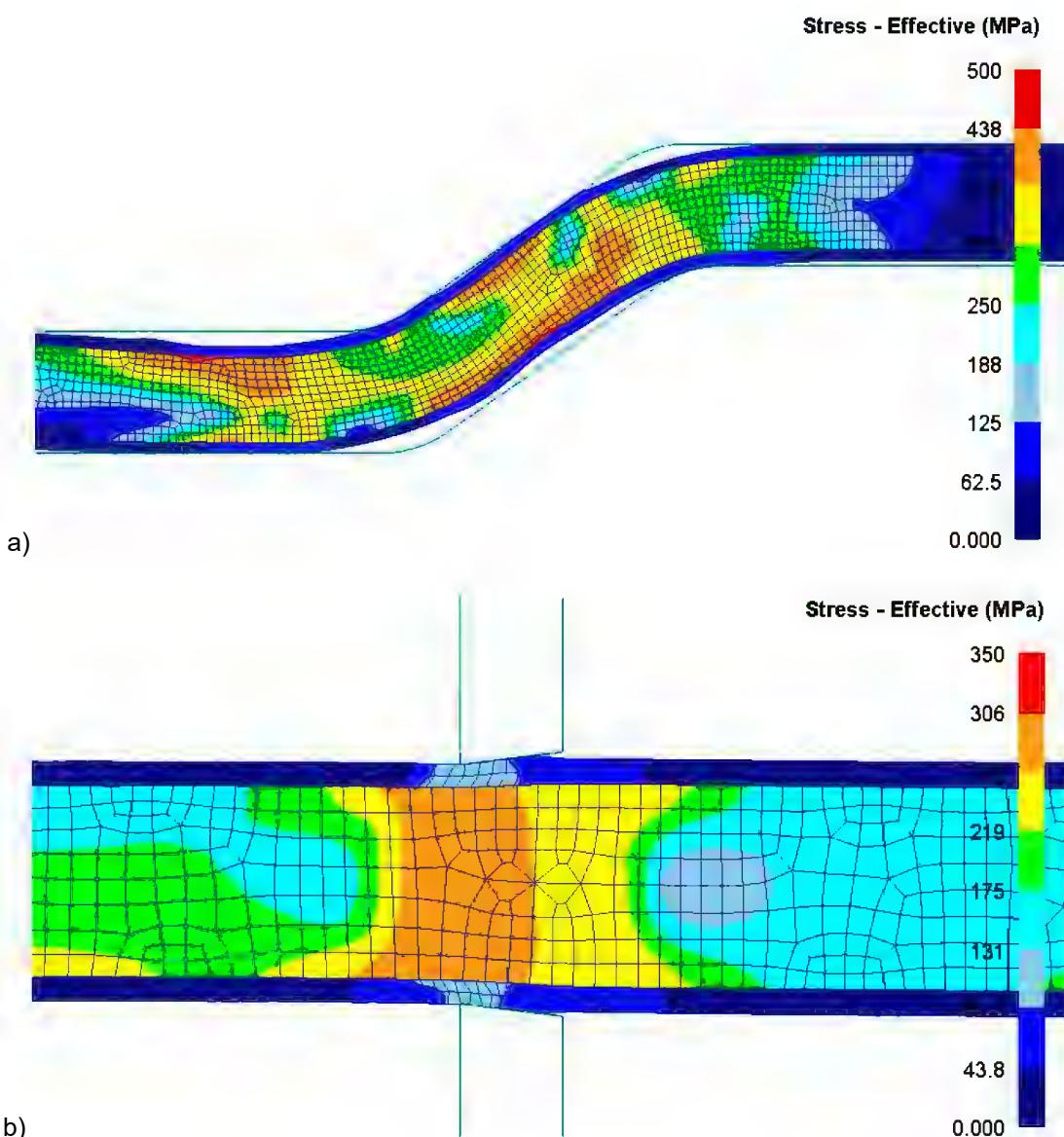


Figure 3 Equivalent stress: a - ECAP stage; b - drawing stage

When considering the average hydrostatic pressure at the ECAP stage, it was found that the distribution of this parameter is similar to the distribution of the equivalent stress (**Figure 4a**). In the aluminum shell, in areas without contact with the tool, there are tensile stresses of 100÷110 MPa. In straight sections with contact with the matrix, the shell experiences back pressure from the matrix, which leads to the creation of compressive stresses of -80÷-90 MPa. The maximum level of back pressure is created directly at the channel junctions – here the value of compressive stresses reaches a value of -350 MPa.

In a steel core, the distribution of tensile and compressive stresses can be called identical to the distribution in the shell. On the upper sections of the input and output channels, as well as on the lower section of the intermediate channel, there are tensile stresses, the value of which is about 230÷240 MPa. In the opposite sections, compressive stresses reaching -360 MPa are implemented in all channels.

When drawing (**Figure 4b**), the deformation zone, as well as when considering the equivalent stress, is completely symmetrical. Compressive stresses of approximately -160 MPa occur in the shell. In this case, the entire core creates tensile stresses at the level of 90 MPa. The reduction of these tensile stresses in the core is observed directly in the deformation zone, where their value is reduced to 40 MPa.

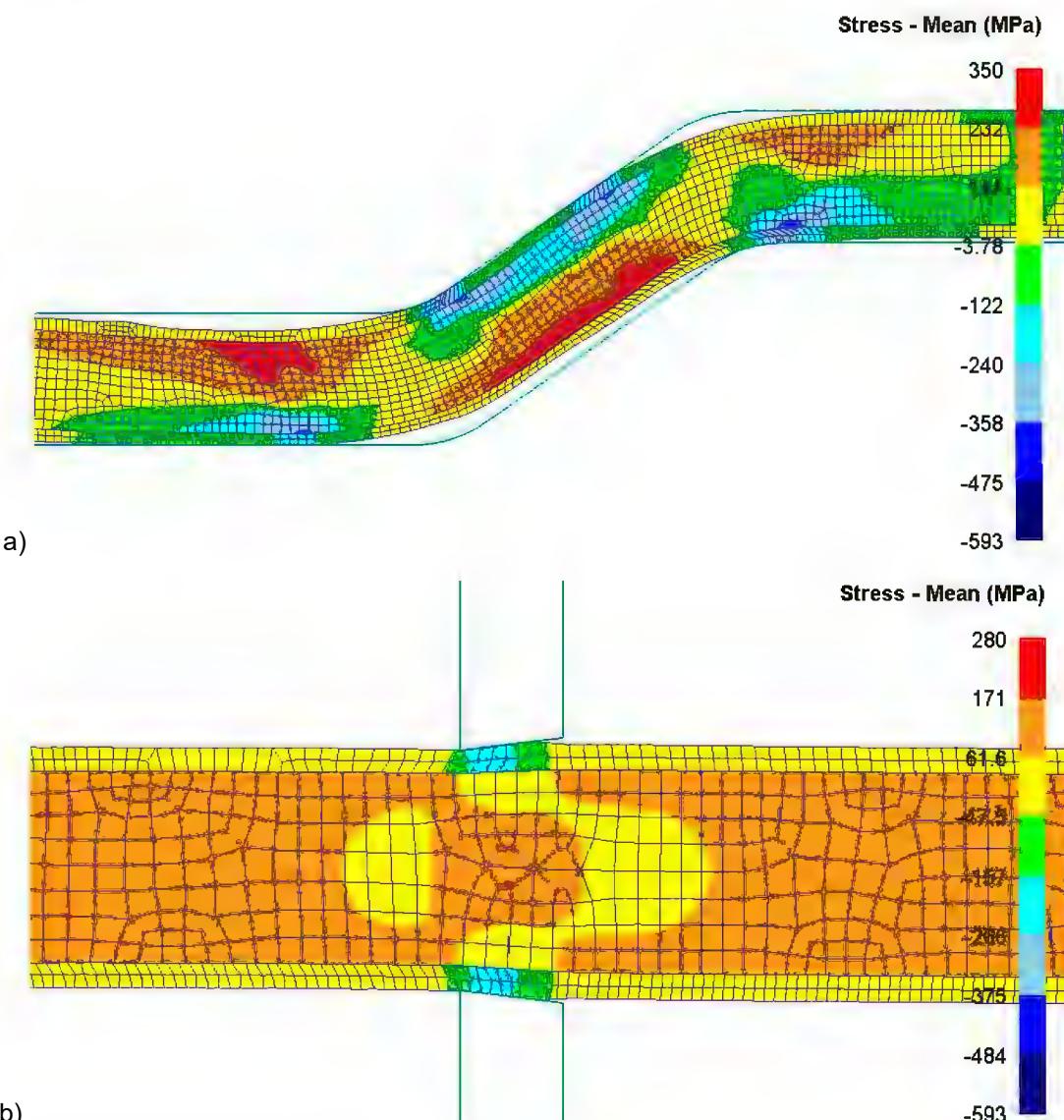


Figure 4 Average hydrostatic pressure: a - ECAP stage; b - drawing stage

4. CONCLUSION

The considered combined process "ECAP-drawing" is quite interesting from the point of view of the possibility of deforming such a material as bimetallic wire. When analyzing the strain state, it was found that each material in a bimetallic wire receives different values of strain in a single cycle, which is due to the difference in the strength and plasticity levels of these materials. The stress state of both materials is different in both zones of deformation - in the ECAP zone, the deformation zone is divided into sections of tension and compression, divided diagonally. In the drawing zone, the deformation zone is completely symmetrical. At all stages of deformation, the level of compressive stress is significantly higher than the tensile stress.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was performed within the framework of the project AP08052852 "Improving the strength and performance properties of bimetallic wire and bars by obtaining an ultra-fine-grained structure using intensive plastic deformation" under the program "Grant funding for young scientists on scientific or scientific-technical projects for 2020-2022»

REFERENCES

- [1] KLIBER, J. Advanced Forming Technology. *Metalurgija*. 2016, vol. 55, no. 4, pp. 835-838.
- [2] FAKHRETDINOVA, E.I., RAAB, G.I., VALIEV, R.Z. Modeling of Metal Flow during Processing by Multi-ECAP-Conform. *Advanced Engineering Materials*. 2015, vol. 17, no. 12, pp. 1723-1727.
- [3] FASTYKOVSKII, A.R. Region for extrolling feasibility and effective deformation modes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011. vol. 52, no. 3, pp. 230-233.
- [4] LUIS-PEREZ, C.J.; GONZALEZ, P.A.; GIL, J.; ALKORTA,, J. Procesado continuo de materiales metalicos mediante deformacion plastica en canal poliangular, 2002, ES Patent № 2224787.
- [5] ERSHOV, A.A., LOGINOV, Y.N., ZAGIROV, N.N., IVANOV, E.V. Simulation of the Consolidation of a Porous Material in a Combined Rolling-Extrusion Process. *Metallurgist*. 2016, vol. 60, no. 5-6, pp. 561-565.
- [6] NAIZABEKOV, A., VOLOKITINA, I., VOLOKITIN, A., PANIN, E. Structure and Mechanical Properties of Steel in the Process "Pressing–Drawing". *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019, vol. 28, no. 3, pp 1762–1771.

XVIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONGRESS

WINTER SESSION

10 - 13.03.2021, BOROVETS, BULGARIA



**MACHINES.
TECHNOLOGIES.
MATERIALS 2021
PROCEEDINGS**

ISSN 2535-0021 (PRINT)

ISSN 2535-003X (ONLINE)

XVIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONGRESS
MACHINES. TECHNOLOGIES. MATERIALS

10-13.03.2021, BOROVETS, BULGARIA

PROCEEDINGS

YEAR IV, ISSUE 1 (18), BOROVETS, BULGARIA 2021

VOLUME I
MACHINES. TECHNOLOGIES. MATERIALS

ISSN 2535-0021 (PRINT)
ISSN 2535-003X (ONLINE)

PUBLISHER:

**SCIENTIFIC TECHNICAL UNION OF MECHANICAL
ENGINEERING
INDUSTRY-4.0**

108, Rakovski Str., 1000 Sofia, Bulgaria
tel. (+359 2) 987 72 90,
tel./fax (+359 2) 986 22 40,
office@mtmcongress.com
www.mtmcongress.com

CONTENTS

MACHINES

EFFICIENCIES AND LOSSES COMPARISON OF THREE STEAM TURBINES – FROM CONVENTIONAL, NUCLEAR AND MARINE POWER PLANT PhD. Mrzljak Vedran, Prof. PhD. Prpić-Oršić Jasna, PhD. Poljak Igor, PhD. Student Baressi Šegota Sandi	5
SYNTHESIS OF MACHINE - TOOL RACKING USING A GENETIC-MORPHOLOGICAL APPROACH Dr. Tech. Sciences Kuznetsov Yurii Nikolayevich, Ph.D. El-Dahabi Farouk Wahid	10
ANALYSIS OF THE TECHNOLOGICAL STATE OF SINGLE-BUCKET CYCLICAL EXCAVATORS' IDENTIFICATION SYSTEM TESTING RESULTS PhD Stud. Evgeniya Volkova, Eng. Evgeniy Nagatkin, PhD Aleksey Druzhinin, PhD Vladimir Poluzadov	17
STUDY OF STRESS DISTRIBUTION OF MECHANICAL STRESSES IN THE FRAME OF ROLLER SKATES UNDER DYNAMIC LOAD Eng. Krasimir Assenov, Prof. Stoil Todorov, DSc.	20
RESEARCH OF SEISMIC SURFACE WAVES CAUSED BY HEAVY TRACKED VEHICLE Prof. Gueorguiev N. L., D.Sc., Assoc. Prof. Boychev Y. D., Ph.D., Eng. Kosev V. I., MS.	23
RESEARCH OF SEISMIC SURFACE WAVES CAUSED BY HEAVY WHEELED VEHICLE Prof. Gueorguiev N. L, D.Sc., Assoc. Prof. Boychev Y. D., Ph.D., Eng. Kosev V. I., MS	27
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF DIESEL FUELS (STANDARD DIESEL FUEL AND STANDARD DIESEL FUEL AFTER TREATMENT WITH ANSTOTECH DEVICE) ON SPECIFIC FUEL OIL CONSUMPTION OF MARINE DIESEL ENGINE TYPE SKL 3NVD24 Assist. Eng. Chief Mechanic Popov D.	31
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF DIESEL FUELS (STANDARD DIESEL FUEL AND STANDARD DIESEL FUEL AFTER TREATMENT WITH ANSTOTECH DEVICE) ON THE AVERAGE TEMPERATURE OF MARINE DIESEL ENGINE TYPE SKL 3NVD24 Assoc. Prof. PhD Bakalov I., Assist. Eng. Chief Mechanic Popov D.	34

TECHNOLOGIES

CHANGE THE MICROSTRUCTURE OF BIMETALLIC WIRE DURING DEFORMATION BY THE "ECAP-DRAWING" METHOD Ph.D. Irina Volokitina, Prof. Dr. Abdrahman Naizabekov, Ass.Prof. Sergey Lezhnev, Ph.D. Evgeniy Panin, Ph.D. Andrey Volokitin	38
MODELING AND EXPERIMENTAL EVALUATION OF THE POSSIBILITY OF USING A RADIAL-SHEAR ROLLING MILL FOR RECYCLING BAR SCRAP OF FERROUS METALS c.t.s., Assoc. Prof. Lezhnev Sergey Nikolaevich; d.t.s., Prof. Naizabekov Abdrahman Batyrbekovich; PhD Panin Evgeniy Alexandrovich, c.t.s., Assoc. Prof. Kuis Dmitry Valerievich, c.t.s., Assoc. Prof. Kasperovich Andrey Victorovich	41
SEASONAL DYNAMICS OF PLANT SEDIMENT MICROBIAL FUEL CELL EFFICIENCY IN A MODERATE CONTINENTAL CLIMATE ZONE Rosen Ivanov PhD	44
DEVELOPMENT OF A NEW STAMP DESIGN FOR THE HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS Andrey Volokitin, Abdrahman Naizabekov, Irina Volokitina, Dmitry Lavrinyuk	48
SIMULATION OF HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS IN A NEW DESIGN STAMP Andrey Volokitin, Sergei Lezhnev; Evgeniy Panin; Dmitry Kuis, Tatyana Fedorova	52
THERMODYNAMIC ANALYSIS OF A 500 MW ULTRA-SUPERCritical PULVERIZED COAL POWER PLANT Bruno Miškić, Paolo Blecich	55
POST-COMBUSTION CO₂ CAPTURE FOR COAL POWER PLANTS: A VIABLE SOLUTION FOR DECARBONIZATION OF THE POWER INDUSTRY? Branimir Tramošljić, Paolo Blecich, Igor Bonefačić	59
THERMODYNAMIC ANALYSIS OF A 17.5 MW GEOTHERMAL POWER PLANT OPERATING WITH BINARY ORGANIC RANKINE CYCLE Marko Predovan, Paolo Blecich	63

THREE-DIMENSIONAL STRUCTURE OF TRANSPORT HUB IN URBAN ENVIRONMENT	
Lidiya Napreenko	67
AUTOMATION OF DRILLING AND BLASTING PASSPORT FORMATION WITH INTELLIGENT ALGORITHMS	
Eng. Nagatkin E., PhD Stud. Volkova E., PhD Druzhinin A., Eng. Kankov E.	69
MODELING THE PROCESS OF PREPARING A FEED MIXTURE USING SECONDARY RAW MATERIALS FROM THE FOOD INDUSTRY	
D.t.s. G.B. Mammadov, T.F. Kamran, doctoral candidate	73
METHOD FOR EXPERIMENTAL MEASUREMENT OF ATTENUATION OF UHV RADIATION DURING ITS PROPAGATION IN A SPECIFIC ENVIRONMENT	
Prof. Lichkov N., Ph.D. Pehlivanski V., Eng. Lyaskov N., Eng. Penev N.	75
METHOD FOR SIMULTANEOUS REGISTRATION OF SEISMIC OSCILLATIONS REGISTERED BY SEVERAL SENSORS	
Prof. Lichkov N., Ph.D. Pehlivanski V., Eng. Lyaskov N., Eng. Penev N.	79
SAFETY PROBLEMS IN MARITIME TRANSPORT OF CARGOES WHICH ARE ABLE TO LIQUEFY	
M.f.g. Eng. Shterev D. M.	83
OPTIMIZATION OF FLAT SOLAR COLLECTOR BASED ON THE PRINCIPLE OF ENTROPY	
Marija Chekerovska, Todor Chekerovski, Dalibor Serafimovski, Risto V. Filkoski	86
ALTERNATIVE POSSIBILITIES FOR APPLICATION OF FOAMED SILICATE MATERIALS	
Lyuben Lakov ¹ , Bojidar Jivov, Yonka Ivanova, Stancho Yordanov, Krasimira Toncheva	89
NEW APPROACHES IN AUTOMATIZATION AND PROCESSES WITH APPLICATION OF PETRI NETS	
Irena Postolova	92
<u>MATERIALS</u>	
MODELING OF THE PROCESS OF ULTRASONIC FLAW DETECTION OF MATERIALS WITH INTERNAL MICRODEFECTS OF DIFFERENT ORIGIN	
Ph.D., Assoc. Prof. Kisil Tetyana, Prof. Dr. Eng. Bondarenko Maxim, Master Nesterenko Dmitro	94
ASSESSMENT OF TOXIC GAS EMISSIONS FROM FLAMMABLE BUILDING THERMAL INSULATION MATERIALS UPON FIRE CONDITIONS	
Hristo Serbezov, Blagovesta Vladkova, Detelin Spasov, Veronika Karadjova	96
INFLUENCE OF THE PRESSING FORCE ON THE STRENGTH PROPERTIES OF SINTERED MATERIALS BASED ON WATER-DISPersed IRON POWders ALLOYED WITH COPPER	
Ivanka Miteva, Ivan Mitev, Toschko Kovachev	101
HIGH-TEMPERATURE LAYERED COMPOSITE WITH A METAL MATRIX, REINFORCED WITH SINGLE-CRYSTAL SAPPHIRE FIBERS	
Sen. Res., Cand. Tech. Sci. Korzhov V., Lead. Res., Cand. Tech. Sci. Kiiko V., Head Lab., Doc. Tech. Sci. Kurlov V.	105
ANALYSIS OF ANTIFRICTION ADDITIVES TO LUBRICANTS MATERIALS	
Vaschishina Anna	110
MAGNETISM IN 2D VAN DER WAALS HALIDE VI3	
Assoc. Prof. Karel Carva	112
BASIC PROPERTIES OF NONMETALLIC MATERIALS AFFECTING THE PERFORMANCE OF FLEXIBLE COUPLINGS	
Elisaveta Ivanova	114
PREPARATION AND CHARACTERIZATION OF BaTi0.89 Sn0.11O3 AND Ba0.89Sn0.11TiO3	
Mihaela Alexandrova, Lyuben Lakov, Vladimir Blaskov	119
PREPARATION AND STUDY OF A NEW CLASS SeO₂ BASED GLASS OBTAINED AT HIGH OXYGEN PRESSURES	
Lyuben Lakov, Stancho Yordanov	121

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ "РКУП-ВОЛОЧЕНИЕ"

CHANGE THE MICROSTRUCTURE OF BIMETALLIC WIRE DURING DEFORMATION BY THE " ECAP-DRAWING" METHOD

Ph.D. Irina Volokitina, Prof. dr. Abdrahman Naizabekov, Ass.prof. Sergey Lezhnev, Ph.D. Evgeniy Panin, Ph.D. Andrey Volokitin

Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan
e-mail: irinka.vav@mail.ru

Abstract: At present time, there is a limited amount of work devoted to changing the microstructure of bimetallic wire during its deformation. Since steel and copper have different mechanical properties, these metals at the interface can be deformed in different ways in order to remain "bound" to each other during drawing. Therefore, the purpose of this work is to study changes in the microstructure of bimetallic wire in the "ECAP-drawing" process. In the course of a complex of experimental studies of the effect of ECAP-drawing on the microstructure evolution of bimetallic wire, the principal possibility and effectiveness of using the proposed continuous method for forming the UFG structure and improving the strength properties of steel-copper wire is proved. The combination of ECAP with drawing allows not only to strengthen the composition, but also at the same time to increase the plastic properties of products that are important and regulated by a number of GOST. This circumstance favorably distinguishes the studied method from other traditional types of deformation processing, accompanied by modification of the structure and properties of the material, a significant increase in the plastic properties of the steel-copper composition can be explained by the formation of a unique structure consisting of ultrafine grains with large-angle non-equilibrium boundaries capable of shear.

Keywords: BIMETALLIC WIRE, MICROSTRUCTURE, DRAWING, STEEL, COPPER.

1. Введение

В настоящее время во всем мире большое распространение в различных отраслях промышленности получили биметаллические материалы, представляющие сочетание металлов или сплавов с различными физическими и механическими свойствами [1-2]. Полученные из данных материалов металлоизделия, в том числе прутки и проволока, определяют безопасность и надежность функционирования железных дорог, телефонных проводов, кабелей, объектов оборонной промышленности, авиации и т.д. Так, например, в кабельной промышленности материал для токопроводящей жилы используется по объему, а не по массе. Это означает, что из 1 т алюминия можно изготовить в 3,2 раза большую длину проволоки того же диаметра, чем из 1 т меди. Еще один важный момент – цена за единицу массы. Алюминий намного дешевле меди. Разница в цене постоянно меняется в зависимости от спроса на материалы и их наличия, не говоря уже о спекуляции на рынках металлов, но при этом алюминий всегда дешевле меди примерно в 2–3 раза. Поэтому наиболее выгодно применение биметаллической проволоки при производстве высокочастотных кабелей [3-4]. За счет поверхностного эффекта ток протекает только в очень тонкой части проволоки вблизи наружной поверхности. Толщина этого слоя зависит от частоты, при которой эксплуатируется кабель.

В настоящее время из-за большой разницы в ценах меди и алюминия передача электроэнергии по кабельным изделиям с токопроводящей жилой из биметаллической проволоки медь–алюминий представляет все больший интерес [5-7]. В настоящее время большое применение находят и другие виды биметаллической проволоки: сталемедная проволока, которая используется для воздушных линий слабого и сильного тока и изготовления проводов; сталиалюминиевая проволока используемая, например, для изготовления нагревательных элементов. Также находят большое применение и биметаллические прутки, в том числе, например, медно-алюминиевые токоведущие прутки. Замена меди при производстве токоведущих шин на алюминиевые, плакированные тонким слоем меди, позволяет снизить металлоемкость изделий при сохранении высокой электропроводности.

Основными показателями качества биметаллической проволоки и прутков является сочетание их, прочностных и пластических свойств. При этом основные свойства

биметаллического материала проволоки и прутков, как конструкционного материала, являются структурно-чувствительными, то есть могут управляться посредством целенаправленного изменения структуры, при обработке ее давлением [8-10].

В условиях же дефицита энергетических и сырьевых ресурсов разработка ресурсосберегающих способов получения биметаллических материалов со свойствами, сочетающие одновременно высокую прочность и пластичность, в условиях использования относительно простых и недорогих устройств, позволяющих затрачивать минимально возможное количество времени при обработке изделий является весьма актуальной.

2. Материал и методика исследования

В системе Deform существует 2 подхода к моделированию эволюции микроструктуры в ходе процессов деформирования и термообработки. Первым подходом является традиционный метод Джонсона-Мейла-Аврами-Колмогорова (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov или JMAK). Вторым подходом к моделированию микроструктуры в Deform является метод дискретных решеток, реализованный с помощью алгоритма Cellular Automata.

При расчете размера зерен используются уравнения метода JMAK [11]. Однако для расчета формы зерен применяются дополнительные расчетные модули. Ключевой особенностью является выбор взаимодействия между соседними рассчитываемыми ячейками решетки (зернами). В программе предусмотрено 2 разных механизма взаимодействия: Мора и Вон-Ньюмана. По умолчанию предпочтаемым механизмом является механизм Мора, т.к. в данном случае сохраняется постоянство числа ячеек как в горизонтальном и вертикальном направлениях, так и в диагональном, что дает возможность изучения микроструктуры как в продольном и поперечном сечениях, так и в разрезах под любыми углами. Учитывая дополнительные возможности метода Cellular Automata, при расчете микроструктуры будем использовать данный способ. В работе данного модуля не предусмотрена возможность комплексного ввода данных, поэтому моделирование микроструктуры для каждого материала будет проводиться отдельно.

В данной модели был установлен начальный средний размер 18 мкм для стального сердечника. Для медной оболочки был установлен размер зерна 50 мкм, поскольку в

недеформированном состоянии медь имеет более крупнозернистую структуру. В этом случае в качестве исходной размерной шкалы для изучаемого квадратного окна было установлено значение в 100 мкм.

Проверка результатов компьютерного моделирования проводилась на промышленном волочильном стане В – I/550 М. Для этого перед волокой была закреплена равноканальная ступенчатая матрица с диаметром каналов равном 10,0 мм и углом стыка каналов матрицы равном 145°. Матрица была расположена в контейнере для смазки. Деформирование осуществлялось в три прохода. Начальный диаметр исходной заготовки составлял 10,0 мм. Для волочения применялась твердосплавная волока с полированными каналами, уменьшенными углами конусности рабочей зоны и плавными переходами от одной зоны к другой. Подготовка поверхности биметаллической проволоки к волочению проводилась по обычной для проволоки из стали технологии, в качестве смазки использовалась смесь порошков мыла и серы. Скорость прохождения проволоки через матрицу составляла 10 мм/с, а через фильтр 13,6 мм/с.

Начальная и после первого прохода микроструктуры были изучены с помощью оптической микроскопии на травленом образце в светлой области с помощью микроскопа Leica (Германия). Для исследования вырезались образцы длиной 15 мм биметаллической проволоки, затем на торцевых сторонах этих заготовок приготавливали микрошлифы. Для удобства приготовления и отсутствия завалов плоскости шлифы закрепляли в струбцине.

3. Обсуждение полученных результатов

Рассматривая микроструктуру в медной оболочке биметаллической проволоки (рисунок 1), было выявлено, что после стадии РКУП, за счет дробления исходных зерен в структуре появляются новые зерна с размером примерно 25-30 мкм, при этом форма новых зерен становится вытянутой, что является результатом действия растягивающих напряжений в оболочке на этом этапе деформирования.



Рис. 1 Изменение размера зерна в медной оболочке

В промежуточной зоне между матрицей и волокой размер зерна практически не меняется. При волочении процесс формирования новых зерен продолжается, размер зерен уменьшается до 20-25 мкм, при этом также видны удлиненные зерна в направлении деформирования.

Рассматривая изменение структуры в сердечнике, была выявлена практически полная идентичность размера зерен в центральном и поверхностном слоях, разница значений размера зерен составляла 1-2 мкм.

При рассмотрении эволюции микроструктуры после нескольких циклов деформирования был отмечен общий уровень снижения размера зерна (рисунок 2). В медной оболочке интенсификация измельчения сохраняется на прежнем уровне при всех проходах.

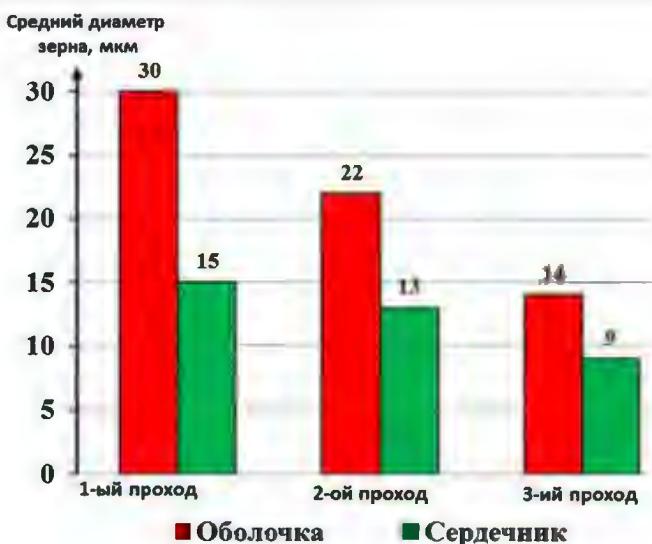


Рис. 2 Сводная диаграмма размера зерен по проходам

Микроструктура исходной сталемедной проволоки, полученной на оптическом микроскопе приведена на рисунке 3. Размер зерен меди составляет 50 мкм (рисунок 3а), микроструктура стального сердечника соответствует характерной структуре низкоуглеродистой дозвектойндной стали, размер зерен составляет 18 мкм (рисунок 3б).



Рис. 3 Исходная микроструктура сталемедной проволоки:
а – медная оболочка, б – стальной сердечник

Анализ микроструктуры сталемедной проволоки после деформирования методом РКУП-волочение показал, что процесс деформирования сопровождается значительными изменениями в поверхностных слоях и частичными в центральной части проволоки. Измельчение структурных составляющих меди происходит до 30 мкм после первого прохода (рисунок 4а). Микроструктура стального сердечника после одного прохода изменяется не существенно, с 18 до 16 мкм.

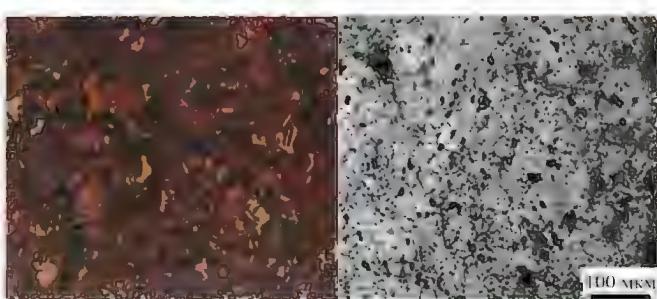


Рис. 4 Микроструктура сталемедной проволоки после 1 прохода РКУП-волочения: а – медная оболочка, б – стальной сердечник

4. Выводы

На основе комплексного анализа особенностей существующих деформационных способов формирования ультрамелкозернистой структуры, а также с учетом перспективных направлений их развития предложен и обоснован непрерывный способ РКУП-волочение сталемедной проволоки.

В ходе комплекса экспериментальных исследований влияния РКУП-волочения на эволюцию микроструктуры проволоки доказана принципиальная возможность и эффективность использования предлагаемого непрерывного способа для формирования ультрамелкозернистой структуры и повышения прочностных свойств сталемедной проволоки.

5. Финансирование

Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № АР08052852).

6. Литература

1. Abbasi M, Taheri AK, Salehi MT. Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process. *J Alloys Compd* 2001;319:233–41.
2. Sasaki TT, Morris RA, Thompson GB, Syarif Y, Fox D. Formation of ultra-fine copper grains in copper-clad aluminum wire. *Scr Mater* 2010;63:488–91.
3. Acarer M. Electrical, corrosion, and mechanical properties of aluminum-copper joints produced by explosive welding. *J Mater Eng Perform* 2012;21:2375–9.
4. Alizadeh M, Samiei M. Fabrication of nanostructured Al/Cu/Mn metallic multilayer composites by accumulative roll bonding process and investigation of their mechanical properties. *Mater Des* 2014;56:680–4.
5. Цимек Г. Применение биметаллической проволоки медь-алюминий. Кабели и провода. 2010; 4. С. 12-15.
6. Cerri E., De Marco P.P., Leo P. FEM and metallurgical analysis of modified 6082 aluminium alloys processed by multipass ECAP: Influence of material properties and different process settings on induced plastic strain // *Journal of Materials Processing Technology*. 2009, Vol. 209, Iss. 3, pp. 1550-1564.
7. Трыков Ю.П., Сергиенко А.С., Гуревич Л.М., Булаева С.А., Даненко В.Ф. Изменение микромеханических свойств биметаллической проволоки при деформировании / // Известия ВолгГТУ. Волгоград, 2009. - № 11. - С. 54-57.
8. Гун Г.С., Чукин М.В., Емалеева Д.Г. Формирование субмикрокристаллической структуры поверхностного слоя стальной проволоки с целью повышения уровня ее механических свойств. Производство конкурентоспособных метизов. Сб. науч. тр.: под ред. А.Д. Носова. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2007. Вып.2 . С. 103 - 108.
9. Increase of Mechanical Properties of Steel Wire by Formation of Submicrocrystalline Structure of Surface Coating in the Process of Equal Channel Angular Drawing / D.G. Emaleeva, Gun G.C., Chukin M.V. Abstracts of International Symposium "Bulk Nanostructured Materials: from Fundamentals to Innovations". International Scientific Issue. Ufa. 2007. P. 134-135.
10. Формирование субмикрокристаллической структуры поверхностного слоя стальной проволоки методом РКУПротяжки / Г.С. Гун, М.В. Чукин, Д.Г. Емалеева и [др.]. Труды седьмого конгресса прокатчиков. Т.1. М.: Чертметинформация, 2007. С. 364 - 368.
11. Furu T., Marthinsen K., Nes E. Modeling Recrystallization // *Materials Science and Technology*. - 1990. - Vol. 6. Iss. 11. - P. 1093-1102.

¹**И.Е. Волокитина*, ²А.В. Волокитин, ²Е.А. Панин, ³Г.Ж. Молдабаева,
¹О.Ю. Салько, ³Е.И. Кульдеев**

¹Рудненский индустриальный институт, Рудный, Казахстан

²Карагандинский индустриальный университет, Темиртау, Казахстан

³Казахский Национальный Исследовательский Технический

Университет имени К.И. Сатпаева, Алматы, Казахстан

*e-mail:irinka.vav@mail.ru

СРАВНЕНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЕМЕДНОЙ И СТАЛЕАЛЮМИНЕВОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОЛОК

Аннотация. В статье были изучены модели сталемедной и сталеалюминевой биметаллических проволок, полученные в ходе компьютерного моделирования в программе Deform. Рассмотрены основные параметры напряженно состояния: эквивалентное напряжение и среднее гидростатическое давление. При рассмотрении эквивалентного напряжения установлено, что в модели с алюминиевой оболочкой наблюдается достаточно однородное распределение напряжения по всем слоям; в модели с медной оболочкой за счет интенсификации обжатия стального сердечника распределение напряжений в обоих слоях крайне неравномерное – в оболочке уровень напряжений резко снижается в направлении от наружных слоев к внутренним. При рассмотрении среднего гидростатического давления установлено, что при изменении алюминиевой оболочки на медную, в обоих слоях гидростатическое давление возрастает по модулю, что является следствием повышения общего уровня сопротивления деформации.

Ключевые слова: моделирование, напряженное состояние, РКУП волочение.

Наиболее подходящий способ, на основе которого возможно разработать пригодную к промышленной конвертации технологию получения биметаллической проволоки и прутка с повышенными механическими свойствами является РКУП-волочение. На сегодняшний день было проведено много исследований взаимосвязи структура-свойства для однородной медной или стальной проволоки этим методом, который доказал свою эффективность [1-8].

Одним из наиболее эффективных методов теоретического анализа любого технологического процесса в настоящее время является компьютерное моделирование с помощью метода конечных элементов [9-15]. У данного способа исследования есть несколько неоспоримых преимуществ:

- возможность визуализации изучаемого процесса, даже внутри заготовки или инструмента, что является невозможным в реальных условиях;
- комплексный анализ сразу нескольких параметров в любой точке исследуемого объекта, что при традиционных способах также часто бывает невозможным, например, отсутствии необходимых эмпирических уравнений;
- возможность оптимизации процесса путем варьирования значений определенных геометрических или технологических параметров.

Все эти преимущества сделали МКЭ-моделирование достаточно распространенным способом теоретического изучения. Если рассматривать МКЭ-моделирование с позиции обработки давлением, то здесь лидирующую позицию занимает программа Deform, которая позволяет смоделировать почти любой процесс деформирования.

В ходе компьютерного моделирования в программе Deform были получены корректные модели совмещенного процесса «прессование-волочение» для деформирования биметаллической проволоки. В качестве исходной заготовки использовалась биметаллическая проволока с соединениями типа «сталь-алюминий» и «сталь-медь» диаметром 10 мм, причем диаметр стального сердечника был равен 8 мм. Материалом сердечника была выбрана сталь

AISI-1010 (аналог стали 10). В качестве материала оболочки был выбран алюминиевый сплав 1100 и медный сплав CDA 110 (техническая медь).

При изучении эквивалентного напряжения на стадии РКУ-прессования было установлено, что при прохождении через каналы РКУ-матрицы, в оболочке и сердечнике развиваются разные уровни напряжения, охватывающие всю зонустыка каналов. В алюминиевой оболочке среднее значение эквивалентного напряжения равно 110÷120 МПа (рисунок 1а). В стальном сердечнике, за счет одновременного действия тянущей скорости у переднего конца, вызывающей растяжение, и подпирающей скорости у заднего конца, вызывающей сжатие, возникает знакопеременное распределение напряжения. При прохождении промежуточного канала наибольшая величина напряжения возникает в нижней части сердечника, достигая 480 МПа. Но, в выходном канале, когда влияние задней скорости ослабевает, максимальные напряжения реализуются уже на верхней части сердечника (490 МПа), в целом уравновешивая весь очаг деформации.

При волочении (рисунок 1б) очаг деформации является полностью симметричным. В оболочке среднее значение эквивалентного напряжения равно 100 МПа. Уровень средних напряжений в сердечнике значительно снижается до 280 МПа.

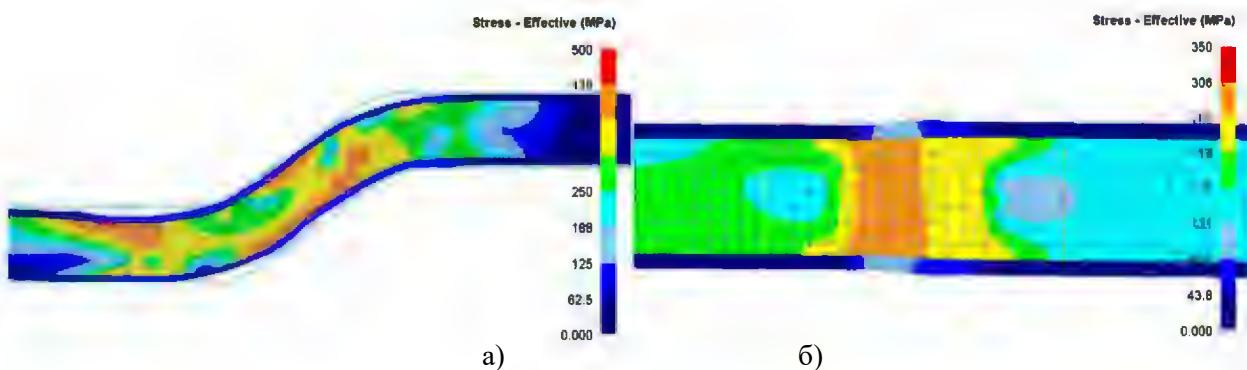


Рисунок 1. Эквивалентное напряжение в модели с алюминиевой оболочкой
а – стадия РКУП; б – стадия волочения

В модели с медной оболочкой было отмечено, на стадии РКУ-прессования в стальном сердечнике распределение эквивалентного напряжения и его численные значения являются идентичными модели с оболочкой из алюминия. В медной оболочке среднее значение эквивалентного напряжения равно 310÷330 МПа (рисунок 2а).

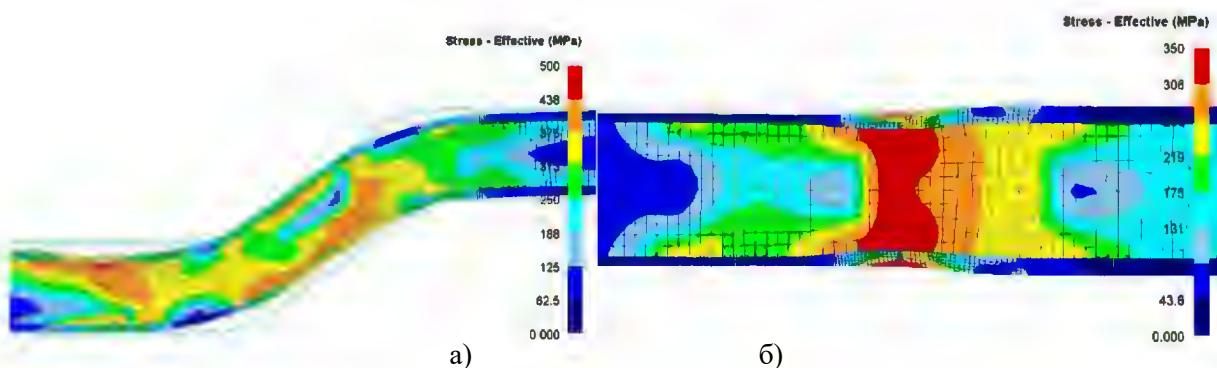


Рисунок 2 . Эквивалентное напряжение в модели с медной оболочкой
а – стадия РКУП; б – стадия волочения

На стадии волочения (рисунок 2б) очаг деформации также становится симметричным. В медной оболочке, за счет более высокого уровня сопротивления деформации материала,

возникает крайне неоднородное распределение напряжений по толщине (в отличие от алюминиевой, где распределение напряжений достаточно однородно). В непосредственной зоне контакта оболочки с волокой величина напряжения составляет 300-310 МПа, постепенно снижаясь до 220 МПа в зоне контакта с сердечником. В стальном сердечнике характер распределения напряжений остается аналогичным ранее рассмотренному (рисунок 1б). Однако, за счет более сильного обжатия уровень эквивалентного напряжения здесь возрастает до 350 МПа.

Наибольший интерес представляет именно стадия волочения, поскольку здесь формируется конечная толщина проволоки, а также финальное распределение толщин оболочки и сердечника. На рисунке 3 представлено распределение эквивалентного напряжения по всему поперечному сечению заготовки.

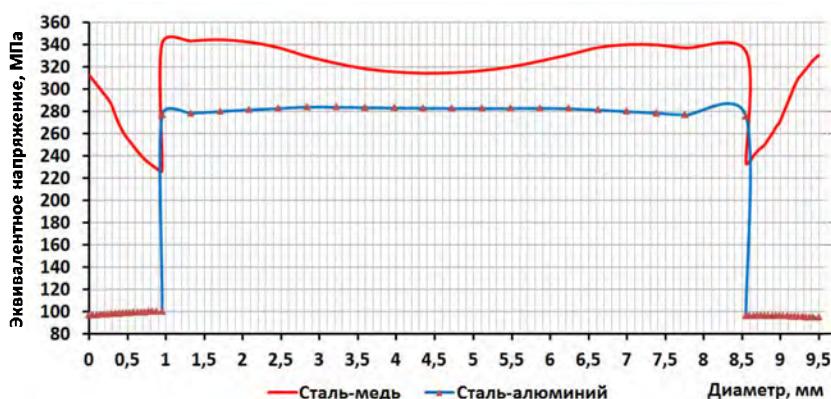


Рисунок 3. Распределение эквивалентного напряжения по сечению

Отчетливо видно, что в модели с алюминиевой оболочкой распределение эквивалентного напряжения по сечению полностью однородно, на что указывает горизонтальный характер кривой в обоих слоях. В модели с медной оболочкой распределение эквивалентного напряжения в сердечнике имеет небольшую неоднородность - величина напряжения меняется от 350 МПа на поверхности сердечника до 315 МПа в центре. В оболочке распределение эквивалентного напряжения крайне неравномерное – разница напряжений по толщине оболочки достигает 90-110 МПа.

При рассмотрении среднего гидростатического давления на стадии РКУ-прессования было выявлено, что характер распределения данного параметра аналогичен распределению эквивалентного напряжения. В алюминиевой оболочке (рис. 4а) на участках, где контакт с инструментом отсутствует, возникают растягивающие напряжения 100÷110 МПа.

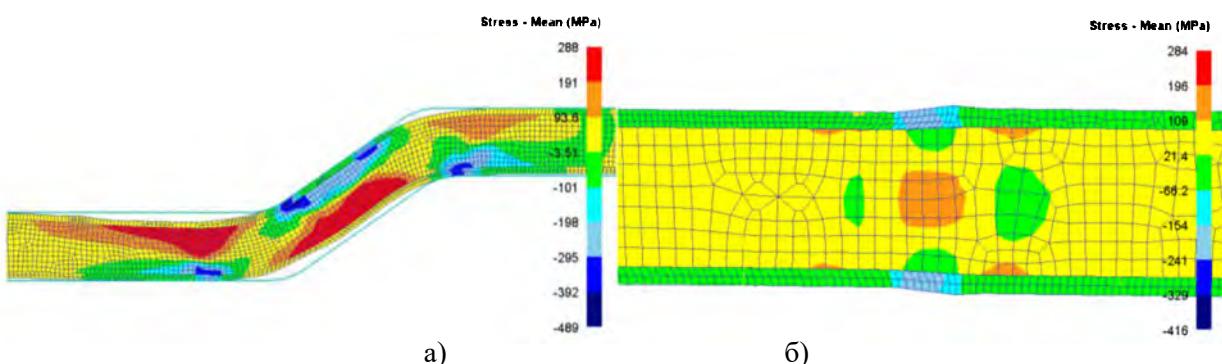


Рисунок 4. Среднее гидростатическое давление в модели с алюминиевой оболочкой
а – стадия РКУП; б – стадия волочения

На прямолинейных участках, где имеется контакт с матрицей, оболочка испытывает противодавление от матрицы, что приводит к созданию сжимающих напряжений $-80 \div -90$ МПа. Максимальный уровень противодавления создается непосредственно на стыках каналов – здесь величина сжимающих напряжений достигает значения -350 МПа.

В стальном сердечнике распределение растягивающих и сжимающих напряжений можно назвать идентичным распределению в оболочке. На верхних участках входного и выходного каналов, а также на нижнем участке промежуточного канала возникают растягивающие напряжения, значение которых равно около $230 \div 240$ МПа. На противоположных участках во всех каналах реализуются сжимающие напряжения, достигающие -360 МПа.

При волочении (рисунок 4б) очаг деформации, как и при рассмотрении эквивалентного напряжения, является полностью симметричным. В оболочке возникают сжимающие напряжения примерно -180 МПа. В центре сердечника создаются растягивающие напряжения на уровне 160 МПа. Снижение этих напряжений наблюдается непосредственно в зонах контакта с оболочкой, где их величина снижается до -40 МПа.

В модели с медной оболочкой на стадии РКУ-прессования было выявлено, что характер распределения данного параметра в стальном сердечнике полностью аналогично распределению в модели с оболочкой из алюминия. В медной оболочке (рисунок 5а) на участках, где контакт с инструментом отсутствует, возникают растягивающие напряжения $150 \div 160$ МПа. На прямолинейных участках, где имеется контакт с матрицей, оболочка испытывает противодавление от матрицы, что приводит к созданию сжимающих напряжений $-380 \div -400$ МПа. Максимальный уровень противодавления создается непосредственно на стыках каналов – здесь величина сжимающих напряжений достигает значения -490 МПа.

При волочении (рисунок 5б) в оболочке возникают сжимающие напряжения примерно -240 МПа. В центре сердечника создаются растягивающие напряжения на уровне 200 МПа. Снижение этих напряжений наблюдается непосредственно в зонах контакта с оболочкой, где их величина снижается до -80 МПа.

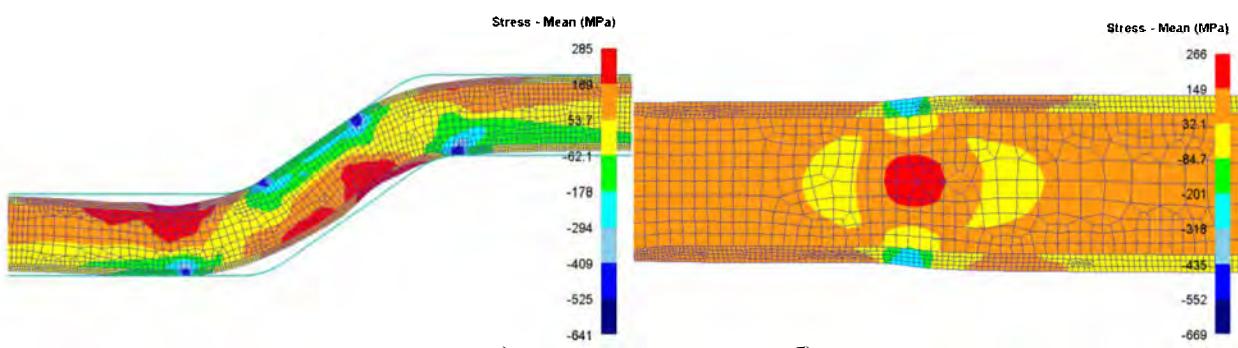


Рисунок 5. Среднее гидростатическое давление в модели с медной оболочкой
а – стадия РКУП; б – стадия волочения

На рисунке 6 представлено распределение среднего гидростатического давления по сечению заготовки.

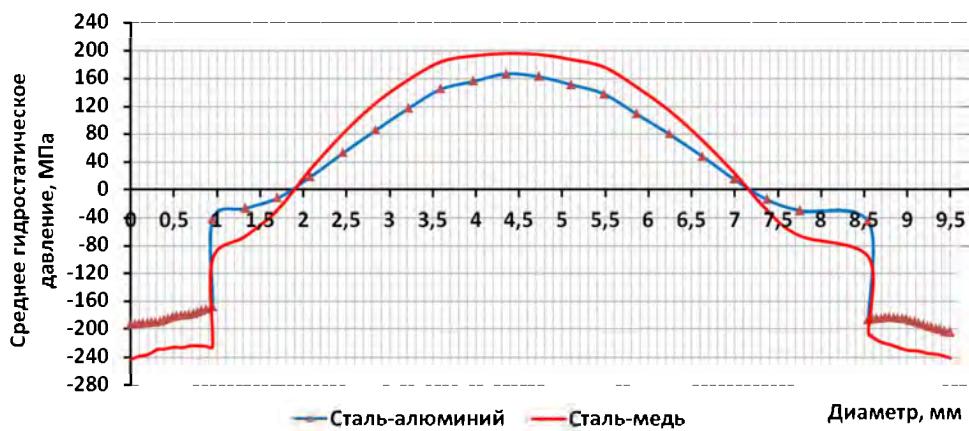


Рисунок 6. Распределение среднего гидростатического давления по сечению

Выводы: при изучении моделей, полученных в ходе компьютерного моделирования в программе Deform, были рассмотрены основные параметры напряженно состояния: эквивалентное напряжение и среднее гидростатическое давление. При рассмотрении эквивалентного напряжения было отмечено, что в модели с алюминиевой оболочкой наблюдается достаточно однородное распределение напряжения по всем слоям; в модели с медной оболочкой за счет интенсификации обжатия стального сердечника распределение напряжений в обоих слоях крайне неравномерное – в оболочке уровень напряжений резко снижается в направлении от наружных слоев к внутренним; в сердечнике характер распределения напряжений имеет «градиентный» характер, с ярко выраженной чашевидной формой графика. При рассмотрении среднего гидростатического давления было отмечено, что при изменении алюминиевой оболочки на медную, в обоих слоях гидростатическое давление возрастает по модулю, что является следствием повышения общего уровня сопротивления деформации.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Naizabekov A., Lezhnev, S., Volokitin A., Panin E., Knapinski M. Development and research of combined process of "equal channel angular pressing – drawing" // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 52. 2017. P. 172-179.
- [2] A. Naizabekov, I. Volokitina, E. Panin, A. Volokitin, S. Lezhnev, T. Garstka, M. Knapinski, M. Latypova, D. Zhumagaliev. Computer simulation of combined deformation method "ECA-pressing – drawing" // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 55. 2020. P. 499-506.
- [3] Naizabekov A., Volokitina I., Volokitin A., Panin E. Structure and mechanical properties of steel in the process "pressing-drawing" // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28. P. 1762-1771.
- [4] Volokitina I.E., Volokitin A.V., Naizabekov A.B., Lezhnev S.N. Change in structure and mechanical properties of grade A0 aluminum during implementation of a combined method of ECAE-drawing deformation // Metallurgist. 2020. Vol. 63. P. 978–983.
- [5] Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Pressing–Drawing Process // Physics of Metals and Metallography. 2018. Vol. 119. P. 917-921.
- [6] Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing // Physics of Metals and Metallography. 2017. Vol. 118. P. 1167-1170.
- [7] С.Н. Лежнев, Г.Г. Курапов, И.Е. Волокитина, Е.П. Орлова. Влияние совмещенного процесса «прессование-волочение» на свойства деформируемой медной проволоки // Вестник КазНИТУ. Алматы 2017. №4 (122), 79-84.
- [8] Волокитин А.В., Чукин М.В. Моделирование совмещенного процесса «прессование-волочение» с применением равноканальной ступенчатой матрицей. Республиканский научный журнал // Технология производства металлов и вторичных материалов. Темиртау, 2013, №2. – С. 128-135.

- [9] Cerri E., De Marco P.P., Leo P. FEM and metallurgical analysis of modified 6082 aluminium alloys processed by multipass ECAP: Influence of material properties and different process settings on induced plastic strain // Journal of Materials Processing Technology. 2009, Vol. 209, Iss. 3, pp. 1550-1564.
- [10] Djavanroodi F., Ebrahimi M. Effect of die channel angle, friction and back pressure in the equal channel angular pressing using 3D finite element simulation // Materials Science and Engineering A. 2010, Vol. 527, Iss. 4-5, pp. 1230-1235.
- [11] Naizabekov A., Lezhnev S., Arbuz A., Volokitina I., Panin E., Volokitin A. Structure and Mechanical Properties of AISI1045 in the Helical Rolling–Pressing Process // Journal of Materials Engineering and Performance. 2020, Vol. 29, Iss. 1, pp. 315-329.
- [12] Rosochowski A., Olejnik L. Finite element simulation of severe plastic deformation processes. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L - Journal of Materials - Design And Applications. 2007, Vol. 221, Iss. L4, pp. 187-196.
- [13] Milind T.R., Date P.P. Analytical and finite element modeling of strain generated in equal channel angular extrusion // International Journal of Mechanical Sciences. 2012, Vol. 56, Iss. 1, pp. 26-34.
- [14] Abd El Aal, Mohamed Ibrahim. 3D FEM simulations and experimental validation of plastic deformation of pure aluminum deformed by ECAP and combination of ECAP and direct extrusion // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017, Vol. 27, Iss. 6, pp. 1338-1352.
- [15] Olejnik L., Rosochowski A. Methods of fabricating metals for nano-technology // Bulletin of the Polish Academy of Sciences - Technical sciences. - 2005. - Vol. 53, No. 4. - P. 413-423.

REFERENCES

- [1] Naizabekov A., Lezhnev, S., Volokitin A., Panin E., Knapinski M. Development and research of combined process of "equal channel angular pressing – drawing" // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 52. 2017. P. 172-179.
- [2] A. Naizabekov, I. Volokitina, E. Panin, A. Volokitin, S. Lezhnev, T. Garstka, M. Knapinski, M. Latypova, D. Zhumagaliev. Computer simulation of combined deformation method "ECA-pressing – drawing" // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 55. 2020. P. 499-506.
- [3] Naizabekov A., Volokitina I., Volokitin A., Panin E. Structure and mechanical properties of steel in the process "pressing-drawing" // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28. P. 1762-1771.
- [4] Volokitina I.E., Volokitin A.V., Naizabekov A.B., Lezhnev S.N. Change in structure and mechanical properties of grade A0 aluminum during implementation of a combined method of ECAE–drawing deformation // Metallurgist. 2020. Vol. 63. P. 978–983.
- [5] Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Pressing–Drawing Process // Physics of Metals and Metallography. 2018. Vol. 119. P. 917-921.
- [6] Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing // Physics of Metals and Metallography. 2017. Vol. 118. P. 1167-1170.
- [7] S.N. Lezhnev, G.G. Kurapov, I.E. Volokitina, E.P. Orlova. Vlijanie sovmeshhennogo processa «pressovanie-volochenie» na svojstva deformiruemoy mednoj provoloki // Vestnik KazNITU. Almaty 2017. №4 (122), 79-84.
- [8] Volokitin A.V., Chukin M.V. Modelirovaniye sovmeshhennogo processa «pressovanie-volochenie» s primeneniem ravnokanal'noj stupenchatoj matricej. Respublikanskij nauchnyj zhurnal // Tehnologija proizvodstva metallov i vtorichnyh materialov. Temirtau, 2013, №2. – S. 128-135.
- [9] Cerri E., De Marco P.P., Leo P. FEM and metallurgical analysis of modified 6082 aluminium alloys processed by multipass ECAP: Influence of material properties and different process settings on induced plastic strain // Journal of Materials Processing Technology. 2009, Vol. 209, Iss. 3, pp. 1550-1564.
- [10] Djavanroodi F., Ebrahimi M. Effect of die channel angle, friction and back pressure in the equal channel angular pressing using 3D finite element simulation // Materials Science and Engineering A. 2010, Vol. 527, Iss. 4-5, pp. 1230-1235.
- [11] Naizabekov A., Lezhnev S., Arbuz A., Volokitina I., Panin E., Volokitin A. Structure and Mechanical Properties of AISI1045 in the Helical Rolling–Pressing Process // Journal of Materials Engineering and Performance. 2020, Vol. 29, Iss. 1, pp. 315-329.

- [12] Rosochowski A., Olejnik L. Finite element simulation of severe plastic deformation processes. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L - Journal of Materials - Design And Applications. 2007, Vol. 221, Iss. L4, pp. 187-196.
- [13] Milind T.R., Date P.P. Analytical and finite element modeling of strain generated in equal channel angular extrusion // International Journal of Mechanical Sciences. 2012, Vol. 56, Iss. 1, pp. 26-34.
- [14] Abd El Aal, Mohamed Ibrahim. 3D FEM simulations and experimental validation of plastic deformation of pure aluminum deformed by ECAP and combination of ECAP and direct extrusion // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017, Vol. 27, Iss. 6, pp. 1338-1352.
- [15] Olejnik L., Rosochowski A. Methods of fabricating metals for nano-technology // Bulletin of the Polish Academy of Sciences - Technical sciences. - 2005. - Vol. 53, No. 4. - P. 413-423.

¹I.E. Volokitina*, ²A.V. Volokitin, ²E. A. Panin, ³G.Zh. Moldabaeva, ¹O. Yu. Salko, ³Ye.I. Kuldeev

¹Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan

²Karaganda industrial university, Temirtau, Kazakhstan

³ Kazakh national research technical university named after K.I. Satpayev, Almaty, Kazakhstan

*e-mail: irinka.vav@mail.ru

COMPARISON OF THE STRESS STATE OF STEEL-COPPER AND STEEL-ALUMINUM BIMETALLIC WIRES

Abstract. In this article, the models of steel-copper and steel-aluminum bimetallic wires obtained in the course of computer simulation in Deform program were studied, the main parameters of the stress state (equivalent stress and average hydrostatic pressure) were considered. When considering the equivalent stress, it is found that in the model with an aluminum shell, a fairly uniform distribution of stress is observed over all layers; in the model with a copper shell, due to the intensification of compression of the steel core, the stress distribution in both layers is extremely uneven – in the shell, the stress level decreases sharply in the direction from the outer layers to the inner ones. When considering the average hydrostatic pressure, it is found that when the aluminum shell changes to copper, the hydrostatic pressure in both layers increases in absolute values, which is a consequence of an increase in the overall level of deformation resistance.

Keywords: simulation, stress state, ECAP-drawing.

¹И.Е. Волокитина*, ²А.В. Волокитин, ²Е.А. Панин, ³Г.Ж. Молдабаева,

¹О.Ю. Салько, ³Е.И. Кульдеев

¹Рудный индустралдық институты, Рудный, Қазакстан

²Қарағанды индустралдық университеті, Теміртау, Қазақстан

³К.И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық зерттеу техникалық университеті,

Алматы, Қазақстан

*e-mail: irinka.vav@mail.ru

БОЛАТ-МЫС ЖӘНЕ БОЛАТ-АЛЮМИНИЙ БИМЕТАЛЛ СЫМДАРЫНЫҢ КЕРНЕУЛІК КҮЙІН САЛЫСТАРЫУ

Андатпа. Мақалада Deform бағдарламасында компьютерлік модельдеу кезінде алынған болат-мыс және болат-алюминий биметалл сымдарының модельдері зерттелді. Кернеулік күйдің негізгі параметрлері қарастырылды: балама кернеу және орташа гидростатикалық қысым. Балама кернеуді қарастырганда, алюминий модельде барлық қабат бойымен біртекті кернеудің таралуы байқалды; ал мыс модельде болат өзекшени қысуды қарқындану есебінен кернеудің таралуы біртексіз – қабатта кернеу деңгейі сирттан ішке қарай күрт төмөндейді. Орта гидростатикалық қысымды қарастырганда, алюминий қабат мыс қабатқа өзгергенде екі қабатта да гидростатикалық қысым модуль бойынша өседі, бұл деформация кедергісінің жогарылау салдарынан болады.

Негізгі сөздер: модельдеу, кернеулік күй, ТКБП тарту.

MICROSTRUCTURE OF BIMETALLIC WIRE IN THE “ECAP-DRAWING” PROCESS

Irina Volokitina¹, Andrey Volokitin¹, Abdrakhman Naizabekov¹,

Sergey Lezhnev¹, Evgeniy Panin²

¹ Rudny Industrial Institute, 50 let Oktyabrya str. 38, Rudny 111500, Kazakhstan

Received 05 March 2021

² Karaganda Industrial University, 30 Republic str., Temirtau 101400, Kazakhstan

Accepted 15 April 2021

E-mail: irinka.vav@mail.ru

ABSTRACT

Currently, there is a limited amount of work devoted to changing the microstructure of bimetallic wire during its deformation, since steel and copper have different mechanical properties, these metals at the interface can be deformed in different ways in order to remain “bound” to each other during drawing. Therefore, the purpose of this study is to study the evolution of the microstructure of bimetallic wire in the process of ECAP-drawing, both by simulation and experiment. In the course of computer modeling in the Deform program, correct models of the combined “ECAP-drawing” process for deforming a bimetallic wire with a “steel-copper” connection were obtained. During the complex experimental studies of the influence of ECAP-drawing on microstructure and mechanical properties of bimetallic wire the feasibility and effectiveness of using the proposed continuous method for forming UFG structure and improvement of the strength properties stalemates wire was proved.

Keywords: severe plastic deformation, ECAP-drawing, bimetallic wire, microstructure, computer simulation.

INTRODUCTION

Bimetallic wire consisting of a pair of metals or alloys with various physical and mechanical properties, such as steel and copper, steel and aluminum, etc., is widely used in engineering [1 - 3]. One of the metals of this pair is located in the center in the form of a core, and the second - on the periphery in the form of a concentric shell tightly adjacent to the core. Such wire is produced mainly by rolling or pressing, followed by drawing a bimetallic billet. Therefore, the bonding strength between the core and the shell is particularly important for bimetallic wire. If the coupling is not sufficient the rolling and drawing processes will be

and the quality of the wire will be low. So in production, preference is given to those methods that provide the maximum possible adhesion strength for this pair of metals.

Bimetallic wire with a steel core and a copper, aluminum or brass shell is widely used [1]. This wire has high strength, good electrical conductivity and increased corrosion resistance. Today, despite the still high and

constantly changing level of prices for copper, it continues to be the dominant metal in the cable industry. The copper shell provides low electrical resistance while the steel core provides high structural strength, which can be customized by the carbon content and heat treatment.

Despite the progressiveness of the technologies used for solid-phase connection of the composition elements, it is impossible to increase the strength properties of steel-copper wire using carbon steel grades and patenting a bimetallic billet due to a number of technological features. These limitations include: reduced adhesive strength of the components; embrittlement of the wire during the “clarification” process when passing it in a hot state through an alcohol solution; the formation of chemical compounds on the surface of the copper shell in the process of patenting and a decline in the quality of this process due to the deterioration of the heat exchange of the core with the molten cooling medium, and also decrease the economic efficiency of production through the use of more expensive steels.

One of the most promising methods to improve the strength and plastic properties of metals is the formation

of (UFG) structures in materials by deformation methods [4 - 6]. However, despite numerous developments, modern methods have a number of

limitations in terms of continuity and performance of technological schemes [7 - 8]. One of the most methods for obtaining UFG structures are methods of severe plastic deformation (SPD) [9 - 10]. Equal-channel angular pressing (ECAP), which is probably the most widely used SPD technology, is considered as a promising method for achieving the desired high degrees of deformation [11 - 13]. Recently, based on this method, a large number of its have appeared [14 - 16], some of which make it possible to obtain long products [16 - 18].

However, despite numerous developments, the problem of creating a new deformation scheme that is as close as possible to industrial conditions and is of and practical interest from the point of view of mass production remains unresolved. One of these schemes can be a new continuous scheme of equal-channel angular pressing and drawing (ECAP-drawing) [19 - 21]. Its key feature is that, unlike other combined methods, there is no rolling stage (Fig. 1). The continuity of deformation is ensured by the drawing process, which occurs immediately after the ECAP process. Due to such a unique deformation scheme, a high level of tensile stresses develops in the cross section of the workpiece, and an incorrect selection of technological parameters will lead to the breakage of the deformable wire.

For plastic deformation of bimetallic, dissimilar metals, at least two conditions must be met [21]:

- the content of the soft component should be minimal, since the higher the deformation energy of the soft metal (i.e., the larger its volume), the greater the probability of tears and breaks of the hard less ductile metal;
- the conditions of deformation of the soft component should be as as possible, which can be achieved by creating an unfavorable stress scheme by selecting the amount of deformation and the shape of

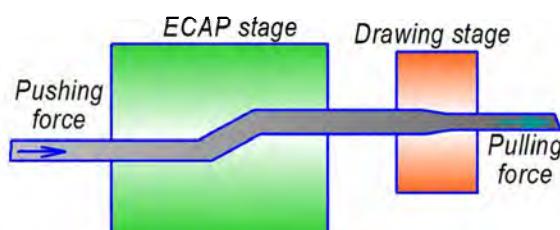


Fig. 1. "ECAP-drawing" combined process.

the working tool.

I.L. Perlin [22] believed that the bimetallic wire drawing process generally obeys the basic laws of the drawing process of a solid round wire. However, due to in strength and reserve ductility tensile components of the bimetallic wire, creating additional conditions that facilitate or impede the drawing, based on the fact that in the deformation zone during drawing the tensile stress decreasing plasticity of the deformed material increases from the periphery to the center. To facilitate the conditions of deformation of the core of a bimetallic wire, I.L. Perlin recommended the use of small degrees of deformation, since these conditions produce small tensile and high compressive stresses. If the core is very thin compared to the shell, failure to comply with this condition can lead to periodic core breaks. On the contrary, when the shell is relatively thin compared to the core, especially when the core strength is greatly increased, large degrees of deformation are recommended, which help to reduce the radial compressive stresses and reduce the contact friction forces that move the shell metal to the exit from the drawing. It is also recommended to use drawing dies with reduced taper angles and counter-tension [22]. Under unfavorable conditions, during the drawing process, the shell may be stripped and scraped from the surface layers, tears and other defects may occur.

Currently many studies have been conducted on the "structure-properties" relationship for homogeneous copper or steel wire. One of the methods for improving the strength properties of such wire is the "ECAP-drawing" method, which has proven its [19, 20, 23, 24].

It is known a limited amount of work devoted to changing the microstructure of bimetallic wire after deformation, since steel and copper have mechanical properties, these metals at the interface can be deformed in ways in order to remain "bound" to each other during drawing. Therefore, the purpose of this study is to study the evolution of the microstructure of bimetallic wire in the process of ECAP-drawing, both by simulation and by experiment.

An important task in modern materials science is to predict the structure and properties of materials after deformation without conducting a large number of experiments. Therefore, the study of structural transformation processes occurring in bimetallic wires

Table 1. Chemical composition of AISI-1010 steel.

Element	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu
Mass fraction, %	0.11	0.2	0.45	0.25	0.1	0.15

and the development of models of deformation processes of bimetallic wires is quite relevant. Based on the above, the novelty of the work is to reveal the transformation of the microstructure of a bimetallic wire with a steel core coated with copper as a result of deformation by the “ECAP-drawing” method.

EXPERIMENTAL

The Deform software (SFTC, Columbus, Ohio, USA) was chosen for computer simulation by the element method (FEM). To create the geometry, Kompas-3D V18 software was used by saving the geometry in the STL format.

As the initial billet, a bimetallic wire with a “steel-copper” connection with a diameter of 10 mm was used, and the diameter of the steel core was 8 mm. AISI-1010 steel was chosen as the core material. The shell material was copper alloy CDA 110 (technical copper with a copper content of 99.9 %). Table 1 shows the chemical composition of AISI-1010 steel.

Mechanical properties of both materials were taken from Deform material database. As all deformation stages at room temperature were conducted, in the computer simulation next stress-strain curves were used (Fig. 2).

The angle of intersection of channels in a ECA-matrix was equal to 145°. Three deformation cycles were

simulated. At the 1st stage, the billet passed through the channels of the matrix with a diameter of 10 mm, and at the drawing stage 5 % compression was provided, up to a diameter of 9.5 mm. At the second stage, the billet passed through the channels of the matrix with a diameter of 9.5 mm, and at the drawing stage 5.26 % compression was provided, up to a diameter of 9 mm. At the third stage, the billet passed through the matrix channels with a diameter of 9 mm, at the drawing stage, 11 % compression was provided, up to a diameter of 8 mm.

The elastic-plastic type was chosen as the material model for the core and shell. Since both materials are stationary relative to each other in a bimetallic wire, a rigid unbreakable contact was established between them. A friction coefficient of 0.1 was set on the contact of the copper shell and both tools (ECA-matrix and drawing die), which corresponds to the polished surface with the use of lubricant. The velocity applied to the front and rear ends of the workpiece was 10 mm s⁻¹. The deformation was performed at room temperature.

The results of computer simulation were obtained at the industrial drawing mill B – I/550 M (“AHMBP” JSC, Almaty, Kazakhstan). An equal-channel step matrix with a channel diameter of 10.0 mm and a junction angle of the channels of 145° was located in front of the drawing die. The matrix was located in a container for lubrication. The deformation was carried out in three passes.

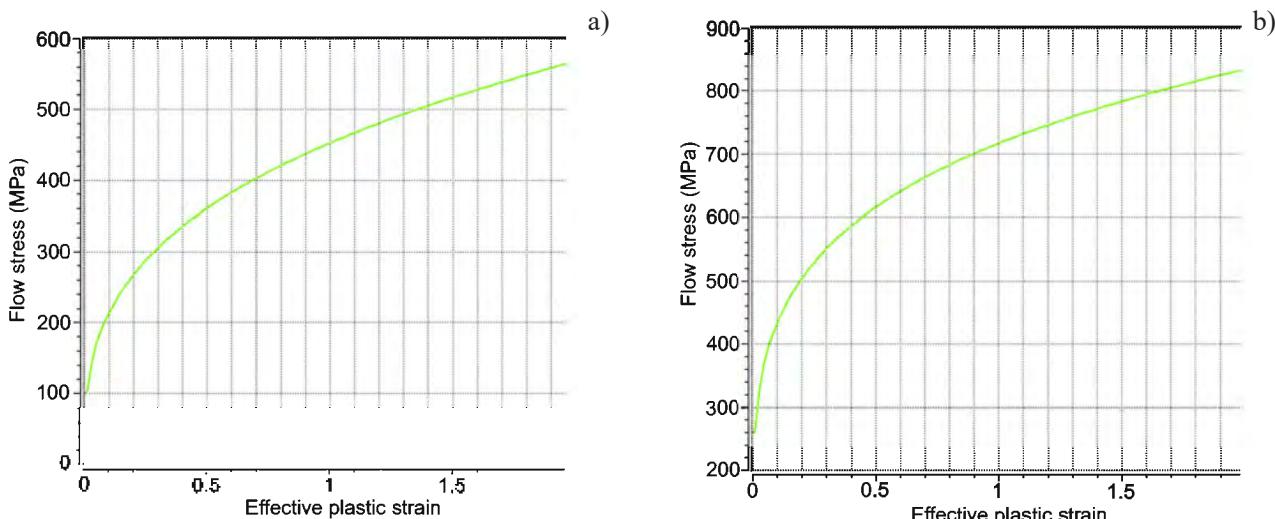


Fig. 2. Stress-strain curves for computer simulation: a) copper alloy CDA 110; b) AISI-1010 steel.

The initial diameter of the initial blank was 10.0 mm. After the first and second passes, a new equal-channel step matrix and a drawing die with a smaller channel diameter were installed in the lubrication container. Solid-alloy drawing dies with polished channels, reduced taper angles of the working area and smooth transitions from one zone to another were used for drawing. Preparation of the surface of the bimetallic wire for drawing was carried out according to the usual technology for steel wire, a mixture of soap and sulfur powders was used as a lubricant.

Deformation of the bimetallic wire by the “ECAP-drawing” method along the route was stable, the wire normally captured the lubricant. No surface defects were found.

The initial microstructure was studied using optical microscopy on an etched sample in the light region using a Leica DM2500 microscope (Leica Microsystems, Wetzlar, Germany). To identify the microstructure of the CDA 110 copper alloy, the polished surfaces of the samples were etched by immersion for 20 seconds in a solution of the following content: 75 % saturated solution of $K_2Cr_2MnO_4$, 10 % HNO_3 , 10 % HCL, 5 % H_2SO_4 . To increase the contrast, additional etching was performed by immersing the cut for 5 seconds in a solution of 10 % HCL; 90 % saturated $Cu_2(SO_4)_3$. A solution of 50 % HNO_3 , 50 % HCL was used to detect the microstructure of AISI-1010 steel.

Samples 15 mm long were cut out for the study, then microsections were prepared on the end sides of these blanks.

The selected samples were examined on a transmission electron microscope Jeol JEM-2100 (Jeol Ltd., Tokyo, Japan) under an accelerating voltage of 300 kV. To prepare samples for transmission microscopy, a high-precision cutting machine AccuTom-5 (Struers, København, Denmark) was used, on which plates 0.3 mm thick were cut. Then, with a special punch, disks with a diameter of 3 mm were knocked out in them. Etching of the prepared copper discs was performed automatically on the TenuPol-5 electro-polishing unit (Struers, København, Denmark) in the proprietary D2 electrolyte until a hole appeared in the sample, after which the process was automatically stopped. Both steel and copper samples for TEM study were cut from central part of corresponding layer.

Uniaxial tensile tests were conducted by using a

universal testing machine Instron-5969 (Instron Co., Norwood, Massachusetts, USA) at room temperature to acquire stress-strain curves. Standard samples were tested in the amount of 35 pieces. Rate of stretch of the samples is 0.5 mm min⁻¹, which corresponds to a strain rate equal to 0.56×10^{-3} s⁻¹. Samples for testing were wire segments obtained by methods of treatment. The gauge length of the specimens is 100 mm.

RESULTS AND DISCUSSION

Computer simulation of bimetallic wire deformation using the “ECAP-drawing” method

When considering the ECAP stage of this combined process, it was found that when passing through the channels of the ECA-matrix, the shell and core receive

levels of strain increase. The greatest amount of equivalent strain, reaching $\epsilon = 1.5$ in some areas, the shell receives in the areas of the channel junction - when moving and rubbing against the rounded zones of the junction corners (Fig. 3(a)). The core receives a much smaller deformation - the central zone of the core is processed to $\epsilon = 0.4$, the surface layers of the core obtain a higher strain, up to $\epsilon = 0.6$. Despite the fact that both materials are in rigid engagement with each other and must be deformed in the same way, such a

in the development of strain is due to the value of the deformation resistance of both materials. In other words, in this case, one material is much softer and more pliable than the other.

After the drawing stage, the strain increase in the shell reaches $\epsilon = 1.56$, the level of strain in the core remains identical in numerical value - the central zone is processed to $\epsilon = 0.4$, the surface layers - to $\epsilon = 0.6$ (Fig. 3(b)). However, there is an increase in the penetration of the surface level of strain deep into the workpiece, which is a consequence of more intensive core compression.

Considering the distribution of equivalent strain under multi-pass deformation in this combined process, several features can be noted:

- with the increasing number of treatment cycles, the overall level of strain increases; at the same time a characteristic of accumulation of strain in the layers strain in the softer layer with more intense growth level, in steel the core the level of strain is much lower, with a typical gradient distribution (maximum at the surface, low in the center);

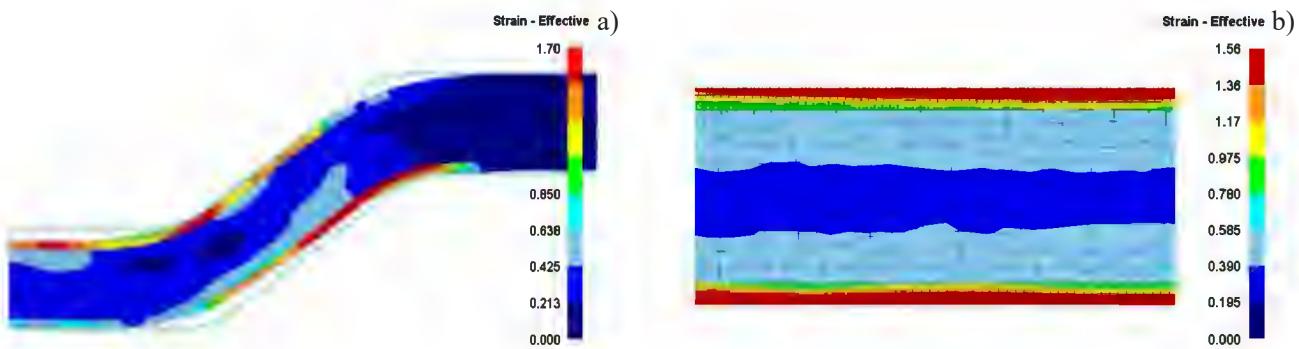


Fig. 3. Equivalent strain in bimetallic wire during “ECAP-drawing” combined process: a) ECAP stage; b) drawing stage.

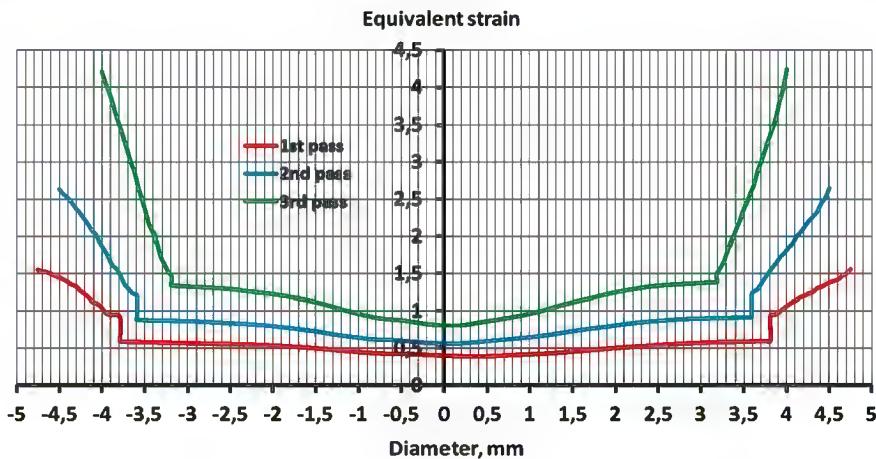


Fig. 4. Distribution of equivalent strain in bimetallic wire during “ECAP-drawing” combined process by passes.

- as the overall level of strain increases, the
ence in the values of equivalent strain in the contact zone
of the shell and core (vertical sections) is
reduced. So, if after 1 pass the
(0.6/0.9), then after 3 passes this
(1.38/1.49).

Fig. 4 shows summary diagrams of the distribution
of equivalent strain by passes.

Analyzing the graphs in Fig. 4, it can be noted the
following features:

- the nature of the edge sections of all graphs indicates a
increase in the equivalent strain in
the shells. Moreover, with an increase in the number
of passes, the steepness of the slope of these sections
increases.

- the accumulation of strain in the cores by the “gra-
ident” character also depends on the number of passes. If
after 1 pass, the strain distribution in both cores can be
considered uniform, then with an increase in the level of
processing, the character of this section of both graphs
becomes concave.

This distribution of equivalent strain can be easily

explained with consideration of the features of metal
in a single section. To do this, the FlowNet tool
was used, which creates a grid that is not rebuilt,
but only deformed in accordance with the directions of
metal in this section. The initial grid had square

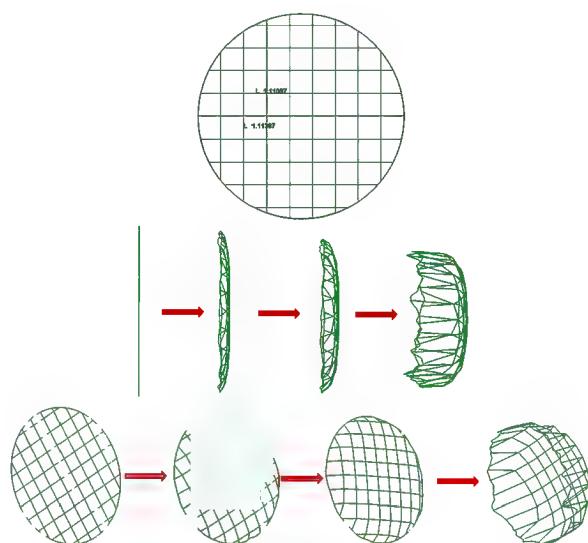


Fig. 5. Deformation of FlowNet grid by passes.

cells approximately 1.11 mm in size.

Considering the deformation of the grid along the passes in a lateral and isometric form (Fig. 5), it can be seen that the main distortion occurs exclusively in the surface layers, while the central layers acquire a cup-shaped shape. This means that the main curvature of the mesh occurs at the drawing stage, when the workpiece receives a certain compression. When pressing in the matrix, the diameter of the workpiece does not change, and the shear during the passage of the channel junction zones is mutually compensated by alternating deformation. Using this tool, it is possible to obtain a spatial picture of the strain distribution, as well as an answer to the question about levels of strain in bimetallic wire. From the point of view of choosing the most appropriate method for determining the level of metal processing in the selected section, the FlowNet tool is ideal, since it allows evaluating the spatial curvature of the grid over the entire cross-section of a bimetallic wire.

When studying the equivalent stress at the ECAP stage, it was found that when passing through the channels of the matrix, stress levels develop in the shell and core, covering the entire zone of the channel

junction. In a steel core, due to the simultaneous action of the pulling speed at the front end, which causes stretching, and the supporting speed at the rear end, which causes compression, an alternating stress distribution occurs. When passing the intermediate channel, the highest stress occurs in the lower part of the core, reaching 480 MPa. But, in the output channel, when the influence of the back speed weakens, the maximum stresses are realized already on the upper part of the core (490 MPa), generally balancing the entire deformation zone. In a copper shell, the average value of the equivalent stress is 310 - 330 MPa (Fig. 6(a)). At the drawing stage (Fig. 6(b)), the deformation zone becomes symmetrical. In the copper shell several stress occur along the thickness. In the immediate contact zone of the shell with the drawing die, the stress value is 300 - 310 MPa, gradually decreasing to 220 MPa in the contact zone with the core. In a steel core, the equivalent stress level increases to 350 MPa.

Fig. 7 shows the distribution of the equivalent stress by passes. Considering the distribution of equivalent stress in multi-pass deformation, it can be noted that in the shell the stress level decreases sharply in the direction from the outer layers to the inner ones; in the core,

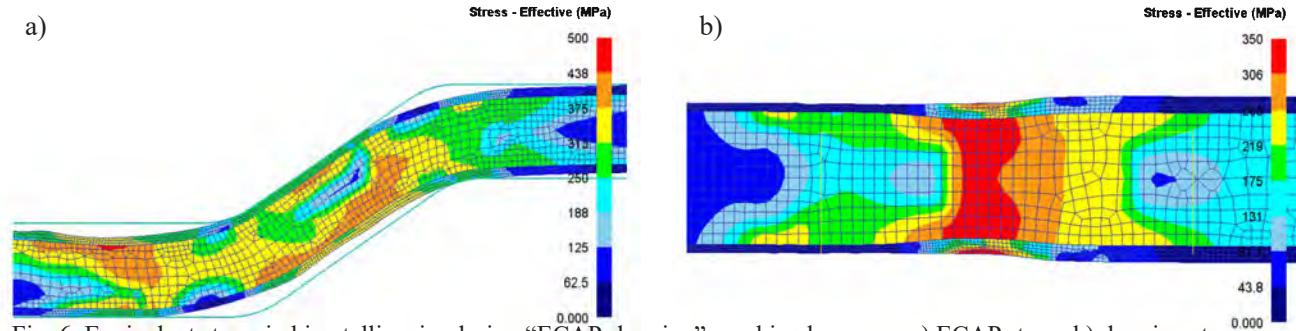


Fig. 6. Equivalent stress in bimetallic wire during "ECAP-drawing" combined process: a) ECAP stage; b) drawing stage.

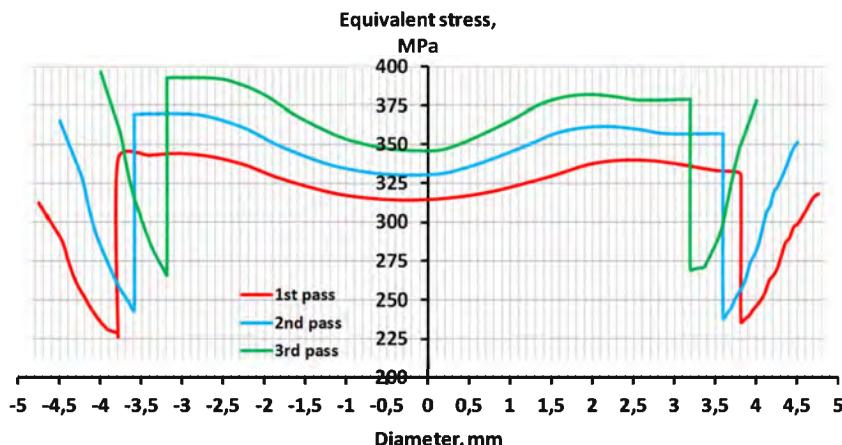


Fig. 7. Distribution of the equivalent stress in bimetallic wire during "ECAP-drawing" combined process by passes.

the stress distribution has a “gradient” character, with a pronounced cup-shaped graph.

Analyzing the graphs in Fig. 7, it can be noted the features that characterize the stress state with increasing processing cycles:

- As in the case of the equivalent strain distribution, with an increase in the number of passes, the slope of the edge sections of the graphs increases, which indicates an increase in the level of hardening in the shells.

- With the general increase of the stress level by passes, in steel core with increasing number of passes the growth of gradient distribution this option is observed - the sections characterizing the core have more concave look.

When considering the average hydrostatic pressure at the ECAP stage (Fig. 8(a)), it was found that the distribution of this parameter is similar to the distribution of equivalent stress. In a steel core, the distribution of tensile and compressive stresses can be called identical to the distribution in the shell. On the upper sections of the input and output channels, as well as on the lower section of the intermediate channel, tensile stresses occur, the value of which is about 230 - 240 MPa. Compressive stresses reaching -360 MPa are realized in all channels in

opposite sections. In the copper shell, tensile stresses of 150 - 160 MPa occur in areas where there is no contact with the tool. In straight sections where there is contact with the matrix, the shell experiences backpressure from the matrix, which leads to compressive stresses of -380 - -400 MPa. The maximum level of backpressure is created directly at the channel junctions - here the value of compressive stresses reaches -490 MPa.

At drawing stage (Fig. 8(b)), the deformation zone, as well as when considering the equivalent stress, is symmetrical. Compressive stresses of approximately -240 MPa occur in the shell. In the center of the core, tensile stresses are created at the level of 200 MPa. The reduction of these stresses is observed directly in the areas of contact with the shell, where their value is reduced to -80 MPa.

Fig. 9 shows the distribution of the average hydrostatic pressure by passes. Considering the distribution of the average hydrostatic pressure during multi-pass deformation, the following feature can be noted: with an increase in the number of passes, there is an increase in tensile stresses in the core and compressive stresses in the shell. However, their growth levels vary. If in the core for 3 passes the tensile stresses increase by 17 %

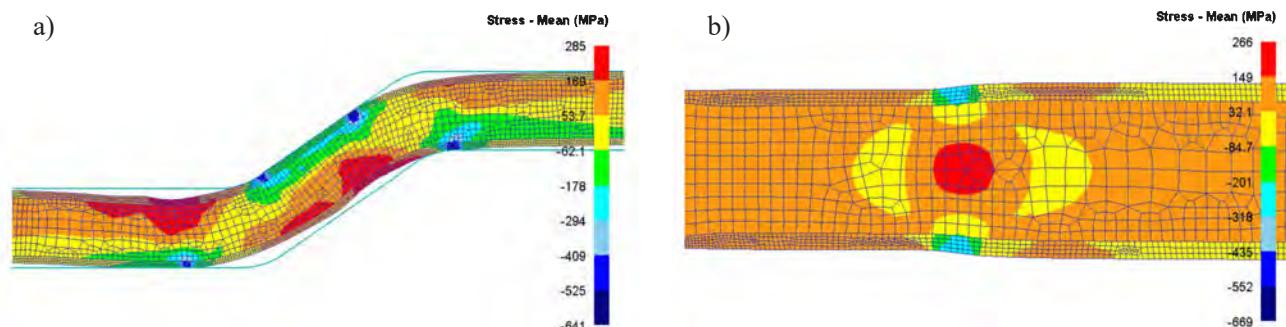


Fig. 8. Average hydrostatic pressure at the ECAP stage (a) and deformation zone (b).

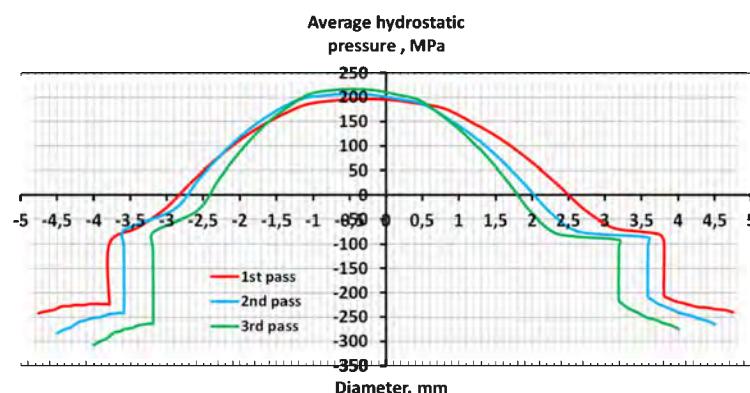


Fig. 9. Distribution of the average hydrostatic pressure by passes.

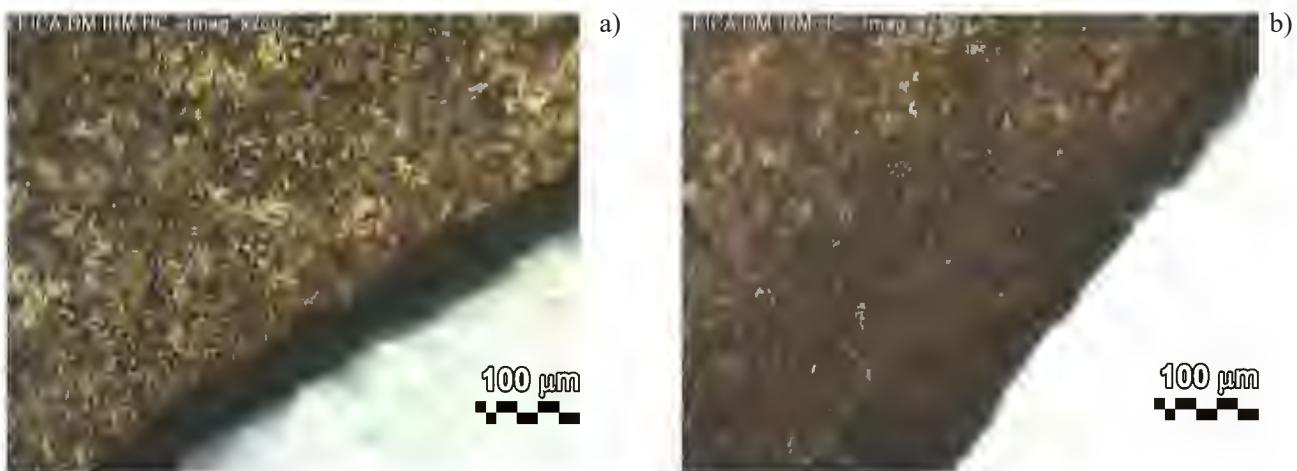


Fig. 10. Microstructure of a steel-copper billet obtained using an optical microscope (X200): a) initial wire, b) 3 passes of ECAP-drawing.

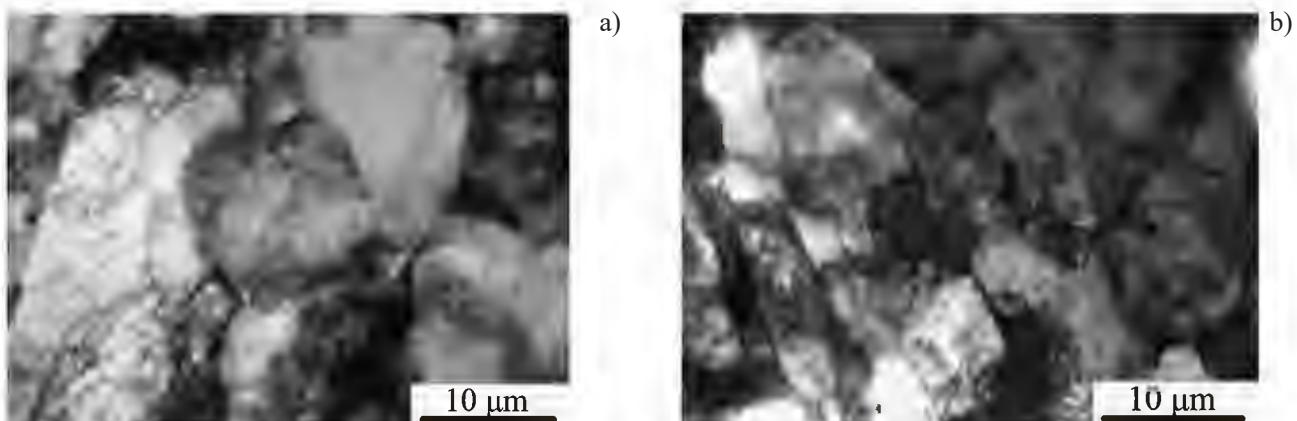


Fig. 11. Microstructure of a steel-copper billet after three passes of ECAP-drawing: a) steel core, b) copper shell.

(200 MPa/234 MPa), then in the shell the growth of compressive stresses is more by about 30 % (240 MPa/310 MPa).

Microstructural studies of bimetallic wire

The microstructure of the initial steel-copper wire obtained using an optical microscope is shown in Fig. 10(a). The size of copper grains is 50 microns, the microstructure of the steel core corresponds to the characteristic structure of low-carbon pre-eutectoid steel, the grain size is 18 microns.

As it can be seen from Fig. 10, ECAP-drawing of steel-copper wire is accompanied by significant changes, both in the surface layers and in the central region of the sample. The size and morphology of the structural components of the material formed in the shell are indistinguishable even at large magnification.

TEM studies have shown that ECAP-drawing leads

to a significant change in the microstructure (Fig. 11). The structure of the central region after 1 pass consists of strongly bent and undulating ferrite grains whose boundaries are non-equilibrium and have a complex dislocation character, as well as carbide particles ranging in size from 60 to 185 nanometers. After the second pass of deformation, a mixed-type structure is formed, with most of the borders thick and blurred. After 3 cycles of deformation, a fragmented structure with equiaxed grains of the order of 9 microns is formed in the steel core (Fig. 11(a)), the initial grain size was reduced by about 2 times. In addition, there is a fragmentation of perlite sections. The microstructure of the copper shell is crushed from 50 microns to 12 microns (Fig. 11(b)), the structure is fairly equiaxed. Thus, the initial grain size in the copper shell was reduced by more than 4 times. The obtained data on changes in the grain size in both layers of the bimetallic wire correlate

well with the simulation results. In particular, with the resulting distribution of equivalent strain, the value of which is higher in the copper shell than in the steel core.

An important result of the study, which demonstrates the high manufacturability and practical value of the process, is that when combining ECAP with traditional wire drawing to a smaller diameter, the structure obtained during ECAP is not only preserved after drawing, but also reduced.

It should also be noted that as a result of ECAP-drawing, the steel-copper wire is strengthened, and the average values of microhardness in the center of the samples increase from 1890 MPa to 2760 MPa. At the same time, the strong coupling of the shell with the core, which ensures the integrity of the copper when alternating bending and tensile stresses are applied to the conductor, is preserved.

According to the results of tensile tests, it was found that the strength level of the bimetallic wire subjected to ECAP-drawing exceeds the data of the original wire, the is almost 40 %. The tensile strength and yield strength values increase in three passes from 580 to 812 MPa (absolute increase is 232 MPa) and from 380 to 562 MPa (the absolute increase is 182 MPa), respectively. Increasing values of the plastic properties of bimetallic wire is about 60 % is associated with a preferential orientation along the axis of the lug cementite plates of pearlite in the carbon steel core; the decrease of plasticity with increasing number of passes more than 3 is caused by hardening of the ferritic component perlite and crushing cementing records.

CONCLUSIONS

In the course of complex experimental studies of the of ECAP-drawing on microstructure and mechanical properties of bimetallic wire the feasibility and of using the proposed continuous method for forming UFG structure and improve the strength properties stalemates wire was proved. This statement is supported by the following main facts:

- during the deformation of the core, which determines the strength properties of the steel wire, there is a significant fragmentation of the structural components of the material. After 3 cycles of deformation, a fragmented structure with equiaxed grains of the order of 9

microns is formed in the steel core. In addition, there is a fragmentation of perlite sections. The microstructure of copper is ground from 50 microns to 13 microns;

- combining ECAP with drawing, accompanied by an increase in microhardness values up to 45 % for the copper shell and up to 30 % for the central region of the steel core with a simultaneous increase in ductility.

The combination of ECAP with drawing allows not only strengthening the composition, but also at the same time to increase the plastic properties of products that are important and regulated by a number of GOST standards. This circumstance distinguishes the studied method from other (traditional) types of deformation, accompanied by the formation of structure and properties of the material a significant increase of plastic properties stalemates composition can be explained by the formation of a unique structure consisting of grains having non-equilibrium high-angle boundaries, able on shear.

Acknowledgements

This research was funded by the Science Committee of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan (Grant No. AP08052852).

REFERENCES

1. T.T. Sasaki, M. Barkey, G.B. Thompson, Y. Syarif, D. Fox, Microstructural evolution of copper clad steel bimetallic wire, Mater. Sci. Eng. A, 528, 2011, 2974-2981.
2. S. Berski, H. Dyja, G. Banaszek, M. Janik, Theoretical analysis of bimetallic rods extrusion process in double reduction die, J. Mater. Process. Technol., 153-154, 2004, 583-588.
3. E. Buet, J.B. Dubois, P. Olier, L. Thilly, F. Lecouturier, P.O. Renault, Microstructure and texture of copper/niobium composites processed by ECAE, Int. J. Mater. Form., 3, 2010, 1071-1074.
4. G.A.S. Martínez, E.F. dos Santos, L.K. Kabayama, E.S. Guidi, F.D. Silva, Effect of die bearing geometries on the wire-drawing process, Metals, 9, 2019, 1089.
5. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, Prog. Mater. Sci., 45, 2000, 103-189.
6. A. Etienne, B. Radiguet, N.J. Cunningham, G.R. Odette, R. Valiev, P. Pareige, Comparison of

- radiation-induced segregation in and conventional 316 austenitic stainless steels, Ultramicroscopy, 111, 2011, 659-663.
7. C. Xu, Z. Horita, T.G. Langdon, The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion, Acta Mater., 55, 2007, 203-212.
8. K. Muszka, D. Zych, P. Lisiecka-Graca, L. Madej, J. Majta, Experimental and Molecular Dynamic Study of Grain and Dislocation Substructure Evolution in HSLA and IF Steels after Severe Plastic Deformation, Metals, 10, 2020, 1122.
9. A. Bachmaier, T. Grosdidier, Y. Ivanisenko, Severe Plastic Deformation and Thermomechanical Processing: Nanostructuring and Properties, Metals, 10, 2020, 1306.
10. T.G. Langdon, The characteristics of grain in materials processed by severe plastic deformation, Rev. Adv. Mater. Sci., 13, 2006, 6-14.
11. V. Bratov, E.N. Borodin, Comparison of dislocation density based approaches for prediction of defect structure evolution in aluminium and copper processed by ECAP, Mater. Sci. Eng. A, 631, 2015, 10-17.
12. D.P. Verma, Sh.A. Pandey, A. Bansal, Sh. Upadhyay, N.K. Mukhopadhyay, G.V.S. Sastry, R. Manna, Bulk Interstitial-Free Steel Processed by Equal-Channel Angular Pressing Followed by Flash Annealing, J. Mater. Eng. Perform., 25, 2016, 5157-5166.
13. A. Naizabekov, I. Volokitina, Effect of the Initial Structural State of Cr-Mo High-Temperature Steel on Mechanical Properties after Equal-Channel Angular Pressing, Phys. Met. Metallogr., 120, 2019, 177-183.
14. M.Yu. Murashkin, I. Sabirov, V.U. Kazykhanov, Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in d Al alloy processed via ECAP-PC, J. Mater. Sci., 48, 2013, 4501-4509.
15. M.V. Chukin, A.G. Korchunov, M.A. Polyakova, D.G. Emaleeva, Forming ultra n structure in steel wire by continuous deformation, Steel in Translation, 40, 2010, 595-597.
16. S. Lezhnev, A. Naizabekov, E. Panin, I. Volokitina, T. Koinov, The of preliminary and heat treatment in course of the combined “rolling-pressing” process realization on microstructure evolution of copper, J. Chem. Technol. Metall., 51, 2016, 315-321.
17. G.V. Shimov, A.A. Bogatov, D.S. Kovin, FEM Simulation of Copper Busbar Pressing on the Continuous Extrusion Line “Conform”, Solid State Phenomena, 284, 2018, 547-551.
18. J. Li, Q. Mei, Y. Li, B. Wang, Production of Surface Layer with Gradient Microstructure and Microhardness on Copper by High Pressure Surface Rolling, Metals, 10, 2020, 73.
19. A. Naizabekov, I. Volokitina, A. Volokitin, E. Panin, Structure and mechanical properties of steel in the process “pressing-drawing”, J. Mater. Eng. Perform. 2019, 28, 1762-1771.
20. I.E. Volokitina, A.V. Volokitin, A.B. Naizabekov, S.N. Lezhnev, Change in structure and mechanical properties of grade A0 aluminum during implementation of a combined method of ECAE-drawing deformation, Metallurgist, 63, 2020, 978-983.
21. I. Volokitina, A. Naizabekov, S. Lezhnev, A. Volokitin, “Equal-channel angular pressing-drawing” technology, Machines Technologies Materials, 14, 2020, 28-30.
22. A.G. Rakhshtadt, Spring steels and alloys, Moscow, Metallurgy, 1982, (in Russian).
23. I.L. Perlin, M.Z. Ermanok, Drawing theory, Moscow, Metallurgy, 1971, (in Russian).
24. S.N. Lezhnev, I.E. Volokitina, A.V. Volokitin, Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing-Drawing, Phys. Met. Metallogr., 118, 2017, 1167-1170.
25. I.E. Volokitina, A.V. Volokitin, Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Pressing-Drawing Process, Phys. Met. Metallogr., 119, 2018, 917-921.

FEM-STUDY OF BIMETALLIC WIRE DEFORMATION DURING COMBINED ECAP-DRAWING

Irina Volokitina¹, Andrey Volokitin¹, Abdrrakhman Naizabekov¹, Evgeniy Panin²

¹ Rudny Industrial Institute, 111500, 50 let Oktyabrya 38, Rudny, Kazakhstan

Received 14 January 2020

² Karaganda State Industrial University, 101400, Republic av. 30, Temirtau, Kazakhstan

Accepted 10 March 2020

E-mail: irinka.vav@mail.ru

ABSTRACT

The method for producing blanks for tools made from high-speed steel grades is presented. The method consists of sintering the crushed chips of steel grades with certain titanium carbide content. The methodology for the steel powder preparation, for the pressing process and for sintering mixtures is presented. The heat treatment of the obtained blanks was carried out according to the necessary conditions. The number of indicators of the obtained mechanical billets, which are decisive for high-speed steel grades, such as hardness, toughness and resistance to cutting, are investigated.

Keywords: high-speed steels, titanium carbide, powder metallurgy, sintering, mechanical characteristics.

INTRODUCTION

The use of severe plastic deformation to form an ultra fine-grained (UFG) structure in metals and alloys that provides a high level of strength and plastic characteristics of these metals and alloys is one of the promising directions of modern materials science [1]. Among the large number of already developed methods for implementing severe plastic deformation, the equal-channel angular pressing (ECAP) is still of particular interest [2]. This interest is related to the possibility of obtaining rather massive, but unfortunately not long-length blanks, with a uniform UFG structure of various metals and alloys without changing their original cross-section. Therefore, this method has not found widespread industrial use. In recent years, scientists from countries have developed a number of combined processes based on the ECAP principle [3 - 9] to solve this problem, i.e. in order to obtain long products with an refined structure. Each of these processes allows to increase the productivity of the deformation process by annihilating certain ECAP disadvantages. These processes include the combined process "ECAP-drawing" (Fig. 1). Implementation of this process makes it possible to obtain steel wire or

wire and bars from non-ferrous metals and alloys with an refined structure and an increased level of mechanical properties.

Due to this unique deformation scheme, a sufficiently high level of tensile stress develops in the section of the workpiece, while the wrong selection of technological parameters will lead to the breakage of the deformable wire. In works [10 - 13], theoretical and experimental results of studies of this process in the deformation of steel, aluminum and copper wire are presented.

At the moment, the development of this combined process only for homogeneous materials was conducted. At the same time, bimetallic wire is increasingly used as the starting material for the production of wires. It is a long - length product of composite steel products consisting of metals and alloys with chemical and physical characteristics. The most commonly used connection types are steel-aluminum and steel-copper. The construction of a bimetallic wire consists of a core and a shell. The core is made of high-strength steel; the

When implementing the deformation scheme shown in Fig. 1, a high level of tensile stresses develops in the workpiece section, so an incorrect selection of technological and geometric parameters of this process

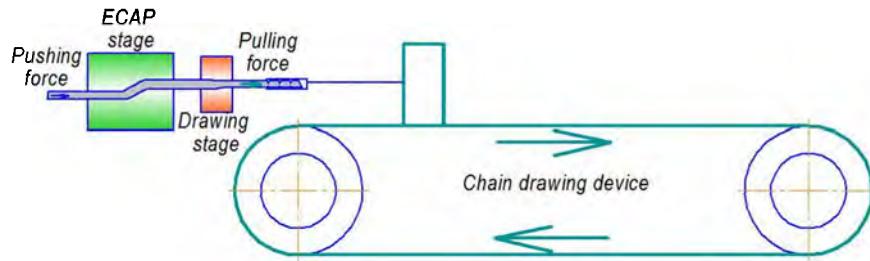


Fig. 1. Scheme of the “ECAP-drawing” process.

will lead to the breakage of the deformable wire. These parameters are often not the same even for homogeneous materials. When drawing a bimetallic wire or bar, they will be even more unique. Therefore, this work is devoted to the study of the bimetallic wire deformation process of «steel-aluminum» type using the «ECAP-drawing» combined process.

FEM-modeling

One of the most effective methods of theoretical analysis of any technological process currently is computer simulation using the finite element method. This method of research has several undeniable advantages:

- possibility to visualize the studied process, even inside the workpiece or tool, that is impossible in real conditions;
- complex analysis of several parameters at once at any point of the studied object, that is also often impossible with traditional methods, for example, in the absence of necessary empirical equations;
- ability to optimize the process by varying the values of certain geometric or technological parameters.

All these advantages have made FEM simulation a fairly common method of theoretical study.

If we consider FEM modeling from the point of view of metal forming, then the leading position is occupied by the Deform program, which allows to simulating almost any deformation process.

During modeling the deformation of a bimetallic wire using the “ECAP-drawing” combined process, it is necessary to solve two problems at once:

1) study the stress-strain state under complex loading, due to the combining two operations, that leads to the appearance of two deformation zones;

2) conduct a study of the stress-strain state for each material separately.

A bimetallic wire of “steel-aluminum” type with a diameter of 10 mm was used as the initial billet, diameter

of the steel core was equal to 8 mm. The core material was chosen AISI-1010 steel (analogous to steel 10). Aluminum alloy 1100 was chosen as the shell material. The deformation was performed at room temperature. The angle of junction of channels in the ECA-matrix was equal to 145°. At the drawing stage, 5 % compression was provided, up to a diameter of 9.5 mm. The elastic-plastic type was chosen as the material model for the core and shell. Since both materials are stationary relative to each other in a bimetallic wire, a rigid unbreakable contact has been established between them. On the contact of the aluminum shell and both tools (ECA-matrix and drawing), a coefficient of friction of 0.1 was set, which corresponds to the polished surface with the use of grease.

When developing this combined process, it was found that to prevent wire breakage in the area between matrix and drawing die, as well as to avoid the formation of defects at the front and rear ends of the wire, it is necessary to coordinate the pulling speed applied to the front end of the workpiece and the pushing speed applied to the back end. Incorrect selection of kinematic parameters will lead to either a wire break or - tion of layers, as shown in Fig. 2.

For a stable course of this process, it is necessary to use the law of constancy of second volumes. Thus, for a given back speed of 10 mm/s and a reduction in the cross section of the wire from 10 to 9.5 mm, the front speed should be equal to 11.08 mm/s.

Before starting the stress-strain analysis, it is also necessary to decide which parameters will be studied. To assess the strain state, it is most convenient to consider the criterion «equivalent strain» [14], the value of which depends on the values of the main deformations and is determined by the formula:

$$\varepsilon_{EQV} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (1)$$

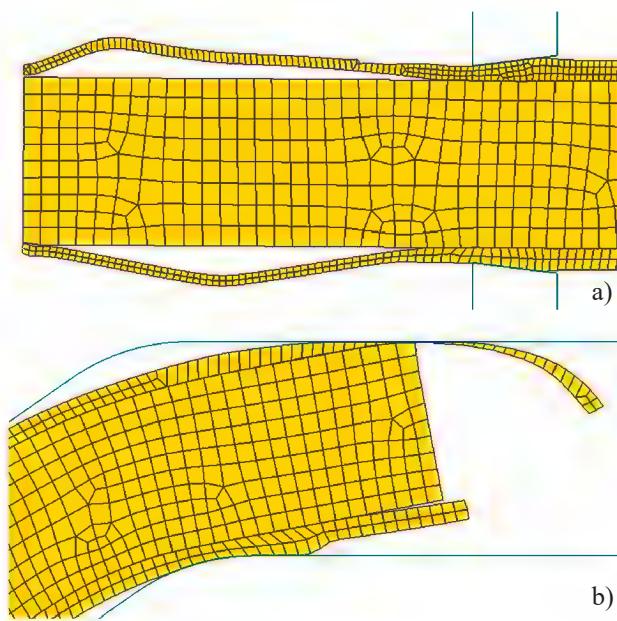


Fig. 2. Sections at the ends of a bimetallic wire as a result of misalignment of kinematic parameters: a) - front end; b) - back end.

When considering the stress state, the “equivalent stress” [14] criterion is often used to estimate the average level of stress that occurs, and this is often This criterion depends on the values of the main stresses and is determined by the formula:

$$\sigma_{EQV} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (2)$$

However, in this combined process, the deformation scheme is such that if the initial parameters are incorrectly selected, the deformation may be unstable, leading to a wire break. Considering this fact, consideration of the equivalent stress in the ECAP-drawing is Therefore, for a full assessment of the resulting stresses, it is also necessary to study the criterion “average hydrostatic pressure” [14], which allows you to estimate the value of the stress taking into account the sign, i.e., to estimate the value of tensile and compressive stresses. This criterion is derived from the values of the main stresses and is determined by the formula:

$$\sigma_{AV} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (3)$$

Simulation of microstructure evolution

The microstructure of the material provides the researcher with data about the resulting material, directly

related to its chemical composition and mechanical properties after deformation or heat treatment. Also, the microstructure, namely the size and shape of the resulting metal grain determines the overall quality level of the product. Predicting and managing microstructures is a top priority when developing a successful process and producing a product with the desired properties.

In the Deform system, there are 2 approaches to modeling the evolution of microstructure during the processes of deformation and heat treatment. The approach is the traditional Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov method (JMAK). The second approach to microstructure modeling in Deform is the discrete lattice method implemented using the Cellular Automata algorithm.

In the JMAK method, the average grain size is determined based on the initial average grain size, some constant material values, and of variable data such as temperature, strain, strain rate, and time. Grain growth and recrystallization kinetics (in particular, dynamic, meta-dynamic, and static) are also modeled. To predict the development of the average grain size and the percentage of recrystallization of the material of interest, it is necessary to determine the initial average grain size and develop equations for the kinetics of recrystallization. The development of such equations involves conducting characteristic material studies to study the development of grain size as a function of strain, temperature, and strain rate that occur during the deformation and heat treatment processes.

JMAK expressions use and exponents for constant conditions (temperature, strain rate, etc.). In real conditions, these values change during the processing of research objects. DEFORM uses these and exponents, which are functions of temperature, strain, and strain rate. Since the partial values of these variables can be calculated by means of element modeling, this leads to an increase in the accuracy of JMAK model.

However, the JMAK method does not take into account the formation of non-metallic inclusions and their on grain growth. Also, this method does not take into account the shape of the grain. The initial microstructure with the same average size, but with grain shape has kinetics of microstructure development. The classic JMAK method is insensitive to the grain shape and thus is limited for use in production.

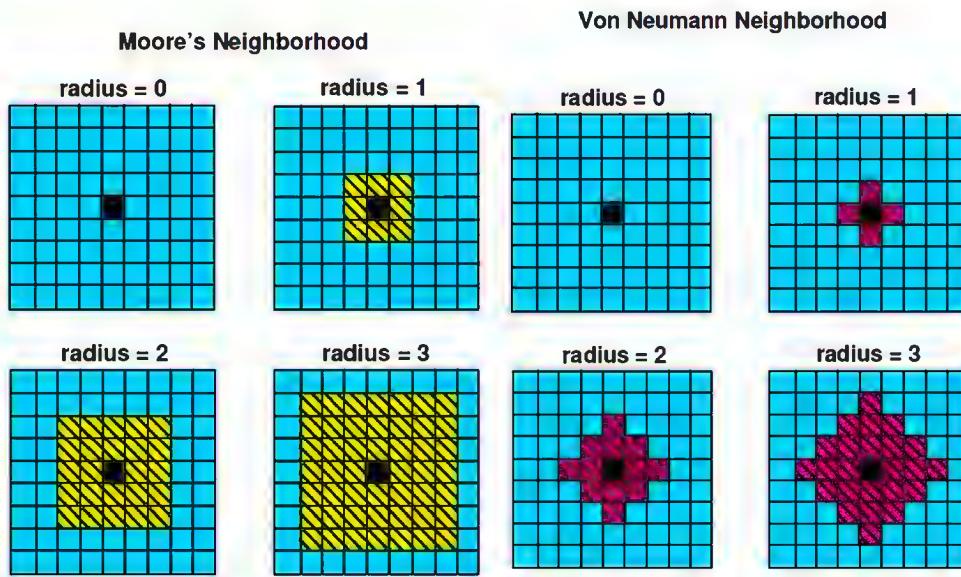


Fig. 3. Interaction mechanisms in the Cellular Automata model.

To eliminate the disadvantages of the JMAK method, Deform implemented the Cellular Automata (CA) method [15], based on the use of discrete lattices. The Cellular Automata model represents a microstructure as a discrete lattice of regularly ordered points. Each point represents the microstructure as a function of the crystallographic orientation, dislocation density, strain distribution, etc. This model, which explicitly represents grains and grain boundaries not as an «average» value, is more sensitive to local changes in geometry and morphology. Thus, in the CA method, data on recrystallization and grain development are more accurate and correspond to reality than when using the classic JMAK method. The CA method allows modeling microstructure phenomena such as hardening, property restoration, dynamic recrystallization, metadynamic recrystallization, static recrystallization, and grain growth. The CA method takes into account the of strain, strain rate, temperature, crystallographic orientation, grain boundary misorientation, and dislocation density.

When calculating the grain size, the equations of the JMAK method are used [16]. However, additional calculation modules are used to calculate the grain shape. The key feature is the choice of interaction between neighboring calculated grid cells (grains). The program provides two mechanisms of interaction: Moore and Von Neumann. Fig. 3 clearly demonstrates their when using the same values of the interaction radius.

By default, the preferred mechanism is the Moore mechanism, because in this case, the number of cells remains constant both in the horizontal and vertical directions, and also in the diagonal. Taking into account the additional features of the Cellular Automata method, we will use this method when calculating the microstructure. In the work of this module cannot accommodate the possibility of complex input data, so the modeling of the microstructure for each material will be held separately.

RESULTS AND DISCUSSION

Strain state

When considering the ECAP stage of this combined process, it was found that passing through the channels of the ECA-matrix, the shell and core receive different levels of strain (Fig. 4(a)). The largest amount of equivalent strain, reaching $\epsilon = 1.5$ in some areas, the aluminum shell receives in the zones of the junction of channels - when moving and rubbing against the rounded zones of the corners of the joint. The core gets a much smaller deformation - the central zone of the core is processed to $\epsilon = 0.4$, the surface layers of the core get a higher deformation, to $\epsilon = 0.6$. Despite the fact that both materials are in a rigid engagement with each other and must deform the same way, such a in the development of strain is due to the rent amount of deformation resistance of both materials. In other words, in this case, one material is much softer and more pliable than the other. After the drawing stage (Fig. 4(b)), a small increase in

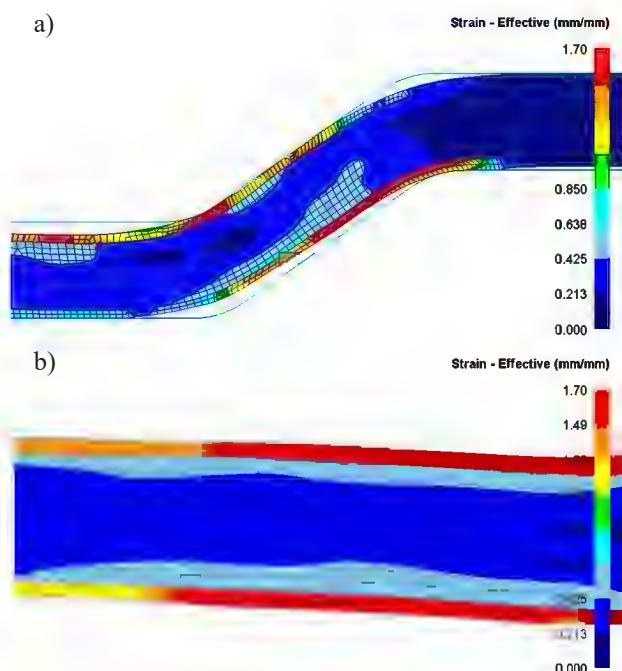


Fig. 4. Equivalent strain: a) - ECAP stage; b) - workpiece after the drawing stage.

strain is observed only in the shell to $\varepsilon = 1,7$, the level of strain in the core almost does not change.

Stress state

When studying the equivalent stress at the ECAP stage, it was found that when passing through the channels of the ECA-matrix, stress levels develop in the shell and core (Fig. 5(a)), covering the entire zone of the junction of the channels. In an aluminum shell, the average value of the equivalent stress is 110 - 120 MPa. In a steel core, due to the simultaneous action of the pulling speed at the front end, which causes stretching, and the backing speed at the rear end, which causes compression, there is an alternating distribution of stress. When passing the intermediate channel, the highest stress occurs in the lower part of the core, reaching 480 MPa. But, in the output channel, when the of the back speed weakens, the maximum stresses are realized already on the upper part of the core (490 MPa), generally balancing the entire deformation zone.

When drawing (Fig. 5(b)), the deformation zone is completely symmetrical. In the shell, the average value of the equivalent stress is 130 MPa. The average stress

When considering the average hydrostatic pressure at the ECAP stage, it was found that the distribution of

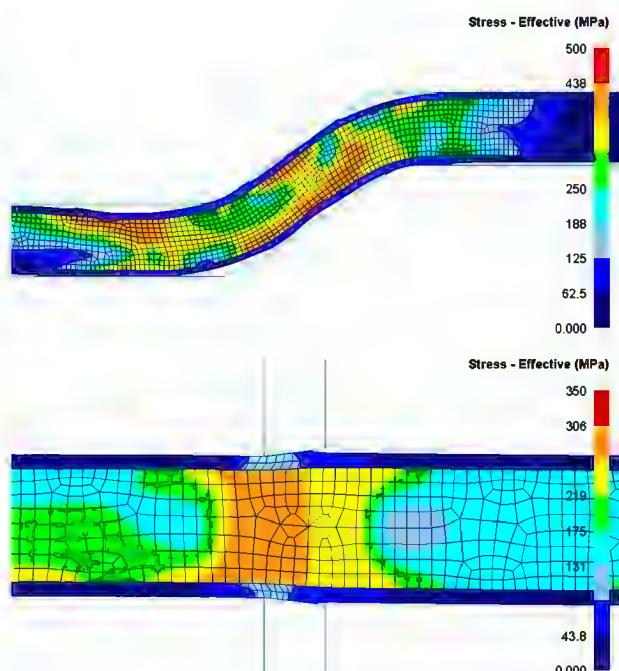


Fig. 5. Equivalent stress: a) - ECAP stage; b) - drawing stage.

this parameter is similar to the distribution of the equivalent stress (Fig. 6(a)). In the aluminum shell, in areas without contact with the tool, there are tensile stresses of 100 - 110 MPa. In straight sections with contact with the matrix, the shell experiences back pressure from the matrix, which leads to the creation of compressive stresses from -80 to -90 MPa. The maximum level of back pressure is created directly at the channel junctions - here the value of compressive stresses reaches a value of -350 MPa.

In a steel core, the distribution of tensile and compressive stresses can be called identical to the distribution in the shell. On the upper sections of the input and output channels, as well as on the lower section of the intermediate channel, there are tensile stresses, the value of which is about 230 - 240 MPa. In the opposite sections, compressive stresses reaching -360 MPa are implemented in all channels.

When drawing (Fig. 6(b)), the deformation zone, as well as when considering the equivalent stress, is completely symmetrical. Compressive stresses of approximately -160 MPa occur in the shell. In this case, the entire core creates tensile stresses at the level of 90 MPa. The reduction of these tensile stresses in the core is observed directly in the deformation zone, where their value is reduced to 40 MPa.

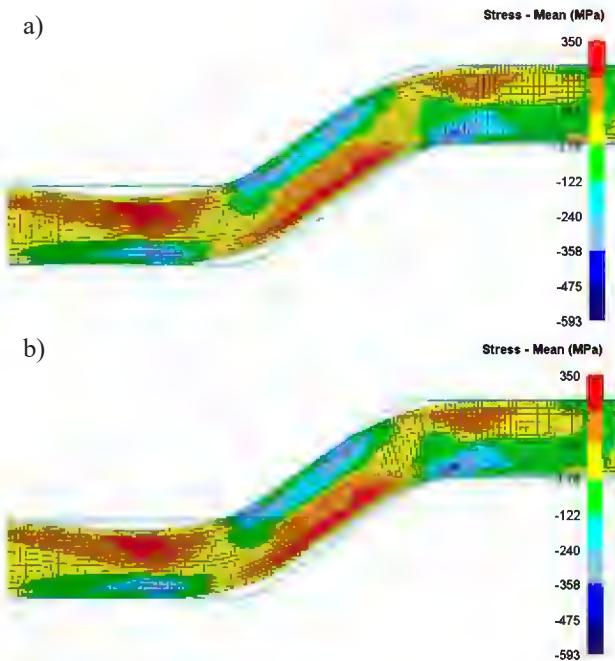


Fig. 6. Average hydrostatic pressure: a) - ECAP stage; b) - drawing stage.

Microstructure evolution

When creating the model, the initial average grain size was set to 20 microns for the aluminum shell and 18 microns for the steel core. During the calculation of the models, changes in grain size in the following zones were analyzed:

- 1) in the output channel of the matrix after the completion of the ECAP stage;
- 2) in the intermediate zone between the matrix and drawing die;
- 3) at the exit of the drawing die after the completion of the drawing stage.

Considering the microstructure in the shell of a bimetallic wire (Fig. 7), it was found that after passing the channels of the ECA-matrix, the initial grain size decreases to about 13 microns, while the shape of the grains becomes equiaxed, which corresponds to the ECAP

In the intermediate zone between matrix and drawing die, the grain size does not change much. However, there is a certain elongation of the grains in the longitudinal direction, which is the result of the action of tensile stresses occurring in this area. At the end of the drawing stage, the grain size is reduced to 9 microns, while elongated grains are also clearly visible in the direction of deformation. When studying the microstructure in

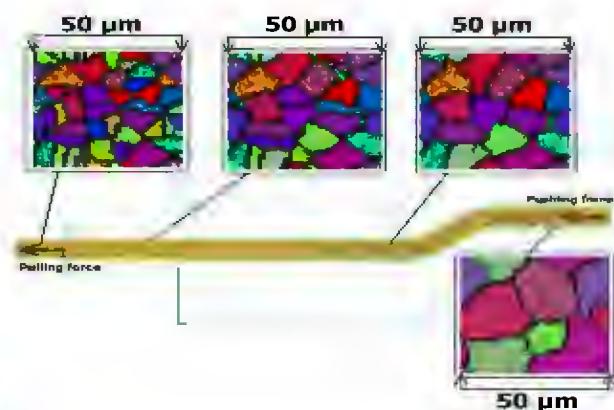


Fig. 7. Grain size change in the aluminum shell.

the steel core (Fig. 8), it was found that after passing the channels of the ECA-matrix, the initial grain size of 18 microns practically does not change, only individual grains are slightly reduced. In the intermediate zone between matrix and drawing die, the grain size also does not change much. However, there is a certain elongation of the grains in the longitudinal direction.

Due to the fact that the core is much thicker than the shell, the microstructure was considered at the exit from the drawing die at two points - in the axial and surface zones. In the surface zone, the grain size decreases about to 14 microns, while the grain shape is more equiaxed, with approximately the same areas. In the axial zone, the grain size decreases less, to 17 microns, while the grain shape is strongly elongated, which is a consequence of the drawing stage.

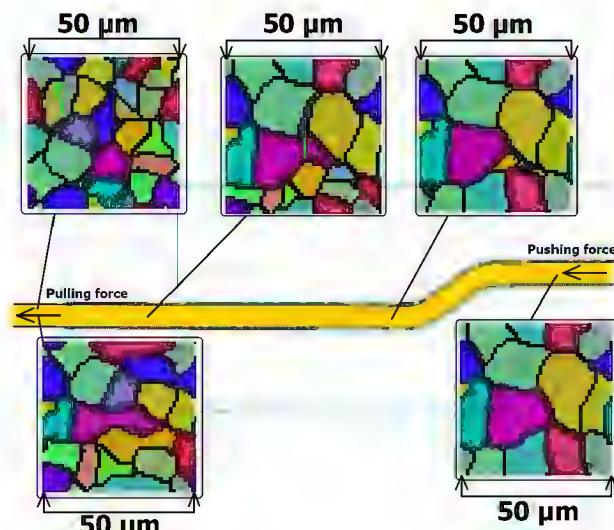


Fig. 8. Grain size change in the steel core.

CONCLUSIONS

The considered combined process «ECAP-drawing» is quite interesting from the point of view of the possibility of deforming such a material as bimetallic wire. When analyzing the strain state, it was found that each material in a bimetallic wire receives values of strain in a single cycle, which is due to the in the strength and plasticity levels of these materials. The stress state of both materials is in both zones of deformation - in the ECAP zone, the deformation zone is divided into sections of tension and compression, divided diagonally. In the drawing zone, the deformation zone is completely symmetrical. At all stages of deformation, the level of compressive stress is higher than the tensile stress.

In the course of FEM modeling of microstructure evolution in layers of bimetallic wire of the “steel-aluminum” type with the combined method of deformation “ECAP-drawing”, it was found that both layers of bimetallic wire are processed unevenly. The surface shell is processed to a grain size of 9 microns. In this case, the shape of the grains turns out to be fairly equiaxed. The steel core has grain sizes in cross-section – in the surface layers, the grain structure has an equiaxed shape, similar to the shape of the grains in the shell, with a size of 14 microns. In the axial zone, the grains have a size of 17 microns, and after the drawing stage, the grain shape is strongly elongated due to the action of tensile stresses. In other words, with relatively equal initial grain sizes in the shell and core, after deformation according to the “ECAP-drawing” scheme, you can get a bimetallic wire with a “gradient” structure, where the grain size in the surface area is reduced by more than 2 times, and the axial zone is almost unchanged.

Acknowledgements

This research was funded by the Science Committee of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan (Grant No. AP08052852)

REFERENCES

1. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation, Moscow, Logos, 2000, (in Russian).
2. V.M. Segal, Method of pressing, USSR patent No 575892, 1977, (in Russian).
3. J. Kliber, Advanced Forming Technology, Metalurgija, 55, 4, 2016, 835-838.
4. E.I. Fakhretdinova, G.I. Raab, R.Z. Valiev, Modeling of Metal Flow during Processing by Multi-ECAP-Conform, Advanced Engineering Materials, 17, 12, 2015, 1723-1727.
5. A.R. Fastykovskii, Region for extrolling feasibility and deformation modes, Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 52, 3, 2011, 230-233.
6. A. Naizabekov, S. Lezhnev, E. Panin, I. Volokitina, A. Arbuz, T. Koinov, I. Mazur, of Combined Rolling-ECAP on Structure and Properties in 6063 Al Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance, 28, 1, 2019, 200-210.
7. A. Naizabekov, S. Lezhnev, E. Panin, A. Arbuz, Combined process “helical rolling-pressing” and its on the microstructure of ferrous and non-ferrous materials, Metall. Res. Technol., 115, 2018, 213.
8. C.J. Luis-Perez, P.A. Gonzalez, J. Gil, J. Alkorta, Procesado continuo de materiales metalicos mediante deformacion plastica en canal poliangular, Spain patent No 2224787, 2006, (in Spanish).
9. A.A. Ershov, Y.N. Loginov, N.N. Zagirov, E.V. Ivanov, Simulation of the Consolidation of a Porous Material in a Combined Rolling-Extrusion Process, Metallurgist, 60, 5-6, 2016, 561-565.
10. S. Lezhnev, I. Volokitina, A. Volokitin, Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing, Physics of Metals and Metallography, 118, 11, 2017, 1167-1170.
11. I. Volokitina, A. Volokitin, Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Pressing-Drawing Process, Physics of Metals and Metallography, 119, 9, 2018, 917-921.
12. I.E. Volokitina, A.V. Volokitin, A.B. Naizabekov, S.N. Lezhnev, Change in structure and mechanical properties of grade A0 aluminum during implementation of a combined method of ECAE-drawing deformation, Metallurgist, 63, 9-10, 2020, 978-983.
13. S. Lezhnev, A. Naizabekov, A. Volokitin, I. Volokitina, E. Panin, M. Knapinski, Development and research of combined process of “equal channel angular pressing - drawing”, J. Chem. Technol. Metall., 52, 2, 2017, 172-179.
14. G.E. Arkulis, V.G. Dorogobid, Plasticity theory, Moscow, Metallurgy, 1987,e(in Russian).
15. H.W. Hesselbarth, I.R. Gobel, Simulation of Recrystallization by Cellular Automata, Acta Metallurgica et Materialia, 39, 9, 1991, 2135-2143.
16. T. Furu, K. Marthinsen, E. Nes, Modeling Recrystallization, Materials Science and Technology, 6, 11, 1990, 1093-1102.

DEFORMATION OF COPPER BY HIGH-PRESSURE TORSION

Irina Volokitina¹, Andrey Volokitin², Dmitry Kuis³

¹ Rudny Industrial Institute, 50 let Oktyabrya str. 38, Rudny 111500, Kazakhstan

E-mail: irinka.vav@mail.ru

² Karaganda State Industrial University, Republic Ave. 30, Temirtau, 101400, Kazakhstan

³ Belarusian State Technological University, 13a Sverdlova str., Minsk, 220006, Belarus

ABSTRACT

Findings of a study are presented below regarding the formation of ultrafine-grained structure in M1 grade copper under severe plastic deformation (SPD) by high pressure torsion at room temperature. The process was modeled in the Deform 3D package in order to verify the implementation of high-pressure torsion method (HPT) in new matrix. It allowed identifying "weak points" of the process, evaluating stress-strain state of the workpiece at each cycle step, strain intensity obtained in one full cycle of this method, and also required strain force. A laboratory experiment showed that after 8 cycles of deformation, an almost uniform structure with a subgrain size of ~ 0.3 μm forms in the copper. Tensile strength increased from 105 MPa to 380 MPa, elongation decreased from 28 % to 13%.

Keywords: microstructure, matrix, stress-strain state, mechanical properties, copper.

INTRODUCTION

To implement the plans facing the economy of the Republic of Kazakhstan, it is necessary to provide main industries with high-quality metal products with unique physical, mechanical and other operational properties. Often the solution to these problems is associated with high energy costs. In the conditions of lean use of energy and raw materials, the problem of energy and resource-saving methods for getting materials with properties is of great practical importance. These should combine both high strength and ductility, while using relatively simple and inexpensive devices that allow spending minimum possible amount of time to process products.

Traditional processes of plastic deformation, such as rolling, drawing, pressing, forging, etc., do not provide an effective solution to the problems of structure formation. When these methods are implemented, the plasticity resource is largely depleted directly in the process of deformation. As a result, processed materials have low plasticity, and rates of deformation are only partially realized. The possibility of achieving a high strain rate in such processes is linked with multiple decrease of cross dimensions of processed products, consequently leading to significant processing pressures

and the ability to get high properties in large sections.

Methods of severe plastic deformation, in contrast to traditional methods of metal forming aimed primarily at shaping, are used to change the structure, phase composition, physical and mechanical properties [1 - 5]. As a result of SPD the length of grain and subgrain boundaries increase in metal materials, and the static and dynamic dilatation of atoms in crystal lattice noticeably changes. Through this process, the strength characteristics of metals are getting increased by many times while maintaining high plastic properties [6 - 9]. The most studied of all SPD methods is the high pressure torsion method. This method was developed by P.U. Bridgman (Nobel Prize in Physics in 1946) in the 1950s and further developed in the works of L.F. Vereshchagin, N.S. Yenikolopyan, V.E. Panin and other scientists from Russia, USA, Austria, Japan and China. One of drawbacks of HPT is the limiting grain size especially in pure metals, in the range of 300 nm - 500 nm [10 - 11].

The aim of this work is to study the changes in the microstructure and mechanical properties of M1 grade copper in heat-treated state during deformation by HPT in a new design matrix.

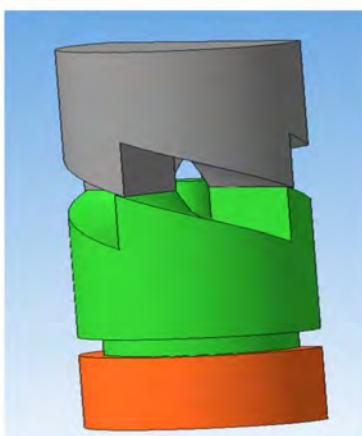


Fig. 1. High pressure torsion matrix model: a - distribution of logarithmic strain intensity ε_{int} over the workpiece cross section; b - distribution of equivalent stresses σ_{eq} over the workpiece cross section; c - distribution of medium stress σ_{med} over the workpiece cross section.

EXPERIMENTAL

A matrix of special design was developed in order to implement the process of high-pressure torsion on the existing equipment of department laboratory. This allows realizing high-pressure torsion process due to the rectilinear motion of striker relative to the body (Fig. 1).

The rectilinear motion of the upper striker, with upper part of the matrix to it, transmits torque to it due to contact friction forces directed at inclined angle to counterpart of the matrix. As a result, the rectilinear motion turns into torsion motion.

The matrix consists of three parts. The lower part is a matrix, into which a sample is placed in the form of a disk with a diameter of 30 mm and thickness of 5 mm. There is a rotating part of matrix having a lower surface in contact with the workpiece. And the upper surface, which is a spiral shape, consisting of four segments. The upper part of matrix is in the upper striker, also having a spiral shape, consisting of four segments.

At the initial moment segments are disconnected, then upper and lower parts of the matrix come closer together. The central part of matrix is torqued due to segments of the matrix located at acute angle and spiral shape, and the pressure on the sample is directly happened.

To verify the implementation of method, the above-mentioned process was modeled in Deform 3D package. It allowed identifying “weak points” of the process,

evaluating stress-strain state of the workpiece at each cycle step, strain intensity obtained in one full cycle of this method, and also required strain force. All these factors are necessary to assess the implementation of method, as well as design of technological equipment, selection of power equipment for the experiment, on the basis of which we can guide the degree of change in the structure of workpiece material.

The temperature of workpiece, as well as the temperature of matrix, was chosen equal to 20°C, in order to obtain optimal values of strain-stress state parameters and deformation forces.

A laboratory experiment was conducted on existing hydraulic press PB 6330-02 model after modeling and determining the geometric and technological parameters of the deformation.

The samples were torsion under high pressure ($P = 6 \text{ GPa}$) at a temperature of 20°C, the number of cycles is $n = 8$. The thickness of samples for deformation was $5 \pm 0.15 \text{ mm}$ and was chosen on the basis of comprehensive hydrostatic compression during deformation by HPT method.

Preparation of samples for metallographic analysis was carried out on the electrolytic sample preparation unit Struers.

All samples were examined in the middle plane of the sample to avoid the of peripheral areas. The obtained samples were considered in two sections: transverse and longitudinal. The structure and phase composition of the alloy were analyzed by optical and transmission electron microscopy. Qualitative and quantitative analyses of the microstructure of the groundmass and primary phases was carried out using an optical microscope LEICA, equipped with an attachment for determining the microhardness of individual phases, as well as software for determining the grain score and the number of phases on mechanically polished and etched by Keller's reagent thin sections.

A structure was examined on a transmission electron microscope (TEM) JEM2100 in the range from 1000 to 50000 times. The objects for TEM were prepared by polishing with a Tenupol-3 device at a temperature of -28°C and a voltage of 20V in a 20 % solution of nitric acid in methyl alcohol. The surface of the samples for recording was prepared by means of jet polishing on a Tenupol-3 device.

To assess the mechanical characteristics of the alloy

after HPT, the torsion-tearing machine MI40KU was used. Standard samples of a cylindrical shape (diameter of the working part 3 mm, length - 15 mm) were tested in accordance with state standard GOST 1497-84. To carry out a tensile test from workpieces on a lathe, a sample was prepared for stretching of the III-d type. Stretching speed of samples is 0.5 mm min⁻¹, which corresponds to a strain rate of 0.56×10^{-3} s⁻¹.

The microhardness was determined on an AntonPaar hardness tester in accordance with state standard GOST 9450-76 by the method of indenting a diamond pyramid with an angle between opposite faces of 136° with a load of 1N and a loading time of 2 s. To calculate the microhardness value, an average value of 5 measurements was used in each considered area.

RESULTS AND DISCUSSION

Stress-strain state (SSS) during deformation was analyzed according to distribution results:

- logarithmic strain intensity (strain ε_{int});
- hydrostatic pressure or medium stress (stress mean) σ_{med} .

The results of SSS distribution during deformation by torsion method under high pressure are presented in Fig. 2. As a result of modeling, the logarithmic strain intensities are determined by Mises criterion ε_{int} . Based on the data obtained, it was found that in the process of deformation the highest logarithmic strain is observed along outlines of workpiece as there is an of external friction. Analyzing SSS of sections of obtained

samples, it was found that the distribution of deformation over the entire volume of deformable workpiece is very uniform. Moreover, the degree of deformation of inner layers practically does not from the degree of deformation of surface layers - this can be gone by the uniform coloring of inner and outer layers in the cut section (Fig. 2(a)).

Equivalent stress (str)

The stress state of workpiece at the time of deformation is the most important characteristic in order to get high-quality metal. The results of distribution of equivalent stresses σ_{eq} during HPT are presented in Fig. 2(b). Environmental stress and required values in central layers of workpiece are up to 450 MPa and up to 630 MPa in outer layers.

Hydrostatic pressure or medium stress (stress mean)

σ_{med}

An important factor that the ef- of structure formation, especially for low-plastic and hard-to-deform materials, such as titanium, is the value of hydrostatic pressure. The application of hydrostatic pressure provides a high uniformity of distribution of stresses, strains and structural state, contributes to the creation of favorable conditions of contact friction, preservation of plasticity resource.

The quality of metal, for example, the best processing of the cast structure and welding of internal defects, is positively by the presence of compressive stresses inside deformable body arising during pressing. These stresses can be characterized by the distribution of medium stress σ_{med} over the workpiece section, (see

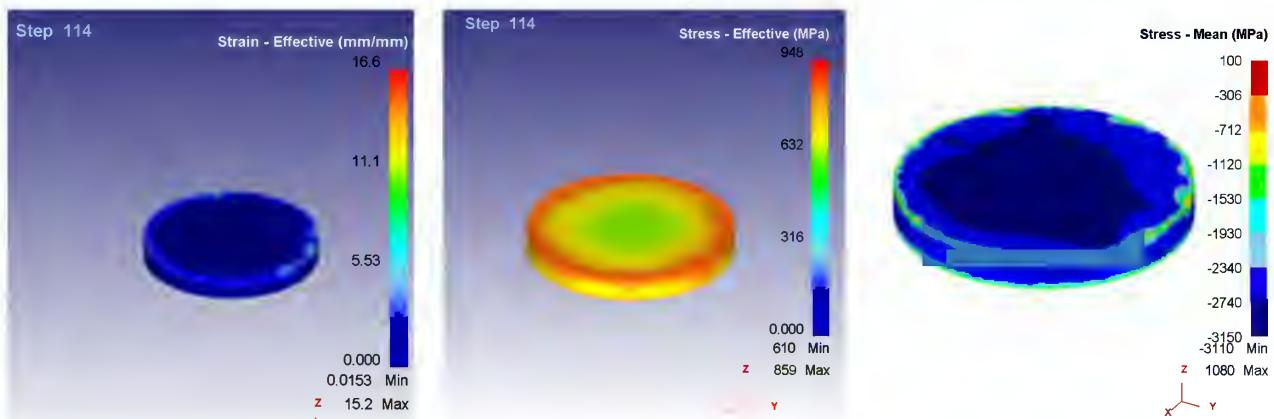


Fig. 2. Distribution of SSS during deformation by HPT method: a - after 3 cycles of deformation; b - after 6 cycles of deformation; c - after 8 cycles of deformation.

Fig. 2(c)). The more the absolute value of medium compression pressure (negative hydrostatic pressure) is, the higher is the ductility of metal; and the less the tensile stresses play in principal stress scheme, the greater the ability to plastic deformation shown by the metal. High hydrostatic pressure increases the deformability of materials. It is also known that high hydrostatic pressure activates dislocation slip, suppresses return processes, leads to fragmentation of the structure at lower than usual degrees of deformation.

The nature of distribution σ_{med} shows that in the deformation zone, except for small zones, compressive stresses prevail. The maximum principal stresses of the workpiece are not more than 1080 MPa, the distribution of maximum principal stresses are concentrated mainly on the periphery of workpiece.

After analysis using the "Damage" tool, it was revealed that there is no danger of destruction of the workpiece, even after ten cycles of deformation.

Photographs shown in Fig. 3 were obtained as a result of metallographic analysis of the microstructure, after the laboratory experiment.

The three deformation cycles revealed a strong heterogeneity of the microstructure. In the cross section perpendicular to the anvil plane there are regions with cellular dislocation structure (Fig. 3(a)), which are interspersed by fragmentation strips spreading almost parallel to the anvil plane and, accordingly, perpendicular to the torsion axis.

Strips density increases after 6 cycles of deformation, as the strip moves from central to peripheral part of the sample.

8 cycles of deformation lead to the fact that almost entire volume of metal is represented by an anisotropic structure, regardless of in degrees of deformation of central and peripheral parts of the sample. Boundaries of subgrains are characterized

by strongly distorted shape, which indicates their non-equilibrium state. At the same time, there are individual grains with almost straight boundaries of disorientation. The largest submicrocrystalline grains, as a rule, are divided into equiaxial subgrains with sizes of tenths of a micron. A high anisotropy of misorientations of discrete and continuous type is found in copper. This is a consequence of a high anisotropy of displacement and rotation during torsional deformation under pressure in a new matrix.

As it is known, the grain size is an extremely important characteristic of metals and alloys, which determines the level of structurally sensitive mechanical properties. Therefore, in addition to studying structural changes during deformation, we studied mechanical properties of workpieces after each type of tensile deformation at room temperature.

Deformation by HPT method led to a significant increase in the strength characteristics of copper and a strong decrease in ductility values: tensile strength increased from 105 MPa to 380 MPa, elongation decreased from 28 % to 13 %. The increase in strength is linked with an increase in the density of dislocations and small-angle boundaries in the structure. It is also the reason for decrease in ductility, as there is a number of short- and long-range energy barriers hindered the dislocation movement in the polycrystal, which

earlier metallographic studies. Such changes in mechanical properties are linked with formation of capable token-passing dislocations from one grain to another grain with a high-angle boundary in the structure. These grains were formed by globularization of lamellar component during continuous and intermittent dynamic recrystallization happened while deformation process.

It should be added that "typical tensile curves of M1 grade copper after torsion under high pressure compared with tensile curves of heat-treated samples are charac-

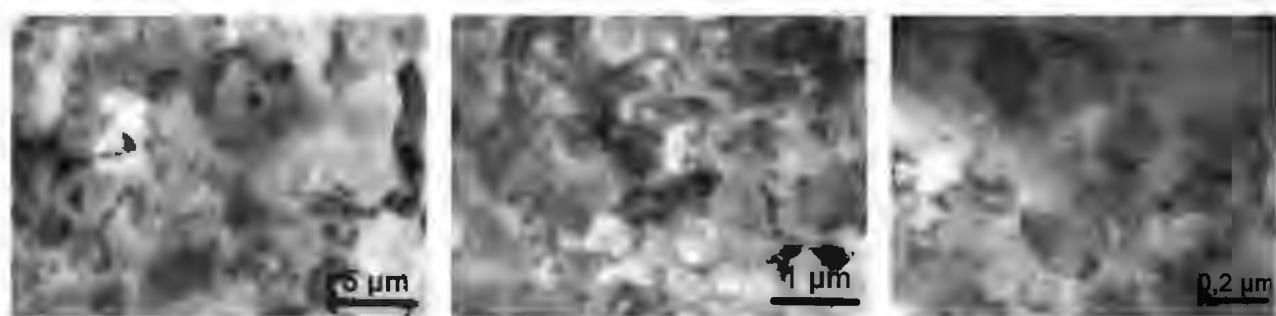


Fig. 3. The microstructure of copper after HPT.

terized by a small uniform plastic deformation and a increase in the length of concentrated plastic deformation until destruction point. This mechanical behavior is typical for metal materials treated by SPD.

CONCLUSIONS

The matrix of special design was developed in order to implement the process of high-pressure torsion on the existing equipment in the laboratory of Pressure metal treatment department. This matrix allows the high-pressure torsion process to be realized due to the rectilinear movement of the striker relative to the body. The modeling was carried out in the DEFORM software package in order to assess the possibility of deformation of titanium alloy in the matrix of a new design and in order to assess the stress-strain state on the structure processing. The possibility to provide shear strain in processed metal is shown based on SSS analysis. As a result of shear strain we have got ult grained structure.

The microstructure after 8 passes is strongly crushed and consists mainly of deformation fragments and subgrains. When analyzing the structure, a large number of individual grains were found. They have the shape of almost regular polygons with a low dislocation density, which indicates their origin through dynamic recrystallization.

The deformation by HPT method led to increase in strength characteristics of the alloy and strong decrease in ductility values: tensile strength increased from 105 MPa to 380 MPa, ductility decreased from 28 % to 13 %.

REFERENCES

- R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain . Sci., 51, 2006, 881-981.
- G. Kurapov, E. Orlova, I. Volokitina, A. Turdaliev, Plasticity as a physical-chemical process of deformation of crystalline solids, Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 51, 2016, 451-457.
- G.I. Raab, E.I. Fakhretdinova, R.Z. Valiev, L.P. Trifonenkov, V.F. Frolov, Computer Study of the of Tooling Geometry on Deformation Parameters in the Plastic Shaping of Aluminum Wire Rod by Multi-ECAP-Conform, Metallurgist, 59, 11-12, 2016, 1007-1014.
- G.I. Raab, A.G. Raab, R.N. Asfandiyarov, E.I. Fakhretdinova, Combined and consecutive SPD processing techniques, Machines. Technologies. Materials. Proceedings, Volume III «MATERIALS», 2017, 187-188.
- I. Volokitina, A. Nayzabekov, S. Lezhnev, D. Kuis, M. Knapinski, ECAP processed silumin AK9 modified by ligature Al alloy: Microstructure and mechanical properties, Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 54, 2, 2019, 397-405.
- Y.G. Jin, I.H. Son, S.H. Kang, Y.T. Im, Three-Dimensional Finite Element Analysis of Multi-Pass Equal-Channel Angular Extrusion of Aluminum AA1050 with Split Dies, Materials Science and Engineering, 503, 2009, 152.
- P. Frint, M.F.-X. Wagner, S. Weber et al., An experimental study on optimum lubrication for large-scale severe plastic deformation of aluminum-based alloys, Journal of Materials Processing Technology, 2017. 239, 2017, 222-229.
- M.V. Chukin, N.V. Kopceva, J.J. O.A. Nikitenko, M.A. Polyakova, Criterion estimation of severe plastic deformation from the position of their on the carbon steel structures evolution, CIS Iron and Steel Review, 2010, 28-31.
- G.G. Kurapov, E.P. Orlova, I.E. Volokitina, A. Turdaliev, Plasticity as a physical-chemical process of deformation of crystalline solids, Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 51, 2016, 451-457.
- D.K. Orlova, T.I. Chashchukhina, L.M. Voronova, M.V. Degtyarev, of temperature-strainrate conditions of deformation on structure formation in commercially pure copper deformed in Bridgman anvils, Phys. Met. Metallogr., 116, 2015, 951-958.
- E.N. Popova, V.V. Popov, E.P. Romanov, V.P. Pilyugin, of the degree of deformation on the structure and thermal stability of nanocrystalline niobium produced by high-pressure torsion, Phys. Met. Metallogr., 103, 2007, 407-413.

1А.В. Волокитин, 1А.Б. Найзабеков, 1И.Е. Волокитина*, 2Е.А. Панин, 3Г.Ж. Молдабаева

¹Рудненский индустриальный институт, Рудный, Казахстан

²Карагандинский индустриальный университет, Темиртау, Казахстан

³Satbayev University, Алматы, Казахстан

*e-mail: irinka.vav@mail.ru

КОНСТРУКЦИЯ ШТАМПА ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Аннотация. Была осуществлена разработка специальной конструкции штампа, позволяющего реализовать процесс интенсивной пластической деформации путем кручения под высоким давлением для деформирования кольцевых заготовок, которые будут являться исходным материалом для создания высокопрочных поршневых колец. Особенностью конструкции штампа является обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пуансона пресса за счет составного деформирующего инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения. С помощью полученной геометрии было проведено компьютерное моделирование данного процесса в программе Deform с целью оценки возможности стабильного протекания процесса. В качестве материала заготовки была выбрана нержавеющая сталь аустенитного класса AISI-316. Было рассмотрено возникающее усилие деформирования на первых двух циклах. На первом цикле усилие было равно 464 кН, на втором цикле значение усилия было около 1200 кН. Полученные значения являются вполне адекватными, что говорит о возможности многоциклового деформирования.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, кручение под высоким давлением, конструкция штампа, моделирование.

Одной из основных задач физического материаловедения является обеспечение требуемого сочетания технологических и эксплуатационных свойств современных материалов. Механические свойства зависят от таких структурных параметров, как размеры зерен, плотность дислокаций, типы межкристаллитных границ. Наиболее простым и эффективным способом получения материалов с ультрамелкозернистой структурой является термомеханическая обработка (ТМО), основанная на сочетании больших пластических деформаций и отжигов [1–3]. Варьируя режимы ТМО, можно получать структуры с различными параметрами в результате развития тех или иных рекристаллизационных процессов, что позволяет за счет микроструктурного дизайна управлять свойствами материалов в широких пределах [4–6].

Методы интенсивного пластического деформирования, в отличие от традиционных методов обработки металлов давлением, направленных преимущественно на формообразование, используются для значительного изменения структуры, фазового состава, физических и механических свойств. В результате ИПД в металлических материалах на порядки возрастают протяженности границ зерен и субзерен, заметно изменяется статическая и динамическая дилатация атомов кристаллической решетки. Благодаря этому во много раз повышаются прочностные характеристики металлов при сохранении достаточно высоких пластических свойств [7–10]. Наиболее исследуемым из всех методов ИПД является метод кручения под высоким давлением. Данный метод был разработан П.У. Бриджменом (Нобелевская премия по физике в 1946 г.) в 1950-х гг. и в дальнейшем развит в работах Л.Ф. Верещагина, Н.С. Ениколопяна, В.Е. Панина и других ученых из России, США, Австрии, Японии и Китая. Значительный вклад в развитие современных представлений о структурных превращениях в металлах и сплавах при таком сложном воздействии внесли В.А. Теплов, А.Н. Тюменцев, В.Д. Бланк, В.П. Пилигин, В.В. Сагарадзе, И.Г. Бродова, М.В. Дегтярев, Р.З. Валиев и др.

Кручение под высоким давлением (КВД), как это делали наковальни Бриджмена, было одним из первых способов получения объемных УМЗ и наноструктурных образцов, позднее развитых в работах [12-14]. Этот метод еще называют кручение под гидростатическим давлением (КГД). Образцы в форме дисков диаметром 10-20 мм и толщиной 0,3-1 мм деформируют кручением в условиях высокого приложенного гидростатического давления. Образец помещается внутрь полости, выполненной в нижнем бойке, и к нему прилагается гидростатическое давление величиной от 1 до 10 ГПа. Пластическая деформация кручением образца осуществляется за счет вращения одного из бойков. Поворот подвижной наковальни на определенный угол позволяет достичь различной степени деформации.

Как известно, в процессе кручения под высоким давлением движение деформирующего инструмента состоит из двух типов: поступательного и вращательного. В качестве рабочего механизма для реализации данного способа идеально подходят прессы, позволяющие создать высокое гидростатическое давление при сжатии. Однако главной трудностью является необходимость осуществления операции кручения вдоль оси заготовки. Для этого необходимо сообщить определенный крутящий момент деформирующему инструменту, что зачастую является невозможным из-за особенностей конструкции большинства прессового оборудования. Поэтому единственным возможным вариантом в этом случае остается обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пuhanсона пресса. Решение этой технической задачи может реализовано на практике только при наличии составного деформирующего инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения [15-18].

На рисунке 1 представлены чертеж и трехмерная модель верхнего бойка, которому сообщается поступательное движение от пресса. На нижней грани созданы 4 периодических выточки спиральной формы. При этом в центре верхнего бойка предусмотрено цилиндрическое отверстие для штока деформирующего элемента и обеспечения соосности обеих деталей.

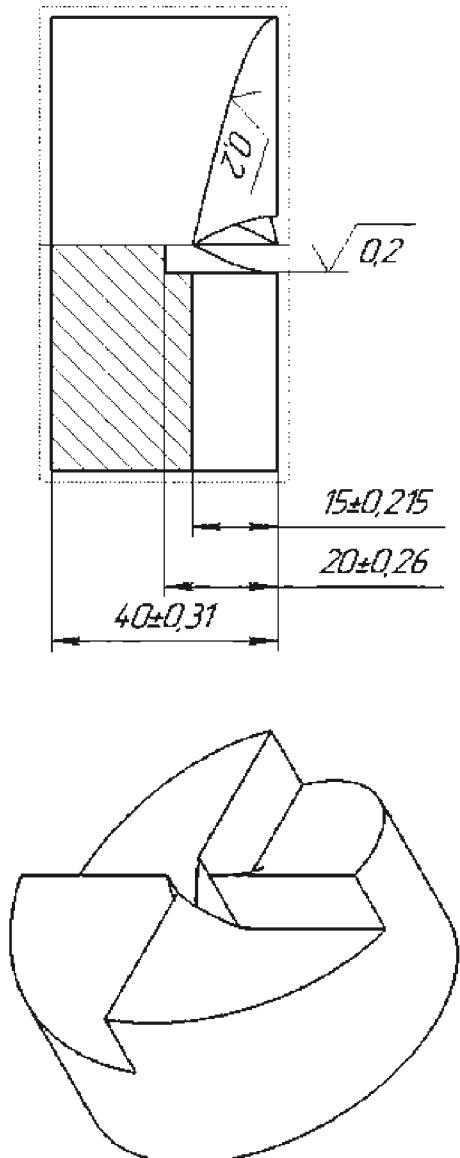


Рисунок 1. Верхний бойк

На рисунке 2 представлена трехмерная модель нижнего бойка, которому сообщается крутящий момент от поступательного движения пuhanсона. За счет трения скольжения между двумя спиральными поверхностями данный элемент вынужденно проворачивается вокруг своей оси до смыкания вертикальных участков спиральных каналов.

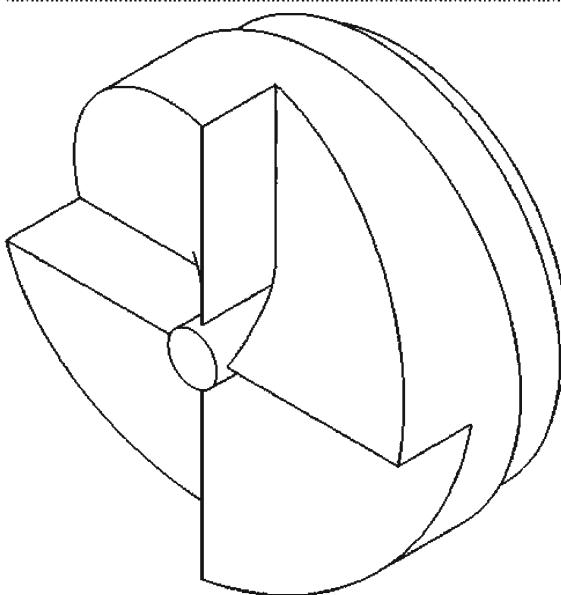


Рисунок 2. Нижний боек

Нижний боек имеет несколько ступеней. Данное конструктивное решение является необходимым, поскольку в данном случае речь идет о деформировании кольцевой заготовки, а не дисковой. Первый переход (вторая промежуточная ступень) обеспечивает своей боковой гранью соприкосновение с боковой гранью стакана, в который закладывается заготовка (рис. 3). Второй переход (третья нижняя ступень) обеспечивает контакт с заготовкой по ее внутреннему радиусу, попутно полностью замыкая ее поперечное сечение.

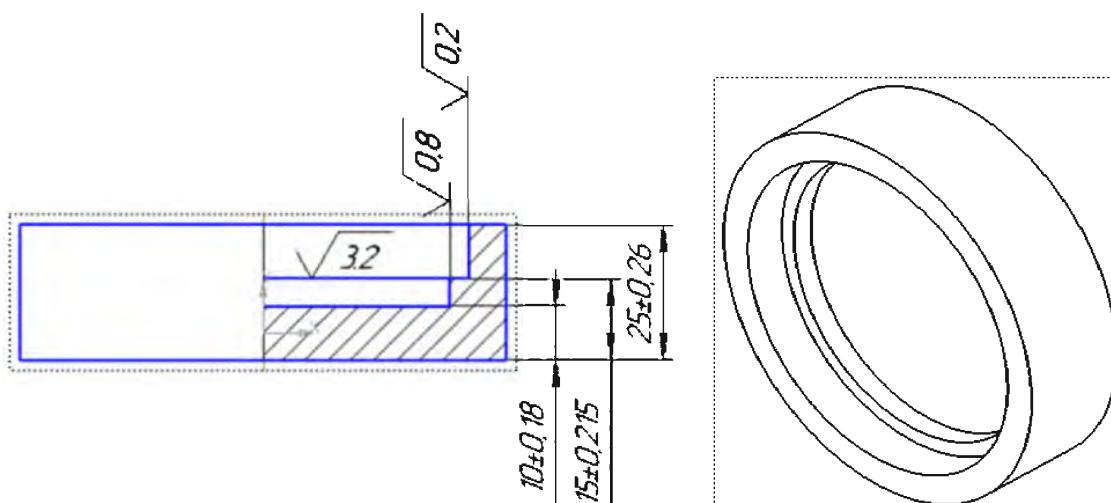


Рисунок 3. Чертеж и модель нижней матрицы

В соответствии с этим принципом, внутренняя форма стакана также должна иметь ступенчатую форму. Ширина ступени должна соответствовать ширине обрабатываемой кольцевой заготовки.

Трехмерная геометрия всех деталей создавалась в программе КОМПАС-16 (рис.4), с последующим сохранением в формат STL.

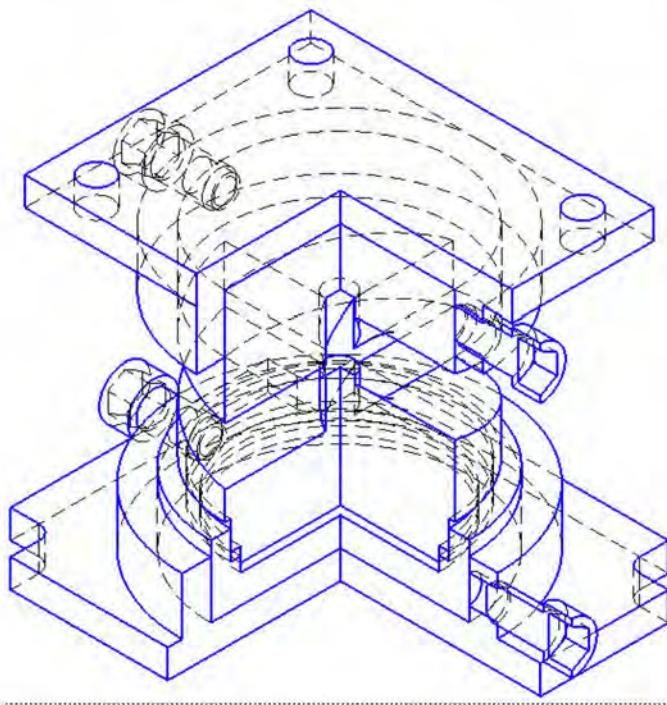


Рисунок 4. Результирующая модель в Deform

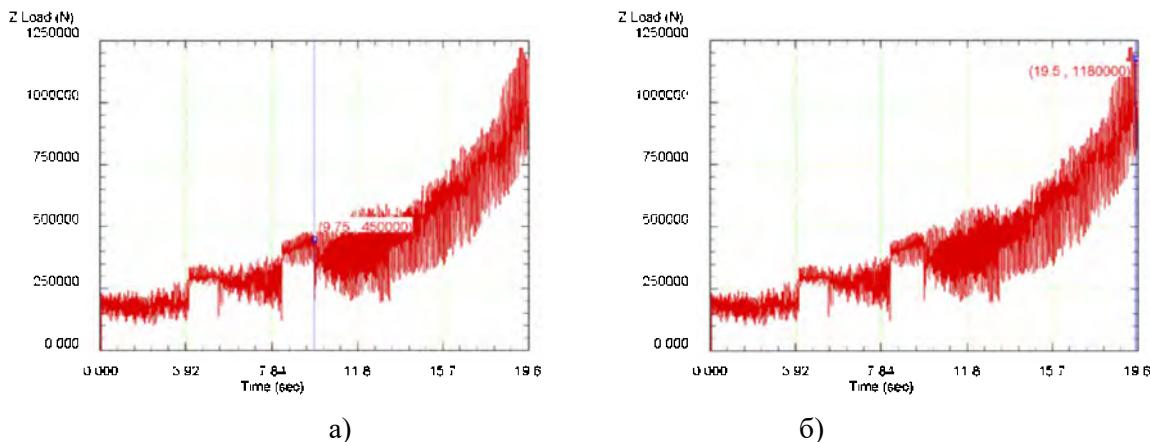
В качестве материала заготовки была выбрана нержавеющая сталь аустенитного класса AISI-316. Деформирование проводилось при комнатной температуре. Скорость движения пuhanсона составляла 1,5 мм/сек. Для осуществления деформации сдвига в данном процессе необходима высокая степень сцепления заготовки с инструментом. Поэтому на контакте заготовки со стаканом и деформирующим элементом было установлено значение коэффициента трения, равное 0,45. Деформирующему элементу никаких значений скорости не сообщалось. Вместо этого на оси цилиндрического штока устанавливалось следующее граничное условие: свободное перемещение в вертикальном направлении; перемещение оси по двум другим направлениям было отключено. Такая фиксация соответствует тому, что шток попадает в цилиндрический вырез пuhanсона и может в нем свободно перемещаться и вращаться.

Также для всех спиральных поверхностей деформирующего элемента было разрешено вращение вокруг данной оси. При этом величина угловой скорости вращения также не была задана, вместо этого было установлено крайне малое значение крутящего момента 10^{-6} Н*мм со знаком, обратным предполагаемому направлению вращения. Данный способ является универсальным, когда требуется задать косвенное вращение от действия сил трения. На контакте двух спиральных поверхностей было установлено малое значение коэффициента трения, равное 0,1, которое в реальных условиях обеспечивается низким уровнем шероховатости обеих поверхностей и применением смазки.

Для оценки возможности стабильного протекания процесса предварительно было проведено моделирование двух циклов деформирования, т.е. после того, как вертикальные участки пuhanсона и деформирующего элемента соприкасались, пuhanсон поднимался вверх, вся остальная конструкция проворачивалась на 2-3 градуса в обратную сторону для обеспечения торцевого захвата. После этого процесс деформирования повторялся.

Самый простой способ оценить реальную возможность реализации любого разрабатываемого процесса - это учесть возникающее усилие деформации, поскольку этот параметр определяет реальные деформационные возможности используемого механического оборудования.

На рис. 5 показаны графики усилия для двух циклов деформации. Поскольку холодная деформация неизбежно приводит к упрочнению обрабатываемого металла, уровень усилия при увеличении циклов обработки постоянно увеличивается, и максимальное значение усилия для конкретного цикла получается в конце взаимного скольжения спиральных поверхностей. В первом цикле было получено около 464 кН, во втором - около 1200 кН. Эти значения вполне адекватны, учитывая сложную схему нагружения и достаточно прочный исходный материал.



а – на первом цикле; б – на втором цикле
Рисунок 5. Усилие деформирования

Выводы. Осуществлена разработка специальной конструкции штампа, позволяющего реализовать процесс интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением для деформации кольцевых заготовок, которые будут исходным материалом для создания высокопрочных поршневых колец. Полученные в результате моделирования в программном комплексе Deform значения вполне адекватны, что свидетельствует о возможности многоцикловой деформации в новой конструкции штампа для реализации кручения под высоким давлением.

Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № АР08856353).

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Патент РФ № 2364660, МПК C22F 1/18, B21J 5/100. Способ получения ультрамелкозернистых заготовок из титановых сплавов / Латыш В.Б., Половников В.М., Кандаров В.В. и др. // Опубл. 20.08.09.
- [2] Патент РФ №2393936, МПК C22F 1/18, B21J 5/06. Способ получения ультрамелкозернистых заготовок из металлов и сплавов / В.А. Шундалов, В.Ю. Иванов, В.В. Латыш, и др. // опубл. 10.07.10.
- [3] Volokitina I.E., Kurapov G.G. Effect of Initial Structural State on Formation of Structure and Mechanical Properties of Steels Under ECAP // Metal Science and Heat Treatment. 2018. V. 59(11-12). P. 786-792.
- [4] Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Валиев Р.З. Структура, прочность и электропроводность медного сплава системы Cu–Cr, подвергнутого интенсивной пластической деформации // ФММ. 2015. № 116. С. 219-230.
- [5] Lezhnev S., Nayzabekov A., Volokitin A., Volokitina I. New combined process "pressing-drawing" and impact on properties of deformable aluminum wire // Procedia Engineering. 2014. № 81. С.1505 – 1510.
- [6] Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н. Влияние термомеханических обработок на формирование субмикрокристаллических структурных состояний и механические свойства метастабильной аустенитной стали // Письма о материалах. 2016. № 4 (24). С. 290–293.

- [7] Лю Цзюньвей, Оуян Цзыпен, Лу Шигиан и др. Влияние РКУП по маршрутам Вс и С на микроструктуру и температуру мартенситного превращения сплава NITINB // МиТом. 2017. № 1(739). С. 48-53.
- [8] Lezhnev S. N., Volokitina I. E., Volokitin A. V. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing // Physics of Metals and Metallography. 2017. № 118(11). С. 1167–1170.
- [9] Frint P., Wagner M.F.-X., Weber S. et al. An experimental study on optimum lubrication for large-scale severe plastic deformation of aluminum-based alloys // Journal of Materials Processing Technology. 2017. V.239. P. 222–229.
- [10] Kurapov G.G., Orlova E.P., Volokitina I.E., Turdaliev A. Plasticity as a physical-chemical process of deformation of crystalline solids // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. V. 51. P. 451-457.
- [11] Zhilyaev, A.P. Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion / A.P. Zhilyaev, T.R. Mcnelley, T.G. Langdon // Journal of Materials Science. – 2007. – V.42, N5. – P.1517-1528.
- [12] В.П.Пилюгин Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев, Т.И. Чащухина. Особенности измельчения структуры чистого железа при низкотемпературной деформации под высоким давлением // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – N.1. – С.26-30.
- [13] Вайнблат Ю.М.. Клепачевская С.Ю., Ланцман П.Ш. Диаграммы структурных состояний и рекристаллизации горячедеформированного сплава АК4-1 // Физика металлов и металловедение. 1977. V.44(4). P.834.
- [14] Вайнблат Ю. М. Структурные состояния полуфабрикатов из деформируемых алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. 1992. № 8. С. 34.
- [15] Васильев М. А., Волошко С. М., Яценко Л. Ф. Микроструктура и механические свойства металлов и сплавов, деформированных в жидком азоте // Успехи физики металлов. 2012. № 13. С. 303-343.
- [16] Panigrahi S.K., Jayaganthan R., Pancholi V., Gupta M. A DSC study on the precipitation kinetics of cryorolled Al 6063 alloy // Materials Chemistry and Physics. 2010. №122. С. 188-193.
- [17] Ramesh Kumar S., Kondaiah Gudimetla, Tejaswi B., Ravisankar B. Effect of Microstructure and Mechanical Properties of Al–Mg Alloy Processed by ECAP at Room Temperature and Cryo Temperature. // Trans Indian Inst Met. 2017. V. 70. P. 639-648.
- [18] Niranjani V.L., Kumar K.C.H., Sarma V.S. Development of high strength Al–Mg–Si AA6061 alloy through cold rolling and ageing // Materials Science and Engineering A. 2009. V.515. P. 169-174.

REFERENCES

- [1] Patent RF № 2364660, MPK C22F 1/18, B21J 5/100. Sposob polucheniya ul'tramelkozernistykh zagotovok iz titanovykh splavov / Latysh V.V., Polovnikov V.M., Kandarov V.V. i dr. // Opubl. 20.08.09.
- [2] Patent RF №2393936, MPK C22F 1/18, B21J 5/06. Sposob polucheniya ul'tramelkozernistykh zagotovok iz metallov i splavov / V.A. Shundalov, V.Yu. Ivanov, V.V. Latysh, i dr. // opubl. 10.07.10.
- [3] Volokitina I.E., Kurapov G.G. Effect of Initial Structural State on Formation of Structure and Mechanical Properties of Steels Under ECAP // Metal Science and Heat Treatment. 2018. V. 59(11-12). P. 786-792.
- [4] Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Valiev R.Z. Struktura, prochnost' i elektroprovodnost' mednogo splava sistemy Cu–Sr, podvergnutogo intensivnoi plasticheskoi deformatsii // FMM. 2015. № 116. S. 219-230.
- [5] Lezhnev S., Nayzabekov A., Volokitin A., Volokitina I. New combined process "pressing-drawing" and impact on properties of deformable aluminum wire // Procedia Engineering. 2014. № 81. С.1505 – 1510.
- [6] Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N. Vliyanie termomechanicheskikh obrabotok na formirovanie submikrokristallicheskikh strukturnykh sostoyanii i mekanicheskie svoistva metastabil'noi austenitnoi stali // Pis'ma o materialakh. 2016. № 4 (24). S. 290–293.
- [7] Lyu Tszyun'vei, Ouyan Tszypen, Lu Shigian i dr. Vliyanie RKUP po marshrutam Vs i S na mikrostrukturu i temperaturu martensitnogo prevrashcheniya splava NITINB // MiTOM. 2017. № 1(739). S. 48-53.
- [8] Lezhnev S. N., Volokitina I. E., Volokitin A. V. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing // Physics of Metals and Metallography. 2017. № 118(11). С. 1167–1170.

- [9] Frint P., Wagner M.F.-X., Weber S. et al. An experimental study on optimum lubrication for large-scale severe plastic deformation of aluminum-based alloys // Journal of Materials Processing Technology. 2017. V.239. P. 222–229.
- [10] Kurapov G.G., Orlova E.P., Volokitina I.E., Turdaliev A. Plasticity as a physical-chemical process of deformation of crystalline solids // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. V. 51. P. 451-457.
- [11] Zhilyaev, A.P. Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion / A.P. Zhilyaev, T.R. Mcnelley, T.G. Langdon // Journal of Materials Science. – 2007. – V.42, N5. – P.1517-1528.
- [12] V.P.Pilyugin L.M. Voronova, M.V. Degtyarev, T.I. Chashchukhina. Osobennosti izmel'cheniya struktury chistogo zheleza pri nizkotemperaturnoi deformatsii pod vysokim davleniem // Deformatsiya i razrushenie materialov. – 2011. – N.1. – S.26-30.
- [13] Vainblat Yu.M.. Klepachevskaya S.Yu., Lantsman P.Sh. Diagrammy strukturnykh sostoyanii i rekristallizatsii goryachedeformirovannogo splava AK4-1 // Fizika metallov i metallovedenie. 1977. V.44(4). P.834.
- [14] Vainblat Yu. M. Strukturnye sostoyaniya polufabrikatov iz deformiruemых аlyuminievykh splavov // Tekhnologiya legkikh splavov. 1992. № 8. S. 34.
- [15] Vasil'ev M. A., Voloshko S. M., Yatsenko L. F. Mikrostruktura i mekhanicheskie svoistva metallov i splavov, deformirovannykh v zhidkom azote // Uspekhi fiziki metallov. 2012. № 13. S. 303-343.
- [16] Panigrahi S.K., Jayaganthan R., Pancholi V., Gupta M. A DSC study on the precipitation kinetics of cryorolled Al 6063 alloy // Materials Chemistry and Physics. 2010. №122. C. 188-193.
- [17] Ramesh Kumar S., Kondaiah Gudimetla, Tejaswi B., Ravisankar B. Effect of Microstructure and Mechanical Properties of Al–Mg Alloy Processed by ECAP at Room Temperature and Cryo Temperature. // Trans Indian Inst Met. 2017. V. 70. P. 639-648.
- [18] Niranjani V.L., Kumar K.C.H., Sarma V.S. Development of high strength Al–Mg–Si AA6061 alloy through cold rolling and ageing // Materials Science and Engineering A. 2009. V.515. P. 169-174.

¹А.В. Волокитин, ¹А.Б. Найзабеков, ¹И.Е. Волокитина*, ²Е.А. Панин, ³Г.Ж. Молдабаева

¹Рудный индустримальдық институты, Рудный, Қазақстан

²Қарағанды мемлекеттік индустримальдық университеті, Теміртау, Қазақстан

³Satbayev University, Алматы, Қазақстан

*e-mail: irinka.vav@mail.ru

ЖОҒАРЫ ҚЫСЫММЕН БҮРАЛУДЫ ЖҰЗЕГЕ АСЫРУҒА АРНАЛҒАН ШТАМП КОНСТРУКЦИЯСЫ

Аңдатпа. Жоғары берік поршеньдік сакиналарын жасау үшін бастапқы материал болатын сакиналды дайындаларды деформациялау үшін жоғары қысыммен бұрау арқылы қарқынды пластикалық деформациялау процесін жүзеге асыруға мүмкіндік беретін арнайы штамп конструкциясын жасау жүзеге асырылды. Штамп конструкциясының ерекшелігі - ауыстыру және сондай-ақ айналу блоктарын қамтитын құрамдас деформациялық құралдың арқасында пресс соққының тұрақты тік сыйықты қозғалысы кезінде деформациялық аспаптың бұралуын қамтамасыз ету. Алынған геометрияны қолдана отырып, процестің тұрақты ағу мүмкіндігін бағалау үшін Deform бағдарламасында осы процесті компьютерлік модельдеу жүргізілді. Дайындаламаның материалы ретінде AISI-316 tot баспайтын болаттан жасалған аустенит класы таңдалды. Алғашқы екі циклде пайда болған деформация күші қарастырылды. Бірінші циклде күш 464 кН, екінші циклде күш мәні шамамен 1200 кН болды. Алынған мәндер жеткілікті, бұл көп циклді деформация мүмкіндігін көрсетеді.

Негізгі сөздер: қарқынды пластикалық деформациясы, жоғары қысыммен бұралу, штамп конструкциясы, модельдеу.

¹A.V. Volokitin, ¹A. B. Naizabekov, ¹I.E. Volokitina*, ²E.A. Panin, ³G.Zh. Moldabaeva

¹Rudny industrial Institute, Rudny, Kazakhstan

²Karaganda State Industrial University, Temirtau, Kazakhstan

³Satbayev University, Almaty, Kazakhstan

*e-mail: irinka.vav@mail.ru

DIE DESIGN FOR HIGH-PRESSURE TORSION

Abstract. A special design of the die was developed, which allows to implement the process of severe plastic deformation by high pressure torsion to deform ring blanks, which will be the starting material for creating high-strength piston rings. A special feature of the die design is the provision of torsion of the deforming tool with constant rectilinear movement of the press punch due to the composite deforming tool, which includes both displacement and rotation blocks. Using the obtained geometry, computer simulation of this process in the Deform program was performed in order to assess the possibility of a stable process flow. AISI-316 austenitic stainless steel was chosen as the material of the billet. The resulting strain force on the first two cycles was considered. On the first cycle, the force was equal to 464 kN, on the second cycle the force value was about 1200 kN. The obtained values are quite adequate, which indicates the possibility of multi-cycle deformation.

Key words: severe plastic deformation, high-pressure torsion, die design, simulation.

STRAIN STATE AND MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF AISI-316 AUSTENITIC STAINLESS STEEL DURING HIGH-PRESSURE TORSION (HPT) PROCESS IN THE NEW STAMP DESIGN

Received – Primljeno: 2021-02-11

Accepted – Prihvaćeno: 2021-04-20

Preliminary Note – Prethodno priopćenje

The investigation of strain state and microstructure evolution of AISI-316 austenitic stainless steel during high-pressure torsion process in the new stamp design was performed. The study using Deform-3D program was conducted. The deformation was carried out at ambient temperature. The results of strain state study showed that after 4 passes the processed workpiece is obtained the level of equivalent strain more than 5. But the distribution of strain has a gradient view in the cross section. The simulation results of the microstructure evolution showed that after 4 passes of deformation the initial grain size of 12 μm can be reduced up to 0,8 μm . But the distribution of grain size in the cross section also has a non-uniform gradient view.

Keywords: stainless steel, high-pressure torsion, workpiece, strain state, microstructure

INTRODUCTION

High-pressure torsion (HPT) is one of the most well-known developed methods of severe plastic deformation for obtaining bulk ultrafine-grained and nanostructured samples [1-3]. Samples in the form of disks with a diameter of 10 - 20 mm and a thickness of 0,3 - 1 mm are deformed by torsion under conditions of high applied hydrostatic pressure. The sample is placed inside the cavity made in the lower striker, and a high hydrostatic pressure of 1 to 10 GPa is applied to it. Plastic deformation by torsion of the sample is carried out due to the rotation of one of the strikers. Turning the movable anvil at a certain angle allows to achieve different degrees of deformation.

The geometric shape of the sample is such that the bulk of the material is deformed under quasi-hydrostatic compression under the influence of applied pressure and pressure from the outer layers of the sample. As a result, the deformable sample does not damage, despite the high degree of deformation [4].

The high-pressure torsion method is also possible to process the workpiece in the form of a ring, according to the scheme proposed by S. Erbel [5]. This method has been developed and improved in various ways to increase the uniformity of the resulting structure in the center and on the periphery of the sample, the manufacturability and expansion of the types of produced materials.

In the high-pressure torsion process, the movement of the deforming tool consists of two types: translational and rotational. As a working mechanism for the im-

plementation of this method, presses are ideal that allow to create a high hydrostatic pressure during compression. However, the main difficulty is the need to perform a torsion operation along the axis of the workpiece. To do this, it is necessary to communicate a certain torque to the deforming tool, which is often impossible due to the design features of most pressing equipment. Therefore, the possible option in this case is to ensure the torsion of the deforming tool with the constant rectilinear movement of the press punch. The solution of this technical problem can be implemented in practice only in the presence of a composite deforming tool that includes both displacement and rotation blocks.

One of the possible variants of such a scheme can be a double helix system. In this system, periodic spiral grooves of the same shape and size are created on two contacting surfaces. With the mutual movement towards each other and the rotation of at least one body around its axis, the contours of the spiral cutouts begin to mate until full contact. In our case, the rotational motion will be communicated to the idle element due to the sliding friction between the two spiral surfaces.

CREATION OF FINITE ELEMENT MODEL (FEM)

Figure 1 shows a three-dimensional assembly model of the stamp for the implementation of the high-pressure torsion process.

Here, the initial workpiece 1 in the form of a ring is laid in a glass 2, the inner part of which has a step with a width equal to the width of the workpiece. The upper part of the stamp consists of two parts. The punch 3 is fixed on the moving plate of the press and provides the force P, moving translationally. The deforming element

E. Panin (e-mail: cooper802@mail.ru), Karaganda industrial university, Temirtau, Kazakhstan; A. Volokitin, I. Volokitina, A. Naizabekov, S. Lezhnev, Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan



1 – workpiece, 2 – glass, 3 – punch, 4 – deforming element

Figure 1 Model of stamp

4 is the link between the punch and the workpiece. Due to the spiral contact, this element, perceiving the force from the punch, begins to rotate around its axis (in this case, clockwise). Thus, both the force from the punch and a certain torque are transmitted to the workpiece.

The initial workpiece had an annular shape with a diameter of 76 mm, a width of 3,5 mm and a thickness of 3 mm. AISI-316 austenitic stainless steel was chosen as the material of the workpiece. The deformation was carried out at ambient temperature. The speed of the punch was 1,5 mm/sec. For the implementation of shear deformation in this process, a high degree of adhesion of the workpiece to the tool is necessary. Therefore, at the contact of the workpiece with the glass and the deforming element, the value of the coefficient of friction was set to 0,45. No velocity values were reported to the deforming element. Instead, the following boundary condition was set on the axis of the cylindrical rod: free movement in the vertical direction; movement of the axis in the other two directions was disabled. This fixation corresponds to the fact that the rod falls into the cylindrical cutout of the punch and can freely move and rotate in it.

Also for all spiral surfaces of the deforming element, rotation around this axis was allowed. At the same time, the value of the angular velocity of rotation was also not set, instead an extremely small value of the torque of 10^{-6} N·mm was set with the sign opposite to the intended direction of rotation. This method is universal when you want to set an indirect rotation from the action of friction forces. At the contact of the two spiral surfaces, a small value of the coefficient of friction was established, equal to 0,1, which in real conditions is provided by a low level of roughness of both surfaces and the use of lubrication.

During the model calculation, 4 deformation cycles were calculated. Since the shape of the workpiece cross-section does not change during high-pressure torsion, and the deformation process is axisymmetric, it was decided to perform an analysis in the cross-section of the workpiece after each pass. It was considered the left side of the model section, where the top and right side of the workpiece in contact with the rotating tool and the left and bottom faces – with fixed glass (Figure 2).

**Figure 2** Location of the studied section in the model

RESULTS AND DISCUSSION

To study the strain state, the parameter “Equivalent strain” was considered, the value of which is determined by the formula:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (1)$$

where $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – main strains.

This parameter includes the main components of strain and characterizes the overall intensity of the material processing. To analyze the level of metal processing, histograms of the percentage distribution of equivalent strain levels over the cross-section of the deformed workpiece were constructed.

After the first pass (Figure 3), the main increase in strain occurs on the inner face of the ring (right side of the section), in the area of contact with the rotating tool. At the same time, the overwhelming cross-sectional area (more than 63 %) is essentially unprocessed, since here the maximum possible level of deformation is 0,75, which is extremely small for SPD processes. The development of strain goes from the contact zone with the tool deep into the section of the workpiece. The maximum level of strain after the first pass is 3,2 – 3,3, while the whole thickness of the ring blanks in the contact zone there is a study to the level of 2,7 – 2,8, decreasing slightly at the edges, which is the result of horizontal facets tools – here the level of strain is about 1,7 – 1,8.

After the second pass (Figure 4), the main increase in strain also occurs on the inner face of the ring (right side of the section), in the area of contact with the rotating tool. However, here it can be clearly seen the influence of the rotating horizontal face of the tool in contact with the upper face of the section, along which the strain also develops. The area of the region [0 ÷ 0,75] is significantly reduced to 46 %, which indicates an increase in the overall level of metal processing in the cross section of the annular workpiece. In contrast to the first pass, at this stage, the trajectory of strain development has a characteristic shape – the main increase in strain occurs in the areas of contact with the rotating faces of the tool. The maximum level of strain after the second pass is 4,8 –

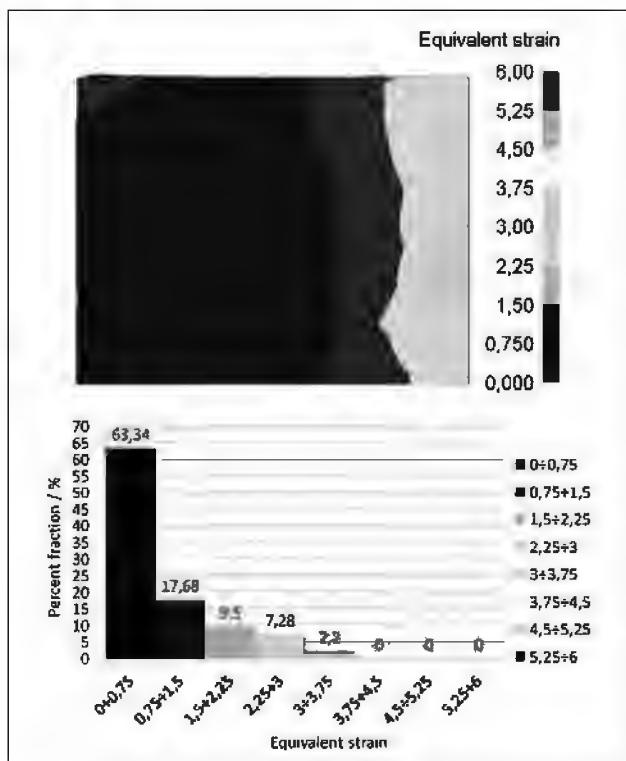


Figure 3 Distribution of the equivalent strain in the cross-section after the 1st pass

4,9, while the entire thickness of the annular workpiece in the contact zone is worked out to the level of 3,4 – 3,5; at the edges, the level of strain is about 2,6 – 2,7.

After the third pass (Figure 5), the area of the region [0 ÷ 0,75] ceases to be dominant, decreasing to 28 %. The largest part of the cross-section (more than 40 %) is occupied by the zone in which the level of strain is in the range of 1,1 – 1,2. The maximum level of strain after the third pass develops on the inner face of the ring – from 5,3 – 5,4 in the center to 2,8 – 2,9 at the edges.

After the fourth pass (Figure 6), the area of the region [0 ÷ 0,75] is about 7 %. The largest part of the cross-section (more than 40 %) is occupied by the zone in which the level of strain is in the range of 1,3 – 1,4. The maximum level of strain after the fourth pass develops on the inner face of the ring – from 5,8 – 5,9 in the center to 4,6 – 4,7 at the edges.

To simulate the microstructure evolution in the considered high-pressure torsion process, it was decided to conduct a combined simulation. The first method is a classic one, showing a gradient distribution of the grain size, its calculation is carried out during the main calculation of all the energy-power parameters of the process. The second method, called Cellular Automata, shows the calculation result only at certain points. However, in this case, the user can predict not only the size, but also the shape of the grains. The initial grain size was assumed to be 12 μm .

Figure 7 shows the grain size distribution in the cross section of the annular workpiece after the 4th pass. The areas of contact with the rotating faces of the tool get the most processing. At the same time, the grain size decreases on the faces of the workpiece, as it approaches the fixed faces of the glass.

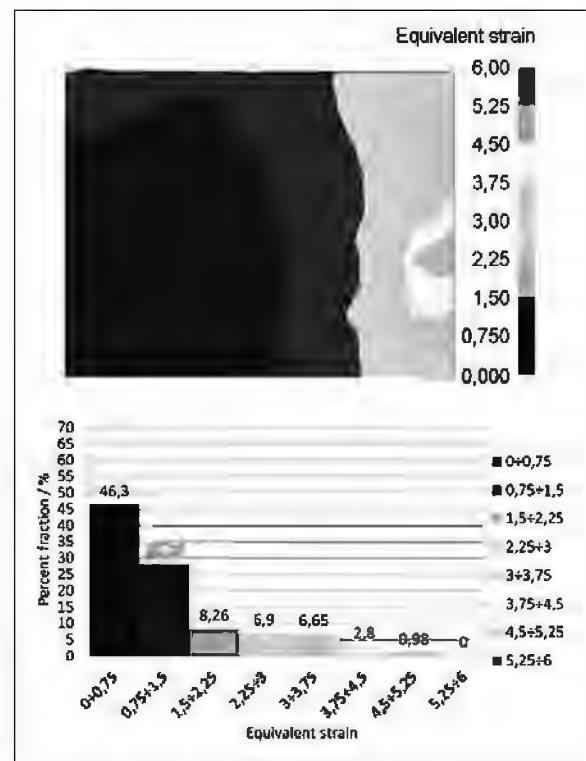


Figure 4 Distribution of the equivalent strain in the cross-section after the 2nd pass

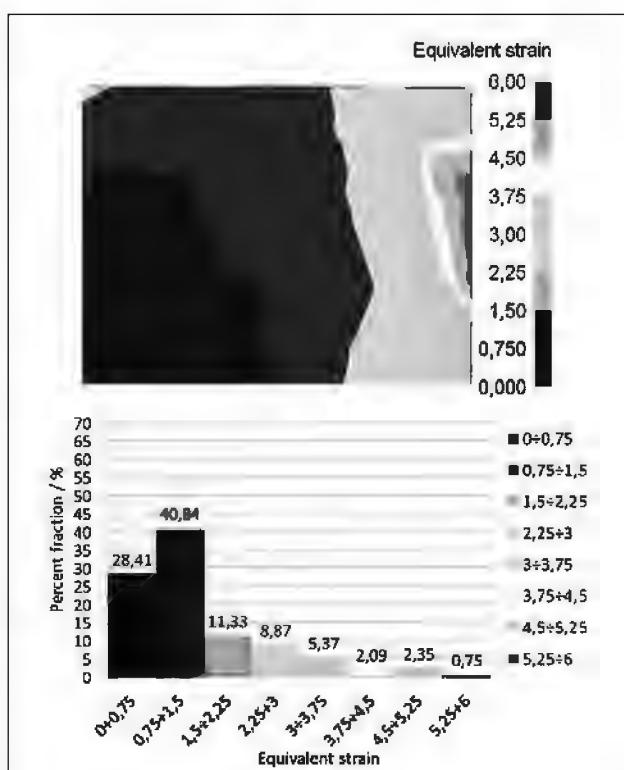


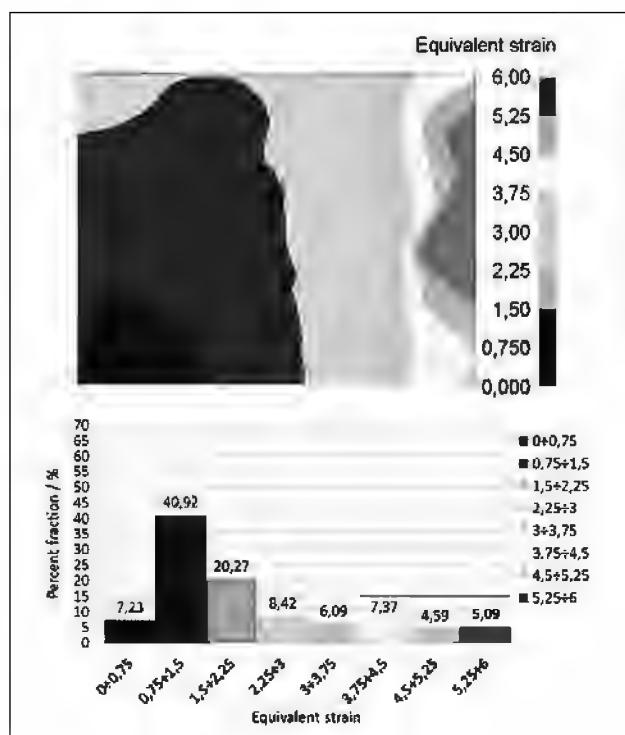
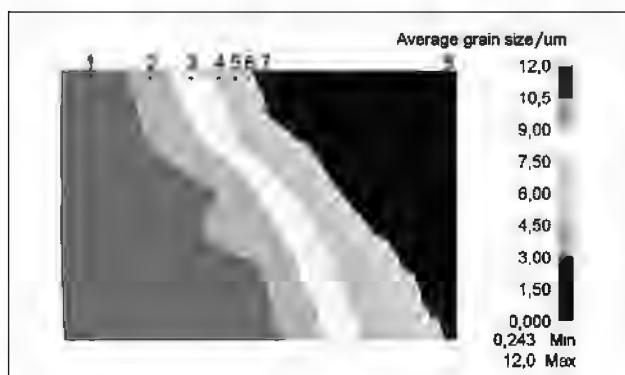
Figure 5 Distribution of the equivalent strain in the cross-section after the 3rd pass

For a detailed analysis, one control point was made on the obtained dimensional zones along the entire width of the workpiece. The calculation in a window with dimensions of 50 x 50 μm was used. The results are shown in Figure 8 and Table 1.

At the same time, it was revealed that individual grains with a size of 0,243 μm were found in zone 8.

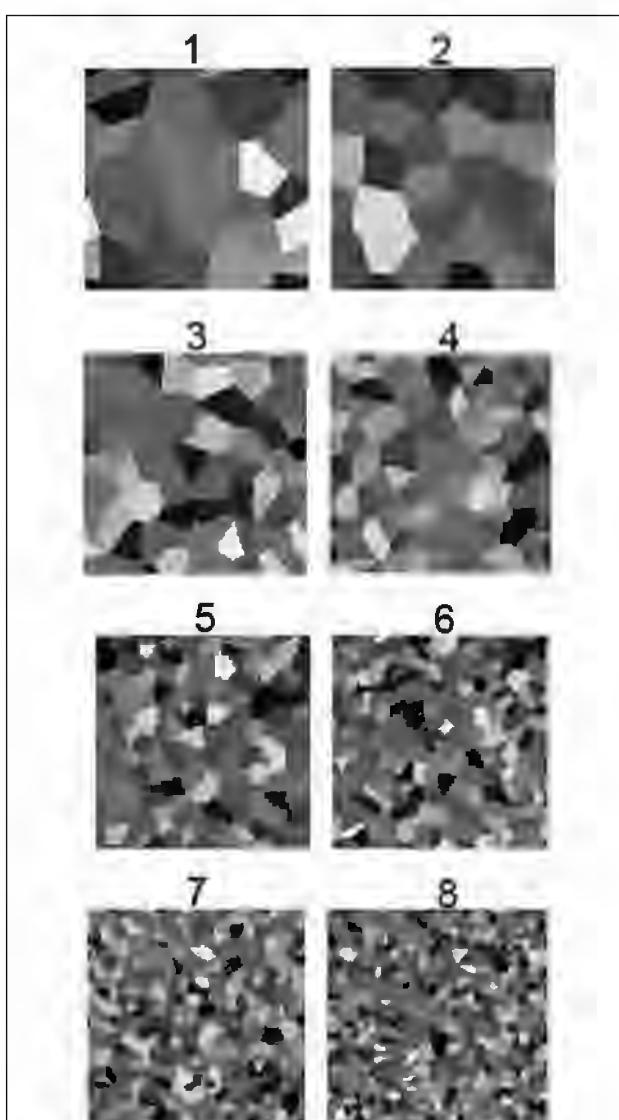
Table 1 Average grain size by zones

Zone	1	2	3	4	5	6	7	8
Grain size / μm	10,8	9	7,8	6,2	4,5	3,2	2	0,8

**Figure 6** Distribution of the equivalent strain in the cross-section after the 4th pass

CONCLUSIONS

A special stamp design was developed, which allows to implement the high-pressure torsion process. The investigation of strain state and microstructure evolution at ambient temperature using Deform-3D program was conducted. The results of strain state study showed that after 4 passes the processed workpiece is obtained the level of equivalent strain more than 5. The simulation results of the microstructure evolution showed that after 4 passes of deformation the initial grain size of 12 μm can be reduced up to 0,8 μm . But the distribution of both parameters in the cross section also has a non-uniform gradient view.

**Figure 8** Microstructure evolution

Acknowledgments

This research was funded by the Science Committee of the Ministry of education and science of the Republic of Kazakhstan (Grant № AP08856353).

REFERENCES

- [1] F. Z. Utyashev, G. I. Raab, Deformation methods for obtaining and processing ultrafine-grained and nanostructured materials, Ufa, Gilem, 2013, 214-222 .
- [2] A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, Progress in Materials Science 53 (2008), 893-979.
- [3] C. Xu, Z. Horita, T. G. Langdon, The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion, Acta Materialia 55 (2007), 203-212.
- [4] O. L. Khasanov, E. S. Dvilis, Z. G. Bikbaeva Methods of compaction and consolidation of nanostructured materials and products, Tomsk: Tomsk Polytechnic University Publishing House, 2008, 82-85.
- [5] S. Erbel, Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper, Metals Technology 6 (1979), 482-486.

Note: Translated by D. Rahimbekova, Temirtau, Kazakhstan

XVIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONGRESS

WINTER SESSION

10 - 13.03.2021, BOROVETS, BULGARIA



**MACHINES.
TECHNOLOGIES.
MATERIALS 2021
PROCEEDINGS**

ISSN 2535-0021 (PRINT)

ISSN 2535-003X (ONLINE)

XVIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONGRESS
MACHINES. TECHNOLOGIES. MATERIALS

10-13.03.2021, BOROVETS, BULGARIA

PROCEEDINGS

YEAR IV, ISSUE 1 (18), BOROVETS, BULGARIA 2021

VOLUME I
MACHINES. TECHNOLOGIES. MATERIALS

ISSN 2535-0021 (PRINT)
ISSN 2535-003X (ONLINE)

PUBLISHER:

**SCIENTIFIC TECHNICAL UNION OF MECHANICAL
ENGINEERING
INDUSTRY-4.0**

108, Rakovski Str., 1000 Sofia, Bulgaria
tel. (+359 2) 987 72 90,
tel./fax (+359 2) 986 22 40,
office@mtmcongress.com
www.mtmcongress.com

CONTENTS

MACHINES

EFFICIENCIES AND LOSSES COMPARISON OF THREE STEAM TURBINES – FROM CONVENTIONAL, NUCLEAR AND MARINE POWER PLANT PhD. Mrzljak Vedran, Prof. PhD. Prpić-Oršić Jasna, PhD. Poljak Igor, PhD. Student Baressi Šegota Sandi	5
SYNTHESIS OF MACHINE - TOOL RACKING USING A GENETIC-MORPHOLOGICAL APPROACH Dr. Tech. Sciences Kuznetsov Yurii Nikolayevich, Ph.D. El-Dahabi Farouk Wahid	10
ANALYSIS OF THE TECHNOLOGICAL STATE OF SINGLE-BUCKET CYCLICAL EXCAVATORS' IDENTIFICATION SYSTEM TESTING RESULTS PhD Stud. Evgeniya Volkova, Eng. Evgeniy Nagatkin, PhD Aleksey Druzhinin, PhD Vladimir Poluzadov	17
STUDY OF STRESS DISTRIBUTION OF MECHANICAL STRESSES IN THE FRAME OF ROLLER SKATES UNDER DYNAMIC LOAD Eng. Krasimir Assenov, Prof. Stoil Todorov, DSc.	20
RESEARCH OF SEISMIC SURFACE WAVES CAUSED BY HEAVY TRACKED VEHICLE Prof. Gueorguiev N. L., D.Sc., Assoc. Prof. Boychev Y. D., Ph.D., Eng. Kosev V. I., MS.	23
RESEARCH OF SEISMIC SURFACE WAVES CAUSED BY HEAVY WHEELED VEHICLE Prof. Gueorguiev N. L, D.Sc., Assoc. Prof. Boychev Y. D., Ph.D., Eng. Kosev V. I., MS	27
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF DIESEL FUELS (STANDARD DIESEL FUEL AND STANDARD DIESEL FUEL AFTER TREATMENT WITH ANSTOTECH DEVICE) ON SPECIFIC FUEL OIL CONSUMPTION OF MARINE DIESEL ENGINE TYPE SKL 3NVD24 Assist. Eng. Chief Mechanic Popov D.	31
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF DIESEL FUELS (STANDARD DIESEL FUEL AND STANDARD DIESEL FUEL AFTER TREATMENT WITH ANSTOTECH DEVICE) ON THE AVERAGE TEMPERATURE OF MARINE DIESEL ENGINE TYPE SKL 3NVD24 Assoc. Prof. PhD Bakalov I., Assist. Eng. Chief Mechanic Popov D.	34

TECHNOLOGIES

CHANGE THE MICROSTRUCTURE OF BIMETALLIC WIRE DURING DEFORMATION BY THE "ECAP-DRAWING" METHOD Ph.D. Irina Volokitina, Prof. Dr. Abdrahman Naizabekov, Ass.Prof. Sergey Lezhnev, Ph.D. Evgeniy Panin, Ph.D. Andrey Volokitin	38
MODELING AND EXPERIMENTAL EVALUATION OF THE POSSIBILITY OF USING A RADIAL-SHEAR ROLLING MILL FOR RECYCLING BAR SCRAP OF FERROUS METALS c.t.s., Assoc. Prof. Lezhnev Sergey Nikolaevich; d.t.s., Prof. Naizabekov Abdrahman Batyrbekovich; PhD Panin Evgeniy Alexandrovich, c.t.s., Assoc. Prof. Kuis Dmitry Valerievich, c.t.s., Assoc. Prof. Kasperovich Andrey Victorovich	41
SEASONAL DYNAMICS OF PLANT SEDIMENT MICROBIAL FUEL CELL EFFICIENCY IN A MODERATE CONTINENTAL CLIMATE ZONE Rosen Ivanov PhD	44
DEVELOPMENT OF A NEW STAMP DESIGN FOR THE HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS Andrey Volokitin, Abdrahman Naizabekov, Irina Volokitina, Dmitry Lavrinyuk	48
SIMULATION OF HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS IN A NEW DESIGN STAMP Andrey Volokitin, Sergei Lezhnev; Evgeniy Panin; Dmitry Kuis, Tatyana Fedorova	52
THERMODYNAMIC ANALYSIS OF A 500 MW ULTRA-SUPERCritical PULVERIZED COAL POWER PLANT Bruno Miškić, Paolo Blecich	55
POST-COMBUSTION CO₂ CAPTURE FOR COAL POWER PLANTS: A VIABLE SOLUTION FOR DECARBONIZATION OF THE POWER INDUSTRY? Branimir Tramošljić, Paolo Blecich, Igor Bonefačić	59
THERMODYNAMIC ANALYSIS OF A 17.5 MW GEOTHERMAL POWER PLANT OPERATING WITH BINARY ORGANIC RANKINE CYCLE Marko Predovan, Paolo Blecich	63

THREE-DIMENSIONAL STRUCTURE OF TRANSPORT HUB IN URBAN ENVIRONMENT	
Lidiya Napreenko	67
AUTOMATION OF DRILLING AND BLASTING PASSPORT FORMATION WITH INTELLIGENT ALGORITHMS	
Eng. Nagatkin E., PhD Stud. Volkova E., PhD Druzhinin A., Eng. Kankov E.	69
MODELING THE PROCESS OF PREPARING A FEED MIXTURE USING SECONDARY RAW MATERIALS FROM THE FOOD INDUSTRY	
D.t.s. G.B. Mammadov, T.F. Kamran, doctoral candidate	73
METHOD FOR EXPERIMENTAL MEASUREMENT OF ATTENUATION OF UHV RADIATION DURING ITS PROPAGATION IN A SPECIFIC ENVIRONMENT	
Prof. Lichkov N., Ph.D. Pehlivanski V., Eng. Lyaskov N., Eng. Penev N.	75
METHOD FOR SIMULTANEOUS REGISTRATION OF SEISMIC OSCILLATIONS REGISTERED BY SEVERAL SENSORS	
Prof. Lichkov N., Ph.D. Pehlivanski V., Eng. Lyaskov N., Eng. Penev N.	79
SAFETY PROBLEMS IN MARITIME TRANSPORT OF CARGOES WHICH ARE ABLE TO LIQUEFY	
M.f.g. Eng. Shterev D. M.	83
OPTIMIZATION OF FLAT SOLAR COLLECTOR BASED ON THE PRINCIPLE OF ENTROPY	
Marija Chekerovska, Todor Chekerovski, Dalibor Serafimovski, Risto V. Filkoski	86
ALTERNATIVE POSSIBILITIES FOR APPLICATION OF FOAMED SILICATE MATERIALS	
Lyuben Lakov ¹ , Bojidar Jivov, Yonka Ivanova, Stancho Yordanov, Krasimira Toncheva	89
NEW APPROACHES IN AUTOMATIZATION AND PROCESSES WITH APPLICATION OF PETRI NETS	
Irena Postolova	92
<u>MATERIALS</u>	
MODELING OF THE PROCESS OF ULTRASONIC FLAW DETECTION OF MATERIALS WITH INTERNAL MICRODEFECTS OF DIFFERENT ORIGIN	
Ph.D., Assoc. Prof. Kisil Tetyana, Prof. Dr. Eng. Bondarenko Maxim, Master Nesterenko Dmitro	94
ASSESSMENT OF TOXIC GAS EMISSIONS FROM FLAMMABLE BUILDING THERMAL INSULATION MATERIALS UPON FIRE CONDITIONS	
Hristo Serbezov, Blagovesta Vladkova, Detelin Spasov, Veronika Karadjova	96
INFLUENCE OF THE PRESSING FORCE ON THE STRENGTH PROPERTIES OF SINTERED MATERIALS BASED ON WATER-DISPersed IRON POWders ALLOYED WITH COPPER	
Ivanka Miteva, Ivan Mitev, Toschko Kovachev	101
HIGH-TEMPERATURE LAYERED COMPOSITE WITH A METAL MATRIX, REINFORCED WITH SINGLE-CRYSTAL SAPPHIRE FIBERS	
Sen. Res., Cand. Tech. Sci. Korzhov V., Lead. Res., Cand. Tech. Sci. Kiiko V., Head Lab., Doc. Tech. Sci. Kurlov V.	105
ANALYSIS OF ANTIFRICTION ADDITIVES TO LUBRICANTS MATERIALS	
Vaschishina Anna	110
MAGNETISM IN 2D VAN DER WAALS HALIDE VI3	
Assoc. Prof. Karel Carva	112
BASIC PROPERTIES OF NONMETALLIC MATERIALS AFFECTING THE PERFORMANCE OF FLEXIBLE COUPLINGS	
Elisaveta Ivanova	114
PREPARATION AND CHARACTERIZATION OF BaTi0.89 Sn0.11O3 AND Ba0.89Sn0.11TiO3	
Mihaela Alexandrova, Lyuben Lakov, Vladimir Blaskov	119
PREPARATION AND STUDY OF A NEW CLASS SeO₂ BASED GLASS OBTAINED AT HIGH OXYGEN PRESSURES	
Lyuben Lakov, Stancho Yordanov	121

РАЗРАБОТКА НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ ШТАМПА ДЛЯ ПРОЦЕССА КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

DEVELOPMENT OF A NEW STAMP DESIGN FOR THE HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS

PhD Volokitin A.V.; d.t.s., professor Naizabekov A.B.; PhD Volokitina I.E., Lavrinyuk D.N.

Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan
e-mail: dyusha.vav@mail.ru

Abstract: The development of a special stamp design was carried out, which allows to implement the high-pressure torsion process for deforming ring blanks, which will be the starting material for creating high-strength piston rings. A special feature of the stamp design is the provision of torsion of the deforming tool with constant rectilinear movement of the press punch due to the composite deforming tool, which includes both displacement and rotation blocks. Computer simulation of this process in the Deform program was performed in order to assess the possibility of a stable process flow.

Keywords: SEVERE PLASTIC DEFORMATION, HIGH-PRESSURE TORSION, STAMP DESIGN, SIMULATION.

1. Введение

На сегодняшний день огромное внимание ученых уделяется исследованию методов интенсивной пластической деформации, позволяющих получить ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру.

Получение этим методом равноосных УМЗ зерен с высокоугловыми границами, согласно многочисленным исследованиям [1-5], возможно при следующих условиях:

- 1) достижение высоких степеней деформации для измельчения зерна ($e > 6-8$);
- 2) формирование высокого гидростатического давления препятствующего разрушению образца и аннигиляции дефектов кристаллической решетки (1 ГПа и выше);
- 3) деформация при температурах 0,4Тпл и ниже, препятствующая рекристаллизации;
- 4) обеспечения турбулентности и немонотонности деформации, способствующие формированию высокоугловых межзеренных границ.

Одним из широко известных методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП) [6-7]. Способ равноканального углового прессования позволяет получать объемные призматические образцы с однородной УМЗ структурой при размере зерен 100-200 нм и не требует сложного оборудования. Способ состоит в продавливании заготовки через угловой канал матрицы и реализует схему простого сдвига. Поперечные размеры заготовки при деформации остаются неизменными, позволяя тем самым многократную обработку одного образца, что приводит к большим приложенными деформациям.

Улучшения этого способа направлены на повышение степени деформации и за один проход, и повышение равномерности проработки структуры по всему объему. Наибольшее внимание заслужит ступенчатая РКУ-матрица (в некоторых источниках – РКУ-матрица с параллельными каналами) [8-9], позволяющая реализовать сразу два знакопеременных очага деформации, при условии соположенности входного и выходного каналов. Также разработан вариант РКУ-прессования с углами меньше 90°. Например в работе [10], был предложен способ прессования в равноканальной угловой матрице с углом стыка каналов 45° и особой формой сопряжения каналов, обеспечивающее наиболее высокую степень деформации заготовки за проход, при пониженном усилии и сохранении правильной формы переднего конца заготовки.

Также существует тенденция создания многоугловых равноканальных матриц с целью реализации знакопеременных деформаций. Наиболее интересные решения представлены в работах [11-14]. Данные способы увеличивают степень и равномерность деформации за один проход, но требуют существенно большего усилия и подходят не для всех материалов и температурно-скоростных условий деформации.

Общим недостатком процесса РКУП является потребность большого усилия деформирования при обработке массивных тел и низкая стойкость инструмента. Устранение указанных недостатков возможно при прессовании заготовок в роликовой матрице. Роликовая матрица, известная из работы [15] позволяет получать УМЗ структуру при значительно меньших усилиях, однако это требует большего числа проходов. Тем не менее, сравнительно небольшие усилия позволяют рекомендовать подобные конструкции для создания совмещенных установок.

Кручение под высоким давлением (НРТ), как эволюция наковальни Бриджмена, было одним из первых способов получения объемных УМЗ и наноструктурных образцов, позднее развитых в работах [16-18]. Этот метод еще называют кручение под гидростатическим давлением (КГД). Образцы в форме дисков диаметром 10-20 мм и толщиной 0,3-1 мм деформируют кручением в условиях высокого приложенного гидростатического давления. Образец помещается внутрь полости, выполненной в нижнем бойке, и к нему прилагается гидростатическое давление величиной от 1 до 10 ГПа. Пластическая деформация кручением образца осуществляется за счет вращения одного из бойков. Поворот подвижной наковальни на определенный угол позволяет достичь различной степени деформации.

Геометрическая форма образца такова, что основной объем материала деформируется в условиях квазигидростатического сжатия под действием приложенного давления и давления со стороны внешних слоев образца. В результате деформируемый образец, несмотря на большую степень деформации, не разрушается [19]. Методом кручения под высоким давлением также возможная обработка заготовки в форме кольца, по предложенной С. Эрблем схеме [20]. Данный метод имеет развитие и улучшения направленные на повышение различными путями однородности получаемой структуры в центре и на периферии образца, технологичность и расширение типов производимых материалов.

2. Разработка новой конструкции штампа

Как известно, в процессе кручения под высоким давлением движение деформирующего инструмента состоит из двух типов: поступательного и вращательного. В качестве рабочего механизма для реализации данного способа идеально подходят прессы, позволяющие создать высокое гидростатическое давление при сжатии. Однако главной трудностью является необходимость осуществления операции кручения вдоль оси заготовки. Для этого необходимо сообщить определенный крутящий момент деформирующему инструменту, что зачастую является невозможным из-за особенностей конструкции большинства прессового оборудования. Поэтому единственным возможным вариантом в этом случае остается

обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пуансона пресса. Решение этой технической задачи может реализовано на практике только при наличии составного деформирующего инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения.

Одним из возможных вариантов подобной схемы может быть система двойной спирали. В данной системе на двух контактирующих поверхностях создаются периодические спиральные проточки одинаковых форм и размеров. При взаимном движении навстречу друг другу и вращении хотя бы одного тела вокруг своей оси контуры спиральных вырезов начинают сопрягаться вплоть до полного контакта. В нашем случае вращательного движения будет сообщаться холостому элементу за счет трения скольжения между двумя спиральными поверхностями.

На рисунке 1 представлена трехмерная модель пуансона, которому сообщается поступательное движение от пресса. На нижней грани созданы 4 периодических выточки спиральной формы. При этом в центре пуансона предусмотрено цилиндрическое отверстие для штока деформирующего элемента и обеспечения соосности обеих деталей.

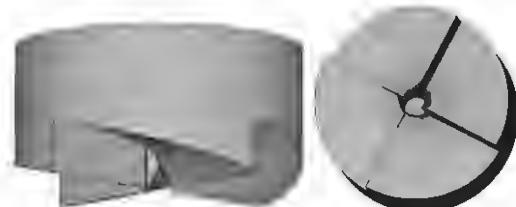


Рис. 1 Модель пуансона

На рисунке 2 представлена трехмерная модель деформирующего элемента, которому сообщается крутящий момент от поступательного движения пуансона. За счет трения скольжения между двумя спиральными поверхностями данный элемент вынужденно проворачивается вокруг своей оси до смыкания вертикальных участков спиральных каналов.



Рис. 2 Модель деформирующего элемента

Нижняя часть деформирующего элемента имеет несколько ступеней. Данное конструктивное решение является необходимым, поскольку в данном случае речь идет о деформировании кольцевой заготовки, а не дисковой. Первый переход (вторая промежуточная ступень) обеспечивает своей боковой гранью соприкосновение с боковой гранью стакана, в который закладывается заготовка (рисунок 3а). Второй переход (третья нижняя ступень) обеспечивает контакт с заготовкой по ее внутреннему радиусу, попутно полностью замыкая ее поперечное сечение.

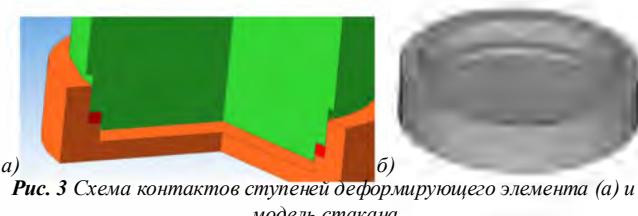


Рис. 3 Схема контактов ступеней деформирующего элемента (а) и модель стакана

В соответствии с этим принципом, внутренняя форма стакана также должна иметь ступенчатую форму (рисунок 3б).

Ширина ступени должна соответствовать ширине обрабатываемой кольцевой заготовки.

Трехмерная геометрия всех деталей создавалась в программе КОМПАС-16, с последующим сохранением в формат STL. После импорта в программу Deform была получена трехмерная модель установки, показанная на рисунке 4.

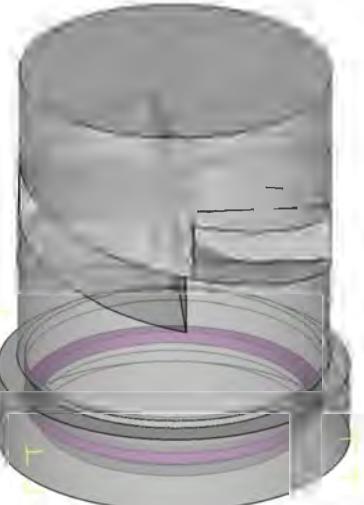


Рис. 4 Результатирующая модель в Deform

3. Компьютерное моделирование КВД

В качестве материала заготовки была выбрана нержавеющая сталь аустенитного класса AISI-316. Деформирование проводилось при комнатной температуре. Скорость движения пуансона составляла 1,5 мм/сек. Для осуществления деформации сдвига в данном процессе необходима высокая степень сцепления заготовки с инструментом. Поэтому на контакте заготовки со стаканом и деформирующим элементом было установлено значение коэффициента трения, равное 0,45. Деформирующему элементу никаких значений скорости не сообщалось. Вместо этого на оси цилиндрического штока устанавливалось следующее граничное условие: свободное перемещение в вертикальном направлении; перемещение оси по двум другим направлениям было отключено. Такая фиксация соответствует тому, что шток попадает в цилиндрический вырез пуансона и может в нем свободно перемещаться и вращаться.

Также для всех спиральных поверхностей деформирующего элемента было разрешено вращение вокруг данной оси. При этом величина угловой скорости вращения также не была задана, вместо этого было установлено крайне малое значение крутящего момента 10^{-6} Н*мм со знаком, обратным предполагаемому направлению вращения. Данный способ является универсальным, когда требуется задать косвенное вращение от действия сил трения. На контакте двух спиральных поверхностей было установлено малое значение коэффициента трения, равное 0,1, которое в реальных условиях обеспечивается низким уровнем шероховатости обеих поверхностей и применением смазки.

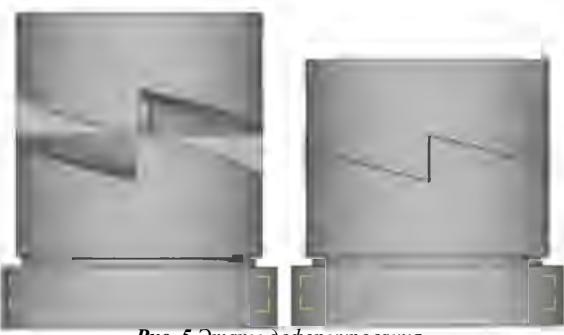


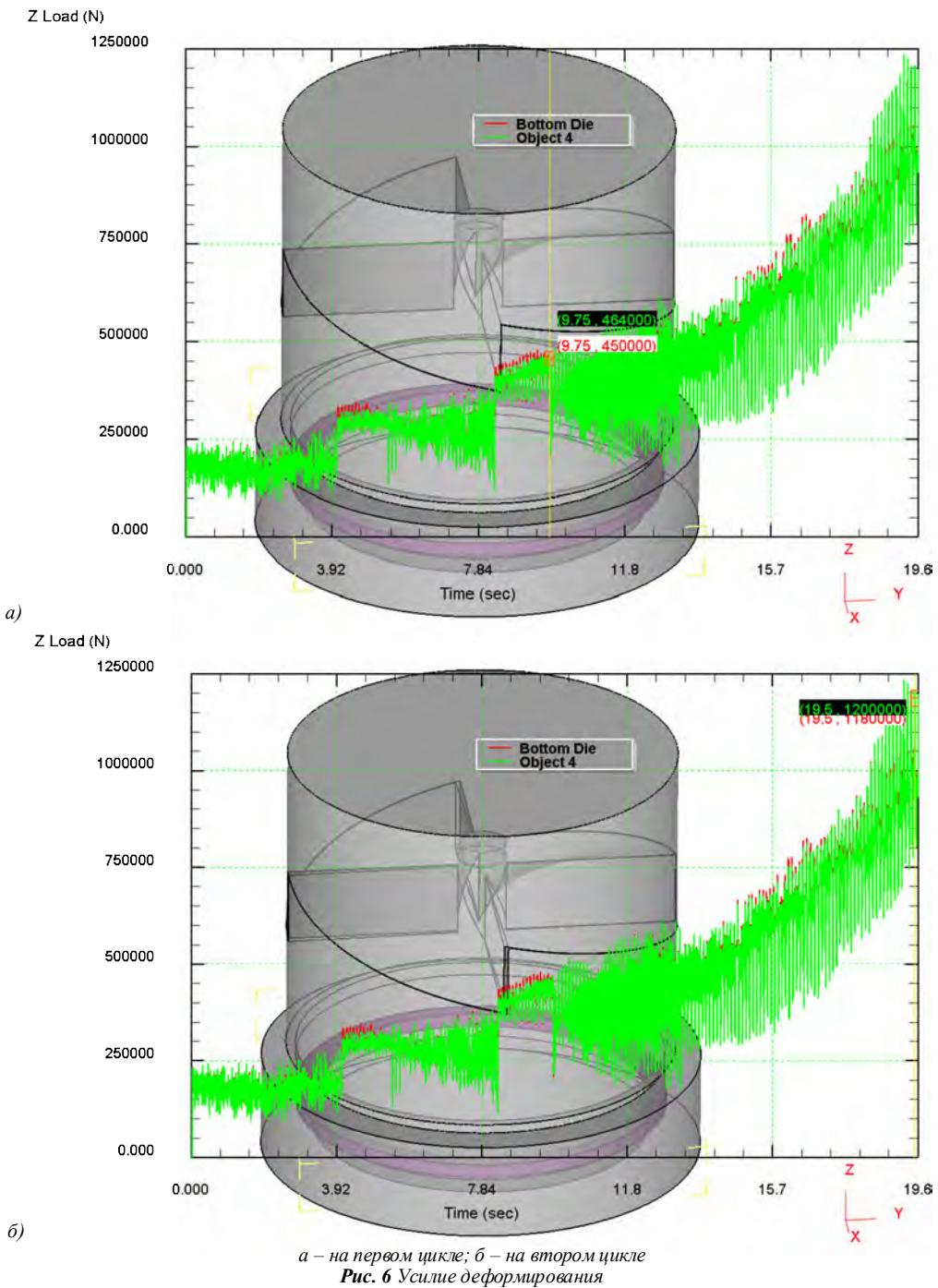
Рис. 5 Этапы деформирования

На рисунке 5 показаны начальный и конечные этапы деформирования. Для оценки возможности стабильного протекания процесса предварительно было проведено моделирование двух циклов деформирования, т.е. после того, как вертикальные участки пuhanсона и деформирующего элемента соприкасались, пuhanсон поднимался вверх, вся остальная конструкция проворачивалась на 2-3 градуса в обратную сторону для обеспечения торцевого захвата, как показано на рисунке 4. После этого процесс деформирования повторялся.

Наиболее простым способом оценить реальную возможность осуществления любого разрабатываемого процесса является рассмотрение возникающего усилия деформирования, поскольку именно этот параметр определяет

реальные деформационные возможности используемого механического оборудования.

На рисунке 6 приведены графики усилия для двух циклов деформирования. Поскольку деформация в холодном состоянии неизбежно ведет к упрочнению обрабатываемого металла, уровень усилия с увеличением циклов обработки постоянно возрастает, причем максимальное значение усилия для конкретного цикла получается в момент окончания взаимного скольжения спиральных поверхностей. На первом цикле было получено около 464 кН, на втором цикле – около 1200 кН. Данные значения являются вполне адекватными, учитывая сложную схему нагружения и достаточно прочный исходный материал.



Rис. 6 Усилие деформирования

4. Выводы

Была осуществлена разработка специальной конструкции штампа, позволяющего реализовать процесс интенсивной пластической деформации путем кручения под высоким давлением для деформирования кольцевых заготовок, которые

будут являться исходным материалом для создания высокопрочных поршневых колец. Особенностью конструкции штампа является обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пuhanсона пресса за счет составного деформирующего

инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения.

С помощью построенных в программе КОМПАС трехмерных моделей заготовки и всех составных элементов штампа было проведено моделирование данного процесса методом конечных элементов в программе Deform с целью оценки возможности стабильного протекания процесса. Для этого было рассмотрено возникающее усилие деформирования на первых двух циклах. Полученные значения являются вполне адекватными, что говорит о возможности многоциклового деформирования. Эти исследования будут продолжены на следующих этапах данной работы.

5. Финансирование

Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № АР08856353).

6. Литература

- 1 Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. The use of severe plastic deformation for microstructural control // Materials Science and Engineering A. – 2002. – Vol. 324, Iss. 1-2. – P. 82-89.
- 2 Пашинская Е.Г. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации. - Донецк: Вебер, 2009. - 352 с.
- 3 Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. - Москва: Академкнига, 2007. - 398 с.
- 4 Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. – 2000. – Vol. 45, Iss. 2. – P. 103-189.
- 5 Lezhnev S., Naizabekov A., Volokitina I. Features of change of the structure and mechanical properties of steel at ECAP depending on the initial state // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2017. – Vol. 52. - P. 626-635.
- 6 Рааб Г.И. Развитие способа равноканального углового прессования для получения ультрамелкозернистых материалов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05. - Уфа, 2009. – 36 с.
- 7 Рааб Г.И. Развитие методов интенсивной пластической деформации для получения объемных ультрамелкозернистых материалов // Вестник УГАТУ. – 2004. – № 3 (11). – С. 67-86.
- 8 РФ 2181314 B21 2002.
- 9 Найзабеков А.Б., Ашкеев Ж.А., Лежнев С.Н., Толеуова А.Р. Исследование процесса деформирования заготовок в равноканальной ступенчатой матрице // Изв. вузов. Черная металлургия. - 2005. - №2. – С.16-18.
- 10 Лежнев С.Н., Арбуз А.С., Волокитина И.Е., Гайдаренко Г.А. Исследование процесса деформирования алюминиевого сплава в равноканальной угловой матрице с углом стыка каналов 45° // Обработка металлов давлением. – 2019. - №1. – С. 104–109.
- 11 EU EP1861211 B21 2007.
- 12 Olejnik L., Rosochowski A. Methods of fabricating metals for nano-technology // Bulletin of the Polish Academy of Sciences - Technical sciences. - 2005. - Vol. 53, No. 4. - P. 413-423.
- 13 Спусканюк В.З., Константинова Т.Е., Давиденко А.А., Коваленко И.М., Закорецкая Т.А., Сенникова Л.Ф., Белоусов Н.Н., Лоладзе Л.В., Завдовеев А.В. Равноканальная угловая гидроэкструзия – эффективный метод формирования субмикроструктурного состояния материалов // Обработка металлов давлением. - 2007. - №2. - С. 37-42.
- 14 Спусканюк В.З., Дугадко А.Б., Коваленко И.М., Матросов Н.И., Спусканюк А.В., Шевченко Б.А. Особенности равноканальной многоугловой экструзии // Физика и техника высоких давлений. - 2003. - Т. 13, № 3. - С. 85-96.
- 15 Ashkeev Zh.A, Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Toleuova A.R. Billet deformation in uniform-channel stepped die // Steel in Translation. – 2005. - Vol. 35, Iss. 2. - P. 37-39.
- 16 Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. – Уфа: Гилем, 2013. – 376 с.
- 17 Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // Progress in Materials Science. – 2008. – Vol. 53, № 6. - P. 893-979.
- 18 Xu C., Horita Z., Langdon T.G. The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion // Acta Materialia. – 2007. –Vol. 55, Iss. 1. – P. 203-212.
- 19 Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Бикбаева З.Г. Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий. - Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – 212 с.
- 20 Erbel S. Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper // Metals Technology. – 1979. – Vol. 6. – P. 482-486.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В ШТАМПЕ НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ

SIMULATION OF HIGH-PRESSURE TORSION PROCESS IN A NEW DESIGN STAMP

PhD Volokitin A.V.¹; c.t.s., associate professor Lezhnev S.N.¹; PhD Panin E.A.²; c.t.s., associate professor Kuis D.V.³; Fedorova T.D.¹

¹ Rudny industrial institute, Rudny, Kazakhstan; ² Karaganda industrial university, Temirtau, Kazakhstan

³ Belarusian state technological university, Minsk, Belarus

e-mail: dyusha.vav@mail.ru

Abstract: The finite element method in the Deform program was used to simulate the high-pressure torsion process in a new stamp design that allows deforming ring workpieces. A special feature of the stamp design is the provision of torsion of the deforming tool with constant rectilinear movement of the press punch due to the composite deforming tool, which includes both displacement and rotation blocks. The results of the study of the stress-strain state indicate that the overwhelming proportion of strain is compression and shear, with a distribution of approximately 85% and 15%, respectively. Compression stresses reach 4.5 GPa.

Keywords: SEVERE PLASTIC DEFORMATION, HIGH-PRESSURE TORSION, STAMP DESIGN, SIMULATION.

1. Введение

Кручение под высоким давлением (КВД, НРТ) является одним из наиболее известных разработанных способов интенсивной пластической деформации для получения объемных ультрамелкозернистых и наноструктурных образцов [1-3]. Образцы в форме дисков диаметром 10-20 мм и толщиной 0,3-1 мм деформируют кручением в условиях высокого приложенного гидростатического давления. Образец помещается внутрь полости, выполненной в нижнем бойке, и к нему прилагается высокое гидростатическое давление величиной от 1 до 10 ГПа. Пластическая деформация кручением образца осуществляется за счет вращения одного из бойков. Поворот подвижной наковальни на определенный угол позволяет достичь различной степени деформации.

Геометрическая форма образца такова, что основной объем материала деформируется в условиях квазигидростатического сжатия под действием приложенного давления и давления со стороны внешних слоев образца. В результате деформируемый образец, несмотря на большую степень деформации, не разрушается [4]. Методом кручения под высоким давлением также возможная обработка заготовки в форме кольца, по предложенной С. Эрбелем схеме [5]. Данный метод имеет развитие и улучшения направленные на повышение различных путями однородности получаемой структуры в центре и на периферии образца, технологичность и расширение типов производимых материалов.

Как известно, в процессе кручения под высоким давлением движение деформирующего инструмента состоит из двух типов: поступательного и вращательного. В качестве рабочего механизма для реализации данного способа идеально подходят прессы, позволяющие создать высокое гидростатическое давление при сжатии. Однако главной трудностью является необходимость осуществления операции кручения вдоль оси заготовки. Для этого необходимо сообщить определенный крутящий момент деформирующему инструменту, что зачастую является невозможным из-за особенностей конструкции большинства прессового оборудования. Поэтому единственным возможным вариантом в этом случае остается обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пуансона прессы. Решение этой технической задачи может реализовано на практике только при наличии составного деформирующего инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения.

Одним из возможных вариантов подобной схемы может быть система двойной спирали. В данной системе на двух контактирующих поверхностях создаются периодические

спиральные проточки одинаковых форм и размеров. При взаимном движении навстречу друг другу и вращении хотя бы одного тела вокруг своей оси контуры спиральных вырезов начинают сопрягаться вплоть до полного контакта. В нашем случае вращательного движение будет сообщаться холостому элементу за счет трения скольжения между двумя спиральными поверхностями.

2. Создание МКЭ-модели

На рисунке 1 представлена трехмерная сборочная модель штампа для реализации процесса кручения под высоким давлением.

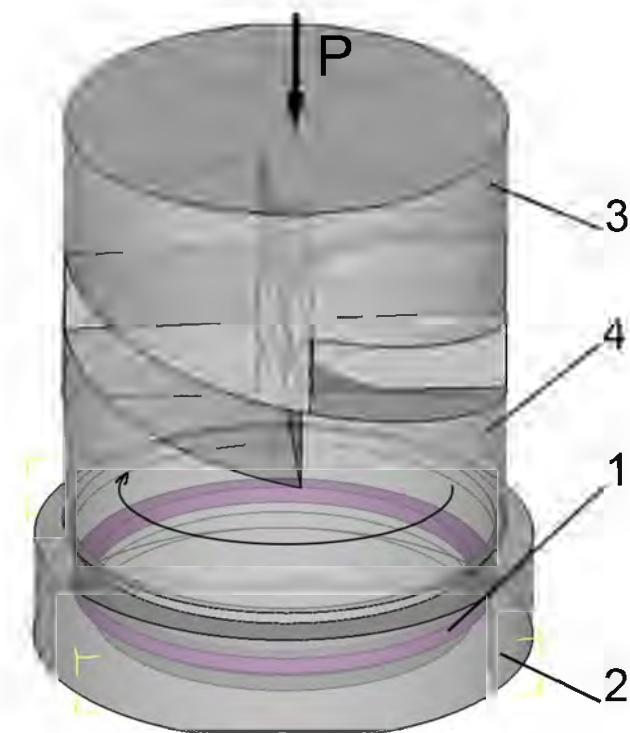


Рис. 1 Модель штампа

Здесь исходная заготовка 1 в форме кольца закладывается в стакан 2, внутренняя часть которого имеет ступень шириной, равной ширине заготовки. Верхняя часть штампа состоит из двух частей. Пуансон 3 закрепляется на движущейся плитовине прессы и обеспечивает усилие Р, двигаясь поступательно. Деформирующий элемент 4 является связующим звеном между пуансоном и заготовкой. За счет спирального контакта данный

элемент, воспринимая усилие от пuhanсона, начинает проворачиваться вокруг своей оси (в данной случае – против часовой стрелки). Таким образом, заготовке передается как усилие от пuhanсона, так и определенный крутящий момент.

В качестве материала заготовки была выбрана нержавеющая сталь аустенитного класса AISI-316. Деформирование проводилось при комнатной температуре. Скорость движения пuhanсона составляла 1,5 мм/сек. Для осуществления деформации сдвига в данном процессе необходима высокая степень сцепления заготовки с инструментом. Поэтому на контакте заготовки со стаканом и деформирующим элементом было установлено значение коэффициента трения, равное 0,45. Деформирующему элементу никаких значений скорости не сообщалось. Вместо этого на оси цилиндрического штока устанавливалось следующее граничное условие: свободное перемещение в вертикальном направлении; перемещение оси по двум другим направлениям было отключено. Такая фиксация соответствует тому, что шток попадает в цилиндрический вырез пuhanсона и может в нем свободно перемещаться и вращаться.

Также для всех спиральных поверхностей деформирующего элемента было разрешено вращение вокруг данной оси. При этом величина угловой скорости вращения также не была задана, вместо этого было установлено крайне малое значение крутящего момента 10^{-6} Н*мм со знаком, обратным предполагаемому направлению вращения. Данный способ является универсальным, когда требуется задать косвенное вращение от действия сил трения. На контакте двух спиральных поверхностей было установлено малое значение коэффициента трения, равное 0,1, которое в реальных условиях обеспечивает низким уровнем шероховатости обеих поверхностей и применением смазки.

3. Результаты и обсуждение

На рисунках 2-3 показаны результаты моделирования деформированного состояния после второго цикла деформирования. В качестве параметров оценки уровня проработки были выбраны следующие компоненты: эквивалентная деформация (для анализа общего уровня проработки) и деформация по Мизесу (для оценки уровня сдвиговых деформаций). Также были сделаны дополнительные диаметральные разрезы для оценки всех параметров в сечении кольцевой заготовки. Установлено, что при общем уровне эквивалентной деформации $\epsilon \approx 4$, значение сдвиговых деформаций по Мизесу составляют примерно $\epsilon_{\text{Миз}} \approx 0,5-0,6$.

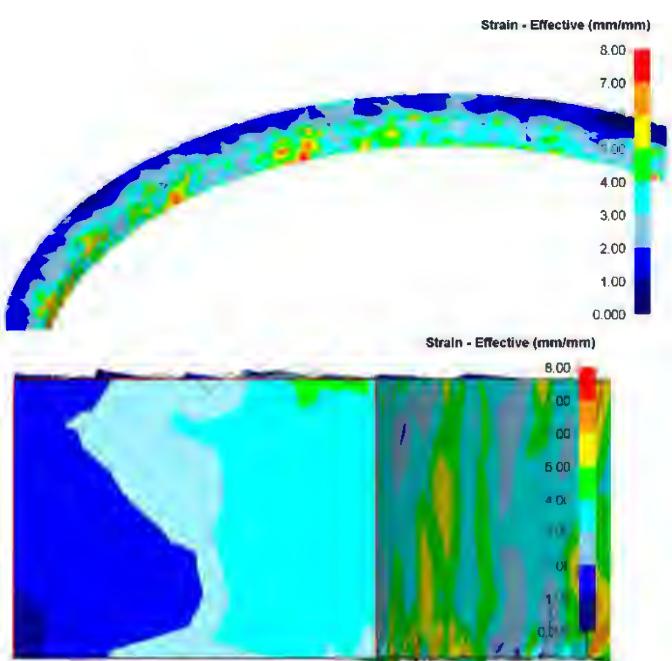


Рис. 2 Эквивалентная деформация

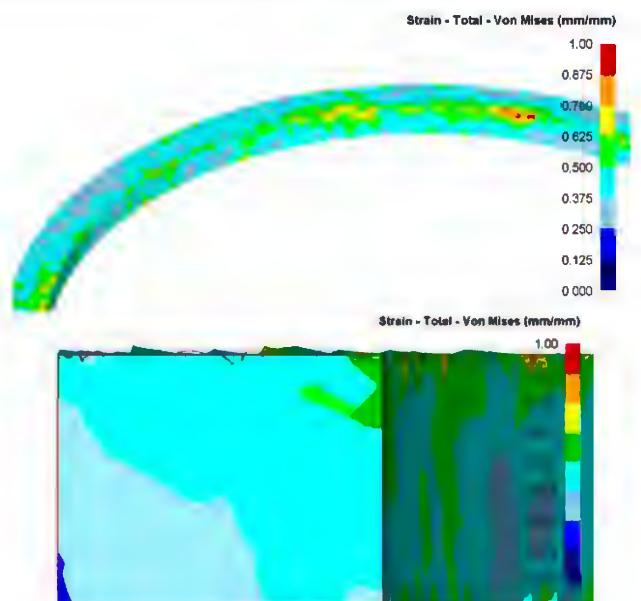


Рис. 3 Деформация по Мизесу

Также необходимо отметить различия в картинах распределения данных параметров. Эквивалентная деформация накапливается главным образом на внутренней вертикальной поверхности кольца, а также на верхней грани (т.е. на непосредственных зонах контакта с движущимся инструментом). При этом, несмотря на наличие контакта заготовки со стаканом, на соответствующих гранях развитие эквивалентной деформации значительно ниже из-за отсутствия крутящего момента в этих зонах. При анализе деформаций по Мизесу доля сжимающих деформаций не рассматривается. Поэтому уровень развития сдвиговых деформаций в большей степени зависит от кручения, чем от сжатия. В итоге в сечении кольца наблюдается характерное диагональное развитие данного параметра, с максимальными значениями в зонах контакта с движущимся инструментом.

На рисунках 4-5 показаны результаты моделирования напряженного состояния после второго цикла деформирования. В качестве параметров оценки были выбраны следующие компоненты: эквивалентное напряжение (для анализа общего уровня развивающихся напряжений) и среднее гидростатическое давление (для оценки уровня растягивающих и сжимающих напряжений).

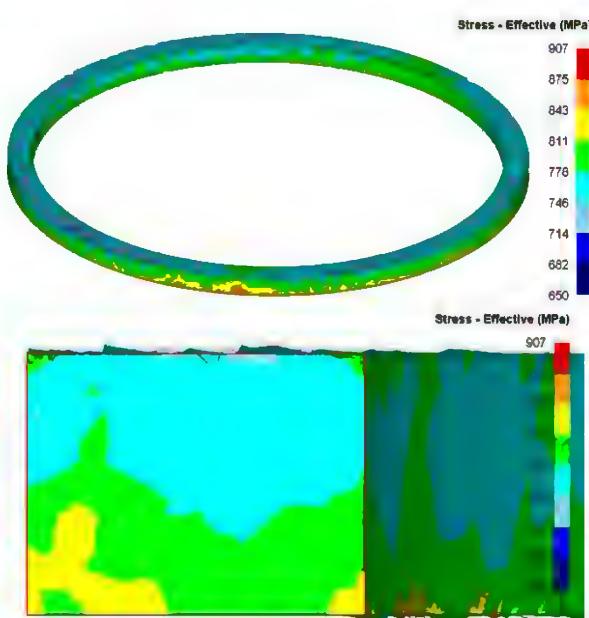


Рис. 4 Эквивалентное напряжение

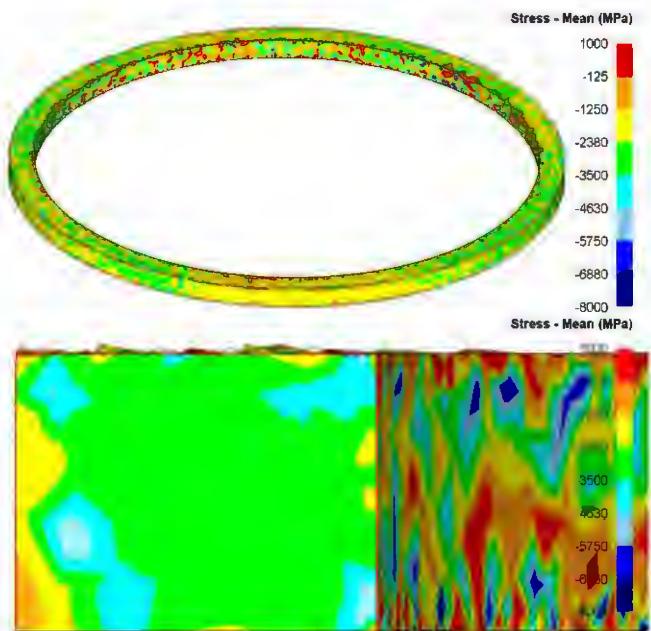


Рис. 5 Среднее гидростатическое давление

Уровень эквивалентных напряжений показывает усредненное значение возникающих напряжений всех схем нагружения, будь то растяжение, сжатие, кручение или сдвиг. Рассматривая сечение заготовки на рисунке 4, можно отметить тот факт, что рост эквивалентных напряжений происходит преимущественно в высотном (вертикальном) направлении. Это говорит о том, что основную долю деформации заготовка получает от действия вертикально направленного усилия, чем от крутящего момента. Данный факт подтверждается и распределением параметров деформированного состояния, где доля сдвиговых деформаций составляет около 15%, остальная доля деформаций развивается от сжатия. Рассматривая распределение эквивалентных напряжений по сечению, было установлено, что в зонах контакта с движущимся инструментом (верхняя половина сечения) значение напряжений достигают 750-770 МПа. В зонах контакта с неподвижным стаканом (нижняя половина сечения) значение напряжений достигают 810-830 МПа.

Среднее гидростатическое давление, в отличие от эквивалентных напряжений, показывает значение возникающих напряжений с учетом знака, будь то растяжение или сжатие. Поэтому этот параметр наиболее оптимален для изучения данной схемы нагружения. Рассматривая распределение данного параметра на рисунке 5, можно отметить тот факт, что во всем поперечном сечении заготовки возникают высокие сжимающие напряжения, достигающие значения -4500 МПа. При этом в поверхностных слоях всех четырех граней уровень сжимающих напряжений снижается. В зонах контакта с движущимся инструментом на поверхности заготовки возникают тонкие зоны (толщиной менее 0,1 мм) растягивающих напряжений около 80-100 МПа за счет одновременного сжатия и кручения.

Также было решено провести анализ возникающих напряжений на компонентах штампа, непосредственно контактирующих с заготовкой – деформирующем элементе и стакане. Данные компоненты испытывают максимальное нагружение при деформировании, поэтому на стадии проектирования экспериментальной оснастки необходимо знать уровень напряжений, который испытывают данные детали и места их дислокаций.

На рисунке 6 представлены результаты распределения напряжений на указанных инструментах, для возможности анализа распределения напряжений по сечению показаны диаметральные разрезы. Наибольшие значения напряжений в обеих деталях возникают в зонах контакта с заготовкой, здесь

значение напряжений достигают 2700-2800 МПа. При этом картина распределения напряжений говорит о том, что в обеих деталях наиболее опасными зонами с точки зрения возможного износа и трещин являются зоны ступеней. Вследствие чего, на этапе создания оснастки нужно предусмотреть мероприятия по увеличению прочностных характеристик в данных областях.

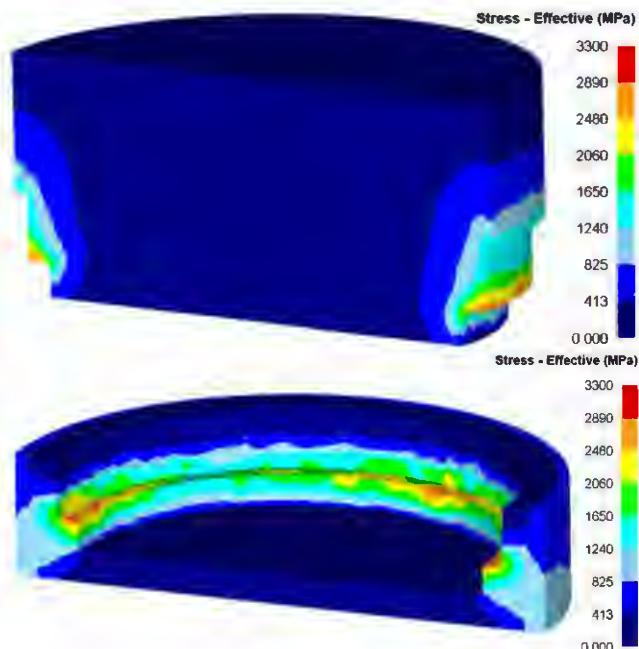


Рис. 6 Напряжение на инструментах

4. Выводы

Методом конечных элементов в программе Deform было проведено моделирование процесса кручения под высоким давлением в штампе новой конструкции, позволяющем деформировать кольцевые заготовки. Особенностью конструкции штампа является обеспечение кручения деформирующего инструмента при неизменном прямолинейном движении пuhanсона пресса за счет составного деформирующего инструмента, включающего в себя как блоки перемещения, так и вращения. Результаты изучения напряженно-деформированного состояния говорят о том, что подавляющую долю деформации составляют сжатие и сдвиг, с распределением примерно 85% и 15% соответственно. Напряжения сжатия достигают 4,5 ГПа.

5. Финансирование

Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № АР08856353).

6. Литература

- 1 Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. – Уфа: Гилем, 2013. – 376 с.
- 2 Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // Progress in Materials Science. – 2008. – Vol. 53, № 6. - P. 893-979.
- 3 Xu C., Horita Z., Langdon T.G. The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion // Acta Materialia. – 2007. –Vol. 55, Iss. 1. – P. 203-212.
- 4 Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Бикбаева З.Г. Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий. - Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – 212 с.
- 5 Erbel S. Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper // Metals Technology. – 1979. – Vol. 6. – P. 482-486.

DOI 10.52351/00260827_2021_07_

УДК 621.778

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТОДОМ «РКУП–ВОЛОЧЕНИЕ» НА ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ

© Волокитина Ирина Евгеньевна, PhD (irinka.vav@mail.ru);
Найзабеков Абдрахман Батырбекович, д-р техн. наук (naizabekov57@mail.ru);
Панин Евгений Александрович, PhD (cooper802@mail.ru);
Волокитин Андрей Валерьевич, PhD (dyusha.vav@mail.ru)

Рудненский индустриальный институт. Казахстан, г. Рудный

Статья поступила 23.12.2020 г.

Рассмотрено изменение микроструктуры биметаллической проволоки в процессе деформирования методом «РКУП–волочение». Деформирование проводили при комнатной температуре за один проход. Показано, что оба слоя биметаллической проволоки обрабатываются неравномерно. Медная оболочка с начальным размером зерен 50 мкм прорабатывается в среднем до 30 мкм. Стальной сердечник характеризуется различной величиной зерна в поперечном сечении с начальным размером зерен 18 мкм: в поверхностных слоях сердечника величина зерна составляет около 14 мкм, в осевой зоне – около 17 мкм. После волочения зерна удлиняются из-за действия растягивающих напряжений.

Ключевые слова: биметаллическая проволока; моделирование; микроструктура; волочение.

В настоящее время важной задачей экономики многих стран является обеспечение основных отраслей промышленности качественной металлопродукцией, обладающей уникальными физическими и механическими свойствами. Получение материалов с такими свойствами зачастую связано с большими энергетическими затратами. Поэтому разработка новых энергосберегающих способов получения материалов со свойствами, сочетающими одновременно высокую прочность и пластичность, в которых задействованы простые и недорогие рабочие инструменты, имеет большое практическое значение. Особенно актуальны исследования, связанные с деформированием металла в одной непрерывной линии путем совмещения двух и более простых операций [1–4]. Совмещенные процессы зачастую способны преодолеть те недостатки, которые имеются у составляющих их простых процессов. Так, в последние годы были разработаны несколько совмещенных процессов, в основе которых лежит принцип равноканального углового прессования (РКУП) [4–9]. Каждый из этих процессов позволяет существенно повысить производительность деформирования вследствие аннигиляции определенных недостатков РКУП.

Особое место занимает совмешенный процесс «РКУП–волочение» [10–13], ключевая особенность которого заключается в том, что, в отличие от других совмешенных способов, в нем

отсутствует стадия прокатки. Непрерывность деформирования обеспечивается путем волочения, следующего после процесса РКУП. При такой уникальной схеме деформации в сечении заготовки развивается достаточно высокий уровень растягивающих напряжений, при этом неверный выбор технологических параметров приведет к обрыву деформируемой проволоки. На текущий момент разработка совмешенного процесса велась только для однородных материалов [13–16]. При этом в качестве исходного материала для производства проводов все чаще применяется биметаллическая проволока – сортовое длинномерное изделие стального проката композиционного типа, сочетающее металлы и сплавы с разными химическими и физическими характеристиками. Реализация и доведение до промышленного использования настоящего процесса позволит получать способом непрерывного РКУП–волочения высококачественную биметаллическую проволоку. Переход на разные диаметры осуществляется заменой матрицы и волоки.

В связи со сказанным, актуальной является задача изучения закономерностей структурных изменений в биметаллической проволоке в ходе деформирования методом «РКУП–волочение», а также установления связи между структурным состоянием материала до и после деформирования. Это позволит существенно продвинуться в пони-

мании протекающих процессов и спрогнозировать комплекс механических свойств таких заготовок.

С целью сокращения лабораторных опытов проведено моделирование в программном комплексе DEFORM, который позволяет моделировать практически любой процесс деформирования. При моделировании деформирования биметаллической проволоки с помощьюсовмещенного процесса «РКУП-волочение» необходимо решить две задачи:

- изучить напряженно-деформированное состояние при сложном нагружении, которое возникает при комбинировании двух операций;
- провести изучение напряженно-деформированного состояния для каждого материала в отдельности.

В качестве исходной заготовки использовали биметаллическую проволоку с соединениями типа «сталь–медь» диам. 10 мм, причем диаметр стального сердечника составлял 8 мм. Материалом сердечника служила сталь AISI-1016 (аналог стали 15Г). В качестве материала оболочки выбран медный сплав CDA 110 (техническая медь).

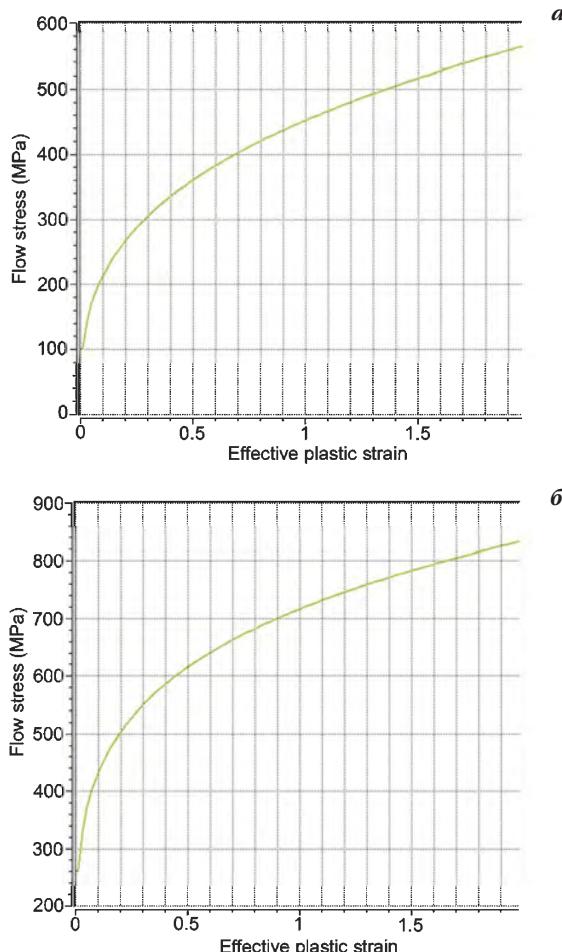


Рис. 1. Кривые упрочнения при температуре 20 °С:
а – медный сплав CDA 110; б – сталь AISI-1016

В качестве модели материала для сердечника и оболочки выбран упруго-пластический тип. Поскольку оба материала являются неподвижными относительно друг друга в биметаллической проволоке, между ними установили жесткий неразрывный контакт. На контакте алюминиевой оболочки и обоих инструментов (РКУ-матрицы и волоки) был установлен коэффициент трения 0,1, что соответствует шлифованной поверхности с применением смазки. Скорость деформирования, приложенная к переднему и заднему концам заготовки, составляла 10 мм/с.

Деформирование проводили при комнатной температуре. На рис. 1 приведены кривые упрочнения данных материалов при температуре 20 °С, экспортные из базы материалов DEFORM.

Расчеты данных моделей показали возможность образования на заготовке дефекта – расслоения оболочки и сердечника как на переднем конце заготовки (рис. 2, а), так и на заднем (рис. 2, б). При анализе результатов расчета установлено, что для предотвращения обрыва проволоки на участке между матрицей и волокой, а также для исключения образования дефектов расслоения необходимо согласование тянущей скорости, приложенной к переднему концу заготовки, и подталкивающей скорости, приложенной к заднему концу. Неправильный подбор кинематических параметров приведет к либо к разрыву проволоки, либо к расслоению слоев (см. рис. 2). Для стабильного протекания данного процесса необходимо использовать закон постоянства секундных объемов:

$$F_0 v_0 = F_1 v_1, \quad (1)$$

где F_0 , F_1 – площади поперечного сечения заготовки до и после прохода соответственно, мм^2 ;

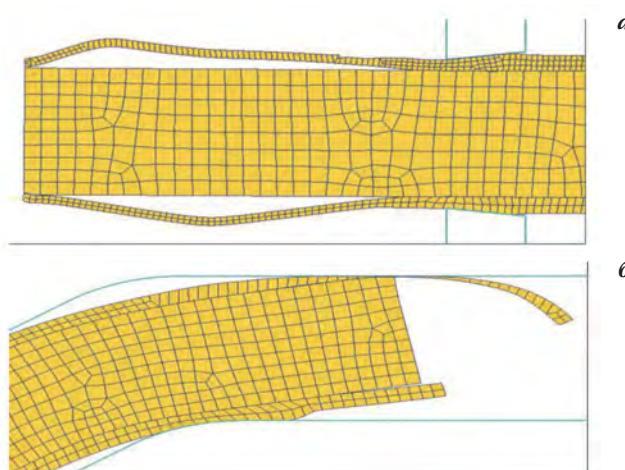


Рис. 2. Расслоения на концах биметаллической проволоки:
а – передний конец; б – задний конец

v_0, v_1 – скорость, приложенная к заднему и переднему концам заготовки соответственно, мм/с.

Таким образом, для предварительно заданной задней скорости 10 мм/с и при уменьшении поперечного сечения проволоки с 10 до 9,5 мм передняя скорость должна составлять не 10, а 11,08 мм/с. Вследствие расхождения скоростей на концах заготовки, необходимого для стабильного протекания совмещенного процесса, на этапе РКУП в матрице возникает неполное заполнение каналов (рис. 3), нетипичное для обычного прессования.

Такой эффект достигается в результате того, что при заданной скорости движения заднего конца заготовки (которая аналогична действию пуансона при прессовании) переднему концу заготовки сообщается более высокая скорость, создающая общее натяжение в заготовке. При этом на стыках каналов в перекрестном направлении возникает небольшое растяжение поверхностных слоев – на первом стыке растяжению подвергается верхняя половина поперечного сечения, на втором стыке – нижняя. В результате происходит незначительное уменьшение толщины оболочки с 1 до 0,96 мм. Толщина сердечника на данном этапе деформирования остается неизменной.

При рассмотрении стадии РКУП совмещенного процесса установлено, что при прохождении через каналы РКУ-матрицы оболочки и сердечник получают различные уровни прироста деформации. Наибольшую величину эквивалентной деформации, достигающей $\varepsilon = 1,5$ на отдельных участках, оболочка получает в зонах стыка каналов – при движении и трении о закругленные зоны углов стыка (рис. 4, а). Сердечник получает деформацию, значительно меньшую по величине – центральная зона сердечника прорабатывается до $\varepsilon = 0,4$. Поверхностные слои сердечника получают более высокую деформацию – до $\varepsilon = 0,6$. Несмотря на то, что оба материала находятся в жестком сцеплении друг с другом и должны деформироваться одинаково, такая существенная разница в развитии деформации объясняется

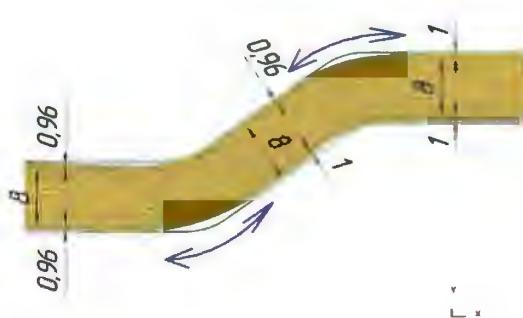


Рис. 3. Формоизменение металла на этапе прессования

различной величиной сопротивления деформации обоих материалов, т.е. разной твердостью.

После стадии волочения прирост деформации в оболочке достигает $\varepsilon = 1,56$. Уровень деформации в сердечнике после стадии РКУП: центральная зона прорабатывается до $\varepsilon = 0,4$, поверхностные слои – до $\varepsilon = 0,6$. Однако здесь зафиксировано более существенное проникновение поверхностной деформации вглубь заготовки, что является следствием более интенсивного обжатия сердечника.

При изучении эквивалентного напряжения на стадии РКУП установлено, что при прохождении через каналы РКУ-матрицы в оболочке и сердечнике развиваются напряжения разного уровня, охватывающие всю зону стыка каналов. В медной оболочке среднее значение эквивалентного напряжения равно 310–330 МПа (рис. 5, а). В стальном сердечнике, из-за одновременного действия тянущей скорости у переднего конца, вызывающей растяжение, и подпирающей скорости у заднего конца, вызывающей сжатие, возникает значительное распределение напряжения. При прохождении промежуточного канала наибольшая величина напряжения возникает в нижней части сердечника, достигая 480 МПа. Однако в выходном канале, когда влияние задней скорости ослабевает, максимальные напряжения реализуются уже на верхней части сердечника (490 МПа), в целом уравновешивая весь очаг деформации.

На стадии волочения (рис. 5, б) очаг деформации становится симметричным. В медной оболочке вследствие более высокого уровня сопротивления

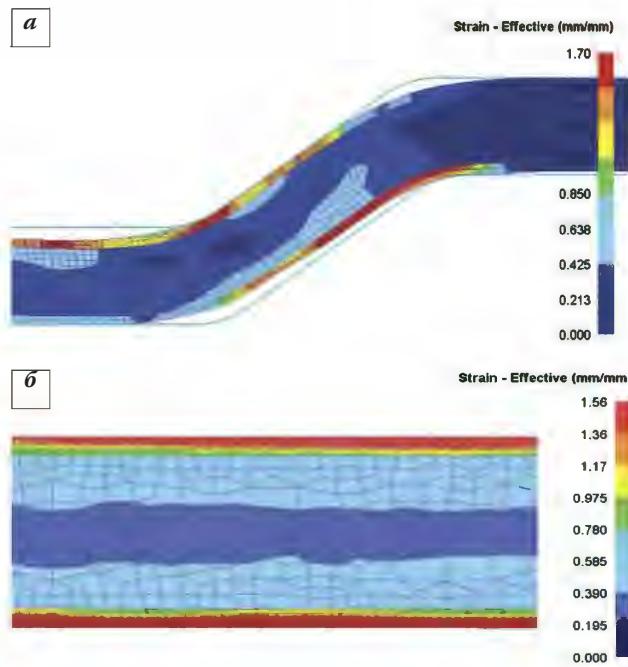


Рис. 4. Эквивалентная деформация: а – стадия РКУП; б – стадия волочения

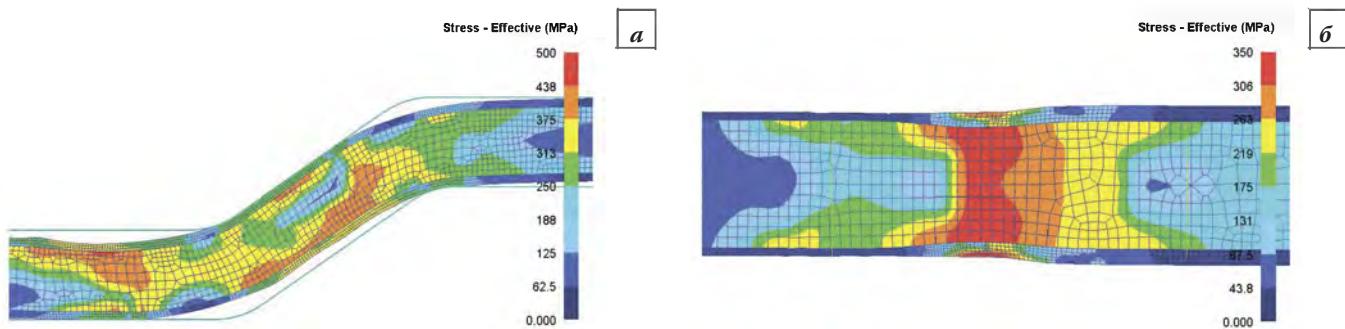


Рис. 5. Эквивалентное напряжение в модели с медной оболочкой: а – стадия РКУП; б – стадия волочения

деформации материала возникает крайне неоднородное распределение напряжений по толщине. В непосредственной зоне контакта оболочки с волокой величина напряжения составляет 300–310 МПа, постепенно снижаясь до 220 МПа в зоне контакта с сердечником. В стальном сердечнике за счет более сильного обжатия эквивалентное напряжение возрастает до 350 МПа.

Лабораторный эксперимент проводили на сталемедной проволоке на промышленном волочильном стане В-І/550 М. Перед волокой была закреплена равноканальная ступенчатая матрица с диаметром каналов 10,0 мм и углом стыка каналов матрицы 145°. Матрица была расположена в контейнере для смазки. Деформирование осуществляли в один проход. Начальный диаметр заготовки – 10,0 мм. Для волочения применяли твердосплавные волоки с полированными каналами, уменьшенными углами конусности рабочей зоны и плавными переходами от одной зоны к другой. Поверхность биметаллической проволоки к волочению готовили по обычной для проволоки из стали технологии, со смазкой из смеси порошков мыла и серы. Скорость прохождения проволоки через матрицу – 10,0 мм/с, а через фильтр 13,6 мм/с.

После каждой операции проводили металлографический анализ всех образцов в поперечном и продольном сечениях на оптическом микроскопе Leica (Германия) на травленых образцах в светлой области. Для исследования микроструктуры из биметаллической проволоки вырезали образцы длиной 15 мм, затем на торцевых сторонах заготовок приготавливали микрошлифы по стандартной методике.

Исследования микротвердости по Виккерсу проводили на световом микроскопе Leica, оборудованном микротвердомером с нагрузкой 1 Н.

Микроструктурные исследования биметаллической проволоки после деформирования методом «РКУП–волочение» представлены на рис. 6. Видно, что исходный размер зерен медной оболочки до деформирования составлял 50 мкм, а

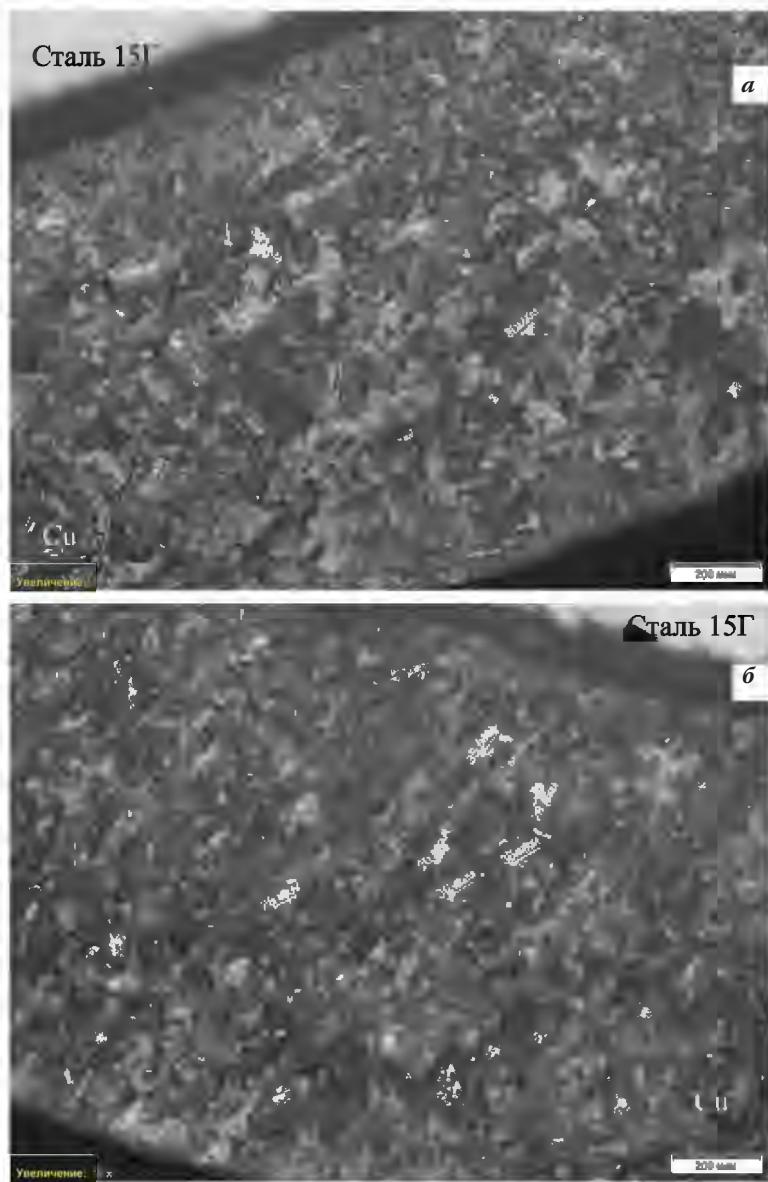


Рис. 6. Микроструктура биметаллической проволоки:
а – до деформирования; б – после одного прохода деформирования методом «РКУП–волочение»

стального сердечника 18 мкм. При рассмотрении микроструктуры медной оболочки биметаллической проволоки после одного прохода методом «РКУП-волочение» выявлено, что на стадии РКУП после прохождения каналов РКУ-матрицы исходный размер зерна меди уменьшается до 30–35 мкм, при этом форма зерен становится равноосной, что соответствует эффекту РКУП. При волочении процесс формирования новых зерен продолжается, их размер уменьшается до 25–30 мкм, при этом зафиксировано некоторое удлинение зерен в продольном направлении, что является результатом действия растягивающих напряжений, возникающих на данном участке.

При изучении микроструктуры в сердечнике, установлено, что после прохождения каналов РКУ-матрицы исходный размер зерна (18 мкм) практически не изменяется, незначительно изменяются лишь отдельные зерна. В промежуточной зоне между матрицей и волокой зерно также почти не изменяется. Однако и здесь зафиксировано некоторое удлинение зерен в продольном направлении.

Ввиду того, что сердечник значительно толще оболочки, на выходе из волоки микроструктуру рассматривали в двух точках – в осевой и поверхностной зонах. В поверхностной зоне величина зерна уменьшается примерно до 14 мкм, приобретая равноосную форму, примерно одинаковой площади. В осевой зоне величина зерна уменьшается незначительно – примерно до 17 мкм, форма зерен при этом сильно вытянута, что является следствием этапа волочения.

Выводы. При изучении моделей, полученных в ходе компьютерного моделирования в программе DEFORM, были рассмотрены основные параметры напряженно-деформированного состояния: эквивалентная деформация и эквивалентное напряжение. При эквивалентной деформации с достаточно интенсивной проработкой оболочки сердечник также получает довольно высокий уровень деформации. Если рассматривать распределение деформации по диаметру, то около 70% диаметра сердечника получает деформацию 0,5–0,55, оставшаяся часть сердечника – 0,35–0,39. При эквивалентном напряжении за счет интенсификации обжатия стального сердечника распределение напряжений в обоих слоях во всех проходах крайне неравномерное – в оболочке уровень напряжений резко снижается в направлении от наружных слоев к внутренним; в сердечнике распределение напряжений имеет

«градиентный» характер с ярко выраженной чашевидной формой графика.

Анализ эволюции микроструктуры показал, что оба слоя биметаллической проволоки обрабатываются неравномерно. Медная оболочка с начальным размером зерен 50 мкм прорабатывается в среднем до 30 мкм. Стальной сердечник имеет различную величину зерна в поперечном сечении с начальным размером 18 мкм: в поверхностных слоях сердечника размер зерна составляет ≈ 14 мкм, в осевой зоне ≈ 17 мкм (средний размер зерна по сечению 16 мкм). Кроме того, после стадии волочения зерна удлиняются под действием растягивающих напряжений.

Работа выполнена в рамках проекта АР08052852 «Повышение прочностных и эксплуатационных свойств биметаллической проволоки и прутков за счет получения ультрамелкозернистой структуры с помощью интенсивной пластической деформации» в рамках программы «Грантовое финансирование молодых ученых по научным или научно-техническим проектам на 2020–2022 годы».

Библиографический список

1. Полякова М.А., Гулин А.Е Создание непрерывного метода деформационного наноструктурирования проволоки на основе совмещения операций // Ж. Сибирского федерального ун-та. Техника и технологии. 2012. Т. 5, №. 6. С. 624–630.
2. Dyja H., Lesik L., Milenin A., Mróz S., Theoretical and experimental analysis of stress and temperature distributions during the process of rolling bimetallic rods // J. Mater. Process. Technol. 2002. Vol. 125–126. P. 731–735.
3. Зиновьев А.В., Кошмин А.Н., Часников А.Я. Влияние параметров процесса непрерывного прессования на формирование микроструктуры и механические свойства прутков круглого сечения из сплава М1 // Металлург. 2019. № 4. С. 16–23.
4. Polyakova M., Gulin A., Constantinov D. Investigation of microstructure and mechanical properties of carbon steel wire after continuous method of deformational nanostructuring // Appl. Mechan. Mater. 2013. Vol. 436. P. 114–120.
5. Emaleeva D.G., Chukin M.V. Influence of Heat Treatment on the Structural Evolution and Properties of Steel Wire during Extension in Bent Uniform Channels // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. №. 2. С. 70–71.
6. Eslami P., Karimi Taheri A. An investigation on diffusion bonding of aluminum to copper using equal channel angular extrusion process // Materials Letters. 2011. Vol. 65. P. 1862–1864.
7. Chukin M.V., Korchunov A.G., Golubchik E.M. Continuous deformational nanostructuring of wire on the basis of

technological inheritance // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2012. № 4. С. 61–65.

8. Rhee K.Y., Han W.Y., Park H.J., Kim S.S. Fabrication of aluminum/copper clad composite using hot hydro static extrusion process and its material characteristics // Mater. Sci. Eng. 2004. A. Vol. 384. P. 70–76.

9. Raab G., Valiev R., Lowe T., Zhu Y. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform // Mater. Sci. and Eng. 2004. Vol. 382. P. 30–34.

10. Volokitina I., Volokitin A., Naizabekov A., Lezhnev S., Panin Y. Deformation of bimetallic wire during combined ECAP-drawing : Proc. 29th Int. Conf. on Metallurgy and Materials – METAL 2020 (May 20–22, 2020. Brno, Czech Republic). P. 183–189.

11. Naizabekov A., Lezhnev, S., Volokitina A., Panin E., Knapinski M. Development and research of combined process of «equal channel angular pressing – drawing» // J. of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. P. 172–179.

12. Naizabekov A., Volokitina I., Panin E., Volokitina A., Lezhnev S., Garstka T., Knapinski M., Latypova M., Zhumag-

aliev D. Computer simulation of combined deformation method «ECA-pressing – drawing» // J. of Chemical Technology and Metallurgy. 2020. Vol. 55. P. 499–506.

13. Naizabekov A., Volokitina I., Volokitin A., Panin E. Structure and mechanical properties of steel in the process «pressing–drawing» // J. of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28. P. 1762–1771.

14. Volokitina I.E., Volokitin A.V., Naizabekov A.B., Lezhnev S.N. Change in structure and mechanical properties of grade A0 aluminum during implementation of a combined method of ECAE–drawing deformation // Metallurgist. 2020. Vol. 63. P. 978–983.

15. Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Pressing–Drawing Process // Physics of Metals and Metallography. 2018. Vol. 119. P. 917–921.

16. Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Volokitin A.V. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Steel during Pressing–Drawing // Physics of Metals and Metallography. 2017. Vol. 118. P. 1167–1170.

EFFECT OF DEFORMATION BY «ECAP–DRAWING» METHOD ON MICROSTRUCTURE CHANGES OF BIMETALLIC WIRE

© Volokitina I.E., Naizabekov A.B., Panin E.A., Volokitin A.V.

Rudny Industrial Institute

The paper considers the microstructure change of a bimetallic wire at the «ECAP–drawing» deformation process. The deformation was carried out at room temperature, by one pass. It is shown that both layers of bimetallic wire are processed unevenly. A copper shell with an initial grain size of 50 microns is processed to 30 microns. The steel core characterizes by different grain sizes in cross-section – with an initial grain size of 18 microns in the surface layers of the core, the microstructure has a size about 14 microns, in the axial zone – about 17 microns. In addition, after the drawing stage, the grain shape is lengthened due to the action of tensile stresses.

Keywords: bimetallic wire; simulation; microstructure; drawing.

Министерство образования Республики Беларусь
Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
«Белорусско-Российский университет»

МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Материалы Международной
научно-технической конференции
(Могилев, 22–23 апреля 2021 года)

Могилев
«Белорусско-Российский университет»
2021

УДК 001
ББК 73
М34

Редакционная коллегия: д-р техн. наук, проф. *M. E. Лустенков* (гл. редактор); д-р техн. наук, проф. *B. M. Пашкевич* (зам. гл. редактора); канд. физ.-мат. наук, доц. *B. Г. Замураев*; канд. техн. наук, доц. *H. A. Коваленко*; д-р техн. наук, проф. *B. П. Куликов*; канд. техн. наук, доц. *B. В. Кутузов*; канд. техн. наук, доц. *G. С. Леневский*; канд. техн. наук, доц. *I. В. Лесковец*; канд. физ.-мат. наук, доц. *I. И. Маковецкий*; канд. техн. наук, доц. *Ю. Г. Москалькова*; канд. техн. наук, доц. *A. П. Прудников*; канд. ист. наук, доц. *H. H. Рытова*; канд. техн. наук, доц. *C. C. Сергеев*; канд. техн. наук, доц. *B. M. Шеменков*; канд. техн. наук, доц. *D. И. Якубович*; д-р техн. наук, доц. *A. И. Якимов*; *I. B. Брискина* (отв. секретарь)

Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии:
М34 материалы Междунар. науч.-техн. конф. / М-во образования Респ. Беларусь, М-во науки и высшего образования Рос. Федерации, Белорус.-Рос. ун-т ; редкол. : М. Е. Лустенков (гл. ред.) [и др.]. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2021. – 513 с. : ил.
ISBN 978-985-492-257-7.

В сборнике материалов конференции рассмотрены вопросы разработки прогрессивных технологических процессов в машиностроении, создания систем искусственного интеллекта для управления качеством и техническим уровнем изделий машиностроения, механизмы для технологической оснастки. Приведены результаты исследований в области современных технологий и машин сварочного производства, получения и обработки новых материалов и покрытий. Рассмотрены вопросы проектирования, производства и эксплуатации транспортных средств. Приведены результаты исследований в области ресурсосберегающих технологий, конструкций и материалов в строительстве; высшей математики; математического моделирования; информационных технологий и измерительной техники для контроля и диагностики объектов. Рассмотрены экономические аспекты деятельности промышленных предприятий Республики Беларусь, а также вопросы гуманитарной составляющей в вузах технико-технологического профиля.

Сборник предназначен для инженерно-технических и научных работников, аспирантов и студентов вузов.

УДК 001
ББК 73

ISBN 978-985-492-257-7

© Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
«Белорусско-Российский университет», 2021

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарное заседание

ТОЛСТОЙ А. В., САНДОМИРСКИЙ С. Г. Разработки в области металлургических переделов, выполненные в рамках подпрограммы «Металлургия» в 2016–2020 годах.....	20
---	----

ЧЕРНАЯ Л. Г., САЗОНКО А. Е. Связь науки с производством – верный вектор обеспечения взрывобезопасности.....	24
---	----

Секция 1. Технология и оборудование машиностроения, автоматизация технологических процессов и производств, мехатроника и робототехника

АКУЛИЧ А. В., ЛУСТЕНКОВ В. М., АКУЛИЧ В. М. Особенности использования систем пылеулавливания в промышленных теплотехнологических установках.....	28
--	----

АЛЕКСЕЕВ Ю. Г., БУДНИЦКИЙ А. С., СЕНЧЕНКО Г. М. Упрочнение поверхности титана модифицированием с применением электролитно-плазменного нагрева.....	29
--	----

АЛЕКСЕЕВ Ю. Г., ПАРШУТО А. Э., СЕНЧЕНКО Г. М. Формирование светопоглощающих покрытий на поверхностях изделий из алюминиевых и титановых сплавов на основе микродугового оксидирования.....	31
--	----

АНТОНЮК В. Е., САНДОМИРСКИЙ С. Г. Требования к подготовке специалистов по эксплуатации автоматизированной линии изготовления кольцевых заготовок.....	33
---	----

ВОЛОКИТИН А. В., ТОЛКУШКИН А. О., ПАНИН Е. А., ВОЛОКИТИНА И. Е. Исследование закрытия внутренних дефектов заготовки при протяжке в ступенчато-клиновидных бойках.....	35
---	----

ВОЛОКИТИНА И. Е., ФЕДОРОВА Т. Д. Микроструктура биметаллической проволоки, деформированной методом «прессование–волочение».....	37
---	----

ВОРОБЬЕВА О. А., СЕРИКОВ М. В. Сравнительный анализ печати на 3D-принтере Ultimaker	39
---	----

ГАЛЮЖИН Д. С., КРИВОНОГОВА Е. Г. Модернизация листогиба с поворотной балкой.....	41
--	----

ГУЩА Ю. А., СЕРИКОВ М. В. Калибровка смещения печатного стола 3D-принтера Ultimaker по осям X и Y.....	42
--	----

ДЕМИДЕНКО Е. Ю., АВЧИННИКОВ Т. Н., ФЛАНЧЕВ П. С. К вопросу определения опорных точек бочкообразного профиля зубьев.....	43
---	----

ДЕМИДЕНКО Е. Ю., БОБРОВ И. Ю. Подготовка управляющих программ обработки зубчатых венцов специального продольного профиля.....	44
---	----

УДК 621.771

**МИКРОСТРУКТУРА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ,
ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ «ПРЕССОВАНИЕ–ВОЛОЧЕНИЕ»**

И. Е. ВОЛОКИТИНА, Т. Д. ФЕДОРОВА

Рудненский индустриальный институт

Темиртау, Казахстан

Важной задачей в современном материаловедении является прогнозирование структуры и свойств материалов после деформационных воздействий, не проводя при этом натурных экспериментов. Поэтому исследование процессов трансформации структуры, происходящих в биметаллических проволоках, и разработка моделей процессов деформирования биметаллических проволок достаточно актуальны. На данный момент существует ограниченное количество работ, посвященных изменению микроструктуры биметаллической проволоки при ее деформировании, т. к. сталь и медь имеют разные механические свойства, эти металлы на границе раздела могут деформироваться по-разному, чтобы оставаться «связанными» друг с другом во время волочения. Поэтому целью настоящего исследования является исследование эволюции микроструктуры биметаллической проволоки в процессе РКУП-волочения.

Лабораторный эксперимент проводился на промышленном волочильном стане В-І/550 М. Для этого перед волокой была закреплена равноканальная ступенчатая матрица с диаметром каналов, равным 10,0 мм, и угломстыка каналов матрицы, равным 145°. Матрица была расположена в контейнере для смазки. Деформирование осуществлялось в три прохода. Начальный диаметр исходной заготовки составлял 10,0 мм. После первого и второго проходов в контейнер для смазки устанавливали новую равноканальную ступенчатую матрицу и волоку с меньшим диаметром канала. Для волочения применялись твердосплавные волоки с полированными каналами, уменьшенными углами конусности рабочей зоны и плавными переходами от одной зоны к другой. Подготовка поверхности биметаллической проволоки к волочению проводилась по обычной для проволоки из стали технологии, в качестве смазки использовалась смесь порошков мыла и серы. Скорость прохождения проволоки через матрицу составляла 10 мм/с, а через фильтру – 13,6 мм/с. Дефектов поверхности обнаружено не было.

Начальная микроструктура была изучена с помощью оптической микроскопии на травленом образце в светлой области с помощью микроскопа Leica (Германия). Для исследования вырезались образцы длиной 15 мм биметаллической проволоки, затем на торцевых сторонах этих заготовок приготавливали микрошлифы. Для удобства приготовления и отсутствия завалов плоскости шлифы закрепляли в струбцине.

Микроструктура исходной сталемедной проволоки, полученной на оптическом микроскопе, приведена на рис. 1, *a*. Размер зерен меди составляет 50 мкм, микроструктура стального сердечника соответствует характерной структуре низкоуглеродистой доэвтектоидной стали, размер зерен составляет 18 мкм.

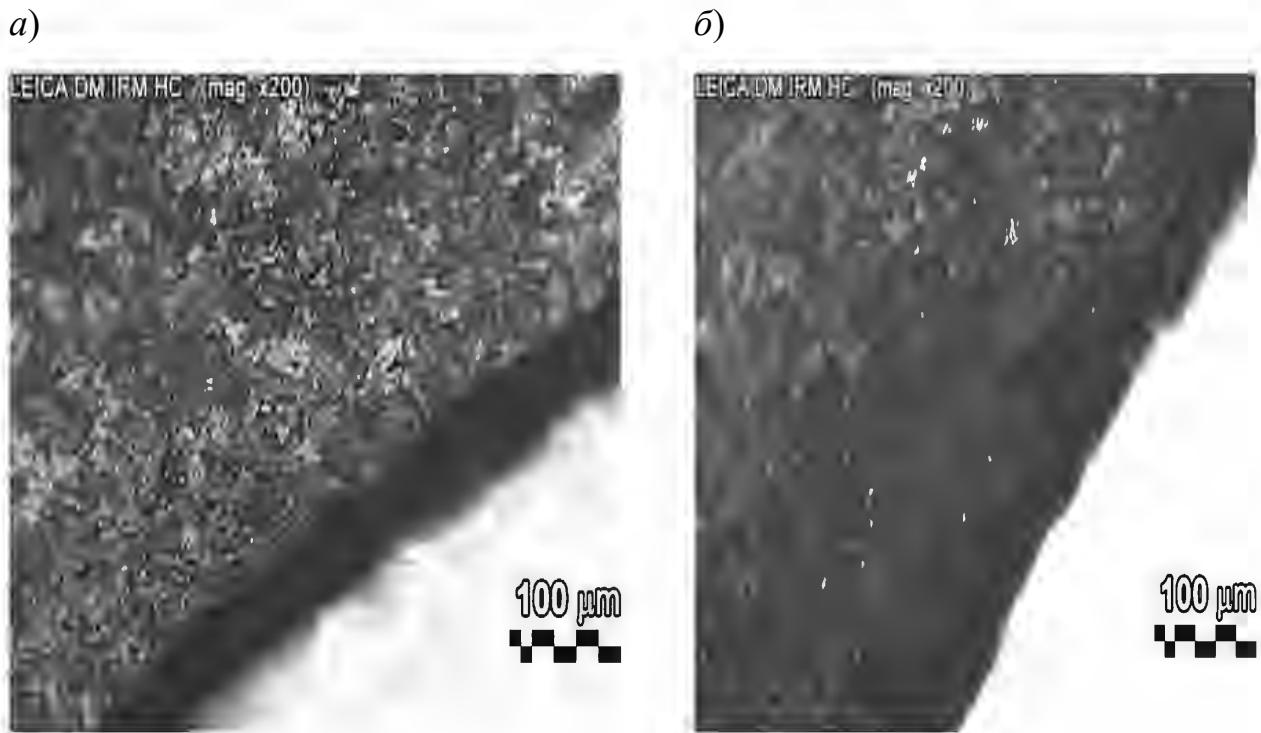


Рис. 1. Микроструктура сталемедной заготовки, полученной на оптическом микроскопе: *a* – исходная проволока; *б* – три прохода РКУП-волочения

Как видно из рисунка, РКУП-волочение сталемедной проволоки сопровождается значительными изменениями как в поверхностных слоях, так и в центральной области образцов. Размеры и морфология структурных составляющих, сформированных в оболочке волокон, неразличимы даже при больших увеличениях (рис. 1, *б*).

Важным результатом исследования, демонстрирующим высокую технологичность и практическую ценность процесса, является то, что при совмещении РКУП с традиционным волочением проволоки на меньший диаметр полученная при РКУП структура после волочения не только сохраняется, но и измельчается.

Научное издание

МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Материалы Международной
научно-технической конференции
(Могилев, 22–23 апреля 2021 года)

**Авторы несут персональную ответственность
за содержание тезисов докладов**

Корректоры *И. В. Голубцова, Е. А. Галковская,
Т. А. Рыжикова, А. А. Подошевко*

Компьютерный дизайн *Н. П. Полевничая, Е. В. Ковалевская*

Подписано в печать 19.04.2021. Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс.
Печать трафаретная. Усл. печ. л. 29,99. Уч.-изд. л. 32,06. Тираж 30 экз. Заказ № 294.

Издатель и полиграфическое исполнение:
Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
«Белорусско-Российский университет».
Свидетельство о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№ 1/156 от 07.03.2019.
Пр-т Мира, 43, 212022, г. Могилев.

«РУДНЫЙ ИНДУСТРИЯЛЫҚ
ИНСТИТУТЫ» ҚОММЕРЦИЯЛЫҚ ЕМЕС
АКЦИОНЕРЛІК ҚОҒАМЫ



НЕКОМЕРЧЕСКОЕ АКЦИОНЕРНОЕ
ОБЩЕСТВО «РУДНЕНСКИЙ
ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ ИНСТИТУТ»

Қазақстан Республикасы Тәуелсіздігінің 30 жылдығына арналған
«ЖАС ҮРПАҚТЫҢ БАРЛЫҚ БАСТАУЫНЫҢ НЕГІЗІ -ТУҒАН ӨЛКЕ»
ЖАС ФАЛЫМДАР, МАГИСТРАНТТАР, СТУДЕНТТЕР МЕН
ОҚУШЫЛАРДЫҢ ХАЛЫҚАРАЛЫҚ ҒЫЛЫМИ-ПРАКТИКАЛЫҚ
ОНЛАЙН КОНФЕРЕНЦИЯСЫНЫҢ

МАТЕРИАЛДАР ЖИНАҒЫ

2021ж. 22-23 сәуір



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОЙ ОНЛАЙН
КОНФЕРЕНЦИИ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ, МАГИСТРАНТОВ, СТУДЕНТОВ И
УЧАЩИХСЯ «РОДНОЙ КРАЙ – ОСНОВА ВСЕХ НАЧИНАНИЙ ПОКОЛЕНИЯ
МОЛОДЫХ», ПОСВЯЩЕННОЙ 30-ЛЕТИЮ НЕЗАВИСИМОСТИ
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

22-23 апреля 2021г.

Рудный к.

УДК 378(063)
ББК 74.58
С 23

Родной край – основа всех начинаний поколения молодых: Сборник материалов Международной научно-практической конференции молодых ученых, магистрантов, студентов и учащихся / Глав. ред. А.Б. Найзабеков, - Рудный: Рудненский индустриальный институт, 2021, 592 с.

ISBN 978-601-7994-37-2

В сборнике представлены материалы Международной научно-практической конференции молодых ученых, магистрантов, студентов и учащихся. В статьях участников конференции рассмотрены вопросы развития различных отраслей современной науки, а также подведены итоги достижений за период становления Независимости Республики Казахстан.

УДК 378(063)
ББК 74.58

Главный редактор – доктор технических наук, профессор А.Б. Найзабеков

Редакционная коллегия: Л.Л. Божко (ответ.редактор), С.Л. Кузьмин, О.А. Акмалова, Б.А. Шалдыкова, О.А. Мирюк, Г.К. Алтынбаева, В.Р. Зарубина, С.В. Арепьева, М.Ю. Зарубин, А.И. Ибраева

ISBN 978-601-7994-37-2

© Рудненский индустриальный институт, 2021

3. Гелескул М.Н., Хорин В.Н., Киселев Е.С., Бушуев Н.П. Справочник по креплению горных выработок. – М.: Недра, 1993. – 427 с.
4. Штумпф Г.Г., Егоров П.В., Лебедев А.В. Крепление и поддержание горных выработок: Справочник рабочего. – М.: Недра, 1976. – 504 с.
5. Шехурдин В.К. Горные работы, проведение и крепление горных выработок. – М.: Недра, 1985.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА «ПРЕССОВАНИЕ - ВОЛОЧЕНИЕ» С ОЦЕНКОЙ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА ДЛЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ И ПРУТКА

Пищиков Владислав Евгеньевич, магистрант

Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Казахстан

E-mail: irinka.vav@mail.ru

Научный руководитель (руководитель грантовой темы Грант № АР08052852):

Волокитина Ирина Евгеньевна, PhD

Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Казахстан

Научный консультант:

Панин Евгений Александрович, доктор PhD

Карагандинский индустриальный университет, г. Темиртау, Казахстан

Одним из наиболее эффективных методов теоретического анализа любого технологического процесса в настоящее время является компьютерное моделирование с помощью метода конечных элементов. У данного способа исследования есть несколько неоспоримых преимуществ:

- возможность визуализации изучаемого процесса, даже внутри заготовки или инструмента, что является невозможным в реальных условиях;
- комплексный анализ сразу нескольких параметров в любой точке исследуемого объекта, что при традиционных способах также часто бывает невозможным, например, отсутствии необходимых эмпирических уравнений;
- возможность оптимизации процесса путем варьирования значений определенных геометрических или технологических параметров.

Все эти преимущества сделали МКЭ-моделирование достаточно распространенным способом теоретического изучения. Если рассматривать МКЭ-моделирование с позиции обработки давлением, то здесь лидирующую позицию занимает программа Deform, которая позволяет смоделировать почти любой процесс деформирования. При моделировании деформирования биметаллической проволоки с помощью совмещенного процесса «РКУП-волочение» необходимо решить сразу две задачи:

- 1) изучить напряженно-деформированное состояние при сложном нагружении, которое возникает при комбинировании двух операций;
- 2) провести изучение напряженно-деформированного состояния для каждого материала в отдельности.

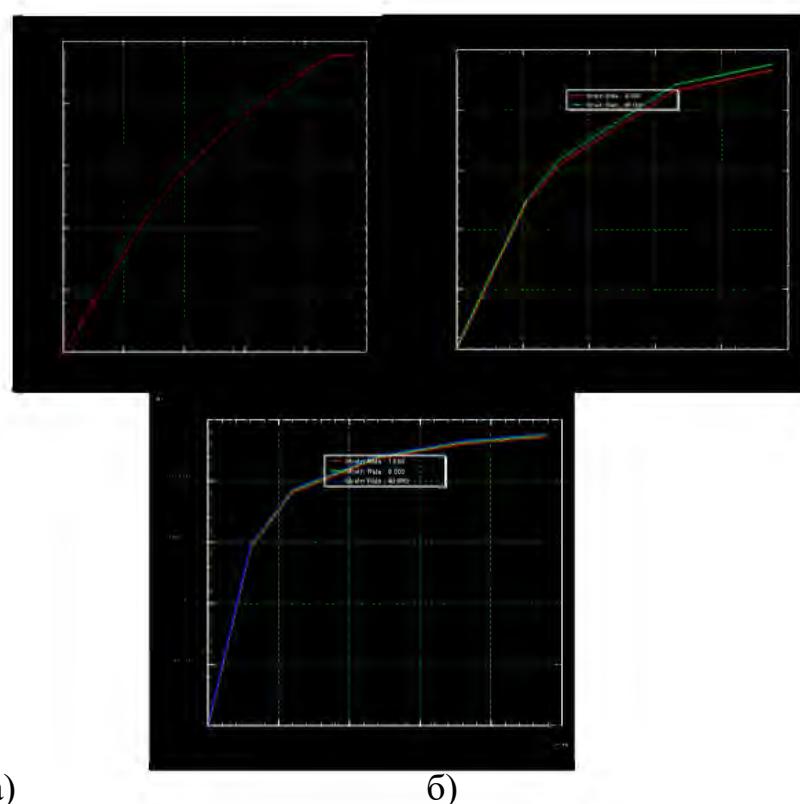
В качестве исходной заготовки использовалась биметаллическая проволока с соединениями типа «сталь-алюминий» и «сталь-медь» диаметром 10 мм, причем диаметр стального сердечника был равен 8 мм. Материалом

сердечника была выбрана сталь AISI-1010 (аналог стали 10). В качестве материала оболочки был выбран алюминиевый сплав 1100 и медный сплав CDA 110 (техническая медь).

Уголстыка каналов в РКУ-матрице был равен 145° . Проводилось моделирование трех циклов деформирования. На первом этапе заготовка проходила через каналы матрицы диаметром 10 мм, а на этапе волочения обеспечивалось обжатие 5%, до диаметра 9,5 мм. На втором этапе заготовка проходила через каналы матрицы диаметром 9,5 мм, а на этапе волочения обеспечивалось обжатие 5,26%, до диаметра 9 мм. На третьем этапе заготовка проходила через каналы матрицы диаметром 9 мм, а на этапе волочения обеспечивалось обжатие 11%, до диаметра 8 мм.

В качестве модели материала для сердечника и оболочки был выбран упругопластический тип. Поскольку оба материала являются неподвижными относительно друг друга в биметаллической проволоке, между ними был установлен жесткий неразрывный контакт. На контакте алюминиевой оболочки и обоих инструментов (РКУ-матрицы и волоки) был установлен коэффициент трения 0,1, что соответствует шлифованной поверхности с применением смазки. Скорость деформирования, приложенная к переднему и заднему концам заготовки, была равна 10 мм/с.

Деформирование проводилось при комнатной температуре. На рисунке 1 приведены кривые упрочнения данных материалов при температуре 20°C , экспортированные из базы материалов Deform.



а - алюминиевый сплав 1100; б - медный сплав CDA 110; в - сталь AISI-1010

Рисунок 1 - Кривые упрочнения при температуре 20°C

В ходе расчета данных моделей на заготовке образовался дефект, заключавшийся в расслоении оболочки и сердечника. Причем данный дефект был отмечен как на переднем конце заготовки (рисунок 2а), так и на заднем (рисунок 2б). При анализе данных результатов было установлено, что для предотвращения обрыва проволоки на участке между матрицей и волокой, а также для исключения образования дефектов расслоения, необходимо согласование тянущей скорости, приложенной к переднему концу заготовки, и подталкивающей скорости, приложенной к заднему концу. Неправильный подбор кинематических параметров приведет к либо к разрыву проволоки, либо к расслоению слоев, как показано на рисунке 2. Для стабильного протекания данного процесса необходимо использовать закон постоянства секундных объемов, который выражается в виде следующей зависимости:

$$F_0 v_0 = F_1 v_1, \quad (1)$$

где F_0, F_1 – площади поперечного сечения заготовки до и после прохода соответственно;

v_0, v_1 – скорость, приложенная к заднему и переднему концу заготовки соответственно.

Таким образом, для предварительно заданной задней скорости 10 мм/с для всех трех проходов и уменьшении поперечного сечения проволоки с 10 до 9,5 мм, передняя скорость должна быть равна не 10 мм/с, а 11,08 мм/с. В соответствии с этим принципом, скорость волочения на втором проходе (при конечном диаметре 9 мм) будет равна 11,15 мм/с; на третьем проходе (при конечном диаметре 9 мм) – 12,65 мм/с.

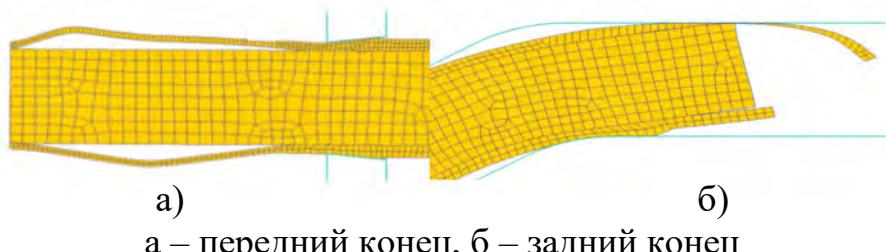


Рисунок 2 – Расслоения на концах биметаллической проволоки

За счет расхождения скоростей на концах заготовки, необходимого для стабильного протекания данного совмещенного процесса, на этапе РКУП в матрице возникает неполное заполнение каналов (рисунок 3), нетипичное для обычного прессования.

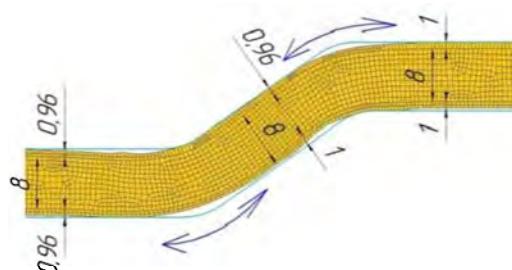


Рисунок 3 – Формоизменение металла на этапе прессования

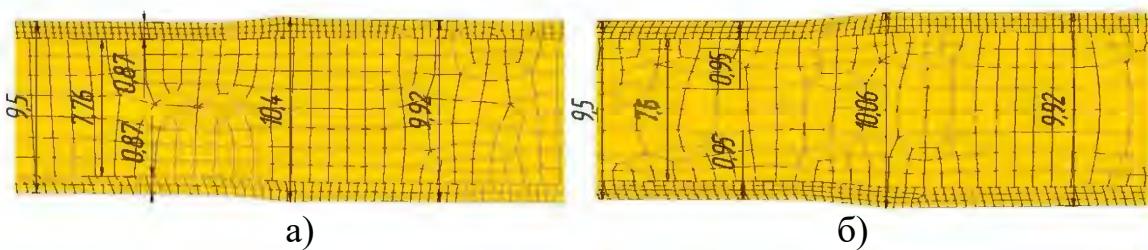
Такой эффект достигается в результате того, что при заданной скорости движения заднего конца заготовки (которая аналогична действию пуансона при прессовании), переднему концу заготовки сообщается более высокая скорость, создающая общее натяжение в заготовке.

При этом на стыках каналов в перекрестном направлении возникает небольшое растяжение поверхностных слоев – на первом стыке растяжению подвергается верхняя половина поперечного сечения, на втором стыке – нижняя. В результате происходит незначительное утонение толщины оболочки с 1 до 0,96 мм. Толщина сердечника на данном этапе деформирования остается неизменной.

Если на этапе прессования формоизменение металла было идентичным для обеих моделей «сталь-алюминий» и «сталь-медь», то на этапе волочения были зафиксированы как определенные сходства, так и различия.

Главным сходством обеих моделей является изменение толщины не только оболочки, но и сердечника. Такой эффект достигается за счет того, что в отличии от этапа прессования, здесь в очаге деформации оболочка имеет полностью замкнутый контур контакта с деформирующим инструментом. Различия же заключаются в численных значениях толщины после волочения.

В модели с алюминиевой оболочкой (рисунок 4а) диаметр сердечника уменьшается с 8 мм до 7,76 мм. Толщина оболочки изменяется с 0,96 мм до 0,87 мм. При этом на входе в волоку из-за подпирающего действия задней скорости возникает незначительное утолщение оболочки, в результате диаметр заготовки увеличивается до 10,4 мм. Данный эффект будет возникать всегда при наличии скорости, приложенной к заднему концу заготовки; при обычном волочении, когда скорость приложена только к переднему концу заготовки, данное локальное утолщение не наблюдается.



а – модель «сталь-алюминий», б – модель «сталь-медь»
Рисунок 4 – Формоизменение металла на этапе волочения

В модели с медной оболочкой (рисунок 4б) диаметр сердечника уменьшается с 8 мм до 7,6 мм. Толщина оболочки изменяется с 0,96 мм лишь до 0,95 мм. На входе в волоку утолщение оболочки значительно меньше, диаметр заготовки увеличивается до 10,06 мм.

При одинаковых геометрических параметрах после этапа прессования и идентичном обжатии при волочении, такая разница в численных значениях является следствием того, что медь по своим механическим характеристикам существенно тверже и прочнее алюминия.

Например, при уровне деформации около 20%, величина сопротивления деформации медного сплава CDA 110 (264 МПа) почти в 3,5 раза выше

сопротивления деформации алюминиевого сплава 1100 (76 МПа). Таким образом, выбор материала оболочки биметаллической проволоки при реализации совмещенного процесса «прессование-волочение» будет иметь влияние на конечную толщину слоев.

При анализе формоизменения на втором и третьем проходах был отмечен схожий характер послойного изменения. При одинаковых параметрах деформирования ($10 \text{ мм} \rightarrow 9,5 \text{ мм} \rightarrow 9 \text{ мм} \rightarrow 8 \text{ мм}$), толщина алюминиевой оболочки уменьшается более чем в 2 раза, в то время как толщина медной оболочки снижается лишь на 20%.

В свою очередь, в модели с медной оболочкой стальной сердечник получил немного большее обжатие, что также объясняется разницей в механических характеристиках двух материалов оболочек. В таблице 1 приведены данные по замерам толщин слоев. Значения представлены в дробном формате, где числитель – толщина слоя перед проходом; знаменатель – толщина слоя на выходе из волоки.

Таблица 1 – Значения толщин оболочки и сердечника по проходам, мм

	сталь-алюминий		сталь-медь	
	оболочка	сердечник	оболочка	сердечник
1-ый проход	1 / 0,87	8 / 7,76	1 / 0,95	8 / 7,6
2-ой проход	0,87 / 0,79	7,76 / 7,42	0,95 / 0,91	7,6 / 7,18
3-ий проход	0,79 / 0,41	7,42 / 7,18	0,91 / 0,81	7,18 / 6,38

Вывод: В ходе компьютерного моделирования в программе Deform были получены корректные модели совмещенного процесса «прессование-волочение» для деформирования биметаллической проволоки с соединениями типа «сталь-алюминий» и «сталь-медь» диаметром 10 мм, диаметр стального сердечника был равен 8 мм. Материалом сердечника была выбрана сталь AISI-1010. В качестве материала оболочки был выбран алюминиевый сплав 1100 и медный сплав CDA 110. Было установлено, что для стабильного протекания процесса, предотвращения обрыва проволоки на участке между матрицей и волокой, а также для исключения образования дефектов расслоения, необходимо согласование тянущей скорости, приложенной к переднему концу заготовки, и подталкивающей скорости, приложенной к заднему концу. При одинаковых геометрических параметрах после этапа прессования и идентичном обжатии при волочении, толщина алюминиевой оболочки уменьшается более чем в 2 раза, в то время как толщина медной оболочки снижается лишь на 20%. В свою очередь, в модели с медной оболочкой стальной сердечник получил немного большее обжатие. Такая разница в численных значениях является следствием того, что медь по своим механическим характеристикам существенно тверже и прочнее алюминия. Таким образом, выбор материала оболочки биметаллической проволоки при реализации совмещенного процесса «прессование-волочение» будет иметь влияние на конечную толщину слоев.

Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № АР08052852).

Список литературы:

1. Sasakia, T.T.; Barkeyb, M.; Thompsona, G.B.; Syarif, Y.; Foxc D. Microstructural evolution of copper clad steel bimetallic wire. Materials Science and Engineering A, 2011, 528, 2974.
2. Berski, S.; Dyja, H.; Banaszek, G.; Janik M. Theoretical analysis of bimetallic rods extrusion process in double reduction die. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153–154, 583.
3. Buet, E.; Dubois, J.B.; Olier, P.; Thilly, L.; Lecouturier, F.; Renault, P.O. Microstructure and texture of copper/nickel composites processed by ECAE. Int J Mater Form, 2010, 3, 1071 – 1074.

ПРИКЛАДНАЯ ЗАДАЧА В ГЕОМЕХАНИКЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ГРУНТОВ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПОЛУПРОСТРАНСТВА РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ

Жумаков Тимур Жанбекович, магистрант 1 курса

Рудненский Индустриальный Институт

E-mail:tzhumakovgd-16@inbox.ru

Научный руководитель:

Чигиринский В.В. профессор

Рудненский Индустриальный Институт

При добавочном нагружении грунтов под воздействием внешней нагрузки, бывает удобно заменить сложное внешнее воздействие единичной силой, что упрощает решение задачи, удовлетворение граничных условий. При этом, практическая задача еще более упрощается, когда возможны переходы между разными системами отсчета. Рассмотрим плоскую задачу теории упругости в полярных координатах. Имеем постановку задачи:

уравнения равновесия вида:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \tau_{\rho\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\varphi}{\rho}, \\ \frac{\partial \tau_{\varphi\rho}}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \sigma_\varphi}{\partial \varphi} + 2 \frac{\tau_{\varphi\rho}}{\rho} = 0, \end{aligned} \quad (1)$$

условие неразрывности деформаций,

$$\nabla^2(\sigma_\rho + \sigma_\varphi) = 0, \quad (2)$$

граничные условия,

$$\tau_n = -\frac{\sigma_\varphi - \sigma_\rho}{2} \sin 2\varphi + \tau_{\rho\varphi} \cos 2\varphi, \quad (3)$$

или с учетом (3) и тригонометрической форме:

$$\tau_n = -T_i \sin(\Lambda\Phi - 2\varphi). \quad (4)$$

где τ_n – граничное контактное касательное напряжение, $\sigma_\varphi, \sigma_\rho$ – нормальные тангенциальное и радиальное напряжения, $\tau_{\rho\varphi}$ – касательное

Научное издание

«СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОЙ ОНЛАЙН КОНФЕРЕНЦИИ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ, МАГИСТРАНТОВ, СТУДЕНТОВ И УЧАЩИХСЯ «РОДНОЙ КРАЙ – ОСНОВА ВСЕХ НАЧИНАНИЙ ПОКОЛЕНИЯ МОЛОДЫХ», ПОСВЯЩЕННОЙ 30-ЛЕТИЮ НЕЗАВИСИМОСТИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН»

Издан в электронном виде.

Издание Рудненского индустриального института
г. Рудный, ул. 50 лет Октября, 38