

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«Запорізька політехніка»

**Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary
Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025)**

Збірка матеріалів

Міжнародної науково-технічної конференції

25-27 лютого 2025 р.

Електронне видання на DVD-ROM

м. Запоріжжя

УДК 620.22
А22

*Рекомендовано до видання Вченою радою
Національного університету «Запорізька політехніка»
(Протокол № 10 від 27.05.2025)*

Редакційна колегія:

Шаломєєв В.А., проректор з наукової роботи, д.т.н., проф. (відпов. ред);
Висоцька Н.І., в.о. начальника науково дослідної частини;
Ткач Д.В., заст. зав. кафедри ФМ, к.т.н, доц.;
Смоляков О.В., д.ф.-м.н., проф. кафедри ФМ;
Гіржон В.В., д.ф.-м.н., проф. кафедри ФМ.

Упорядник Айкін М.Д.

A22

**Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary
Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025):**
Збірка матеріалів міжнародної науково-технічної кон-
ференції [Електронний ресурс] / Редкол. В.А. Шаломєєв
(відпов. ред.). Електрон. дані. – Запоріжжя: НУ «Запорі-
зька політехніка», 2025. – 126 с. – 1 електрон. опт. диск
(DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.

ISBN 978-617-529-513-7

Збірник матеріалів, представлених на Міжнародній науково-технічній конференції, присвяченій сучасним дослідженням у галузі матеріалознавства. Збірка включає тези доповідей, що висвітлюють результати наукових досліджень, проведених у наукових установах, університетах і підприємствах. Орієнтована на науковців, інженерів та студентів.

УДК 620.22

ISBN 978-617-529-513-7

© НУ «Запорізька політехніка», 2025

ЗМІСТ

Балицький О.І., Колесніков В.О., Іваськевич Л.М., Гаврилюк М.Р. ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОЗВ'ЯЗКУ МІЖ ПАРАМЕТРАМИ МІКРОСТРУКТУРИ НАВОДНЕНИХ ВИСОКОАЗОТНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇХ ТРИБОЛОГІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ	9
Matvienko Ya.I., Katerlenko V.V., Monastyrskaya T.O., Demchenkov S.O., Trachevskii V.V. Cu-Al ALLOYS PREPARED BY VACUUM ARC MELTING: CORRELATING STRUCTURE EVOLUTION AND MECHANICAL PROPERTIES WITH AL CONTENT.....	11
Zvirko O.I., Demianchuk D.O., Tsyurulnyk O.T., Nykyforchyn H.M. EFFECT OF HYDROGEN ASSISTED STRAIN AGING ON MECHANICAL AND FRACTURE PROPERTIES OF PIPE STEEL.....	12
Venhryniuk O.I., Zvirko O.I. PREDICTING HYDROGEN DISTRIBUTION IN STEEL PIPES USING PHYSICS-INFORMED NEURAL NETWORKS.....	13
Shtoda M.M. UNIVERSAL MODEL OF HOT METAL FORMING DURING CONTINUOUS ROLLING IN CALIBERS «OVAL – CIRCLE» SYSTEM.....	14
Мордюк Б.М., Книш В.В., Соловей С.О., Закієв В.І., Котко А.В. МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ВИСОКОЧАСТОТНИМ УДАРНИМ ОБРОБЛЕННЯМ ЗАДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ І ВИРОБІВ АВІАБУДУВАННЯ.....	16
Monastyrskaya T.O., Berezina A.L., Molebnyi O.A., Mordiyuk B.N., Kotko A.V. INFLUENCE OF SURFACE ULTRASONIC IMPACT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION BEHAVIOR OF AL-MG-SI ALLOY.....	18
Loskutov S.V., Seidametov S.V., Ershov A.V. PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF METAL-ENVIRONMENT INTERFACE.....	20

Pravda M.I., Seidametov S.V., Pavlenko D.V., Schetinina M.O. THE INFLUENCE OF ELECTRIC CURRENT AND MAGNETIC FIELD ON THE STRESS-STRAIN STATE OF EP-718 ALLOY.....	22
Makovskiy S., Solokov S., Obnosov K., Greshta V., Shalomeyev V. THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MG-AL-ZN-MN CAST MAGNESIUM ALLOY INOCULATED WITH NANOGRAPHITE.....	24
Смірнов О.М., Скоробагатько Ю.П., Горюк М.С., Семенко А.Ю., Горшков А.О. РАФІНУВАННЯ РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ЧЕРЕЗ ПІНОКЕРАМІЧНІ ФІЛЬТРИ ПРИ НАКЛАДЕННІ ЕЛЕКТРИЧНИХ ПОЛІВ В МАГНІТОДИНАМІЧНІЙ УСТАНОВЦІ.....	26
Бабарикін І.С., Капустян О.Є. ВПЛИВ МІДІ НА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВОЧНОГО СПЛАВУ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ.....	34
Bezhenov S. THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL HEREDITY OF STEELS ON THEIR DURABILITY UNDER CYCLIC LOAD CONDITIONS.....	36
Гіржон В.В. ЛАЗЕРНА ОБРОБКА ДОВЕКТІЧНОГО СИЛУМІНУ.....	38
Колесніков В.О. ВРАХУВАННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ НА ФОРМУВАННЯ ПРОДУКТІВ РІЗАННЯ ПРИ МЕХАНІЧНІЙ ОБРОБЦІ ДЕТАЛЕЙ З МОДИФІКОВАНИХ СТАЛЕЙ 38ХНЗМФА.....	40
Kukhar V.V., Vasylevskiy O.V., Shtuts A.A. INVESTIGATION OF THE CAUSES OF OPERATIONAL BREAKDOWNS IN METALLURGICAL EQUIPMENT AND VEHICLE PARTS PRODUCED BY OPEN DIE FORGING.....	42
Kushnerov O.I., Ryabtsev S.I., Bashev V.F., Galagan P.O. STRUCTURE AND PROPERTIES OF RAPIDLY QUENCHED MULTI-COMPONENT ALLOY FECONIB _{0,7} SI _{0,3} BE	44

Чухліб В.Л., Палієнко В.О. ОТРИМАННЯ КОЛІНЧАСТИХ ВАЛІВ ВІЛЬНИМ КУВАННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНСТРУМЕНТУ "ПЕРЕТИСКАЧ".....	46
Василів Х.Б., Торба Ю.І., Неманежин Є.О., Подобний О.В., Нарівський О.Е. АЛЬТЕРНАТИВНІ МЕТОДИ ФОРМУВАННЯ СКЛАДНОФАСОННИХ ПОВЕРХОНЬ НА ДЕТАЛЯХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ.....	48
Ivasishin O., Savvakina D., Torba Y., Manzhos V, Rud A. MANUFACTURING OF AIRCRAFT PARTS FROM INCONEL 718 ALLOY USING MIM TECHNOLOGY.....	50
Аджамський С.В., Барановська О.Є., Балаханова Т.В., Подольський Р.В., Бадюк С.І. ВПЛИВ ДІАМЕТРА ЛАЗЕРНОГО ПРОМЕНЮ НА ФОРМУВАННЯ ТРЕКІВ ТА МОРФОЛОГІЮ ВАННИ РОЗПЛАВУ В ПРОЦЕСІ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ СТАЛІ 316L.....	51
Shtablavyi I., Popilovskyi N., Mudry S. MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION OF LIQUID-PHASE SINTERING OF NANOPARTICLES WITH HIGH GLASS-FORMING ABILITY.....	53
Смоляков О.В. ПРОЦЕСИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ В АМОРФНОМУ СПЛАВІ $Co_{68}Fe_{4}Cr_{4}Si_{13}B_{11}$ ПРИ НАГРІВАННІ.....	55
Danylov S.M., Naumyk V.V., Tkach D.V., Pedash O.O., Tomkin D.O. COMPLEX MODIFICATION OF NICKEL-BASED SUPERALLOY FOR LARGE-SIZE BLADES OF AIRCRAFT GAS TURBINE ENGINES.....	57
Tymoshenko D.O., Kukhar V.V. PROSPECTS FOR THE MODERNIZATION OF PJSC "ZAPORIZHSTAL" TO EXPAND THE GREEN STEEL RANGE OF SPECIALIZED GRADES.....	59
Алієв І.С., Сивак Р.І., Левченко В.М., Абхари П., Малій О.Г. ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМОВНОСТІ МЕТАЛУ ПРИ ХОЛОДНОМУ РАДІАЛЬНОМУ ВИДАВЛЮВАННІ ДЕТАЛЕЙ З ФЛАНЦЕМ.....	61

Дуванський О.М., Чухліб В.Л. СПОСІБ КУВАННЯ ПОКОВОК ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСІВ ЗАПІРНОЇ АРМАТУРИ.....	63
Калюжний О.В., Калюжний В.Л., Холявік О.В., Титаренко А.Є. СКОРОЧЕННЯ КІЛЬКОСТІ ПЕРЕХОДІВ ПРИ ХОЛОДНОМУ ШТАМПУВАННІ КОНУСНИХ ВИРОБІВ З ЛИСТОВИХ ЗАГО- ТОВОК ІЗ МІДІ.....	65
Глотка О.А., Обносов К.В., Фасоль Є.О., Сотніков Д.Є., Джус А.В. УДОСКОНАЛЕННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ МОНОКРИ- СТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ.....	71
Чухліб В.Л., Колісник К.Д. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КО- ВАЛЬСЬКОЇ ОПЕРАЦІЇ ОСАДЖУВАННЯ НА ЯКІСТЬ КОВА- НИХ ГАКІВ.....	74
Brykov M., Girzhon V., Klymov O., Kapustyan O., Efremenko O. EXPLORING STRENGTH LIMITS OF MODERN HIGH- STRENGTH STEELS AND APPROACHING THE STRUCTURAL STRENGTH CRITERION FORMULATION.....	76
Марченко Ю.А., Петрик І.А., Капустян О.Є. ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕПЛОВОЇ ПОТУЖНОСТІ ДЖЕРЕЛ НАГРІВУ НА ФОР- МУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПРИ АДИТИВ- НОМУ ВИРОЩУВАННІ ЗАГОТОВОК ІЗ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ.....	77
Aikin M.D., Shalomeev V.A., Klymov O.V. OPTIMIZING HEAT TREATMENT PARAMETERS FOR BIODEGRADABLE MG-ZR- ND ALLOYS.....	79
Aikin M.D., Shalomeev V.A., Klymov O.V. IMPROVING PERFOR- MANCE CHARACTERISTICS OF BIODEGRADABLE MG-ZR- ND ALLOY BY CHANGING COOLING RATE.....	81
Figiela B., Tylišczak B., Bańkosz M., Nikolov A., Korniejenko K. STUDYING THE IMPACT OF CEMENT-BASED AND GEOPOL- YMER CONCRETE ON THE PROLIFERATION OF ESCHER- ICHIA COLI AND STAPHYLOCOCCUS AUREUS IN WATER- RELATED APPLICATIONS.....	84

Melnyk O., Onishchenko O., Kurdiuk S., Bulgakov M., Burlachenko D. COMPOSITE MATERIALS IN SHIPPING AND SHIPBUILDING: ADVANTAGES, TECHNOLOGIES AND PROSPECTS.....	86
Bojko Yu.I., Trostianchyn A.M. INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF THE METAL BOND OF DIAMOND TOOLS ON THE SURFACE QUALITY OF POLISHED NATURAL STONE.....	90
Serhiienko O.S. COMPARATIVE ANALYSIS OF RAPID PROTOTYPING TECHNIQUES: 3D PRINTING VS. HYDROCOLLOID AND SILICONE FLEXIBLE MOLD CASTING.....	93
Krasikov I.V., Krasikova I.E. INFLUENCE OF PARTICLE SIZE DISTRIBUTION ON THE MULTIFRACTAL DIMENSIONS OF A THREE-DIMENSIONAL COMPOSITE.....	96
Kirian I.M., Rud A.D., Kotrechko S.O., Zatsarna O.V., Gurin I.V. EFFECT OF SYNTHESIS CONDITIONS ON THE PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF $Tl_3SiC_2-TiSi_2-TiC$ COMPOSITES.....	98
Вініченко В.С., Шаломєєв В.А., Коробко О.В., Пархісенко Д.І., Єршов А.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ТОНКОСТІННИХ ОБОЛОНОК.....	100
Башев В.Ф., Микита К.А., Томіна А.-М.В. ВПЛИВ ШВИДКОЗАГАРТОВАНОГО БІНАРНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-CO НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ НАДВИСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛІЕТИЛЕНУ.....	103
Єршоміна К.А., Томіна А.-М.В., Микита К.А., Башев В.Ф. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПЕРЕРОБКИ НА ПОКАЗНИК АБРАЗИВНОГО СТИРАННЯ ПОЛІМЕРНОГО КОМПОЗИТУ.....	106
Maksymiv O.V., Kyryliv V.I., Chaikovs'kyi V.P., Kurnat I.M. FACTORS AFFECTING NANOGRAIN FORMATION DURING MECHANICAL-PULSE TREATMENT.....	108

Polishchuk S., Matvienko Ya., Demchenkov S., Skoryk M., Zahorulko I. KINETICS OF THE PHASE FORMATION IN NANOSCALED MULTILAYER HYPEREUTECTIC AL/CU FOILS....	109
Mazur T., Mazur M. CHARGE CARRIER TRANSPORT IN THIN FILMS OF CDTE AND PBTE: INFLUENCE OF THICKNESS AND TEMPERATURE.....	110
Корній С.А., Галайчак С.А., Данильчук М.В., Мардаревич Р.С., Винар В.А. СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У КОМПОЗИЦІЙНИХ ЕЛЕКТРОХІМІЧНИХ ПОКРИТТЯХ NI-MO-B ВНАСЛІДОК ТЕРМООБРОБКИ.....	112
Раззоков А.Ш., Гіржон В.В., Кошчанова Д.Е. ОТРИМАННЯ І СТРУКТУРА ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ (Ge ₂) _{1-x-y} (GaAs) _x (ZnSe) _y ...	115
Razzokov A.Sh. FEATURES OF GROWING A SOLID SOLUTION OF Si _{1-x} Ge _x FROM A LIQUID PHASE.....	118
Khoma M.S., Vasylyv Ch.B., Vynar V.A., Chuchman M.R., Ivashkiv V.R., Ratska N.B. THE INFLUENCE OF SULFIDE FILMS ON THE CORROSION AND HYDROGENATION OF LOW-CARBON STEEL.....	120
Надтока В.М., Краєв М.В., Краєва В.С., Бондар Д.М., Штапенко Е.П. МОДИФІКОВАНЕ ХРОМОВЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЕ ПОКРИТТЯ КРИСТАЛІЗАТОРІВ МБЛЗ.....	122
Посувайло В.М., Ковальчук І.В., Чумало Г.В., Кравчишин Т.М., Посувайло М.-М. В. ВЗАЄМОДІЯ СКЛАДОВИХ ЕЛЕКТРОЛІТНОЇ ПЛАЗМИ З КАРБІДОМ ТИТАНУ.....	124

УДК 669.1:539.62

Балицький О.І.¹,

Колесніков В.О.²,

Іваськевич Л.М.³,

Гаврилук М.Р.⁴.

¹ д.т.н., проф., пров. науковий співробітник, відділу міцності матеріалів і конструкцій у водневовмісних середовищах Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України, м. Львів

² к.т.н., науковий співробітник, відділу міцності матеріалів і конструкцій у водневовмісних середовищах Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України, м. Львів, доцент кафедри професійної освіти, ресторанного та туристичного бізнесу НН інституту технологій і торгівлі ДЗ "Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка", м. Полтава, м. Лубни

³ к.т.н., старший науковий співробітник, відділу міцності матеріалів і конструкцій у водневовмісних середовищах Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України, м. Львів

⁴ к.т.н., науковий співробітник, відділу міцності матеріалів і конструкцій у водневовмісних середовищах Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України, м. Львів

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОЗВ'ЯЗКУ МІЖ ПАРАМЕТРАМИ МІКРОСТРУКТУРИ НАВОДНЕНИХ ВИСОКОАЗОТНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇХ ТРИБОЛОГІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Високоазотні сталі є перспективними конструкційними матеріалами. Проте їх трибологічні властивості ще не зовсім досліджені. Свій вплив на зміну властивостей може вносити й водень.

Одними з найінформативніших джерел про процеси, що відбуваються в умовах тертя можуть бути продукти зношування.

Зносотривкість визначали на машині тертя СМТ-1 (2070). Швидкість ковзання нижнього ролика 1480 RPM, а верхнього 1240 RPM. Нижній ролик (діаметр 42 mm) виготовлений зі сталі 45 твердістю 55...62 HRC. Верхній – з високоазотних сталей: DDT 68 (діаметр 35 mm) твердістю 45...50 та P900 (діаметр 31 mm) твердістю 47...52 HRC (хімічний склад та властивості наведено в таблицях 1, 2). У мікроструктурі сплавів зафіксовано аустенітну металеву матрицю мікротвердістю 4,2...5,0 GPa. Лінійна швидкість верхнього ролика 2,27

m/s, а нижнього 3,08 m/s. В умовах тертя без змащування навантаження становило 200...600 N.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних сталей (мас. %)

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N
Сталь DDT 68	0,06	0,52	19,4	17,5	0,13	2,08	0,14	0,97
Сталь P900	0,08	0,38	19,0	17,8	1,18	0,13	0,12	0,58
Сталь 45*	0,42–0,5	0,17–0,37	0,5–0,8	0,25	0,25	–	–	–

* до 0,04 мас.% S, до 0,035 P, до 0,25 C, до 0,25 Cu, до 0,08 As.

Таблиця 2 – Властивості високоазотних сталей

№ за/п	Марка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	A_v , J
1	Сталь DDT 68	1176	793	61	300
2	Сталь P900	921	562	67	250

Вплив водню на тертя досліджували на зразках із високоазотної сталі, заздалегідь наводнених у 26%-му розчині сірчаної кислоти з каталізатором 5 mg/l окису арсену за сили струму 0,5 A/cm².

Параметри мікроструктури, поверхні тертя та продукти зношування обстежували на електронному мікроскопі EVO-40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350 у Центрі електронної мікроскопії та рентгенівського мікроаналізу Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України.

Встановили залежності від параметрів мікроструктури та триботехнічними властивостями, що дало змогу пов'язати їх з морфологією та розмірами продуктів зношування.

Matvienko Ya.I.¹,
Katerlenko V.V.¹,
Monastyrskaya T.O.¹,
Demchenkov S.O.²,
Trachevskii V.V.³

¹ G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine, Vernadsky blvd. 36, 03142 Kyiv, Ukraine

² E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazymyr Malevych str. 11, 03150 Kyiv, Ukraine

³ Technical Center of the NAS of Ukraine, Pokrovskaya str. 13, 0407 Kyiv, Ukraine

Cu-Al ALLOYS PREPARED BY VACUUM ARC MELTING: CORRELATING STRUCTURE EVOLUTION AND MECHANICAL PROPERTIES WITH AL CONTENT

Due to improved structure and properties in relation to conventional alloys, researches have rekindled the interest in Cu-Al intermetallics produced as films and bulk by arc melting [1,2]. In the Cu-rich side of binary diagram (the region from γ -Al₄Cu₉ to ζ -Al₃Cu₄ phases) is complex, as several intermetallics with high hardness, low toughness, relatively low electrical resistivity, complex structure and stability exist or coexist [3].

In this study, several Cu-Al alloys (16.9-25.8 wt. % Al) were produced by vacuum-arc. The effect of Al content on the phase composition, microstructure, and mechanical properties of these alloys was investigated. The studies were carried out using x-ray, metallographic, and nuclear magnetic resonance. Microhardness, Young's modulus and plasticity coefficient of the alloys were measured using a "Mikron-Gamma" facility at a load of 30g.

Жирепарыа:

1. Zobac O., Kroupa A., Zemanova A., Richter K.: Experimental description of the Al-Cu binary phase diagram. Metallurgical and Materials Transactions 50A, 3805–3815 (2019).

2. Arpat E., Urgan M.: Production of free standing Cu-Al intermetallics by cathodic arc plasma treatment. Intermetallics 19, 1817–1822 (2011).

3. Dong C., Zhang H., Wang D., Qang Y.: Al-Cu approximants and associated B2 chemical-twinning modes. Micron 31(5), 507–514 (2000).

Zvirko O. I.¹,
Demianchuk D. O.²,
Tsyulnyk O.T.³,
Nykyforchyn H. M.⁴

¹ D.Sc., Head of Department, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

² PhD Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

³ D.Sc., Leading Researcher, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

⁴ D.Sc., Leading Researcher, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

EFFECT OF HYDROGEN ASSISTED STRAIN AGING ON MECHANICAL AND FRACTURE PROPERTIES OF PIPE STEEL

It is known that strain aging affects a material's mechanical behavior, complicating plastic deformation and resulting in embrittlement [1, 2].

In the current study, mechanical behavior of steel specimens was investigated after different pre-treatments (low-temperature tempering and hydrogen charging followed by low-temperature tempering) and compared with that of the untreated one. The pipe steel API 5L X52 strength grade was studied.

It was revealed that strain aging occurred in some local areas with increased stresses induced by hydrogen charging. It resulted in a significant reduction in fracture toughness and resistance to stress corrosion cracking of a pipe steel. The effect of strain aging on tensile properties and the Charpy notched toughness of the steel was minor. It was demonstrated that hydrogen absorbed by a metal can cause embrittlement through strain aging mechanism, primarily at the grain boundaries, which are the dominant sites of hydrogen transport.

References:

1. Vodopivec F., 2004. Strain ageing of structural steels. *Metalurgija* 43(3), 143-148.

2. Yang Y., Zhang B., Wang Y., Jiang Z., Li K., 2022. Mechanical behaviors and constitutive model of structural steel influenced by strain aging. *Journal of Constructional Steel Research*, 192, 107211. DOI: 10.1016/j.jcsr.2022.107211

Venhryniuk O. I.¹,

Zvirko O. I.²

¹ PhD Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

² D.Sc., Head of Department, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine

PREDICTING HYDROGEN DISTRIBUTION IN STEEL PIPES USING PHYSICS-INFORMED NEURAL NETWORKS

Today, a promising task is to use existing gas pipelines for hydrogen transportation [1]. However, the metal-hydrogen interaction leads to hydrogen embrittlement of pipeline steels [2]. Accurate and efficient prediction of hydrogen diffusion in steel pipes is crucial for ensuring safe operation.

This study develops a physics-informed neural network (PINN) model for simulating hydrogen diffusion in the wall of a gas pipeline. Traditional modeling approaches often struggle with limited experimental data; however, neural networks provide a powerful alternative. The PINN was employed to accurately predict hydrogen concentration distributions over time within the pipe wall, despite relying on minimal experimental data. The model's accuracy was enhanced by incorporating physical laws, specifically Fick's second law of diffusion.

The neural network model achieved high accuracy, with a mean absolute error of 0.07 using only six data points. The results were compared with analytical solutions, and visualizations of the hydrogen distribution were provided. These findings demonstrate the effectiveness of PINNs for this type of physical modeling and highlight their potential for broader applications in various physical problems.

References:

1. Lipiäinen S., Lipiäinen K., Ahola A., Vakkilainen E. Use of existing gas infrastructure in European hydrogen economy. *Int. J. Hydrog. Energy*. 2023. 48, № 80, 31317–31329. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.04.283.

2. Zvirko O.I., Tsyryllyk O.T., Venhrynyuk O.I., Nykyforchyn H.M. Sensitivity of the J-Integral method for estimating the hydrogen embrittlement of ferritic-pearlitic pipe steel. *Strength Mater*. 2024. 56(5), 928–935. DOI: 10.1007/s11223-024-00704-x

UDC 621.771.25: 001.891.573

Shtoda M.M.,

PhD, Associate Professor,

Technical University Metinvest Polytechnic LLC

UNIVERSAL MODEL OF HOT METAL FORMING DURING CONTINUOUS ROLLING IN CALIBERS «OVAL – CIRCLE» SYSTEM

Modern enterprises of hot-rolled steel section products require ever greater technological and economic efficiency from the operation of rolling mills. This can only be achieved based on deep analysis using modern methods of mathematical modeling and experimental research.

As noted in the work [1] thanks to the simulation tool, it is possible to quickly and inexpensively determine if a process is correct. But roll pass design calculated using existing software products needs a development test. Thus, the metallurgical enterprise has additional financial costs. In this case, the economic benefit of using own programs for developing and improving roll pass designs becomes clear.

The aim of this work is to develop computer program based an universal mathematical model of metal shape continuous rolling in «oval-circle» system.

The proposed model uses the variational principle of continuous medium mechanics of the minimum total power of internal and external forces of the deformation zone. The profile of billet replaced on an equivalent rectangular cut by the appropriate strip method when defining the metal shape change in each caliber of the «oval – circle» system. Also the real shape of caliber to replaced on a «smooth barrel» (Fig. 1).

In the first approximation, the deformation variational task is solved for the free rolling in first and second passes continuous mill. Then, the metal exit speed after the second pass calculated:

$$v_{m_2} = a_2 \cdot v_{b_2},$$

where a_2 – coefficient of the forward slip for second pass; v_{b_2} – average circumferential speed of the rolls in the second pass.

The speed of metal entry into the second caliber for free rolling conditions is:

$$v_{m_{0_2}} = \frac{v_{m_2}}{\lambda_2},$$

where λ_2 – коэффициент вытяжки во втором проходе.

Next the values v_{m_1} and $v_{m_{0_2}}$ compares. If $v_{m_1} > v_{m_{0_2}}$, then a compressive tension arises in the space between the stands. If $v_{m_1} = v_{m_{0_2}}$, then rolling is carried out without tensile or compressive tension between the stands. And if $v_{m_1} < v_{m_{0_2}}$, then tensile tension observed in the space between the stands.

The size of the rolled product doesn't change in the inter-stand space when the presence of a compressive tension because the distance between the stands is much larger than the cross-section of the rolled strip. Then, provided $v_{m_1} \geq v_{m_{0_2}}$ the calculation of the strip dimensions and rolling conditions in the third pass proceeds to using the method described above. If the condition $v_{m_1} < v_{m_{0_2}}$ is true, then it is necessary to specify the dimensions of the billet for the second pass of the continuous rolling mill, which reduce under the influence of tensile tension.

After this, the spreading coefficient for the specified dimensions of the billet determines in accordance with the universal variational method for calculating deformation during rolling in calibers of «oval-circle» system. And the width of the strip after rolling in the second pass is got considering the backward tension. The filling of the caliber is determined by the inverse transformation from the corresponding rectangular section into the area limited by the caliber contour and the side surface line described by the radius. This calculation procedure is maintained for all subsequent passes of the continuous mill.

The program has been developed for determining the change in the shape of the strip during continuous rolling in round and oval calibers. User can see the actual outline of the billet and the degree of caliber filling in the program's graphic window. As a result, the mill operating mode without calibers overfilling can selected.

The developed mathematical model can be used to study the metal shape change during continuous rolling on section mills in the calibers «oval – circle» system. This model is also recommended for use as a calculation module for determining the metal deformation during rolling in high-speed wire block with a integral drive.

References:

1. Pérez-Alvarado, Alejandro & Arreola-Villa, Sixtos & Calderon-Ramos, Ismael & Servín-Castañeda, Rumualdo & Rosa, Luis & Chattopadhyay, Kinnor & Morales, Rodolfo. (2021). Numerical Simulation of the Hot Rolling Process of Steel Beams. *Materials*. 14. 7038. DOI: 10.3390/ma14227038.

Мордюк Б.М.^{1,2},
Книш В.В.²,
Соловей С.О.²,
Закієв В.І.³,
Котко А.В.⁴

¹ Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, м. Київ

² Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

³ Державний університет «Київський авіаційний інститут», м. Київ

⁴ Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ВИСОКОЧАСТОТНИМ УДАРНИМ ОБРОБЛЕННЯМ ЗАДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ І ВИРОБІВ АВІАБУДУВАННЯ

Враховуючи підвищені вимоги до надійності деталей і елементів конструкцій авіаційної та ракетно-космічної техніки, на сьогодні актуальною є проблема пошуку високопродуктивних методів їх фінішного оброблення. Для підвищення експлуатаційних властивостей виробів і деталей із титанових сплавів рекомендовано проводити модифікацію за допомогою методів поверхневої пластичної деформації (ППД) [1]. Одним з найбільш ефективних методів ППД є високочастотне ударне оброблення механічним проковуванням (ВЧУО/ВМП) за допомогою ультразвукового обладнання [2]. В роботі окреслені ключові фактори, що впливають на ресурс деталей. Показано, що застосування методу ВМП дозволяє позитивно впливати на ці фактори, а саме сприяє зменшенню шорсткості поверхні, подрібненню розмірів складових мікроструктури та формуванню залишкових напружень стиснення у поверхневих шарах, тобто зменшенню концентрації напружень на елементах мікрорельєфу та мікроструктури. Вказана модифікація поверхні забезпечує поверхневе зміцнення та підвищення опору втомі, зношуванню та корозії, що показано на ряді двофазних титанових сплавів [3], які описуються різними молібденовим і алюмінієвим еквівалентами ($Mo_{eq} = -0,205 \dots -2,375$, $Al_{eq} = 8,355 \dots 8,6$) та застосовуються для виробництва різних деталей ГТД [3].

Література:

1. T. Ludian, L. Wagner, Adv. Mater. Sci., 8, No. 2: 44 (2008).

2. B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, J. Sound Vibration, 308: 855 (2007).

3. Є.О. Маніло, Дослідження впливу термічної обробки на структуру та властивості деталей газотурбінних двигунів з двофазних титанових сплавів, ЗНТУ «Запорізька Політехніка», 122 с.

Monastyrska T.O.¹,
Berezina A.L.¹,
Molebnyi O.A.¹,
Mordiyuk B.N.¹,
Kotko A.V.²

¹ G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine, Vernadsky blvd. 36, 03142 Kyiv, Ukraine

² Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine, Krzhizhanovskii Str. 3, Kyiv-142, 03680, Ukraine

INFLUENCE OF SURFACE ULTRASONIC IMPACT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION BEHAVIOR OF AL- MG-SI ALLOY

Effect of the surface ultrasonic impact treatment on the microstructure and corrosion resistance of the wrought low-alloyed, low-cost Al-Mg-Si alloy of 6060 type was investigated. The alloy has high plasticity, the ability for hot extrusion, and high corrosion resistance, which are excellent characteristics for various applications. The low strength of the alloy, however, is its main disadvantage. Of great interest is the search for additional methods of hardening the alloy. The primary task of this research investigation has been to study the possibility of improving the mechanical properties of the alloy using surface severe plastic deformation in combination with different types of thermal treatments. One of the methods of surface plastic deformation is ultrasonic impact treatment (UIT). The use of high-power ultrasonic energy in the surface treatment of materials leads to fundamental changes in the structure of the surface and subsurface layers [1,2]. The study of the effect of ultrasonic impact treatment on the structure of Al-Mg-Si alloy surface showed that the initial structural state of the alloy significantly affected the mechanism of relaxation of internal stresses generated by shock-cyclic loading. Strengthening was caused by internal stresses in the matrix. The increase in alloy microhardness after UIT was 24%. As consequence, Al-Mg-Si alloys processed by surface ultrasonic impact treatment exhibit improved corrosion resistance compared with their original state.

References:

1. B.N. Mordyuk and G.I. Prokopenko, J. Sound Vibration, 308, 855 (2007).
2. M. Liao, W.R. Chen and N.C. Bellinger, Inter J. Fatigue, 30, 717 (2008).

Loskutov S.V.,
Seidametov S.V.,
Ershov A.V.
National University Zaporizhzhia Polytechnic, 64 Zhukovskogo str.,
Zaporizhzhia, 69063, Ukraine

PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF METAL-ENVIRONMENT INTERFACE

An experimental technique that allows to study the regularities of contact deformation in the process of kinetic macroindentation was presented. Using the X-ray structural analysis method, residual stresses were determined in samples of titanium alloy VT3-1 after various types of surface treatment. The relationship between residual stresses, Young's modulus and activation volume, which were determined using the kinetic indentation technique, was established.

Free surface, as a specific type of two-dimensional defect in crystals affect their physical and mechanical properties. Therefore, the study of structural features of metal surface and changes in its structure and properties during metal body deformation is a central area of research in solid-state physics.

The experimental dependence of the average contact stress on the deformation of the contact zone, obtained using the kinetic identification technique, represents a broken line, which consists of two parts (Fig. 1).

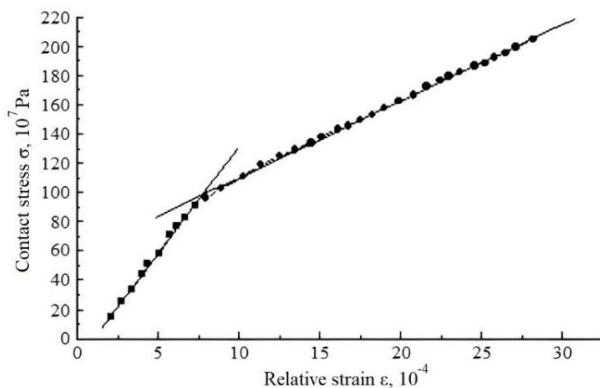


Fig. 1. The dependence of contact stress from relative strain of titanium alloy sample.

Measured in this way, the contact stress limit determines the material yield strength of the metal-environment interface. The first section, depending on load, corresponds to elastic or elastic and microplastic deformations. In the absence of measurement errors and defects, this area should almost coincide with the theoretical Hertz dependence, which presents a straight line. The second section corresponds to macroplastic deformations. The empirical dependence of relative strain ε on this zone is close to linearity. The angular ratios of the two sites differ significantly. The breakpoint in the graph corresponds to the transition from mean marginal contact stress to macroplastic deformation.

The average contact stress and corresponding deformation of the contact zone are measured by the value of electrical resistance R , load P and time t . Using the least-squares method, the experimental dependence of the first and second zones is approximated by a straight line, the intersection of which gives the mean value of the limiting contact stress. In the case illustrated in Fig. 1 for a titanium alloy sample after vacuum annealing at 860°C during 3 hours, received $\sigma_1=90.6 \cdot 10^7$ Pa, which is in line with the reference value.

Table 1 shows the results of X-ray diffraction determination of residual macrostresses, Young's modulus and activation volume, defined by kinetic indentation.

Table 1. Average values of physical and mechanical characteristics of the material surface layer of BT3-1 pile samples after various types of surface treatment.

Marking of samples series	Young's modulus, GPa	Residual macrostresses, MPa	Activation volume, 10^{-28} , m ³
A	118	-594	4.99
B	99	-460	6.02
C	109	-200	8.41

Note: A – vibroamplitude grinding and polishing, 30 min.; B – treatment with steel balls with a diameter of 1.9 mm in the ultrasonic field, 3 min; C – vibroamplitude strengthening with ceramic beads with a diameter of 1.9 mm, 15 min.

Table 1 shows that acceptable values were obtained for the Young's modulus of the BT3-1 stack for a thin surface layer with an advanced defect structure. Activation volume values of titanium alloy samples, defined by the developed technique, helped to explain the structural changes resulting from various surface hardening treatments.

Pravda M.I.¹,
Seidametov S.V.²,
Pavlenko D.V.³,
Schetinina M.O.⁴

¹candidate of physical and mathematical sciences, acting head of the physics department of the Zaporizhzhya Polytechnic National University

²senior lecturer of the physics department of the Zaporizhzhya Polytechnic National University

³doctor of technical sciences, head of the aircraft engine technology department

⁴head of the laboratory of the aircraft engine technology department

THE INFLUENCE OF ELECTRIC CURRENT AND MAGNETIC FIELD ON THE STRESS-STRAIN STATE OF EP-718 ALLOY

The study investigates the influence of electric current and pulsed magnetic field treatment on the fatigue behavior and residual stress relaxation of EP-718 alloy. This nickel-chromium heat-resistant alloy is widely used in aerospace and other high-performance applications due to its high strength, oxidation resistance, and mechanical stability under extreme conditions. However, residual tensile stresses, induced during manufacturing and operation, significantly impact the alloy's fatigue performance, leading to premature crack initiation and structural failure. Traditional stress-relief methods, such as thermal treatment, have significant limitations, including high energy consumption and potential degradation of mechanical properties [1,2]. The application of electric and magnetic fields as alternative stress-relief mechanisms presents a promising approach to enhancing material durability.

The experimental study was conducted in two phases: (1) fatigue testing under symmetric alternating bending with and without electric current and (2) pulsed magnetic field treatment for residual stress relaxation. The fatigue tests involved EP-718 alloy samples subjected to alternating bending loads at two stress levels ($\sigma \approx 160$ MPa and $\sigma \approx 240$ MPa). The experimental setup included a vibration stand where samples were fixed in insulating clamps and oscillated at controlled frequencies. An electric current ranging from 8 A to 10 A was passed through selected samples to evaluate its effect on fatigue performance. The criterion for fatigue crack initiation was a frequency decrease of 3 Hz, followed by a rapid decline of 10-15 Hz indicating sample failure.

Results demonstrated that samples subjected to electric current exhibited significantly improved fatigue life compared to those tested without current. The average number of cycles to fatigue failure increased by approximately 1.7 times in samples with electric current. The observed enhancement in fatigue resistance is attributed to the relaxation of the defect structure within the crystal lattice, which suppresses crack propagation. This effect is hypothesized to be related to changes in the electronic structure of the metal, influencing dislocation mobility and delaying fatigue crack nucleation.

In the second phase of the study, the influence of pulsed magnetic fields on residual stress relaxation was evaluated. EP-718 alloy samples were prepared and subjected to multiple pulses of a magnetic field with an induction of $B = 0.37$ T. Tensile residual stresses in the surface layer were measured before and after treatment using an electropolishing technique. Results showed that pulsed magnetic field treatment reduced residual tensile stresses by approximately 40% at depths up to 20 μm . This reduction is attributed to the restructuring of the dislocation network under the influence of the magnetic field, a phenomenon known as the "magnetoplastic effect." The paramagnetic nature of the Fe-Ni alloy facilitates this stress relaxation mechanism, contributing to enhanced mechanical stability and extended component lifetime.

The findings highlight the potential of electric current and magnetic field treatments as effective methods for improving the fatigue resistance and residual stress distribution in heat-resistant alloys. The application of these techniques can be particularly beneficial in aerospace and high-performance engineering applications where structural integrity and longevity are critical. Further research is recommended to explore the underlying mechanisms of electron gas interaction with lattice defects and to optimize processing parameters for industrial applications. This study contributes to the advancement of non-thermal stress-relief techniques and provides insights into the role of electromagnetic fields in influencing material behavior.

References:

1. S.J. Park, S.-H. Jo, J.G. Kim, J. Kim, R. Lee, Y.-S. Oh, S.-J. Kim, H.W. Lee, S.-H. Kang, and J. Jung, *Metals*, **12**: 110 (2022). DOI: <https://doi.org/10.3390/met12010110>
2. P.E. Aba-Perea, P.J. Withers, T. Pirling, A. Paradowska, D. Ma, and M. Preuss, *Metall Mater Trans*, **50A**., 3555 (2019). DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05302-0>
3. S.V. Seidametov, S.V. Loskutov, and M.O. Schetinina, *Metallofizika i novejschie tehnologii*, **37**, № 5: 615 (2015) (in Russian).

Makovskiy S.¹,
Solokov S.¹,
Obnosov K.¹,
Greshta V.²,
Shalomeyev V.²

¹Motor Sich JSC, Zaporizhzhia, Ukraine

²National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia, Ukraine

THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MG-AL-ZN-MN CAST MAGNESIUM ALLOY INOCULATED WITH NANOGRAFITE

Magnesium alloys are widely used in the aero engine manufacturing sector and production of rotorcraft transmission assembly units as the most lightweight structural material [1]. Thanks to a combination of good castability and processing characteristics Mg-Al-Zn-Mn alloys are the most widespread group of magnesium alloys used for manufacture of heavy loaded box-type castings by gravity casting, permanent mold casting and die casting methods. However, this class of materials has also some disadvantages, such as a rather wide mechanical properties scatter. Since mechanical properties of the cast magnesium alloys can be significantly improved by grain refinement, development of high efficiency inoculation techniques currently attracts much interest in the area of state-of-the-art light structural aircraft materials engineering [2].

A series of pilot industrial melts of ML5 cast magnesium alloy was produced in a gas-fired holding furnace with capacity of 100 kg. The melts were inoculated with incremental micro additives (0;0.001;0.005;0.01 wt,%) of nanographite in grades N1 and N2 with a surface area of, respectively, around 130 and 280 m²/g. Standard specimens with a gauge diameter of 12 mm were cast in sand molds to determine mechanical properties and a structure of the experimental alloy. A standard T6 heat treatment was done.

According to the mechanical property testing results, addition of incremental additives (0.001; 0.005 wt,%) of N1 nanographite led to a gradual increase in elongation, by around 40% with insignificant growth in UTS. Metallographic examination of the experimental alloy with 0.005% N1 showed 50...80% reduction of the grain size, with refined and uniformly distributed β -phase (Mg₁₇Al₁₂) precipitates. The inoculated alloy has also reduced susceptibility to a discontinuous β -phase precipitation mode (Fig.1). Further increasing a calculated concentration of N1 nanographite up to 0.01wt,%, resulted in a decreased grain refinement effect, which was

evidenced by a zero grain size reduction with UTS and the ductility dropped to a level of the standard ML5 alloy version with no nanographite inoculation (Fig.2,3).

ML5 alloy inoculated with as little as 0.001 wt.%, of N2 nanographite, is characterized by around 30% increase in the ductility as compared with the initial ML5 alloy version.

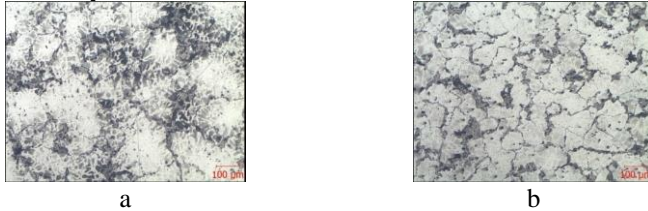


Fig. 1 Microstructure of specimens cast from ML5 experimental alloy. a - standard ML5 alloy; b - ML5 + 0.005 wt.%, N1 nanographite

Introduction of further N2 incremental additives (0.005; 0.01 wt.%,) in the melt resulted in no change in elongation. ML5 + 0.005 wt.%, version displayed some improvement in UTS (on average, 275 MPa vs. 262 MPa for initial ML5 version) ML5+0.01%N1 showed UTS drop (Fig.2,3). The obtained R&D results showed that nanographite inoculation has a pronounced effect on the structure and mechanical properties of ML5 alloy only in a narrow N1 and N2 concentration range (0.001...0.005wt.,%).

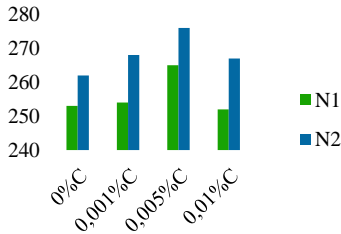


Fig. 2 UTS (MPa) vs N1&N2 concentration in ML5

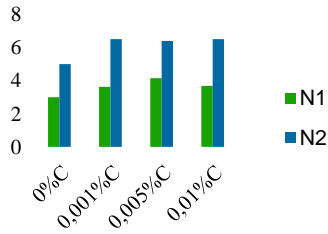


Fig.3 Elong.,% vs N1&N2 concentration in ML5

References:

1. Designing with Electron® magnesium alloys. Magnesium electron Handbook.© Magnesium Electron 2012.

2. Shalomeev, V., Tsvirco, E., Vnukov, Y., Osadchaya, K., Makovskiy, S. Development of new casting magnesium based alloys with increased mechanical properties. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2016, vol. 4, no. 1(82), pp. 4-10.

УДК: 669.715:621.372.54:538.4

Смірнов О.М. ¹,
Скоробагатько Ю.П. ²,
Горюк М.С. ³,
Семенко А.Ю. ⁴,
Горшков А.О. ⁵

¹ д-р.техн.наук, проф., зав. відділу, e-mail:stalevoz@i.ua, ORCID 0000-0001-5247-3908

² канд.техн.наук, старший дослідник, старш.наук.співроб, e-mail:yulka.ukr@gmail.com,
ORCID 0000-0002-1724-9895

³ канд.техн.наук, заст. зав. відділу, e-mail: gormak72@gmail.com, ORCID 0000-0002-7561-6948

⁴ канд.техн.наук, старший дослідник, старш.наук.співроб., e-mail:semenko.au@gmail.com,
ORCID 0000-0002-0448-1636

⁵ наук. співроб. Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

РАФІНУВАННЯ РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ЧЕРЕЗ ПІНОКЕРАМІЧНІ ФІЛЬТРИ ПРИ НАКЛАДЕННІ ЕЛЕКТРИЧНИХ ПОЛІВ В МАГНІТОДИНАМІЧНІЙ УСТАНОВЦІ

Розвиток сучасної техніки потребує наявності високоякісних традиційних сплавів з підвищеним рівнем властивостей або нових матеріалів зі спеціальними характеристиками для особливих галузей застосування. Це, в свою чергу, зумовлює необхідність розробки новітніх високоефективних технологій для їх одержання. Важливою умовою забезпечення ефективності таких технологічних процесів є використання для їх реалізації зовнішніх впливів, зумовлених дією різних фізичних полів.

Дослідження у цьому напрямі проводяться у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України. Так, за останнє десятиліття в Інституті були створені нові та вдосконалені раніше розроблені технології та обладнання, наприклад, магнітодинамічні насоси, установки та міксери-дозатори для приготування та розливання металів та сплавів

Особливістю магнітодинамічної установки (МДУ) для алюмінієвих сплавів є об'єднання в одному агрегаті двох

взаємопов'язаних між собою конструктивних та функціональних вузлів – магнітодинамічної одиниці (МДЕ) та тиглю (рис. 1) [1]. При цьому в рідкому металі в III-подібному каналі при включенні індукторів генерується змінний електричний струм (щільність до $20 \cdot 10^6$ А/м²); у робочій зоні, за допомогою електромагніту, створюються змінне магнітне поле (до 0,3 Тл) і об'ємна електромагнітна сила (до $60 \cdot 10^5$ Н/м³), що забезпечує перемішування розплаву у ванні внаслідок надходження до неї з каналу затопленого рідкометалевого струменя. За відсутності транзитного перебігу рідкого металу у робочій зоні створюється електромагнітний тиск [1].

В МДУ можуть бути реалізовані супутні технології прискореного розчинення в алюмінієвому розплаві легуючих та модифікуючих добавок, гомогенізації хімічного складу та температури рідких сплавів та ін [2]. До основних сучасних способів рафінування алюмінієвих сплавів відносяться фільтрування, продування аргоном та обробка реагентами. Всі перелічені способи потребують інтенсивного перемішування розплаву та створення затоплених струменів із заданою швидкістю, напрямом та витратою. У МДУ закладено широкі можливості реалізації різних варіантів руху розплаву замкнутими контурами «тигель з розплавом – порожнину індукційного каналу – тигель з розплавом». Канал має три устя, що виходять у тигель, тому контури циркуляції можуть бути різними. Оскільки канал розташований вертикально, то створення горизонтального затопленого потоку необхідна спеціальна вставка, що змінює його напрям. Крім цього в МДУ рідкого металу в каналі і нижній частині тигля протікають струми до 10000 А і більше, які з одного боку створюють електровихрові течії, що забезпечують інтенсивну вимушену конвекцію, а з іншого - можуть використовуватися як фактор інтенсифікації процесів рафінування.

Для фільтрування розплаву МДУ застосовувалися сучасні пінокерамічні фільтри з різним ступенем пористості. Фільтрування розплаву може бути реалізовано декількома способами, що відрізняються один від одного варіантами розташування фільтрів на устях каналу та напрямом перебігу розплаву через них, які представлені в таблиці 1. У будь-якому з перерахованих варіантів можна забезпечити протікання електричного струму через фільтр, проте найбільш раціональними і природними є варіанти розташування фільтрів на бічних устях. Це мотивується тим, що при створенні багаторазової циркуляції розплаву за замкнутими контурами «бокові гілки каналу – центральна гілка каналу» та «тигель з розплавом – перша бічна гілка каналу – горизонтальна ділянка каналу – друга бічна гілка каналу з

фурмою – тигель з розплавом», через бічні устя по рідкому металу протікає електричний струм.

Таблиця 1 – Варіанти розміщення фільтрів на устях каналу МДУ типу МДН-6А (рис. 1)

№ варіанту	Місце розміщення фільтра	Напрямок течії розплаву
1	Центральне устя каналу	1.1 знизу вгору 1.2 зверху вниз
2	Бокове устя каналу	2.1 знизу вгору 2.2 зверху вниз
3	На обох бокових устях	3.1 знизу вгору 3.2 зверху вниз
4	На одному із бокових і центральному устях	4.1 знизу вгору 4.2 зверху вниз

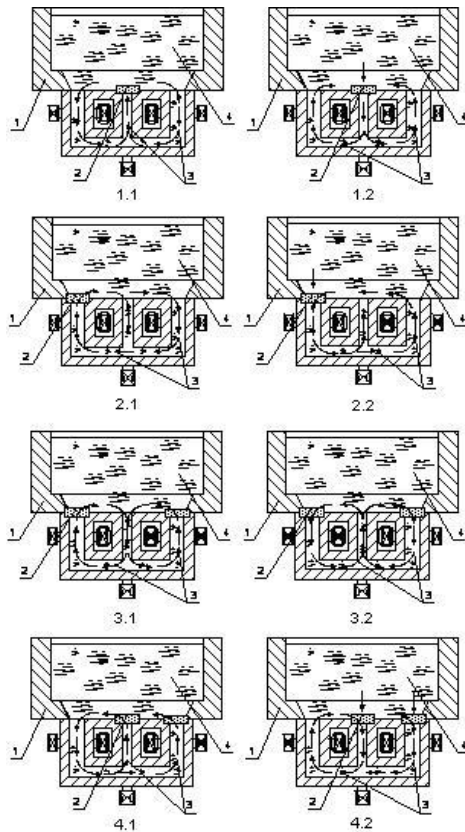
Для забезпечення протікання електричного струму через центральне устя МДУ з одночасним прокачуванням розплаву через нього доводиться використовувати спеціальні режими несиметричного включення електромагнітних систем. Враховуючи наведені аргументи, було обрано найбільш раціональний варіант технологічної схеми. Таким є варіант 2.2 (табл. 1 та рис. 1).

По-перше, фільтр не перешкоджає встановленню металопроводу, по-друге, він утримується в робочому положенні динамічним напором розплаву, що протікає через нього, по-третє, через нього проходить електричний струм. Ця обставина має особливе значення, оскільки електричний струм викликає локальний розігрів металу в порах фільтра та створення в них електровихрових течій, тобто мікроциркуляцію розплаву, викликану взаємодією електричного струму, що протікає через фільтр по звивистих траєкторіях, з власним магнітним полем. Локальний розігрів розплаву сприяє посиленню адгезії неметалевих включень до матеріалу фільтра, а мікроциркуляція, викликана електровихровими течіями, збільшує ймовірність зіткнення неметалевих частинок, що мають розміри менші, ніж пори, зі стінками каналів фільтра [2]. Також очевидно, що ймовірність затримання дрібних неметалевих частинок зростає зі збільшенням кількості циклів фільтрування.

Розглянемо аналітичну залежність, що відображає взаємозв'язок кратності фільтрування з місткістю установки, витратою розплаву через фільтр та часом фільтрування:

$$n = \frac{\tau \cdot Q}{M}$$

де n – кратність фільтрування; τ – час фільтрування, с; Q – масова витрата розплаву через фільтр, кг/с; M – місткість установки, кг.



1 – МДН-6А; 2 – пінокерамічний фільтр;
3 – напрямок потоку розплаву; 4 – розплав

Рисунок 1 – Схеми можливих варіантів розміщення фільтра на усті каналу МДУ (згідно таблиці 1)

Кожен тип пінокерамічного фільтра має свою технічну характеристику - масова витрата через його поверхню (в нашому випадку 1,5 кг/с). Місткість МДУ становить 250 кг, а час фільтрування при комплексному рафінуванні – 40 хвилин. Цей час складається з 20 хвилин фільтрування, поєднаного з продуванням аргонном, а потім ще 20 хвилин відстоювання розплаву після продування. При відстоюванні немає сенсу видаляти фільтр, оскільки додаткове фільтрування не впливає на загальний час рафінування, але повинно сприяти затриманню дрібних неметалевих включень, що залишилися. Розрахунок за формулою (1) показує, що з перерахованих параметрах кратність фільтрування становить 14,4.

Важливою особливістю цієї технології фільтрування є те, що розплав багаторазово циркулює через один і той же фільтр. Профільтрований сплав після проходження через порожнину індукційного каналу знову зміщується з розплавом рідкометалевої ванни та повторно фільтрується. Для цього процесу була побудована аналітичну математичну модель, яка дозволяє оцінити, як це впливає на час рафінування. Очевидною перевагою такого способу фільтрування є підвищення ймовірності затримання найбільш дрібних неметалевих частинок, які не були затримані фільтром в попередніх проходженнях через його канали аж до частинок, що мають розміри порядку одного мікрона.

Тип пінокерамічного фільтра був обраний з особливостей конструкції МДУ. Найбільш придатним за геометричною формою, розмірами та пористістю було визначено фільтр з габаритами 178×178×50 мм, пористістю 10-20 пор на квадратний дюйм та продуктивністю не менше 40 кг/хв (рис. 2).

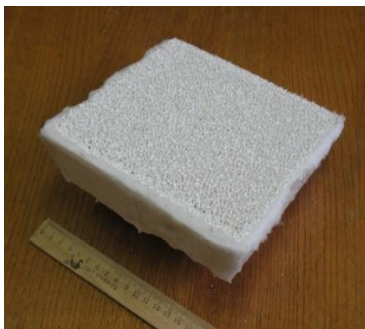


Рисунок 2 – Пінокерамічний фільтр 178×178×50 мм, пористістю 20 пор на квадратний дюйм

Для того, щоб фільтр щільно (впритул) розташувати на усті каналу, для всмоктування розплаву, було внесено зміну в конфігурацію футеровки установки. У зоні цього устя було виконано гніздо, що відповідає геометрії фільтра. На фільтрі встановлено прокладка з каолінової вати, яка забезпечує щільність його посадки в гніздо. Фільтр встановлюють у гніздо, коли установка заповнена розплавом за допомогою кліщів. Фактично зчленування гнізда з фільтром у разі є «фільтр-боксом», а для його утримання в робочому положенні не потрібні додаткові пристрої, оскільки на нього діє динамічний натиск низхідного потоку розплаву. При відключенні електромагнітних систем фільтр виринає.

В експериментах з оцінки ефективності фільтрування використовували установку місткістю 250 кг, заливали алюмінієвий розплав у кількості 250 кг, доводили температуру розплаву до 750 °С, включали електромагнітні системи в режим забезпечення циркуляції розплаву за контуром: «фільтр – порожнина каналу – друге бічне устя каналу – намету кліщами встановлювали фільтр у гніздо та проводили фільтрування протягом 20 хв з масовою витратою металу близько 40 кг/хв. Таким чином, кратність фільтрування становила при цьому 3,2 місткості установки. При комплексному рафінуванні кратність становитиме 6,4.

Визначення вмісту неметалевих включень досягається трудомістким і дорогим методом хімічного аналізу, провести який у цій роботі неможливо, тому про ефективність фільтрування судили по пробі Добаткіна. Відливали циліндри діаметром 50 мм і висотою 100 мм, які потім осаджували при нагріванні до 400 °С до висоти 20 мм (рис. 3). При осадженні неметалеві включення в зонах їхнього розташування утворювали розшарування металу, що добре видно на фото рис. 4 і 5. Після фільтрування такі розшарування не утворюються у зв'язку з малим вмістом неметалевих включень.

Встановлений механізм рафінування алюмінієвих сплавів фільтруванням через пінокерамічний фільтр, який полягає в тому, що під дією електромагнітних сил в МДУ здійснюється багаторазове ((4-5)-кратне)) проходження струмонесучого розплаву через пори фільтра. При цьому в каналах фільтра виникають електровихрові течії та відбувається локальний перегрів розплаву, що збільшує повноту видалення неметалевих включень (до 80%), і при цьому процес фільтрування не збільшує час рафінування.



Рисунок 3 – Вихідні та осаджені циліндри для якісного визначення вмісту неметалевих включень у литому металі



Рисунок 4 – Неметалеві включення на зломі проби Добаткіна



Рисунок 5 – Злом проби Добаткіна металу без неметалевих включень, відлитого після фільтрування

Література:

1. Поліщук В.П., Цин М.Р., Горн Р.К. та інш. Магнітодинамічні насоси для рідких металів. Київ: Наукова думка, 1989. 256 с.
2. Фіксен В.М. Рафінування, лиття і приготування алюмінієвих сплавів під дією електромагнітних сил // Вісник Донбаської Державної Машинобудівної Академії: Зб. наук. пр. – 2011. – № 4 (25). – С.154-159.

УДК 669.2

Бабарикін І.С.¹,

Капустян О.Є.²

¹ аспірант;

² канд. техн. наук, зав. каф. НУ «Запорізька політехніка»

ВПЛИВ МІДІ НА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВОЧНОГО СПЛАВУ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Самофлюсуючі сплави на нікелевій основі, маючи високу жаростійкість, опір зношуванню, стійкість проти корозії разом з тим, уявляють собою крихкі сплави, які мають високу твердість (25-60 HRC), а отже низьку оброблюваність. Крім того, внаслідок легування бором та кремнієм, вони мають незадовільні термічну витривалість і пластичні властивості. Ось чому, при розробці складу литого самофлюсуючого наплавочного матеріалу ставилась задача виправлення перелічених недоліків із збереженням високих фізико-механічних, технологічних та службових властивостей.

Мета роботи полягала у порівнянні в однакових умовах властивостей чистого нікелю з нікелем, що легований міддю.

Введення міді обумовлено необхідністю зниження температури плавлення сплаву, підвищення його властивостей міцності і пластичності, а також зниження його вартості за рахунок часткової заміни дорогого нікелю міддю.

Дослідні плавки проводили в лабораторних умовах в індукційній печі з основною футеровкою ємністю 20 кг. Заливку метала проводили в сухі пісчані форми, відливаючи прутки для наплавлення діаметром 5 мм і довжиною 250 мм. Температура заливки метала складала 1550° С. Контроль температури метала здійснювали за допомогою вольфрам-ренієвої термопари занурення ВР-20 з похибкою вимірювання $\pm 7^\circ$ С. При проведенні плавок використовували нікель марки Н1 та мідь марки М2. Мідь необмежено розчинна в нікелі тому її кількість варіювалась від 0 % мас до 60 % мас.

Межу міцності при розтягненні, відносне подовження і відносне звуження вимірювали на п'ятикратних зразках діаметром 5 мм і довжиною 25 мм. Ударні зразки розміром 10 мм \times 10 мм \times 55 мм з U-подібним вирізом випробовували на маятниковому копрі. Дослідження проводили при кімнатній та підвищених температурах (500° С і 700° С). Твердість визначали на приборі Бринеля.

Як і слід було очікувати, збільшення кількості міді від 0 % мас до 60 % мас. призвело до збільшення границі міцності і пластичності досліджуваного сплаву при кімнатній температурі і, особливо, при підвищених температурах. Встановлено збільшення границі міцності на 25-90 МПа; відносного подовження на 1,3-2 %; відносного звуження на 2,1-7,5%, твердості на НВ = 4-5. Ударна в'язкість зменшилась на 2-12,5 кДж/м² при кімнатній температурі та підвищилась на 11-20 кДж/м² при 500° С і 700° С відповідно.

Підвищення властивостей міцності та зниження ударної в'язкості пояснюється необмеженою розчинністю міді в нікелі та утворенням твердих розчинів.

В результаті дослідження встановлено покращення всіх основних механічних характеристик. Тому подальші дослідження будуть направлені на визначення службових властивостей досліджуемого сплаву: термостійкість, міцність зчеплення наплавленого металу з основним, змочуваність основного металу наплавляємим, змочуваність наплавленого металу.

Висновки

Проведено порівняння механічних властивостей при температурах 20° С, 500° С і 700° С сплаву нікелю з додаванням міді від 0 % мас до 60 % мас. Показано, що легування міддю призвело до збільшення границі міцності в 1,1-1,4 рази, відносного подовження в 1,1-1,4 рази, відносного звуження в 1,15-2,65 рази.

539.43: 669.14

Bezhenov S.

Ph.D., Associate Professor, Department of Automobiles, Heat Engines and Hybrid Power Plants, National University Zaporizhzhia Polytechnic

THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL HEREDITY OF STEELS ON THEIR DURABILITY UNDER CYCLIC LOAD CONDITIONS

An approach to the study of the fatigue process is being developed, according to which the mechanical behavior of structural metal materials under cyclic loading conditions is described by a three-parameter equation, which in double logarithmic coordinates is a family of straight lines emanating from one point (pole) at different angles, characterizing the technical state of the material. This approach expands the understanding of the fatigue process, in particular, it explains the phenomenon of increasing dispersion of fatigue test results with a decrease in the amplitude of the applied average cycle stresses. With this approach, the construction of fatigue curves for structural metal materials with different technological heredity is significantly simplified, and, consequently, the costs of time, material and labor resources for testing are significantly reduced.

Samples of carbon steels with different carbon contents, as well as low-alloy steels with different contents of alloying elements, were studied. Samples were studied in a state of normalization of the material structure, as well as after strengthening treatment by surface plastic deformation.

An analysis of the microstructure of all studied materials was carried out after testing the samples for high-cycle fatigue. The test results were processed in accordance with the hypothesis of the existence of a pole in the fatigue curves of materials of the same class with different technological heredity. For this purpose, the coordinates of the poles of the fatigue curves of carbon and low-alloy steels were determined.

It has been established that the ordinates of the poles of the fatigue curves for carbon steels have a value of 1050 MPa, and for alloy steels - 1100 MPa. No significant relationship was found between the pole ordinate and the mechanical properties of steels with different technological heredity. Calculations have shown that the closest relationship is observed between the ordinate of the pole of the fatigue curves and the activation energy of destruction of the volume of one mole of the metal that forms the basis of the alloy. Thus, the pole ordinate can be interpreted as a conditional limiting stress value at which, theoretically, the predominant action of elastic

deformation of the material under cyclic loading is still possible, which is typical for the region of high-cycle fatigue.

The abscissa of the poles of different classes of steel was determined by searching for optimal values of the main statistical parameters (maximum correlation coefficient with minimum standard deviation). We used samples of fatigue test results for samples of various steels with different technological heredity with a given constant pole ordinate and a variable abscissa value. The studies have shown that the optimal value of the pole abscissa for carbon steels approximately corresponds to 100 loading cycles, and for low-alloy steels – 550 cycles. The value of the abscissa of the pole of the high-cycle fatigue curves is obviously determined by the kinetics of stabilization deformation processes in the material during cyclic loading, which depends on the chemical composition of the alloy. This is evidenced by a slight decrease in the value of the abscissa of the pole with an increase in the carbon content in the steel, as well as with an increase in the content of alloying elements. An explicit connection between the abscissa of the pole and the mechanical and physical properties of the alloys under study has not been established.

It was found that for all the steels studied, hardening surface treatment does not change the basic structure of the material, but increases the fatigue resistance characteristics.

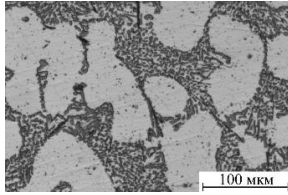
ЛАЗЕРНА ОБРОБКА ДОВЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ

Лазерна обробка (ЛО) є одним з досить нових локальних методів підвищення фізико-механічних властивостей кольорових сплавів, особливо сплавів на основі алюмінію, які є найбільш поширеними у промисловості після заліза. Інтенсивність теплової дії при імпульсній ЛО сплавів регулюється зміною параметрів лазерного випромінювання: густиною потужності, тривалістю імпульса та частотою слідування імпульсів. При цьому досить суттєвий вплив на формування структури поверхневих шарів має ступінь перекриття лазерних плям.

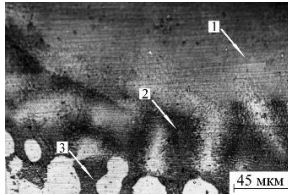
На сьогодні найбільш розповсюдженими промисловими алюмінієвими сплавами є силуміни. Завдяки комплексу фізико-механічних властивостей (низькому коефіцієнту теплового розширення, корозійній стійкості тощо) вони знаходять широке використання у різних галузях промисловості [1]. Проте трибологічні властивості таких сплавів є досить низькими. Тому покращення механічних властивостей поверхневих шарів силумінів є досить актуальною задачею. ЛО, яка характеризується тим, що процеси структуроутворення відбуваються у високонерівноважних умовах, може бути одним із методів вирішення означеної задачі. У зв'язку з цим у даній роботі за допомогою рентгенографічного та металографічного аналізів досліджувалася структура доевтектичного силуміну АК9 після імпульсної ЛО.

Вихідна структура доевтектичного силуміну являла собою первинні дендрити алюмінію округлої форми росту та евтектику Al-Si (рис. 1, а). У зв'язку з тим, що сплав було модифіковано, евтектика набувала дисперсного характеру і мала вигляд тонкорозгалудженого кремнієвого скелету в алюмінієвій матриці. Оскільки у вихідному стані сплав АК9 було економно леговано залізом та марганцем, то до складу евтектики могла входити незначна кількість інтерметалідної фази. Проте кількість цієї фази була незначною і рентгенографічно не виявлялася.

Поверхнева лазерна обробка силуміну, яка виконувалася за допомогою імпульсного YAG-лазера з густиною потужності випромінювання 950 МВт/м², призводила до оплавлення поверхні.



a



б

Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК9 у вихідному стані (*a*) та після лазерного оплавлення (*б*), 1 - ЗГРС, 2 - ЗТВ, 3 – матриця

Внаслідок високих швидкостей кристалізації поверхневих шарів у поверхневих шарах формувалася двошарова структура, яка складалася із зони гартування з рідкого стану (ЗГРС) та зони термічного впливу (ЗТВ) без чітко вираженої границі поділу між ними. Характерною особливістю структури ЗГРС є те, що дисперсні кристали розташовувалися не довільно, а формували колонії, які в сукупності являли собою дезорієнтовану структуру, яку можна означити, як квазієвтектичну. Необхідно зазначити, що внаслідок високих швидкостей охолодження розплаву в зоні оплавлення пригнічувалася кристалізація та ріст первинних дендритів алюмінію.

Згідно з даними вимірювання мікротвердості найвищу мікротвердість в зоні лазерного оплавлення поверхні мали квазієвтектичні колонії (440 МПа). Це може бути пов'язано з тим, що колонії формувалися на базі евтектичної складової. Мікротвердість первинних дендритів також характеризувалася підвищеними значеннями (420 МПа), тоді як мікротвердість матриці не перевищувала 200 МПа. Дані мікрорентгеноспектрального аналізу показали нерівномірний розподіл структурних складових в ЗЛД після лазерної обробки в зоні лазерного оплавлення, що може бути пов'язано з дією ефекту Марангоні при високих ($\sim 10^4$ К/с) швидкостях охолодження розплаву. За даними XRD аналізу різні значення густини потужності випромінювання не приводили до зміни загального виду рентгенограм та до утворення метастабільних фаз.

Таким чином, лазерне оплавлення поверхні доевтектичного силуміну призводить до суттєвих морфологічних змін структури поверхневих шарів, внаслідок чого досягається зростання мікротвердості більше, ніж у два рази.

Література:

1. Csele M. Fundamental of light surces and lasers / Marc Csele.– Danvers: Wiley-Interscience, 2004. – 349 p.

УДК 669.1:539.4:621.9

Колесніков В.О.

к.т.н., науковий співробітник, відділу міцності матеріалів і конструкцій у водневовмісних середовищах Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України, м. Львів, доцент кафедри професійної освіти, ресторанного та туристичного бізнесу НН інституту технологій і торгівлі ДЗ "Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка", м. Полтава, м. Лубни

ВРАХУВАННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ НА ФОРМУВАННЯ ПРОДУКТІВ РІЗАННЯ ПРИ МЕХАНІЧНІЙ ОБРОБЦІ ДЕТАЛЕЙ З МОДИФІКОВАНИХ СТАЛЕЙ 38ХНЗМФА

Деталі виготовлені зі сталі 38ХНЗМФА мають широкий спектр використання, зокрема, це енергомашинобудування [1,2,3]. Одним зі способів покращити властивості сплавів є їх модифікування. Була проведена низька експериментів з модифікованими сталями на основі 38ХНЗМФА (табл. 1). Внаслідок чого вдалось отримати мікроструктури з різними параметрами (табл. 2).

Стружку отримували, відрізаючи на верстаті від заготовки циліндри $\varnothing 28$ mm, товщиною 4 mm. Різець був оснащений твердосплавною пластиною ВК-6. Для створення рівних умов точіння різець виставляли та заточували однаковий кут між ним та заготовкою. Проводили експериментували (з обертами 200 та 315, 500 RPM) під час точіння насухо, з водою та змащувально-охолоджувальними рідинами (ЗОР), які містили соняшникову, ріпакову олію, а також були виготовлені на основі нафти.

Таблиця. 1 Хімічний склад досліджуваних сталей

Сплав	Вміст елементів, mass%						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
Базовий склад*	0,33... 0,4	0,17... 0,37	0,25... 0,5	1,2... 1,5	3... 3,5	0,35... 0,45	0,1... 0,18
Сплав 1	0,28	0,15	0,24	1,14	2,95	0,35	0,04
Сплав 2	0,32	0,21	0,34	1,24	3,21	0,37	0,12
Сплав 3	0,34	0,29	0,43	1,41	3,35	0,42	0,14
Сплав 4	0,42	0,39	0,56	1,57	3,54	0,51	0,22

* Кількість Cu 0,3 та S і P до 0,025 mass% [1].

Таблиця 2. Властивості досліджуваних сталей

Площа, %			Твердість, HRC	Мікротвердість, GPa			Діапазон середніх розмірів зерен (колоній), μm		R _z , μm			K _{IC} , MPa√m
ферит	перліт	карбід, нітрид, інтерметалід		ферит	перліт	карбіди*	ферит	перліт	насухо	з водою	зі ЗОР	
53,2	45,3	1,5	34	2,1	2,8	8,9	30-70	30-80	52,28	7,37	5,12	102
50,3	47,8	1,9	36	2,3	2,9	9,2	15-50	20-60	49,43	6,26	4,79	107
43,2	54,7	2,1	37	2,6	3,4	9,6	5-20	10-40	45,02	5,31	4,41	112
40,1	57,6	2,3	39	2,9	3,7	10,5	10-30	10-50	47,22	5,44	4,56	109

* Мікротвердість для карбідів типу (Fe, Cr)₃C.

За наведеними та іншими отриманими даними побудовані графіки та діаграми, що дозволяють оцінити вплив параметрів мікроструктури з урахуванням інших факторів на низку фізико-механічних та робочих властивостей. Отримана інформація дозволяє робити подальше вдосконалення, покращення та прогнозування властивостей виробів виготовлених на основі модифікування сталі 38ХН3МФА.

Література:

1. Balyts'kyi, O. I.; Kolesnikov, V.O.; Havrylyuk, M.R. Influence of modification of 38KhN3MFA steel on the structural-phase state and cutting products under variable technological conditions. *Mater. Sci.* **2020**, *55*, 915–920. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00387-0>
 2. Balitskii, A.I.; Havrylyuk, M.R.; Balitska, V.O.; Kolesnikov, V.O.; Ivaskevych, L.M. Increasing Turbine Hall Safety by Using Fire-Resistant, Hydrogen-Containing Lubricant Cooling Liquid for Rotor Steel Mechanical Treatment. *Energies* **2023**, *16*, 535. <https://doi.org/10.3390/en16010535>
 3. Balitskii, A.I.; Syrotyuk, A.M.; Kolesnikov, V.O.; Balitska, V.O.; Ivaskevych, L.M.; Havrylyuk, M.R. The Effect of Absorbed Hydrogen on the Rotors of Steel Machining Products During Powerful Turbo Aggregate Repairs. *Materials* **2024**, *17*, 6257. <https://doi.org/10.3390/ma17246257>
- UDC 621.73

Kukhar V.V.¹,
Vasylevskiy O.V.²,
Shtuts A.A.³,

¹ Doctor of Technical Sciences (DSc), Professor, Vice-Rector for R&D Works, Professor of the Department of Metallurgy and Production Organization, Technical University “Metinvest Polytechnic” LLC

² Candidate of Technical Sciences (PhD), Researcher, Technical University “Metinvest Polytechnic” LLC

³ Candidate of Technical Sciences (PhD), Senior Lecturer, Vinnytsia National Agrarian University

INVESTIGATION OF THE CAUSES OF OPERATIONAL BREAKDOWNS IN METALLURGICAL EQUIPMENT AND VEHICLE PARTS PRODUCED BY OPEN DIE FORGING

Introduction. The most critical parts of metallurgical equipment and transport are made using metal forming, particularly open die forging. Their durability depends on key quality factors like dimensions, surface finish, mechanical properties, and structural integrity. The entire production cycle, including steel grade, ingot quality, heating, forging temperature, and heat treatment, significantly impacts the properties of forged products. Grain refinement is crucial for improving mechanical performance and operational reliability. This study examines the quality and technological parameters of forged components for metallurgical equipment and transport, aiming to identify failure causes, evaluate the influence of production methods on durability, and recommend strategies for enhancing performance.

Methodology. The investigation of forged component failures included: 1) Sample preparation with visual inspection to detect surface cracks and deformation; 2) Mechanical testing for yield strength, hardness, and tensile strength; 3) Metallographic analysis of grain size, segregation, and structural uniformity; 4) Spectral chemical analysis of alloy composition; 5) Ultrasonic testing for internal defects; 6) Evaluation of forging regimes, including temperature, reduction ratios, deformation, and heat treatment effects on properties.

Results and Discussion.

"Mouthpiece" Part. Macrostructural analysis revealed significant segregations and coarse grains concentrated near the axial zone (Fig. 1). The applied forging regime failed to sufficiently improve the cast structure, leaving dendritic and zonal heterogeneity. This resulted in suboptimal

mechanical properties, particularly a yield strength of 394 MPa, compared to the required 490 MPa, leading to premature failure.

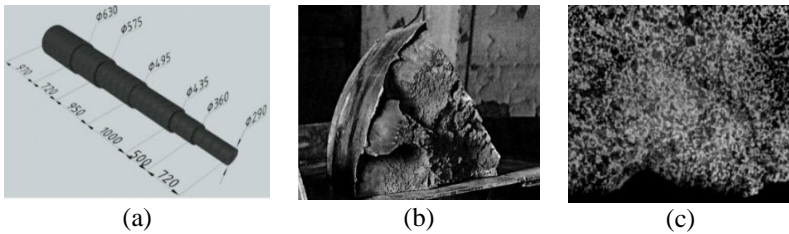


Fig. 1. Analysis of the "Mouthpiece" part: (a) forging sketch, (b) metal fracture at the failure location, (c) microstructure at the failure location.

"12" Mandrel" Part. Microstructural analysis showed a heterogeneous distribution of ferrite grains and sorbite-like pearlite. Large bands of ferrite grains reduced the uniformity of the structure, weakening mechanical properties. Fatigue-related cracks originated from these regions, causing failure.

"Roller" Part. Insufficient plastic deformation led to a coarse-grained, banded microstructure. The grain size varied significantly across the cross-section, which weakened the component's durability under operational loads. Optimizing deformation intensity and uniformity is essential for ensuring consistent mechanical properties.

"Shaft" Forging. Ultrasonic testing detected sulfide inclusions, and metallographic analysis revealed segregation bands and liquation zones. Despite a high forging ratio (19.75), the microstructure remained coarse and inhomogeneous, particularly in zones with sulfur inclusions. These structural defects negatively affected the shaft's operational performance and durability.

Conclusions. The study demonstrated that microstructural inhomogeneity, segregations, and insufficient plastic deformation are the primary causes of failures in forged components. To improve quality and operational durability: optimize forging regimes with increased intensity and uniformity of deformation; implement advanced multi-stage forging schemes with intermediate heat treatments; control temperature gradients during heating to minimize grain coarsening and segregations.

Adjusting these parameters will ensure consistent refinement of the metal structure, enhancing mechanical properties and extending the service life of forged products.

Kushnerov O.I.¹,
Ryabtsev S.I.²,
Bashev V.F.³,
Galagan P.O.⁴

¹Cand. Sci. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Department of Experimental and Theoretical Physics, Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine. E-mail: kushnrv@gmail.com.

²Dr.Sci. (Physics and Mathematics), Professor, Department of Experimental and Theoretical Physics, Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine. E-mail: siryabts@gmail.com.

³Dr.Sci.(Physics and Mathematics), Professor, Department of Condensed Matter Physics, Dnipro State Technical University, Kamianske, Ukraine. E-mail: bashev_vf@ukr.net.

⁴Postgraduate Student, Department of Experimental and Theoretical Physics, Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine. E-mail: galaganpo@gmail.com.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF RAPIDLY QUENCHED MULTICOMPONENT ALLOY FECONIB_{0.7}SI_{0.3}BE

The classical approach to alloy development involves adding small amounts of secondary elements to a primary component to improve the material's properties. Over the past two decades, this concept has undergone significant changes [1]. The modern alloy design principle involves combining several primary elements (typically five or more) in relatively high concentrations, often in equimolar proportions, to synthesize new materials termed high-entropy alloys (HEAs). It is believed that the high configurational mixing entropy of such alloys promotes the formation of simple crystalline phases rather than complex intermetallic compounds [1]. Subsequent research has demonstrated the potential to expand this concept, enabling the creation of HEAs with diverse structures—ranging from ordered solid solutions to amorphous states. The phase composition of such alloys can include not only simple body-centered cubic (BCC) or face-centered cubic (FCC) solid solutions but also intermetallic compounds, allowing for the development of unique materials with various physical properties, promising for engineering applications.

One method to enhance the properties of HEAs is rapid quenching from the melt at rates exceeding 10^4 K/s. This method, known as melt quenching, allows for the formation of non-equilibrium structures with unique characteristics.

The potential of HEAs as functional materials, particularly magnetic materials with exceptional mechanical and magnetic properties, has recently drawn significant attention. This study investigates the effect of cooling rate on the properties of the FeCoNiB_{0.7}Si_{0.3}Be alloy. The alloy is based on the high-entropy metallic glass FeCoNiB_{0.7}Si_{0.3}, with the addition of beryllium due to its physical properties, such as high hardness and low density. Samples were prepared in a Tamman furnace under an argon atmosphere, followed by remelting and rapid quenching (up to 10⁶ K/s) on the inner surface of a copper cylinder rotating at approximately 8000 rpm.

X-ray diffraction analysis of the cast and quenched samples of FeCoNiB_{0.7}Si_{0.3}Be revealed a multiphase structure. The as-cast samples contained phases corresponding to an ordered BCC solid solution (B2 structure, lattice parameter $a = 0.2655$ nm) and a (Co,Ni)Be-type compound. Additionally, the (Fe, Ni, Co)₂B phase with a tetragonal lattice was observed. The melt-quenched samples also exhibited these phases, but the lattice parameter of the B2 phase decreased ($a = 0.2653$ nm). Changes in the intensity of diffraction peaks suggest that the content of the B2 phase is higher in the melt-quenched samples compared to the (Fe, Ni, Co)₂B phase.

Microhardness analysis revealed significant differences between the samples. The microhardness of the melt-quenched samples was $H\mu = 10400$ MPa, exceeding that of the as-cast samples (8900 MPa). This can be attributed to the presence of the ordered B2 phase and intermetallic compounds with high hardness.

Magnetic property analysis of FeCoNiB_{0.7}Si_{0.3}Be confirmed its classification as a ferromagnetic material for both cast and melt-quenched samples. The coercive field H_c of the melt-quenched samples was significantly higher (17.500 A/m) than that of the cast samples (5200 A/m), while the specific saturation magnetization M_s remained nearly constant (71 A·m²/kg for cast samples and 73 A·m²/kg for melt-quenched samples). The increase in H_c for quenched samples is likely due to structural refinement, increased microstrains, the presence of defects, and nanoscale inclusions, which impede domain wall motion.

References:

1. High entropy alloys. Innovations, advances, and applications. Ed. by T. S. Srivatsan, M. Gupta. Boca Raton : CRC Press. (2020). 758 p.

УДК 621.7

Чухліб В.Л. ¹,

Палієнко В.О. ².

¹ д.т.н., проф., завідувач кафедри КМІТ, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна

² аспірант кафедри КМІТ, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна

ОТРИМАННЯ КОЛІНЧАСТИХ ВАЛІВ ВІЛЬНИМ КУВАННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНСТРУМЕНТУ “ПЕРЕТИСКАЧ”

За допомогою ковальсько-штампувального виробництва, зокрема вільного кування, можна отримувати поковки різноманітних форм і розмірів. Кування поковок колінчастих валів є складним і трудомістким технологічним циклом, що включає різноманітні ковальські операції та технологічні етапи [1]. Визначення впливу кожної з операцій на якість готової поковки є непростим завданням. Кожен технологічний етап, починаючи з кування заготовки зі злитка та закінчуючи безпосереднім формуванням колінчастого валу, має свій вплив на кінцеву якість виробу й потребує детального аналізу. У зв'язку з цим актуальним завданням є як експериментальне, так і теоретичне визначення раціональних параметрів кувальних операцій. Це необхідно для вдосконалення технології виробництва поковок колінчастих валів із метою досягнення необхідного рівня механічних властивостей і високої якості готової продукції.

Процес виготовлення колінчастого валу шляхом кування передбачає два основні етапи: підготовку заготовки та сам процес кування [2]. Підготовка заготовки включає білетування злитка, його ущільнення (осаджування), а також подальше витягування до необхідних геометричних параметрів. В цьому процесі особливе значення мають ковальські операції, оскільки вони суттєво впливають на формування необхідних механічних характеристик.

Метою роботи є дослідження формозміни заготовки колінчастого валу при використанні інструменту “перетискач”. Ця робота була виконана за допомогою комп'ютерного моделювання у QForm [3]. Креслення самого інструменту «перетискач» наведено на рис.1. Шляхом комп'ютерного моделювання було виконано варіювання глибини впровадження, кута деформуючого інструменту та відстані між намітками, що дозволило визначити раціональні співвідношення інструменту для режимів кування колінчастих валів.

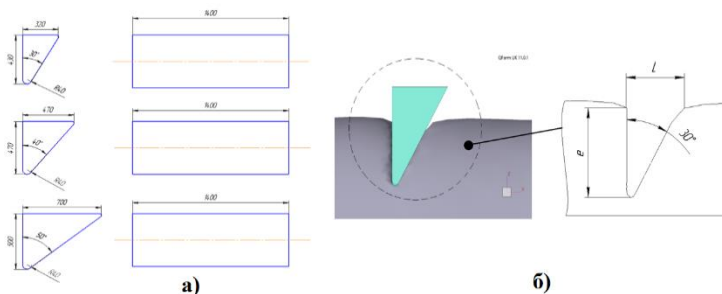


Рисунок 1 – а) креслення інструменту «перетискач»; б) модель інструменту «перетискач» та визначення його типорозмірів.

Розроблені рекомендації використання деформуючого інструменту «перетискач» дозволяють отримувати поковки, що максимально наближені до форми готового колінчастого валу, який отримується вільним куванням.

Література:

1. Progressive technologies of forging large parts with responsible destination Monograph. // P. P. Kalchenko, O. E. Markov, I. S. Aliiev, N. S. Hrudkina/ Riga, Latvia : “Baltija Publishing”, 2022. - 96 p.
2. Технологія кування : підручник для студентів вищих технічних навчальних закладів / Л.М. Соколов, І.С. Алієв, О.Є. Марков, Л.І. Алієва. – Краматорськ : ДДМА, 2011. – 268 с.
3. Qform UK. URL: <https://www.qform3d.com/> (accessed January 21, 2025).

Василів Х.Б.¹,
Торба Ю.І.²,
Неманежин Є.О.³,
Подобний О.В.⁴,
Нарівський О.Е.⁵.

¹ К.т.н., ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України;

² к.т.н. АТ «Івченко-Прогрес»

³ к.т.н. АТ «Івченко-Прогрес»

⁴ АТ «Івченко-Прогрес»

⁵ д.т.н. ТОВ «Укрспецмаш», НУ «Запорізька політехніка»

АЛЬТЕРНАТИВНІ МЕТОДИ ФОРМУВАННЯ СКЛАДНОФАСОННИХ ПОВЕРХОНЬ НА ДЕТАЛЯХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Розробка сучасних конструкцій і нових матеріалів для деталей газотурбінних двигунів вимагає вдосконалення методів їх виробництва з метою покращення та прискорення процесу. На сьогодні протягування з використанням спеціальних верстатів з числовим програмним управлінням є провідним способом виготовлення замкових з'єднань у дисках турбін, оскільки цей метод забезпечує високу точність, ефективність і знижує ймовірність механічних дефектів, що критично важливо для надійності та довговічності турбін у складних умовах експлуатації. Він забезпечує високу якість поверхні, але дорогий, енергозатратний, має низьку виробничу гнучкість. Механічні та електрохімічні методи (фрезерування, шліфування), які застосовують для скорочення тривалості обробки, як правило, недостатньо ефективні через швидкий знос інструменту, виготовлення та регенерація якого потребує багато часу.

Багатообіцяючих результатів можна досягти за допомогою електроерозійних методів обробки та обрізки дротом, ерозійної електрохімічної обробки. Технології дуже гнучкі з точки зору точності обробки та якості поверхні за менших експлуатаційних витрат, але в поверхневому шарі присутні такі дефекти, як зона термічного сплаву, мікротріщини чи залишкові напруги розтягу. Для усунення цих дефектів перспективним є хімічне полірування: видалення нанометрового поверхневого шару призводить до зменшення шорсткості, усунення дефектів і підвищення стійкості до корозії. Щоб підвищити екологічність, знизити ризик водневої крихкості і покращити якість поверхні, для електрополірування металів і сплавів замість кислотних

можна застосовувати неводні електроліти на основі глибоких евтектичних розчинників.

Застосування електрохімічного або хімічного полірування поверхонь металів і сплавів після електроерозійного різання за один прохід дає можливість суттєво пришвидшити технологічний процес їх обробки та покращити якість поверхні. У зв'язку з цим важливим науковим завданням є розробка ефективних електролітів для полірування.

Ivasishin O.¹,
Savvakina D.¹,
Torba Y.²,
Manzhos V.²,
Rud A.¹

¹G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of N.A.S. of Ukraine, 36
Academician Vernadsky Blvd., 03142, Kyiv, Ukraine,

²SE "Ivchenko Progress", 2 Ivanova str., Zaporizhzhia, 69068 Ukraine

MANUFACTURING OF AIRCRAFT PARTS FROM INCONEL 718 ALLOY USING MIM TECHNOLOGY

The purpose of this study is to develop and test the technology of manufacturing gas turbine blades from Inconel-718 alloy by the metal injection molding (MIM) method. This method of obtaining products with a complex geometric shape is promising for mass production, providing a significant reduction in costs compared to traditional technologies of casting, hot deformation and mechanical processing of ingots. The technological scheme of production included mixing the Inconel 718 alloy powder with an organic binder, forming blanks of a given geometric shape, removing the binder while preserving the shape of the powder blanks, sintering them in a vacuum or in an argon atmosphere, and final heat treatment. The proper selection of technological parameters and conditions for the forming, sintering and heat treatment of powders ensures the production of finished products with a specified phase composition and microstructure, and therefore with the necessary physical and mechanical properties.

Scanning electron microscopy, X-ray diffraction analysis, hardness and tensile tests were used to study the microstructure, phase composition, and mechanical characteristics of initial powders and the final product. The optimization of the processing conditions ensured the achievement of sufficient characteristics, namely a tensile strength of 900 MPa, a relative elongation of 16% and a hardness of 372 HV of Inconel 718 alloy blades. The introduction of MIM technology is envisaged in the aircraft industry of Ukraine for the production of high-temperature nickel-based parts with a reduced cost.

Acknowledgments: This work was supported by a grant №2023.04/0058 of the National Research Foundation of Ukraine.

Аджамський С.В.¹,
Барановська О.Є.²,
Балаханова Т.В.³,
Подольський Р.В.⁴,
Бадюк С.І.⁵,

¹ Ph.D, головний конструктор ТОВ «Адитивні лазерні технології України»; старш. наук. співроб. Інституту транспортних систем і технологій НАН України, Дніпро, Україна,

² канд. техн. наук, наук. співроб. Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро, Україна,

³ канд. техн. наук, ст. наук. співроб. Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро, Україна,

⁴ Ph.D, наук. співроб. Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро, Україна,

⁵ канд. техн. наук, інженер-технолог ТОВ «Адитивні лазерні технології України», Дніпро, Україна.

ВПЛИВ ДІАМЕТРА ЛАЗЕРНОГО ПРОМЕНЮ НА ФОРМУВАННЯ ТРЕКІВ ТА МОРФОЛОГІЮ ВАННИ РОЗПЛАВУ В ПРОЦЕСІ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ СТАЛІ 316L

Досліджено вплив основних технологічних параметрів лазерного плавлення, таких як діаметр лазерного променя, потужність випромінювання та швидкість сканування, на геометрію фронту кристалізації одиничних треків з аустенітної сталі 316L. Особливу увагу приділяли дослідженню впливу саме діаметру лазера.

Дослідження проводилося експериментальним шляхом на установці з ітербієвими волоконними лазерами гаусівського профілю. Випробування здійснювалися на треках, виготовлених за різних параметрів: потужність змінювалася в межах 150–500 Вт, швидкість сканування варіювалася від 700 до 1000 мм/с, а діаметр променя становив від 0,075 до 0,175 мм. Встановлено, що найкраща цілісність та стабільність треків досягається при використанні малого діаметра лазерного променя (0,075 мм) у поєднанні з потужністю 175–200 Вт та швидкістю сканування 1000 мм/с. Збільшення діаметра променя понад 125 мкм потребує значного підвищення потужності, і при цьому відбувається втрата стабільності треків. При використанні лазерного променя діаметром 175 мкм навіть за високої потужності та помірної швидкості сканування спостерігалася капілярна нестабільність і

краплеутворення. Аналіз результатів показав, що оптимальне співвідношення глибини до ширини ванни (вище 0,8), яке характерне для режиму "замкова щілина", вдалося досягти лише при діаметрі променю 0,075 мм. В інших випадках спостерігалася тенденція до формування менш глибоких треків, що підвищувало ризик утворення дефектів у готових виробках.

PACS 61.43.Bn

Shtablavyi I.¹,

Popilovskyi N.²,

Mudry S.³.

¹ Doctor of Sciences, Professor, Ivan Franko National University of Lviv, Lviv, Ukraine

² PhD student, Ivan Franko National University of Lviv, Lviv, Ukraine

³ Doctor of Sciences, Professor, Ivan Franko National University of Lviv, Lviv, Ukraine

MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION OF LIQUID-PHASE SINTERING OF NANOPARTICLES WITH HIGH GLASS- FORMING ABILITY

As it is well known, Zr-Cu alloys are characterized by a high glass forming ability due to many factors. Among them are the influence of the large atomic size mismatch, thermodynamic features of crystallization or amorphization, and the structure of alloys in the liquid state before rapid cooling. In particular, it has been shown in many studies that clusters with an icosahedral structure, which are also present in amorphous alloys, play an important role in the process of amorphization. Atoms within such clusters have low mobility, which facilitates the transition to the amorphous state during cooling. Dopants in Zr-Cu alloys can significantly reduce the critical cooling rate, which contributes to an increase in glass forming ability.

Due to their good glass forming ability, Zr-Cu-Al alloys are promising for producing bulk amorphous alloys by 3D printing using selective laser melting. It should be noted that by traditional methods, amorphous alloys of this system can be obtained with a cross-sectional area of several tens of square millimetres, which limits the creation of more massive products with an amorphous structure. 3D printing methods can produce objects of any size and shape. In view of this, there are currently many studies of the process of selective laser melting of alloys of the Zr-Cu and Zr-Cu-Al systems, both by experimental methods and by computer modelling.

Studies of the process of melting nano- and microparticles of Zr-Cu-based alloys by computer modelling are unsystematic and do not take into account all aspects of the transformation of their structure during the transition from the liquid to the amorphous state. In view of the insufficient information on the alloying of nanoparticles of Zr-Cu-Al system, we have studied this process for nanoparticles of $Zr_{45}Cu_{45}Al_{10}$ alloy by molecular dynamic during their cooling from the liquid state to a temperature of 400 K.

These studies were performed as a continuation of our work on the structure investigations of Zr-Cu-Al glass forming alloys.

To obtain a model of the nanoparticles used for alloying, a cubic cell with atoms was created at 1600K and a relaxation process was performed to bring the system to an equilibrium state, after which spherical particles were cut out of the cell and placed next to each other. The resulting pair of nanoparticles was simulated at temperatures in the range 1600K-400K with a temperature step of 200K. The simulation was performed with a time step of 2 fs for 80000 steps. The obtained results were analysed using a molecular graphics software and on the basis of temperature dependences of the main structure parameters and cluster distribution in the alloys.

ПРОЦЕСИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ В АМОРФНОМУ СПЛАВІ $\text{Co}_{68}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ ПРИ НАГРІВАННІ

Аморфні металеві сплави (АМС) вже тривалий час викликають значний інтерес завдяки поєднанню комплексу фізичних властивостей, яке важко або неможливо отримати у кристалічних матеріалах. Окрім практичного інтересу до АМС, існує і науковий інтерес, пов'язаний з фізикою аморфізації речовини, структурою аморфного стану, фазовими переходами у глибоко нерівноважних умовах тощо. Одним із питань, яке привертає увагу, є вивчення процесів кристалізації в АМС при термічній дії.

Незважаючи на значну кількість досліджень, присвячених кристалізації АМС, є питання, які вимагають прояснення та більш детальних досліджень. Так, у деяких роботах [1, 2] досліджено процеси кристалізації АМС $\text{Co}_{68}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$. Результати, отримані у цих роботах, носять суперечливий характер щодо процесів фазоутворення та ідентифікації фазового складу зразків.

Тому метою даної роботи було детальне дослідження процесів кристалізації АМС $\text{Co}_{68}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ під час безперервного нагрівання зі швидкістю 6 К/хв та після ізотермічних відпалів. Дослідження проводили *in situ* на дифрактометрі D8 Advance (Cu-K α) в діапазоні температур від 303 до 1043 К. Для встановлення загальної картини зміни фазового складу сплаву $\text{Co}_{68}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$, залежно від температури, були проведені відпали зразків сплаву протягом 30 хвилин в інтервалі температур 723 – 1173 К. Фазовий склад зразків після кожного відпалу фіксувався дифрактометрично. Аналіз дифрактограм показав, що зі збільшенням температури відпалу в сплаві відбувалися не лише кристалізаційні процеси, а й здійснювалися деякі додаткові фазові перетворення.

Всі дифрактограми, одержані від закристалізованих зразків, можна умовно розділити на три групи, у кожній з яких дифракційні картини мало відрізняються між собою. Це дифрактограми від зразків після відпалів при температурах 823 – 923 К (перша група), 973 – 1073 К (друга група) та 1123 – 1173 К (третья група). Визначення фазового складу для зразків другої (ГЦК-Co, ГЦУ-Co, Co_2Si , $\text{Co}_{21}\text{Cr}_2\text{V}_6$, Co_2V) та

третьої (ГЦК-Co, ГЦУ-Co, Co₂B) груп не викликало труднощів. Аналіз дифрактограм від зразків першої групи вказував на присутність фаз ГЦК-Co, ГЦУ-Co, бориду Co₂B та невідомої X-фази. Для визначення типу кристалічної ґратки X-фази та розрахунку її параметрів було використано пакет програм Crystfire-2020 [3]. Було визначено, що невідома X-фаза має гексагональну ґратку з параметрами $a = 1,2061$ nm та $c = 0,7567$ nm.

Для чіткого визначення температурного інтервалу існування X-фази при кристалізації аморфного сплаву Co₆₈Fe₄Cr₄Si₁₃B₁₁ був проведений експеримент з дифракційним аналізом зразків при безперервному нагріванні зі швидкістю 6 K/min (рис. 1). З рисунка видно, що сплав кристалізується за первинним механізмом, а формування X-фази і бориду Co₂B відбувається на другій стадії кристалізації при температурі близько 798 K.

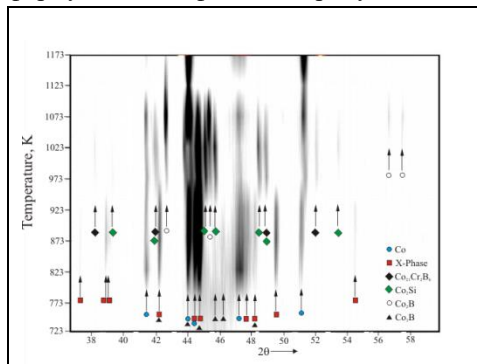


Рис. 1. Зміна дифракційної картини від сплаву Co₆₈Fe₄Cr₄Si₁₃B₁₁ при нагріванні зі швидкістю 6 K/хв

При температурі 948 K відбувається розпад зазначених фаз з формуванням фаз Co₂Si, Co₂B і Co₂₁Cr₂B₆.

Очевидно, що X-фаза є метастабільною. Тому постало питання стійкості цієї фази. У зв'язку з цим були проведені ізотермічні відпали зразків при температурі 823 K впродовж різного часу. Встановлено, що тривалий

відпал (240 годин) призводить до розпаду X-фази та бориду Co₂B.

Література:

1. Rho, Il Cheol et al. "Crystallization of amorphous alloy Co₆₈Fe₄Cr₄Si₁₃B₁₁." *Materials Science and Engineering B-advanced Functional Solid-state Materials* 96 (2002): 48-52.
2. Elmanov, Gennady N. et al. "Effect of heat treatment on phase transformations and magnetization of amorphous Co₆₉Fe₄Cr₄Si₁₂B₁₁ microwires." *Journal of Alloys and Compounds* 741 (2018): 648-655.
3. <http://ccp14.cryst.bbk.ac.uk/Crystfire.html>

UDC 620.17:620.1:669.245

Danylov S.M.¹

Naumyk V.V.²

Tkach D.V.³

Pedash O.O.⁴

Tomkin D.O.⁵

¹post-graduate student in NU «Zaporizhzhya Polytechnic»

² Doctor of technical sciences, Professor of National University «Zaporizhzhya Polytechnic»

³Candidate of technical sciences, Associate Professor of the Department of Physical Material Science, of the National University «Zaporizhzhya Polytechnic»

⁴ Candidate of technical sciences, Department chief in «Motor Sich» JSC

⁵post-graduate student in NU «Zaporizhzhya Polytechnic»

COMPLEX MODIFICATION OF NICKEL-BASED SUPERALLOY FOR LARGE-SIZE BLADES OF AIRCRAFT GAS TURBINE ENGINES

Gas turbine engine blades typically have complex geometry, with zones of increased stress concentration, whose distribution pattern is usually uneven. Plastic deformation allows for stress redistribution in the material and significantly reduces stress levels in volumes where their impact is maximum. Therefore, the blade material (especially for large-size blades) must meet requirements not only for high strength and rupture life but also for sufficient plasticity and impact toughness. This maximally prevents their destruction through brittle separation under external or internal factors during operation and helps avoid critical situations such as the spreading of large blade fragments throughout gas turbine engine components, breakout of the engine housing (nacelle), or aircraft fuselage.

This work establishes the peculiarities of first and second kind modifiers' influence on the state of regulated macro- and microstructure, mechanical properties, and fatigue characteristics of specimens and parts obtained from equiaxed crystallization heat-resistant alloy.

The study examines the effect of complex modification on the structure and properties of heat-resistant alloy ZhS3DK-VI, which is used in serial production for manufacturing large-size low-pressure turbine blades. This includes modification with a first-kind modifier – the surface-active

element yttrium (Y), which reduces surface tension at phase boundaries and accordingly affects the alloy's overall structural state; and modification with second-kind modifiers – ultradisperse titanium carbonitrides $Ti(C,N)$ particles, which serve as additional crystallization centers for the melt and consequently promote macro- and micrograin refinement in heat-resistant castings. Since improving fatigue characteristics of heat-resistant alloys is inherently linked to grain refinement, the pouring of heat-resistant melt into ceramic molds was tested, where the first working layer was made using a modifier – cobalt aluminate $CoAl_2O_4$. Its modifying effect accelerates heat removal from the melt, thereby ensuring macrograins refinement in the casting's surface layers.

Research results on the complex influence of modifiers show that the alloy achieved macrograins refinement in casting surface layers, uniform distribution of fine globular MC and $M_{23}C_6$ type carbides in the structure, and favorable morphology of the strengthening intermetallic γ' -phase, which overall positively impacted the test specimen properties. Compliance with regulatory technical documentation requirements for serial alloy ZhS3DK-VI was confirmed. A significant increase in plasticity characteristics and impact toughness was noted. Elongation values exceed requirements by more than twofold. A similar trend is observed in impact toughness tests, where values exceeded $50 J/cm^2$.

The conducted work demonstrated the prospects of determining rational quantities of these modifiers introduced into the heat-resistant melt to improve the alloy's heat resistance and ensure specified operational durability.

UDC 669.013.5

Tymoshenko D. O.¹,

Kukhar V. V.²,

¹ Master's Degree Student, Technical University "Metinvest Polytechnic" LLC

² Doctor of Technical Sciences (DSc), Professor, Vice-Rector for R&D Works, Professor of the Department of Metallurgy and Production Organization, Technical University "Metinvest Polytechnic" LLC

PROSPECTS FOR THE MODERNIZATION OF PJSC "ZAPORIZHSTAL" TO EXPAND THE GREEN STEEL RANGE OF SPECIALIZED GRADES

Introduction. Metals and alloys are critical for modern industry, with steel as the most widely used structural material in construction, engineering, energy, and transportation. However, steel production is energy-intensive and environmentally impactful, necessitating technological advancements. Green metallurgy aims to optimize steelmaking processes, reducing emissions and enhancing energy efficiency.

Materials and methods. The research employed a comprehensive approach to evaluate energy consumption, efficiency of steel production technologies, and the modernization prospects of the Zaporizhstal plant. It included an analysis of prior studies, industrial experiments, and metallurgical site data. Benchmarking assessed current production and prospects for new steel grades post-modernization.

The analysis determined the energy efficiency and environmental impact of two scenarios: Option 1 (outdated): "Sinter-blast furnace and open-hearth steelmaking"; Option 2 (modern): "DRI using hydrogen and electric arc furnaces (EAF)." This enabled a comparative evaluation of energy efficiency, environmental sustainability, and economic feasibility.

Results. Research highlights significant differences between traditional and modern steelmaking technologies. The sinter-blast furnace process with open-hearth furnaces consumes 33 kWh/t for sintering, 3.3 kWh/t for blast furnaces, and 4 kWh/t for open-hearth furnaces, generating up to 2,430 kg CO₂/t steel. In contrast, the Midrex H₂ direct reduction process uses hydrogen, consuming 85 kWh/t and emitting only 613 kg CO₂/t, while EAFs, despite higher energy use (340 kWh/t), offer flexibility and sustainability. Combining Midrex H₂ and EAF significantly reduces environmental impacts.

The modernization of Zaporizhstal's equipment includes implementing advanced technologies such as EAF, vacuum treatment lines, ESR, and powder metallurgy. These upgrades will shift production from mass carbon and low-alloy steels to specialized high-tech steel grades. Table 1 outlines the current product range and post-modernization prospects.

Table 1. Current State of the Product Range and Prospects for Its Expansion

Category	Current product range	Product range after modernisation
Carbon steels	St.3 (S235JR, EN 10025-2) St.5 (S355JR, EN 10025-2)	Expanding the range with grades with increased strength and corrosion resistance
Shipbuilding steels	Not available	AISI 304, AISI 316
Tool steels	Not available	H13, D2
Steels for transport	Not available	18NiCrMo5 (EN 10084) 30CrMnSi (EN 10083)
Powder steels	Not available	PM10 (eq. C10E, EN 10084) PM20 (eq. C20E, EN 10084)

Modernizing equipment will boost production flexibility, enabling adaptation to demand and access to high-profit markets like automotive and aerospace. This will enhance environmental efficiency, competitiveness, and Zaporizhstal's leadership in high-value steel production.

Conclusions. The modernization of Zaporizhstal enables a transition from mass production of carbon and low-alloy steels to specialized high-tech grades, including stainless, cryogenic, tool, transportation, and powder steels. This shift opens access to high-value markets and enhances environmental and economic performance through reduced CO₂ emissions and optimized resource use. Advanced technologies like vacuum processing, electroslag remelting (ESR), and powder metallurgy will boost production flexibility and global competitiveness. Green metallurgy offers broader applications for aluminum and magnesium production, creating opportunities in aviation and transportation. As a strategic pathway for sustainable industrial development, it minimizes environmental impact, supports high-quality material demand, and strengthens Ukraine's position in global markets. Modernizing Zaporizhstal advances sustainable metallurgy while fostering the nation's global economic integration.

УДК 621.777.4

Алієв І. С.¹,

Сивак Р. І.²,

Левченко В. М.³,

Абхарі П.⁴,

Малій О. Г.⁵,

¹ доктор технічних наук, проф., зав. кафедри обробки металів тиском, Донбаська державна машинобудівна академія

² доктор технічних наук, проф., професор кафедри галузевого машинобудування, Вінницький національний технічний університет

³ кандидат технічних наук, мол. наук. співроб. Інституту радіофізики та електроніки ім. О. Я. Усикова НАНУ

⁴ доктор технічних наук, проф., професор кафедри обробки металів тиском, Донбаська державна машинобудівна академія

⁵ аспірант, Донбаська державна машинобудівна академія

ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМОВНОСТІ МЕТАЛУ ПРИ ХОЛОДНОМУ РАДІАЛЬНОМУ ВИДАВЛЮВАННІ ДЕТАЛЕЙ З ФЛАНЦЕМ

Холодне об'ємне штампування є одним із прогресивних методів одержання виробів високої якості. Одним із завдань процесів холодного об'ємного штампування є збільшення граничних розмірів деталей та забезпечення у них високих та стабільних механічних властивостей. Розв'язати цю задачу можливо за допомогою впровадження нових прогресивних та інноваційних методів об'ємної пластичної обробки. До таких методів відносяться комбіновані поетапні процеси холодного об'ємного видавлювання. Ці процеси складні у реалізації, але дозволяють отримувати вироби складної конфігурації із збільшеними граничними розмірами. Оскільки комбіновані процеси характеризуються деформуванням в кілька етапів, то виникає проблема оцінки деформовності заготовки через багаторазові зміни характеру навантаження. Тому в статті на прикладі процесу видавлювання стержня з фланцем пропонується послідовність розрахунків використаного ресурсу пластичності, яка враховує особливості немонотонного навантаження. До основних елементів цієї послідовності відносяться оцінка кінематичних характеристик пластичної течії з використанням просторової та матеріальної систем відліку, оцінка напруженого стану на основі моделі анізотропно зміцнюваного тіла та визначення величини використаного ресурсу

пластичності з використанням тензорної моделі процесу накопичення пошкоджень, що включає в підінтегральну функцію компоненти направляючого тензора прирощень деформацій виражені через параметр Лоде - Надаї. Залежність пластичності від схеми напруженого стану задавали діаграмою пластичності, а історію навантаження - траєкторіями в координатах накопичена деформація, показник напруженого стану. В результаті здійснена оцінка деформовності заготовки в комбінованому процесі радіального видавлювання з подальшою висадкою отриманого фланця. Визначена величина використаного ресурсу пластичності в характерних точках об'єму заготовки. Результати теоретичних досліджень підтверджено дослідями по радіальному видавлюванню з висадкою потовщення циліндричних зразків із сталі 10 і алюмінію АМЦМ. Розбіжність між експериментальними і розрахунковими значеннями максимального діаметру фланця отриманого без руйнування склала 7...9%.

УДК 621.7

Дуванський О.М.¹,

Чухліб В.Л.²

¹ аспірант, НТУ «ХП»

² професор, д.т.н., завідувач кафедри КМІТ НТУ «ХП»

СПОСІБ КУВАННЯ ПОКОВОК ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСІВ ЗАПІРНОЇ АРМАТУРИ

Актуальність кування корпусів великогабаритної трубопровідної арматури обумовлена тим, що під час кування досягається висока якість отриманого виробу. Це є особливо важливим для запірної та регулюючої арматури в енергетиці, нафтохімії та газовій промисловості [1].

Ковані вироби є більш довговічними при експлуатації в агресивних середовищах і хоча кування може бути дорожчим у виробництві, але зменшення ризику поломок і подовження терміну служби такої арматури робить цей спосіб вигіднішим у довгостроковому використанні [2].

У даному дослідженні розглянуто спосіб кування корпусів запірної арматури. Спосіб полягає у протягуванні циліндричної заготовки з наскрізним отвором з використанням плоских ковальських бойків.

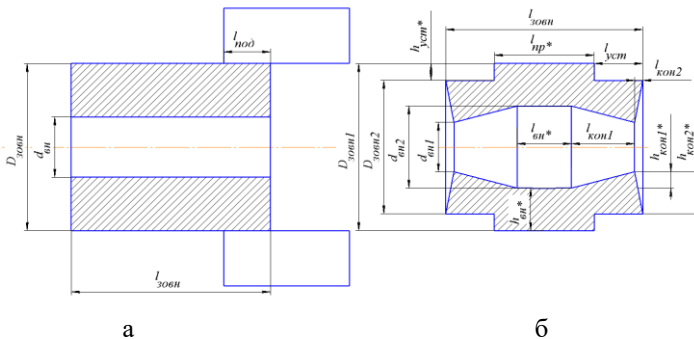


Рисунок 1 – Загальний вигляд заготовки та поковки запірної арматури при куванні (а - заготовка, б - поковка)

Головними параметрами кування при отриманні поковки запірної арматури, що впливають на формозміну, є величина внутрішнього

діаметру заготовки, величина подачі заготовки в підбойкову зону, кут кантування заготовки і величина ступеня деформації. Варіювання цих параметрів дозволяє отримувати раціональну форму поковки запірної арматури при куванні.

$l_{зовн}$	Довжина запірної арматури
$D_{зовн}$	Зовнішній діаметр запірної арматури
$D_{зовн2}$	Діаметр закову зовнішній
$d_{вн1}$	Діаметр закову внутрішній
$d_{вн2}$	Діаметр проходу запірної арматури
$l_{уст}$	Довжина уступу закову
$l_{кон1}$	Довжина закову внутрішнього діаметру
$l_{кон2}$	Довжина закову на подовження заготовки

Таблиця 1 – Геометричні параметри кованої поковки

На рисунку 1 наведено геометричні параметри заготовки до кування (рис.1а), а також геометричні параметри поковки (рис.1б). Основними геометричними параметрами, що характеризують формозміну металу при даному способі кування, є внутрішній діаметр заковування, а також довжина уступу, що виникає в результаті операції протягування на плоских бойках (таблиця 1).

Дані геометричні параметри дозволяють відслідковувати характер формозміни, робити графічні залежності, що дозволяє описати зміну розмірів поковки при куванні, а також геометричних параметрів заготовки.

В подальшому це дозволяє обрати раціональні схеми кування, а також досить точно прогнозувати складну течію металу при обраній схемі і параметрах кування.

Література:

1. Методи та засоби підвищення надійності виконавчих механізмів регульовально-запірної арматури трубопроводів АЕС // О.Г. Кенсичкий, Б.А. Кромпляс, А.С. Левицький, Г.М. Федоренко / К.: НАН України, Інститут проблем безпеки АЕС, 2016 -136 с.

2. Progressive technologies of forging large parts with responsible destination Monograph. // P. P. Kalchenko, O. E. Markov, I. S. Aliiev, N. S. Hrudkina / Riga, Latvia : “Baltija Publishing”, 2022. - 96 p.

УДК 621.983

Калюжний О. В. к.т.н., докторант¹,

Калюжний В. Л. д.т.н., проф.²,

Холявік О.В. к.т.н., доц.²,

Титаренко А.Є. асп.²

¹ Кременчуцький національний технічний університет імені Михайла Остроградського

² Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

СКОРОЧЕННЯ КІЛЬКОСТІ ПЕРЕХОДІВ ПРИ ХОЛОДНОМУ ШТАМПУВАННІ КОНУСНИХ ВИРОБІВ З ЛИСТОВИХ ЗАГОТОВОК ІЗ МІДІ

Метою роботи є скорочення кількості переходів при штампуванні конусних виробів.

Найбільшу складність при штампуванні витягуванням із листової заготовки мають високі конусні деталі, яке потребує не менше 4 переходів [1]. Застосування операцій витягування порожнистого

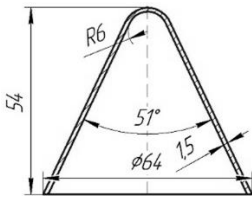


Рис. 1. Ескіз виробу

напівфабрикату з подальшим обтиском дозволяє зменшити кількість переходів виготовлення таких виробів [2]. Однак в неведених джерелах практично відсутні дані по параметрах формоутворення високих конусних виробів із міді. Застосування матриці спеціального профілю при витягуванні дозволяє

зменшити зусилля штампування та знизити потоншення донної частини виробів [3]. Виріб, який необхідно отримати, показано на рис. 1.

Схеми з позначеннями витягування напівфабрикату в конусній матриці спеціального профілю та подальшого обтиску цього напівфабрикату приведено на рис. 2. Тут ліворуч від вісі симетрії зображено положення на початку формоутворення, а праворуч – на кінцевій стадії. На рис. 2а наведено схему витягування Листову заготовку 1 встановлено між матрицею 2 і притискачем 3. Деформування зусиллям Pd здійснено пуансоном 4, який переміщується зі швидкістю V_0 . В результаті витягування отримують напівфабрикат 5 з конусною і циліндричною частинами. Форму деформуючої поверхні матриці 2, що має виступи і впадини, утворено перетином торів діаметром d_1 , які розташовано з

кроком t (рис. 2б). Деформована заготовка при витягуванні контактує тільки з виступами

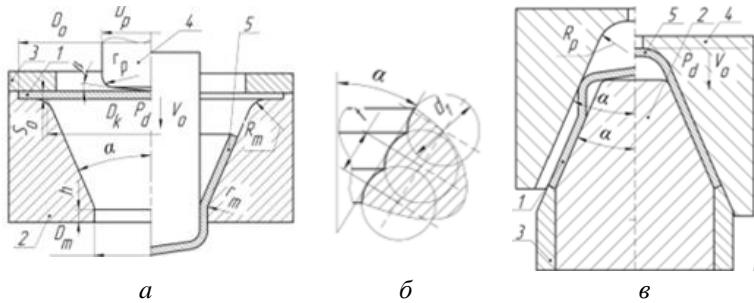


Рис. 2. Схеми двохперехідного штампування конусного виробу: а – схема витягування, б – форма деформуючої поверхні матриці, в – схема обтиску

цієї поверхні. Це приводить до зниження зусилля деформування. Схему другого переходу обтиску зображено на рис. 2в. Напівфабрикат після витягування 1 розміщено на матриці 2 і опорі 3. При опусканні пуансону 4 здійснюють обтиск циліндричної частини і отримують виріб 5.

Моделювання процесів витягування і подальшого обтиску проведено за допомогою методу скінченних елементів (МСЕ) з використанням програми DEFORM2D. При моделюванні обтиску враховано деформації, які отримано на переході витягування. Застосовано пружно-пластичну модель металу, що дозволило виявити розміри напівфабрикату і виробу з урахуванням пружної деформації.

Розміри заготовки і інструменту при витягуванні та обтиску: $D_0=100$ мм; $S_0=1,8$ мм; $D_k=90$ мм; $D_m=43$ мм; $R_m=6$ мм; $r_m=20$ мм; $h=9$ мм; $\alpha=25,5^\circ$; $d_1=6$ мм; $t=3$ мм; $D_p=40$ мм; $r_p=12$ мм; $\beta=2^\circ$; $R_p=8$ мм.

В обох випадках формоутворення швидкість деформування складала $V_0=2,5$ мм/сек, а вплив тертя визначено по Кулону з коефіцієнтом тертя $\mu=0,1$.

На рис. 3 зображено в розрізі положення при моделюванні витягування напівфабрикату. Положення на початку витягуванням показано на рис. 3а. Заготовку 1 встановлено між матрицею 2 і притискачем 3. Зусилля прикладається за допомогою пуансону 4. Для виштовхування напівфабрикату передбачено виштовхувач 5. На рис. 3б наведено положення в кінці витягування з отриманням напівфабрикату 5. При зворотньому русі пуансону напівфабрикат залишається в матриці (рис. 3в). Положення після виштовхування напівфабрикату зображено на рис. 3г.

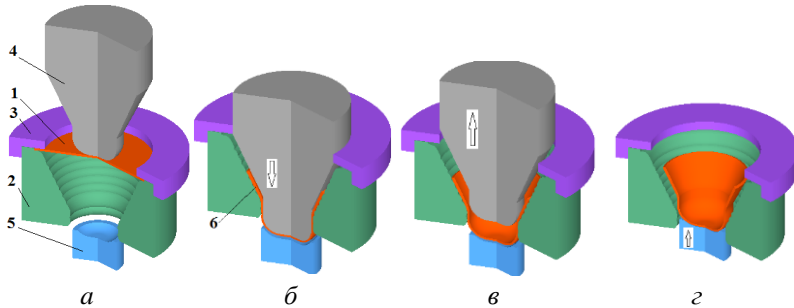


Рис. 3. Положення в розрізі при моделюванні витягування напівфабрикату: а – на початку витягування, б - в кінці витягування, в – після виймання пуансону із напівфабрикату, г – після виштовхування напівфабрикату із матриці

Зусилля при отриманні напівфабрикату приведено на рис. 4.

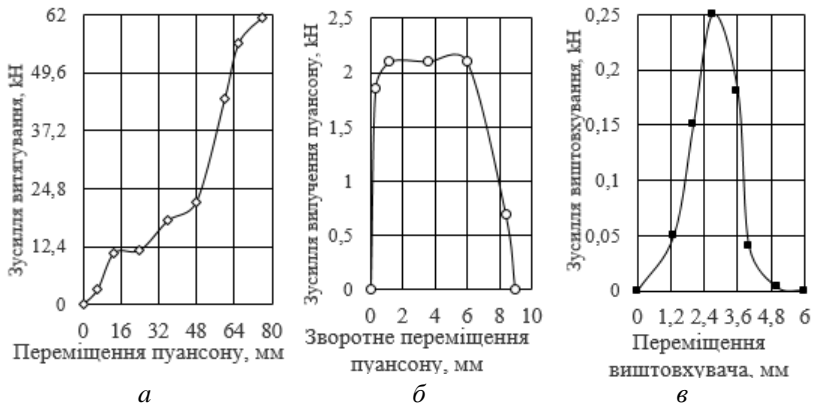


Рис. 4. Зусилля при отриманні напівфабрикату: а – залежність зусилля витягування від переміщення пуансону, б – залежність зусилля вилучення пуансону від його зворотного переміщення, в - залежність зусилля виштовхування від переміщення виштовхувача

Вигляд напівфабрикату в розрізі, розподіл інтенсивності деформацій ε_i та розміри в міліметрах напівфабрикату зображено на рис. 5.

На рис. 6 зображено положення при моделюванні обтиску. Положення на початку обтиску приведено на рис. 6а (1- напівфабрикат, 2 – матриця, 3 – опора, 4 – пуансон). При переміщенні пуансону 4

отримано виріб 5 (рис. 6б), який залишається на матриці при зворотному русі пуансону (рис. 6в). Тут розміри по всіх наведено в міліметрах.

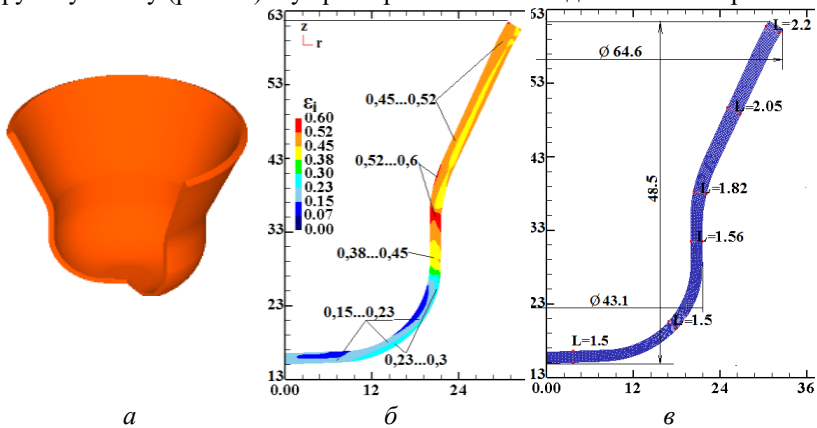


Рис. 5. Вигляд напівфабрикату з розрізом (а), розподіл інтенсивності деформацій ε_i по товщині стінки половини напівфабрикату (б), розміри товщини стінки (L) та максимальні розміри конічної і циліндричної частин напівфабрикату (в)

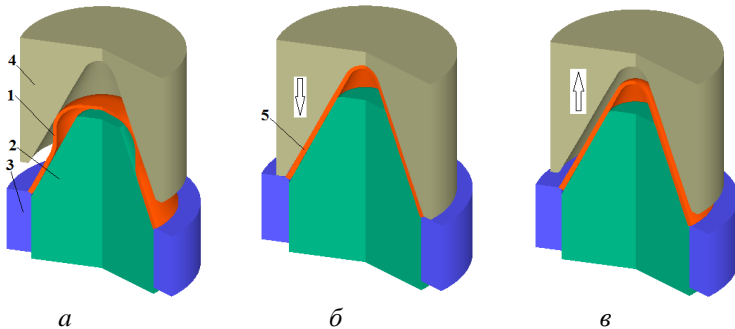


Рис. 6. Положення в розрізі при моделюванні обтиску напівфабрикату після витягування: а – на початку обтиску, б - в кінці обтиску, в – при зворотному русі пуансону

Результати моделювання обтиску показано на рис. 7. Залежність зусилля обтиску від переміщення пуансону зображено на рис 7а. Зусилля вкінці обтиску досягає 1000кН, при якому здійснюється калібрування розмірів внутрішньої поверхні виробу. На рис 7б представлено розподіл інтенсивності деформацій ε_i по висоті стінки виробу. Форма і розміри виробу після обтиску наведено на рис. 7в.

Товщина стінки по висоті за рахунок потовщення при витягуванні і обтиску відрізняється від товщини стінки згідно ескізу виробу. Тому

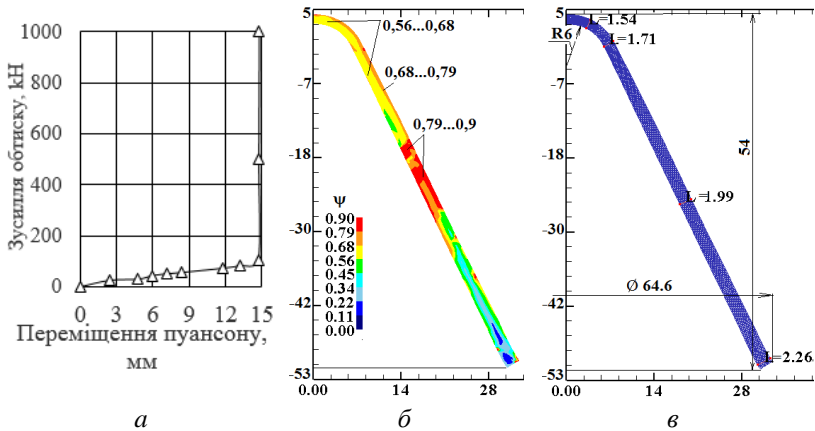


Рис. 7. Результати моделювання обтиску

потрібна додаткова операція механічної обробки зовнішньої поверхні після виконання обтиску. Виріб з розрізом зображено на рис. 8.

Висновки: 1. Моделюванням МСЕ показана можливість отримання конусного виробу за два переходи з використанням витягування і обтиску замість чотирьох перехідного витягування. 2. Встановлено параметри для проектування технології витягування і обтиску: зусилля і роботу деформації потрібні для вибору пресового обладнання; розподіл питомих зусиль використовують для проектування штампового оснащення; форма і розміри напівфабрикату і виробу необхідні для оцінки геометричної точності.

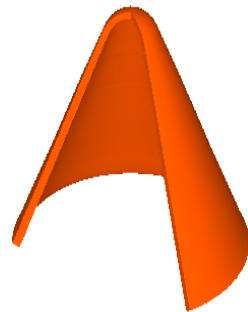


Рис. 8. Вигляд виробу з розрізом

Література:

1. Романовский В. П. Справочник по холодной штамповке. 6-е изд., перераб. и доп. Ленингр. отд.: Машиностроение. 1979. 520 с.
2. Гречников В.Ф., Дмитриев А.М., Кухарь В.Д. и др. Прогрессивные технологические процессы холодной штамповки; Под общ. Ред. А.Г. Овчинникова. М: Машиностроение, 1985. 184 с.

3. Калюжний О.В., Калюжний В.Л. Інтенсифікація формоутворюючих процесів холодного листового штампування. Київ: СІК ГРУП Україна Лтд. 292 с.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Глотка О.А.¹,

Обносков К.В.²,

Фасоль Є.О.³,

Сотніков Д.Є.⁴,

Джус А.В.⁵.

¹ к.т.н., доцент НУ «Запорізька політехніка»,

² аспірант НУ «Запорізька політехніка»,

³ ст. викладач НУ «Запорізька політехніка»,

⁴ аспірант НУ «Запорізька політехніка»,

⁵ ст. викладач НУ «Запорізька політехніка».

УДОСКОНАЛЕННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ

На сьогоднішній день основний матеріал, з якого виготовляються робочі та соплові лопатки – сплави на основі нікелю. Такі сплави мають складну структуру та фазовий склад. Саме від структури залежить якість деталей - опір втоми, пластичність, жароміцність. Основний напрямок, у якому рухаються металознавці, – удосконалення технологій виробництва, і як наслідок – підвищення опору втоми [1, 2].

Одним із напрямків збільшення роботопридатності – лиття лопаток із монокристалічною структурою. За такої технології відсутні межі структури матеріалу, і відповідно підвищуються надійність та ресурс.

Для отримання залежностей типу «хімічний склад-властивості» здійснювали моделювання термодинамічних процесів утворення фаз для системи Ni-Al-Re-Cr-Co-W-Mo-Ti-Ta-Nb в якій змінювали покровоно γ' -утворюючі елементи. У системі багатокомпонентного легування, діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимальної та мінімальної кількості елемента, що вводиться в сплави. Зміни фазового складу у процесі кристалізації (охолодженні) у структурі сплавів здійснювалося методом термодинамічного моделювання за допомогою CALPHAD методу.

Експериментально склад фаз визначали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І з системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію і хімічний склад фаз, що виділилися в структурі сплаву.

Тільки при перевищенні 1% алюмінію у сплаві утворюється зміцнювальна фаза у кількості 22% і прямопропорційно зростає до 71%

при вмісті алюмінію 6%. Температура розчинення γ' - фази так само прямолінійно зростає від 897°C до 1278°C відповідно. Збільшення кількості алюмінію у сплаві призводить до збільшення його у складі зміцнюючої фази та зменшення танталу. Інші елементи практично не змінюють вміст. Кількість Та одночасно зменшується і у твердому розчині, і в зміцнюючій фазі, що може бути пов'язане зі зростанням кількості γ' - фази.

Оскільки титан є елементом, який утворює γ' - фазу, збільшення його кількості в сплаві призводить до збільшення його в зміцнюючій фазі до 10.8%. Однак вже при вмісті в сплаві більше 3% Ti у структурі з'являються топологічно щільно паковані фази, які значно збільшують крихкість і знижують жароміцність. Виходячи з цього, у сплаві потрібно обмежувати кількість титану.

За допомогою енергодисперсійного аналізу на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І проведено дослідження мікроструктури (Рис. 1) та визначено хімічні склади фаз. Встановлено, що результат розрахунковим методом має хорошу сумісність з експериментальними даними (Табл.1).

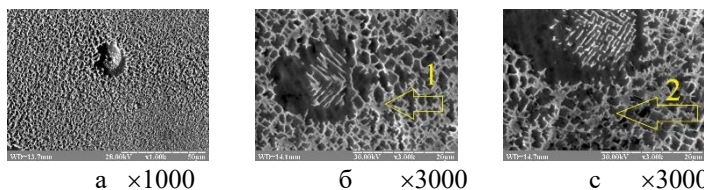


Рисунок 1 – Мікроструктура сплаву ВЖМ-5 з позначенням міст аналізу

Таблиця 1 – Хімічний склад фаз

Результат	Вміст елементів, % мас.							
	Ni	Al	Ta	W	Co	Re	Mo	Cr
Розрахунковий склад γ' - фази	71.7	8.11	8.39	3.62	4.66	0.02	0.74	1.59
Розрахунковий склад γ - фази	55.1	1.21	0.06	2.59	24.7	1.32	0.7	14.17
Експериментальний склад γ' - фази (рис. 1, точка 1)	70.76	8.47	7.91	3.89	4.81	0.54	0.46	0.92
Експериментальний склад γ - фази (рис.1, точка 2)	54.75	1.12	0.21	3.76	24.5	1.44	0.54	13.7

Література:

1. Балицький О. І., Мочульський В. М., Іваськевич Л. М. Оцінювання впливу водню на механічні характеристики складнолегованого нікелевого сплаву// Фізико-хімічна механіка матеріалів.- 2015.- Том 51. №4.- С. 91-100.
2. Zhang, L.; Zhao, L.; Jiang, R.; Bullough, C. Crystal plasticity finite-element modelling of cyclic deformation and crack initiation in a nickel-based single-crystal superalloy under low-cycle fatigue. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* **2020**, *43*, 1769–1783

УДК 621.7

Чухліб В.Л.¹,

Колісник К.Д.².

¹ д.т.н., проф., завідувач кафедри КМІТ, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна

² аспірант кафедри КМІТ, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОВАЛЬСЬКОЇ ОПЕРАЦІЇ ОСАДЖУВАННЯ НА ЯКІСТЬ КОВАНИХ ГАКІВ

Процес кування гаків є складним і вимогливим, оскільки гаки відносяться до виробів відповідального призначення. Потрібно враховувати при куванні гаків, що особливо на початковому етапі технологічного процесу при деформуванні вихідного злитка змінюється не тільки форма та розміри заготовки, а також механічні властивості та структура металу. Якщо злиток має крупні розміри, то його важче кувати для проробки литої структури та ліквідації зовнішніх та внутрішніх дефектів: мікротріщини, сегрегація, усадочна пористість та інші дефекти. Для покращення якості кування виробів відповідального призначення, якими є ковані гаки, та усунення цих дефектів застосовують дві основні ковальські операції з послідовним їх виконанням - осаджування та протягування. При осаджуванні поперечний розмір заготовки збільшується за рахунок зменшення її висоти і при цьому є дослідження, які зосереджені саме на цьому процесі [1]. При протягуванні збільшується довжина заготовки за рахунок зменшення її поперечного перерізу [2]. Тобто спочатку поперечний переріз заготовки збільшується, а потім зменшується, збільшуючи її довжину та змінюючи розподіл деформації по об'єму заготовки, який сумарно характеризує величина укову.

Метою даної роботи було визначення впливу параметрів ковальської операції осаджування з подальшою операцією протягування на процес кування гаків. Саме для цього був визначений вплив розподілу деформації та геометричних параметрів заготовки (фактору форми, тощо) на показники якості кованих гаків. Для цього за допомогою програмного комплексу QForm [3], який застосовують для оптимізації процесів деформування металу тиском, було зроблено моделювання процесу осаджування та подальшого процесу протягування. Дослідивши розподілення пластичної деформації металу (рис. 1) та розрахувавши показник нерівномірності деформації, можна

розробити вдосконалений технологічний процес, який дозволить поліпшити властивості матеріалу поковок, які в свою чергу впливають на якість кованих гаків.

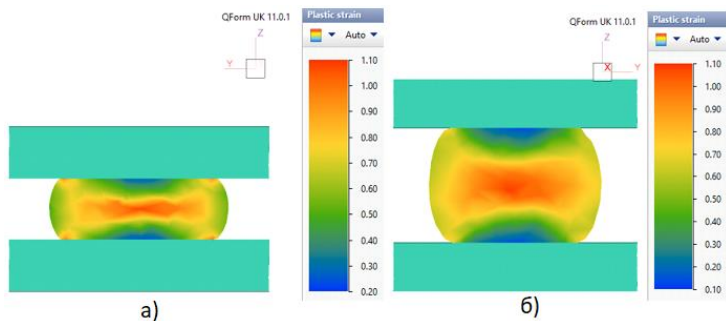


Рисунок 1 – Розподілення деформацій в перерізі при осаджуванні заготовки з різним фактором форми: $a - h/D=1$; $b - h/D=2$

Література:

1. Удосконалення технології виготовлення крупних поковок на основі використання нового способу осадження / Марков О. Є., Злигорев В. М., Іванова Ю. О., Лагер О. О., Дорофеев В. О. // Обробка матеріалів тиском. ISSN 2076-2151. УДК 621.735.3 21.01.2020 р. №1 (50) с. 91-97.
2. Технологія кування / Л. М. Соколов, І. С. Алієв, О. Є. Марков, Л. І. Алієва. – Краматорськ: ДДМА, 2011. – 268 с.
3. Qform UK. URL: <https://www.qform3d.com/> (accessed January 21, 2025).

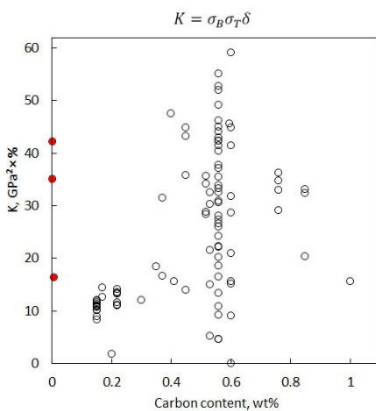
УДК 669.1
 М. Brykov¹,
 V. Girzhon¹,
 O. Klymov¹,
 O. Kapustyan¹,
 O. Efremenko²

¹ National University Zaporizhzhia Polytechnic

² Pryazovskyi State Technical University

EXPLORING STRENGTH LIMITS OF MODERN HIGH-STRENGTH STEELS AND APPROACHING THE STRUCTURAL STRENGTH CRITERION FORMULATION

High-strength steels belong to materials that are critical to the survival of civilization. Numerous application of high-strength steels ensure and protect human safety in different disasters like collisions, earthquakes, blasts etc. The properties of modern high-strength steels are discussed. Also, analyzed are different complex criteria that are used to characterize quality of high-strength steels. It has been shown that these criteria are insufficient to reflect structural strength of high-strength steels and rank them adequately. Several new complex criteria are proposed and evaluated with the database containing information on published mechanical properties of steels with different composition after heat treatments along with experimental data obtained by the authors. It is shown, that yield strength of steel should be mandatory included in the structural strength criterion (Fig. 1). Also, relative elongation makes a significant contribution to the value of the complex



strength criterion. The range of carbon content is determined, where steels possess the highest value of the complex strength criteria.

This research was funded by National Research Foundation of Ukraine, grant number 2021.01/0189.

Fig. 1. The diagram illustrating structural strength criterion of steels with different carbon content. (Red dots represent maraging steels)

УДК 621.791.92

Марченко Ю.А.¹,

Петрик І.А.²,

Капустян О.Є.³

¹ Начальник бюро зварювання, АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна

² Кандидат технічних наук, головний зварник АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна

³ Кандидат технічних наук, завідувач кафедри ІТЗМК, НУ "Запорізька політехніка"

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕПЛОВОЇ ПОТУЖНОСТІ ДЖЕРЕЛ НАГРІВУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОЩУВАННІ ЗАГОТОВОК ІЗ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

На сьогоднішній день адитивні процеси вирощування займають значну нішу на ринку виготовлення виробів і ґрунтовно зміцнилися в ювелірній промисловості, медицині, машинобудуванні, ливарному виробництві й ін. Багатьма авторами запропонована і теоретично обґрунтована можливість застосування адитивних технологій у літакобудуванні, двигунобудуванні та космічній галузі [1].

Безперечні переваги адитивного 3Д наплавлення виробів з металу, незабаром, дозволять виконати стрімкий перехід від матеріалоємних традиційних технологій одержання заготовок (лиття, штампування, обробка різанням та ін.) до тривимірного друку безприпускових виробів або виробів з мінімальним припуском на механічну обробку. В свою чергу, впровадження адитивного виробництва заготовок з жароміцних нікелевих і титанових сплавів в авіадвигунобудуванні, дозволить значно скоротити час та матеріальні витрати на виготовлення відмінних конструкцій деталей та вузлів при розробці новітніх авіадвигунів VII покоління [2].

В роботі наведені результати дослідження з оцінки впливу теплової потужності джерела нагріву (лазерний промінь, мікроплазмова дуга) на формування структури та механічні властивості титанового сплаву марки VT20, при реалізації процесів адитивного вирощування.

Для проведення дослідних робіт, методом прямого лазерного та мікроплазмового вирощування були виготовлені заготовки зразків з розміром 120x85x14 мм. В якості вихідного матеріалу застосовувався титановий порошок марки VT20, сферичної форми часток, з розміром фракції 60....163 мкм. В якості джерела нагріву, для плавлення кожного

із шарів, був обраний оптоволоконний лазерний промінь та мікроплазмова дуга. Температура в зоні нагріву становила близько 1600...1750 °С, при цьому температура прилягаючих до місця нагрівання зон на ширині 5...7 мм в момент сплавлення, не перевищувала 350...400 °С - для лазера і 600...800 °С - для мікроплазмової дуги відповідно. Значна різниця температур прилеглої зони обумовлена різницею в концентрації використовуваних джерел нагріву.

За результатами дослідження визначено, що при лазерно-порошковому вирощуванні формується дисперсна структура, з тонкопластинчастою будовою α - і β - фаз (близька до голчастої), а також має місце утворення виділень α' -фази по межі сплавлення шарів. В свою чергу, α' -фаза являє собою пересичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані та має мартенситний характер. Встановлено, що формування даної структури, обумовлене швидким тепловідводом в об'єм раніше сформованого литого металу.

При мікроплазмовому-порошковому наплавленні, будова α - і β - фаз в структурі зразків значно відрізняється. По лініях сплавлення параметри пластин α - і β -фаз більші. По межах первинних зерен β -фази, спостерігається виділення облямівки α -фази і скупчення α' -фази глобулярного вигляду. Такі відмінності в мікроструктурах вирощених зразків, можливо пояснити різницею впливу теплової потужності джерела нагрівання на температуру в зоні наплавлення, а також зміною швидкості остигання кожного з попередніх наплавлених шарів.

Механічні властивості матеріалу зразків зі сплаву ВТ20, отриманих методом прямого лазерного вирощування, після термічної обробки по режиму відпалу, за деякими показниками нижче норм технічних умов для литих заготовок та для поковок, що обумовлено структурою з наявністю тонкопластинчастої будови α - і β -фаз.

Механічні властивості матеріалу зразків зі сплаву ВТ20, отриманих методом прямого мікроплазмового вирощування після термічної обробки, відповідають нормам для литих і кованих заготовок зі сплаву ВТ20, та мають більш високі показники пластичності.

Література:

1. Sanjay, K.; and SisaPityana. (2011). Laser-based additive manufacturing of metals. *Advanced Materials Research*, 227, 92-95.
2. Gary, K.L.; and Eric, S. (2000). Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition. *Materials & Design*, 21, 417-423.

UDC 669.721.5

Aikin M.D.¹,

Shalomeev V.A.²

Klymov O.V.³

¹ Senior Lecturer

² Doctor of Technical Sciences, Professor

³ Candidate of Technical Sciences, Associate Professor

National University “Zaporizhzhia Polytechnic”

OPTIMIZING HEAT TREATMENT PARAMETERS FOR BIODEGRADABLE MG-ZR-ND ALLOYS

The T6 regime, involving solution treatment followed by aging, is recognized as the most effective heat treatment method for biodegradable magnesium alloys in the Mg-Zr-Nd system. For the standard industrial ML10 alloy (Ukrainian analogue of the NZ30K) in this system, the approved T6 parameters consist of heating to $540 \pm 5^\circ\text{C}$, holding for 8 hours followed by air cooling, and aging at $200 \pm 5^\circ\text{C}$ for 16 hours with similar cooling.

Our research group developed a biodegradable Mg-Zr-Nd alloy with elevated Nd (3.2%) and Zr (1.3%) content for osteosynthesis. Post-heat treatment analysis showed fine dispersed strengthening phases formed, but residual eutectic precipitates at grain boundaries didn't dissolve during solution treatment, compromising mechanical properties. Increasing solution treatment temperature could completely eliminate these residual phases.

The solidus and liquidus temperatures of the new alloy were determined using the COMPUTHERM module of the ProCAST software package. Results showed that the solidus temperature for the developed alloy is 552°C and the liquidus temperature is 648°C , compared to 530°C and 647°C respectively for ML10. The increased Nd and Zr content caused a shift in the solidus temperature by $+22^\circ\text{C}$, while the liquidus temperature remained virtually unchanged.

Differential thermal analysis (DTA) was used to verify the optimal solution treatment temperature. The results confirmed the COMPUTHERM calculations. The solution treatment temperature for the new Mg-Zr-Nd alloy was determined to be 560°C , with the eutectic melting temperature at 571.4°C and complete alloy melting at 647.1°C . For ML10, these values are 540°C , 549.5°C , and 645.8°C respectively. Therefore, to ensure complete

eutectic dissolution without risking incipient melting, the optimal solution treatment temperature for the new alloy is 560°C.

The effect of solution treatment temperature on grain size was investigated using samples subjected to T4 treatment at temperatures ranging from 400°C to 560°C. The standard ML10 alloy was used for comparison (Table 1).

Table 1 — Average grain size of experimental alloys at different solution treatment temperatures

Alloy	Average grain size at specific solution treatment temperature, μm				
	400 °C	450 °C	500 °C	540 °C	560 °C
Experimental biodegradable alloy	96,2	107,4	120	137,9	153,6
Standard ML10 alloy	101,6	112,5	129,9	166,7	-

Based on quantitative analysis, the relationship between average grain size and solution treatment temperature was established for both the new alloy (1) and the ML10 alloy (2):

$$D_{\text{Exp}} = 30,4 \times e^{0,003 \times T} \pm 4,7, \mu\text{m} \quad (1)$$

$R = 0,985; R^2 = 0,969; p = 0,95$

$$D_{\text{ML10}} = 24,9 \times e^{0,003 \times T} \pm 9,1, \mu\text{m} \quad (2)$$

$R = 0,966; R^2 = 0,932; p = 0,95$

Increasing the solution treatment temperature to 560°C improved the tensile strength of the alloy from 265–270 MPa to 276–282 MPa, representing an average increase of 9.5%. The relative elongation increased from 4.5–5% to 5.2–5.8% (approximately 13%). Compared to the standard ML10 alloy, the improvements in mechanical properties were 18% and 31% respectively. These results demonstrate that the beneficial effect of complete eutectic dissolution outweighed the negative impact of increased grain size.

References:

1. Shalomeev V., Aikin N., Chorniy V., Naumik V. Design and examination of the new Biosoluble casting alloy of the system Mg-Zr-Nd for osteosynthesis. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2019;1(12):40-48.

UDC 669.721.5

Aikin M.D.¹,

Shalomeev V.A.²

Klymov O.V.³

¹ Senior Lecturer

² Doctor of Technical Sciences, Professor

³ Candidate of Technical Sciences, Associate Professor

National University “Zaporizhzhia Polytechnic”

IMPROVING PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF BIODEGRADABLE MG-ZR-ND ALLOY BY CHANGING COOLING RATE

Since the mid-19th century, osteosynthesis has been used to treat fractures by securing bone fragments with implants. Effective osteosynthesis implants must maintain fragment immobility while minimizing trauma to soft and bone tissues, ensuring the damaged limb remains functional throughout the healing process.

Our research team previously developed a biodegradable magnesium alloy in the Mg-Zr-Nd system with enhanced Nd (up to 3.2%) and Zr (up to 1.3%) content [1], which maintains robust mechanical properties despite prolonged exposure to biocorrosion (3 months). However, practical applications face challenges because these implants typically have complex geometries with varying cross-sections, threads, and holes. These features accelerate biodegradation and significantly weaken mechanical properties in critical areas. To address this issue, we focused on maximizing the alloy's mechanical properties. One practical approach is increasing the casting cooling rate through various mold materials and cooling media.

We used the ProCast software package to analyze how cooling rate affects the microstructure and properties of our magnesium alloy. The study focused on gravity casting conditions, with microstructures modeled using the CAFÉ module.

We tested five different casting conditions to achieve varying cooling rates:

1. Sand-clay mold (Variant 1)
2. Steel mold with air cooling (Variant 2)
3. Copper mold with air cooling (Variant 3)
4. Copper mold with water cooling (Variant 4)
5. Copper mold with liquid nitrogen cooling (Variant 5)

The CAFÉ module's microstructure simulations closely matched the actual grain sizes observed in experimental samples (Table 1).

Quantitative analysis yielded an exponential regression equation that accurately predicts average grain size based on cooling rate:

$$D = 130,1 \times e^{-0,04 \times V_c} \pm 9,3, \mu\text{m} \quad (1)$$

$$R = 0,985; R^2 = 0,971; p = 0,95$$

Table 1 – Microstructure parameters across different casting conditions

Casting variant	ProCast Calculations		Sample Analysis		Grain size according to (1), μm
	Cooling rate ($^{\circ}\text{C/s}$)	Grain size (μm)	Cooling rate ($^{\circ}\text{C/s}$)	Grain size (μm)	
Variant 1	1,7	131,2	1,0	148,2	138,0
Variant 2	8,0	96,2	9,0	90,6	90,1
Variant 3	14,8	65,3	17,0	58,8	55,7
Variant 4	21,0	49,5	26,5	36	44,7
Variant 5	53,3	15,2	55,0	11	14,3

At the slowest cooling rate (1°C/s), the microstructure displayed typical characteristics of standard Mg-Zr-Nd alloys. As cooling rates increased to 9°C/s , we observed denser clusters, indicating finer Zr_2Zn_3 zirconides, smaller eutectic particles, and more dispersed strengthening β'' -phase particles [2]. This trend continued at 17°C/s and 26.5°C/s , with increasing numbers of zirconides and strengthening particles, while cluster size decreased. The fastest cooling rate (55°C/s) produced an ultra-fine microstructure without the circular intermetallic and strengthening phase clusters seen at lower rates.

Mechanical testing yielded two key relationships between cooling rate and properties:

$$\sigma_B = 0,99 \times V_c + 260,4 \pm 2,4, \text{MPa} \quad (2)$$

$$R = 0,995; R^2 = 0,99; p = 0,95$$

$$\begin{aligned}\delta &= 4,6 \times e^{0,02 \times V_c} \pm 0,7, \% \\ R &= 0,993; R^2 = 0,987; p = 0,95\end{aligned}\tag{3}$$

These relationships allow us to precisely predict microstructure and mechanical properties throughout complex implant geometries. This capability is crucial for biodegradable implants, as their performance requirements depend heavily on implantation site, bone characteristics, and expected loading conditions. Different applications demand varying mechanical property profiles, and our findings enable tailored property optimization through controlled cooling rates during manufacturing.

References:

1. Shalomeev V., Aikin N., Chorniy V., Naumik V. (2019). Design and examination of the new Biosoluble casting alloy of the system Mg-Zr-Nd for osteosynthesis. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 1(12), 40-48.
2. Khan M.I., Mostafa A.O., Aljarrah M. et al. (2014). Influence of cooling rate on microsegregation behavior of magnesium alloys. *Journals of Materials*, 1-18.

Figiela B.¹,
Tyliszczak B.²,
Bańkosz M.³,
Nikolov A.⁴,
Korniejenko K.⁵

^{1,3} MSc, PhD Candidate, Faculty of Materials Engineering and Physics, Cracow University of Technology, Jana Pawła II 37, 31-864 Cracow, Poland

^{2,5} PhD DSc, Associate Professor, Faculty of Materials Engineering and Physics, Cracow University of Technology, Jana Pawła II 37, 31-864 Cracow, Poland

⁴ PhD DSc, Associate Professor, Institute of Mineralogy and Crystallography, Bulgarian Academy of Science (IMC-BAS), Acad. G. Bonchev Str., bl. 107, Sofia, 1113, Bulgaria

STUDYING THE IMPACT OF CEMENT-BASED AND GEOPOLYMER CONCRETE ON THE PROLIFERATION OF ESCHERICHIA COLI AND STAPHYLOCOCCUS AUREUS IN WATER-RELATED APPLICATIONS

Abstract:

The motivation to undertake research was the development of knowledge regarding the structure and antimicrobial properties of the produced geopolymer composites intended for use in the aquatic environment. The main planned application of geopolymer composites is infrastructure in sea and inland waters. One of the desirable features of such composites is resistance to the growth of bacteria and algae by aquatic organisms. At the same time, the material must be resistant to the effects of microorganisms, but must not be toxic to the fauna and flora of the tanks, so it should inhibit the growth of microorganisms, but not destroy them directly.

Previous research in this area showed carbon fibers and nanoparticles as possible additives that enhance antibacterial properties [1-3]. It was decided to use a combination of these ingredients to obtain the desired effect. The main goal of the research work was to synthesize and test the antibacterial properties of new composites based on a geopolymer matrix, with the addition of carbon fiber, nano silica and antibacterial nanopowder being a mixture of metals and oxides such as: Ag, P₂O₅, ZrO₂, N₂O, Y₂O₃, Al₂O₃, HfO₂, TiO₂ and others.

The first stage of the research was the synthesis of geopolymer composites containing variable proportions of nanoadditives (0.5 - 1.5%) and as a reference material cement. Then, the obtained material was characterized

(XRF, XRD, SEM). The next stage was bacterial cultivation. Two different bacterial strains were selected gram-positive and gram-negative (*Escherichia coli* and *Staphylococcus aureus*). In this stage also was prepared agar microbiological medium for the evaluation of bacterial growth inhibition by cement and geopolymer. In the final stage, the growth of the colony was observed and the pH measurements were taken. The final assessment of efficiency was made by using optical microscopy and a colony counter based on the Perthi dish.

The obtained results show the growth of both types of bacteria on materials, however, after several days the growth was inhibited. Assessment of microorganism growth inhibition by cement and geopolymer shows better efficiency of geopolymer composites in this area. The obtained results suggest that material does not influence negatively the bacteria, but inhibits their growth over time. This effect is desired in the context of potential applications of the material on water infrastructure.

Acknowledgment:

This research was funded by: 1. the project titled “Development of geopolymer composites as a material for protection of hazardous wrecks and other critical underwater structures against corrosion” under the M-ERA.NET 3 program by the Polish National Centre for Research and Development, grant number M-ERA.NET3/2021/71/MAR-WRECK/2022, and 2. the Polish National Agency for Academic Exchange under the ZAWADZKA program, grant no. BPS/ZAW/2023/1/00086/U/00001.

References:

1. Furtos, G.; Prodan, D.; Sarosi, C.; Moldovan, M.; Łach, M.; Melnychuk, M.; Korniejenko, K. Advanced Geopolymer-Based Composites for Antimicrobial Application. *Materials* 2023, 16, 7414.
2. Růžek, V.; Novosád, J.; Buczkowska, K.E. Geopolymer Antimicrobial and Hydrophobic Modifications: A Review. *Ceramics* 2023, 6, 1749–1764.
3. Nikolov A.; Dobрева, L.; Danova, S.; Miteva-Staleva, J.; Krumova, E.; Rashev, V.; Vilhelmova-Ilieva, N.; Tsvetanova, L.; Barbov, B. Antimicrobial geopolymer paints based on modified natural zeolite, *Case Studies in Construction Materials* 2023, e02642.

Melnyk O.¹,
Onishchenko O.²,
Kurdiuk S.²,
Bulgakov M.¹,
Burlachenko D.¹

¹ Odesa National Maritime University, Odesa, Ukraine

² National University “Odesa Maritime Academy”, Odesa, Ukraine

COMPOSITE MATERIALS IN SHIPPING AND SHIPBUILDING: ADVANTAGES, TECHNOLOGIES AND PROSPECTS

Abstract. The shipbuilding industry benefits substantially by using composite materials against steel and aluminum because these materials provide superior light weight along with corrosion resistance and enhanced strength properties. The research demonstrates how composite structures decrease vessels by 20 to 30 percent which reduces both fuel expenses and emission of CO₂ while diminishing operational prices. Vacuum-infusion manufacturing procedures allow production of powerful composite materials which have reduced resin contents leading to improved mechanical strength without compromising durability. The field of research examines three areas: biodegradable resin development along with automated composite manufacturing methods and hybrid structures that unite metals and composites to improve performance. The shipbuilding industry continues to accept composites into its operations despite material expenses and certification standards through the adoption of these materials across various vessel classes from small boats to big cargo ships. The industry anticipates that upcoming developments will enhance composite utilization in heavy-load vessels by implementing environmentally friendly practices.

Keywords: Composite Materials, Shipbuilding, Biodegradable Resins, Energy Efficiency.

1. First Section

1.1. Key benefits of composite materials

Composite materials are becoming more and more popular in shipbuilding due to a number of advantages that favorably distinguish them from traditional metal structures. One of the key factors contributing to their popularization is a significant reduction in ship weight, which directly affects fuel consumption. Composite materials, having lower density compared to steel and aluminum, allow to reduce hull weight by 20-30%. This, in turn, results in lower operating costs, lower carbon dioxide emissions and

improved energy efficiency. Lighter ships are able to reach higher speeds or carry more cargo without the need to increase engine power.

Another important advantage of composite materials is their resistance to corrosion and ageing. Unlike metal hulls, which are subject to the damaging effects of salty seawater over time, composites are not susceptible to corrosive changes. This significantly reduces the cost of ship repair and maintenance.

1.2 Modern technologies of composite production

For the production of composite materials used in shipbuilding, high-tech methods are used, which provide weight reduction of structures and increase of their strength characteristics. One of the key processes actively implemented in this industry is vacuum infusion, which allows to achieve an optimal ratio of resin and fiber materials.

The main advantage of vacuum infusion is that this method allows reducing the resin content to 30-35% of the total weight of the composite, which significantly improves the mechanical properties of the structure while reducing its weight. As a result, vessels built using this method have higher speed and fuel efficiency.

2. Composite Materials in Shipbuilding

2.1 Examples of successful applications and prospects for the development of composites

The use of composite materials in shipbuilding is gaining popularity worldwide due to their outstanding performance characteristics. One of the leaders in this field is Damen Shipyards, which has built more than 78 certified vessels using vacuum infusion technology, including fast passenger boats, patrol vessels and workboats. These vessels are characterized by high speed, fuel efficiency and long service life.

Among the completed projects are patrol boats built for coastal security. Composite hulls of such vessels provide high maneuverability and resistance to aggressive marine environment. Also passenger boats for inland waterways where due to light weight and low fuel consumption they provide high profitability of operation. Further also in the construction of workboats and barges used for maintenance of harbors and coastal facilities.

The application of composite materials in ship constructions creates new possibilities to improve energy efficiency, to decrease operating costs, and to provide environmental benefits to ships. Because of the combination of light weight, corrosion resistance, and high strength they exhibit, composite materials have more and more applications in the construction of speedboats, patrol vessels, and other vessels operating in extreme environments. With the development of the vacuum infusion technologies

and the application of the high performance fiber materials, like carbon fiber, the establishment of high quality and robust vessels with the least possible operating costs is achieved. Among these key benefits, 20 - 30% weight reduction and energy economy are an important means in enabling the achievement of the targets of international greenhouse gas emission reduction.

References:

1. KIRATLI, S. (2023). Marine Applications of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. *International Journal of Advanced Natural Sciences and Engineering Researches*, 7(7), 68–77. <https://doi.org/10.59287/ijanser.1338>
2. Dolz, M., Martinez, X., Sá, D., Silva, J., & Jurado, A. (2023). Composite materials, technologies and manufacturing: current scenario of European Union shipyards. *Ships and Offshore Structures*, 19(8), 1157–1172. <https://doi.org/10.1080/17445302.2023.2229160>
3. Crupi V, Epasto G, Napolitano F, Palomba G, Papa I, Russo P. Green Composites for Maritime Engineering: A Review. *Journal of Marine Science and Engineering*. 2023; 11(3):599. <https://doi.org/10.3390/jmse11030599>
4. Melnyk, O., Onyshchenko, S., Onishchenko, O., Shcherbina, O., & Vasalatii, N. (2023). Simulation-based method for predicting changes in the ship's seaworthy condition under impact of various factors. *Studies in Systems, Decision and Control*, 481, 653–664. https://doi.org/10.1007/978-3-031-35088-7_37
5. Melnyk, O., Bychkovsky, Y., Onishchenko, O., Onyshchenko, S., & Volianska, Y. (2023). Development the method of shipboard operations risk assessment quality evaluation based on experts review. *Studies in Systems, Decision and Control*, 481, 695–710. https://doi.org/10.1007/978-3-031-35088-7_40
6. Melnyk, O., Onyshchenko, S., Onishchenko, O., Lohinov, O., Ocheretna, V., & Dovidenko, Y. (2022). Basic aspects ensuring shipping safety. *Scientific Journal of Silesian University of Technology. Series Transport*, 117, 139–149. <https://doi.org/10.20858/sjsutst.2022.117.10>
7. Burlet, H., & Smith, P. (2023). Composite materials in marine applications: A review of structural performance. *Journal of Marine Science and Engineering*, 15(4), 134–156. <https://doi.org/10.1016/j.jmse.2023.134156>
8. Kaczmarek, Z., & Nowak, M. (2022). Hybrid composites for marine structures: Current state and future prospects. *Composites Science*

and Technology, 210, 113245.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2022.113245>

9. Olsen, L. T. (2022). Sustainability in shipbuilding: Exploring eco-friendly composite solutions. *Marine Technology and Sustainable Development*, 12(3), 98-112. <https://doi.org/10.1016/j.mtsd.2022.98>

10. Damiani, S. et al. (2021). Advanced materials in maritime engineering: Composite technologies and innovations. *Ocean Engineering*, 40(5), 203-223. <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2021.203223>

11. Fernandez, R. (2021). Bio-based composites in shipbuilding: Challenges and opportunities. *Renewable Materials and Marine Engineering*, 9(6), 341-361. <https://doi.org/10.1038/rmme.2021.341>

12. Choi, J., & Lee, K. (2020). Mechanical properties of fiber-reinforced composites in marine environments. *Polymer Composites*, 38(2), 89-104. <https://doi.org/10.1080/pcme.2020.89>

621.921.34-419:662.23.05

Bojko Yu.I.^{1,2},

Trostianchyn A.M.³

¹PhD student, Department of Materials Science and Engineering, Lviv Polytechnic National University, 12 S.Bandera str., Lviv 79013, Ukraine

²Director, LLC “Delfintools”, 29 Trakt-Glynyanskyy str., Lviv region 81127, Pidbirtsi village, Ukraine

³ Dr. Sc., Prof., Department of Materials Science and Engineering, Lviv Polytechnic National University, 12 S.Bandera str., Lviv 79013, Ukraine

INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF THE METAL BOND OF DIAMOND TOOLS ON THE SURFACE QUALITY OF POLISHED NATURAL STONE

Modern processing of natural and artificial stone includes sawing, grinding, polishing, and cutting, which require high-quality abrasive tools, especially diamond tools with a metal bond. Their main drawback is the high cost due to the use of expensive metal powders and synthetic diamonds. Traditionally, cobalt has been used as a metal matrix. Still, due to its high cost and scarcity in the Ukrainian market, it is necessary to develop alternative metal bond compositions to ensure the required performance characteristics at a lower price [1, 2].

The experimental samples of the diamond tool were obtained by mixing the initial Cu-Sn, Cu-Sn-Ni-Fe, and Cu-Sn-Ni-Fe-Fe(CO)₅-Zn metallic powders with diamond powder fractions of 125/100 and 80/63. The obtained mixture was subjected to pressing and sintering at temperatures of 700-850 °C for 30-60 minutes to produce metallic fickerts. The elemental and phase composition of the studied samples and their hardness and microstructural features were determined using X-ray fluorescence and X-ray phase analysis, Rockwell hardness measurement, and optical microscopy, respectively. The influence of the metallic matrix composition on the quality of the processed natural stone surface was evaluated after grinding on an industrial automatic Zeykan Bridge Polisher machine at the following conditions: polishing head movement speed – 3780 mm/min, head rotation speed – 450 rpm, and water supply – 10 L/min. The granodiorite from the Pokostivske deposit, granite from the Leznykivske deposit, and gabbro from the Deribasivske deposit, which have different physical and mechanical characteristics, were processed. The quality of the polished surface was

evaluated based on surface roughness and gloss. The roughness of the processed stone was determined using a profilometer model 170621 in vertical, horizontal, and diagonal directions, with a track length of 3 mm. The results are summarized in Fig 1. Table 1 presents the results of gloss measurements of the processed surface, conducted using a BL Optics BL60 (S) gloss meter at an angle of 60°.

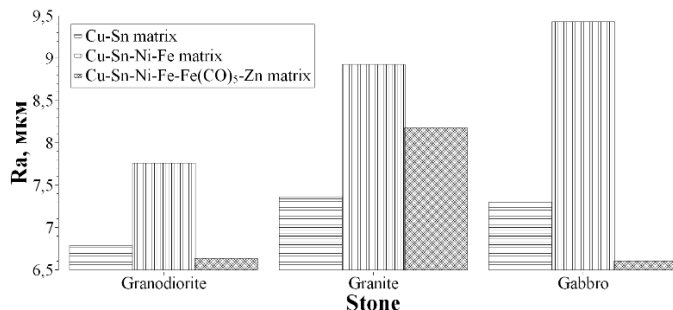


Figure 1 – Dependence of the polished surface roughness on the type of processed stone and the composition of the metallic matrix of the diamond tool

Table 1 – Influence of the metal matrix type and the processed stone type on the measured gloss of the polished surface

Metal matrix	Gloss, GU		
	Granite	Granodiorite	Gabbro
Cu-Sn	0.9	0.8	0.8
Cu-Sn-Ni-Fe	0.8	0.8	0.7
Cu-Sn-Ni-Fe-Fe(CO) ₅ -Zn	0.9	0.9	0.8

The obtained results indicate that the highest surface quality in grinding granodiorite and gabbro is achieved using a diamond tool with a Cu-Sn-Ni-Fe-Fe(CO)₅-Zn metallic matrix. At the same time, for granite grinding, better results were obtained using a Cu-Sn-based metallic bond, which can be explained by the nature and mechanical properties of the processed stone [3]. Leznykiv granite is the least susceptible to abrasion and has the highest compressive strength, making it the most difficult to process. Thus, the Cu-Sn-Ni-Fe-Fe(CO)₅-Zn metallic bond is a promising alternative to the cobalt-based matrix.

References:

1. Y. Boiko and A. Trostianchyn, “Current state and prospects of using diamond tools for processing natural and artificial stone,” *UJMEMS*, vol. 10, no. 3, pp. 20–39, 2024.
2. D. Kumar et al., “Iron Powder-based metal matrix for diamond cutting tools: A review”. *ISIJ Int.*, vol. 60, no. 8, pp. 1571–1576, 2020.
3. H. Ispas, et al., “Correlating the type of metal bond in diamond sintered tools with the mineralogical nature of processed ornamental stones”, *UPB Sci. Bull., Ser. B.*, vol. 68, no. 1, pp. 75–84, 2006.

UDC 620.22

Serhiienko O.S. ¹

¹ Candidate of technical sciences, associate professor, NU “Zaporizhzhia Polytechnic”

COMPARATIVE ANALYSIS OF RAPID PROTOTYPING TECHNIQUES: 3D PRINTING VS. HYDROCOLLOID AND SILICONE FLEXIBLE MOLD CASTING

Hydrocolloid and silicone-based impression materials provide affordable alternatives to 3D printing in rapid prototyping applications [1, 2]. Alginate and silicone-based impression materials enable dimensional accuracy, ensuring assembly compatibility, durability, and performance in rapid prototyping applications [3]. Beyond dentistry, hydrocolloids and silicone molds have reverse engineering applications, where cost-effective and quick mold production is essential for initial design iterations [4, 5].

This study analyzes the feasibility of rapid prototyping applications with the use of commercially available products: hydrocolloid impression materials, condensation and addition silicones, SLA, DLP, and FDM 3D printing technologies.

Dimensional Accuracy and Stability. Dimensional accuracy is crucial for ensuring the fit and functionality of prototypes. While 3D printing delivers micro-level precision, hydrocolloids offer acceptable accuracy for basic tasks (see Table 1).

Table 1 – Comparative characteristics of hydrocolloid, silicone, and 3D-printed prototypes

Material	Stability, hours	Deviation, mm	Shrinkage Rate
CA37 (Cavex)	24	>0.1	~0.2%/hour
Tropicalgin	24	>0.1	~0.2%/hour
Hydrogum5	120	<0.05	<0.05%/120hrs
Hydrocolor5	120	<0.05	<0.05%/120hrs
Addition Silicone	168	<0.02	Negligible
Condensation Silicone	72	<0.05	~0.2%/week
3DPrinting (SLA/DLP)	N/A	<0.025	None
3D Printing (FDM)	N/A	<0.05-0.2	None

Cost Analysis. Silicone molds balance cost and durability, with initial material costs ranging from \$50 to \$100 per mold, reusable for up to 50 cycles. Hydrocolloids, while cheaper at \$5-\$7 per impression, are limited to single-

use applications. 3D printing materials range from \$20 to \$50 per prototype, with significant upfront equipment costs [6].

Time Efficiency. Hydrocolloids offer the fastest preparation times, with a total process duration of under 1 hour. Silicone molds require 20-30 minutes for curing but excelled in repeated use, significantly reducing overall production time for multiple units. 3D printing, while the slowest method requiring from 3 to 8 hours, allows for unattended production.

Ecological Properties and Sustainability. Alginate is a renewable and biodegradable material. Its extraction and processing have relatively low environmental impacts compared to synthetic polymers [7]. Silicone elastomers are valued for their durability and reusability, but its production involves energy-intensive processes and the use of non-renewable resources [8]. Additive manufacturing minimizes material waste compared to traditional subtractive methods, but the energy consumption of 3D printers, especially those using lasers or high temperatures, can be significant [9].

In conclusion, 3D printing (SLA/DLP) offers the highest precision, followed closely by silicone molds, while hydrocolloids provide moderate accuracy suitable for basic applications. hydrocolloids are the most cost-effective for single-use scenarios and they are the fastest to process, but silicone molds reduce production time significantly when reused. Future research should focus on optimizing hybrid workflows that combine these methods to leverage their respective strengths.

References:

1. Wortmann, F.J., et al.: Industrial-scale vacuum casting with silicone molds: A review. *Applied Research* 14, 3678 (2022).
2. Benson, M.: Hydrocolloids in art restoration: A case study. *Conservation Journal of Art* 45, 87–92 (2010).
3. Liu, Y., Sing, S.L., Yeong, W.Y.: Silicone molds in additive manufacturing: Current status and future perspectives. *Polymers* 14, 3768 (2022).
4. Greenfield, H.J.: Applications of hydrocolloid molding for fragile archaeological artifacts. *Journal of Archaeological Science* 39, 1148–1156 (2012).
5. Kim, J., Heo, G.: Accuracy of silicone-based models in consumer goods prototyping. *Journal of Industrial Engineering* 33, 202–210 (2020).
6. Martins, F., Reis, J.: Time efficiency of silicone molds vs. 3D printing. *Dentistry Journal* 7, 81 (2019).

7. Khan, Z.I., et al.: Alginate-based sustainable films and composites for packaging: A review. *Chemical Engineering Transactions* 83, 271–276 (2021).
8. Schmid, A., et al.: Lifecycle assessment of silicone elastomers. *Journal of Sustainable Materials* 5, 123–135 (2020).
9. Lee, J., et al.: Sustainability in additive manufacturing. *Journal of Mechanical Science and Technology* 37, 5481–5507 (2023).

UDC 530.191:539.211:539.25:514.86

Krasikov I.V.¹,

Krasikova I.E.².

Frantsevich Institute for problems of materials science NASU

¹Cand. of Tech. Sci., senior researcher. IPMS

²Cand. of Phys.-Mat. Sci., researcher. IPMS

INFLUENCE OF PARTICLE SIZE DISTRIBUTION ON THE MULTIFRACTAL DIMENSIONS OF A THREE-DIMENSIONAL COMPOSITE

Composite materials play a crucial role in modern technologies. They consist of a combination of a matrix material and a filler, with their properties determined not only by the nature of these components but also by structural parameters such as packing density, porosity, and the contact area between filler particles. One of the key generalized indicators characterizing the structure of a composite material is its fractal dimension. This naturally raises the question of how the particle size distribution of the filler affects the structural characteristics of the composite as expressed through this parameter.

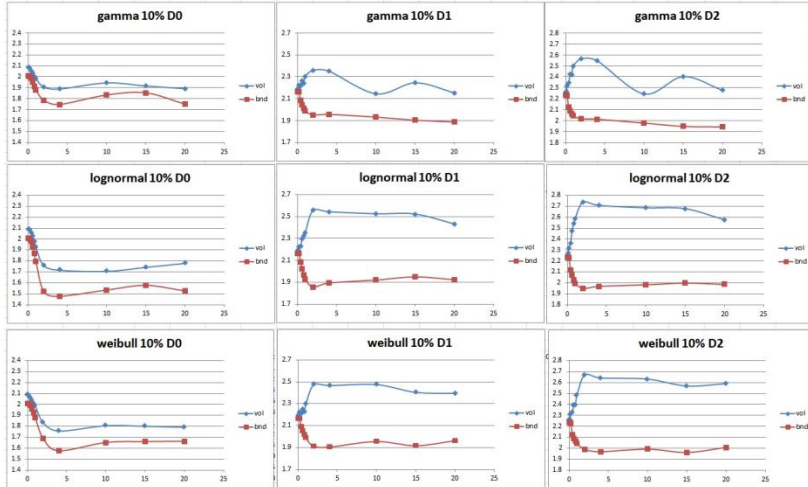
In this preliminary and ongoing study, we investigate the influence of the filler particle size distribution on the multifractal dimensions of composite materials. We analyze different multifractal dimensions (D_0 , D_1 , D_2) for various distributions (gamma, lognormal, Weibull, etc.) over a broad range of standard deviation-to-mean ratios. The analysis is conducted for both the bulk structure (a solid sphere) and the boundary system (a sphere).

A key tool for studying composite structures is computer modeling. In this study, we use a model of spherical particles randomly distributed within a cube of 1260 pixels per side, with a predefined particle size distribution. To examine the impact of the particle distribution type on the fractal dimension, we ensure that the distributions are parameterized such that the mean particle size (μ) and variance (σ^2) remain constant across different cases.

The results indicate that for small values of the ratio $\sigma^2/\mu \ll 1$, the influence of the distribution type on D_0 is minimal. This can be attributed to the fact that all distributions converge toward a normal distribution in this parameter range. However, for large values of σ^2/μ , which are of greater theoretical interest, the effect of the distribution type becomes more pronounced. Notably, while the dimension D_0 decreases with increasing σ^2/μ for both the bulk structure and the boundary system (with a more pronounced effect in the boundary system), the impact on D_1 and D_2 differs significantly:

bulk fractal dimensions increase with increasing σ^2/μ , whereas surface dimensions decrease.

Examples of dependencies for several distributions at a 10% inclusion rate are shown below.



However, since such large values of σ^2/μ are not observed in real composites [1–3], it can be argued that, from a practical standpoint, the influence of the particle size distribution of powders on the structural properties of composite materials is negligible.

References:

1. Angelo P.C., Subramanian R.. *Powder metallurgy: science, technology and applications*. PHI Learning, 2008. P. 312
2. Es-Saheb M.H., Cogun C., Al-Matery S. Statistical Characterization of Particulate Properties of Some Industrial Powders. *Journal of King Saud University — Engineering Sciences* 13, vol. 1 (2001): 117-33. [https://doi.org/10.1016/S1018-3639\(18\)30729-3](https://doi.org/10.1016/S1018-3639(18)30729-3).
3. Sun Yunkai, Zangari Giovanni. Observation of Weibull, Lognormal, and Gamma Distributions in Electrodeposited Cu and Cu-Ag Particles. *Materials* 16, vol. 19 (September 28, 2023): 6452. <https://doi.org/10.3390/ma16196452>.

Kirian I.M.¹,
Rud A.D.¹,
Kotrechko S.O.¹,
Zatsarna O.V.¹,
Gurin I.V.²

¹G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of N.A.S. of Ukraine, 36 Academician Vernadsky Blvd., 03142, Kyiv, Ukraine, Email: kiryan.inna@gmail.com

²Institute of Solid State Physics, Materials Science and Technologies, NSC KIPT, 1 Akademichna str., 61108, Kharkiv, Ukraine

EFFECT OF SYNTHESIS CONDITIONS ON THE PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ti₃SiC₂-TiSi₂-TiC COMPOSITES

Modern industry requires the creation of materials that are highly resistant to extreme conditions, such as high temperatures, aggressive environments, and significant mechanical loads. Therefore, researchers have recently focused on creating composite materials that will satisfy these conditions. Composites containing MAX phases open up new possibilities in the development of such materials. In this study, a series of experiments on the synthesis of composite materials containing the Ti₃SiC₂ MAX phase was conducted. The titanium, silicon, and graphite (C) powders were used as the starting material. The initial powder mixture Ti-Si-C was homogenized in a ratio of 3:1:2, respectively. The sintering process was carried out at a temperature of 1385 °C. Two types of composites (S1) and (S2) at holding times of 30 min and 60 min, respectively, were obtained. The pressure during sintering was ~60 MPa for sample S1 and ~90 MPa for S2. Phase composition analysis revealed that sample S1 contains ~ 13 wt. % MAX phase Ti₃SiC₂, ~ 32 wt. % TiSi₂, and ~ 55 wt. % TiC. The phase composition of sample S2 contains ~ 10 wt. % Ti₃SiC₂, ~ 62 wt. % TiSi₂ and ~ 28 wt. % TiC. The mechanical characteristics of the obtained composites were determined, in particular, the compressive yield strength ($\sigma_{0.2}$) and ultimate strength (σ_u). For sample S1, the value of $\sigma_{0.2}$ is 1007 MPa, and σ_u is 1096 MPa. For sample S2, these parameters are higher: $\sigma_{0.2}$ is 1334 MPa, and σ_u is 1445 MPa. The obtained data demonstrate increased mechanical properties for sample S2, which may be due to a higher proportion of the TiSi₂ phase and increased sintering pressure. However, in contrast, sample S1 exhibits a higher hardness value of ~726 HV compared to S2 ~454 HV. Synthesized composites are extremely

promising for use in modern technologies that require materials with high mechanical properties.

УДК 669.017.16
Вініченко В.С.¹
Шаломєєв В.А.²
Коробко О.В.³
Пархісенко Д.І.⁴
Єршов А.В.⁵

¹канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства НУ «Запорізька політехніка», *e-mail*: valeryi_v@ukr.net, ORCID [0009-0001-7631-9822](https://orcid.org/0009-0001-7631-9822)

²д-р техн. наук, професор, проректор з наукової роботи НУ «Запорізька політехніка», *e-mail*: shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID [0000-0002-6091-837X](https://orcid.org/0000-0002-6091-837X)

³старший викладач кафедри охорони праці і навколишнього середовища НУ «Запорізька політехніка», ⁴*e-mail*: sany.kor.17@gmail.com, ORCID [0000-0001-9461-7762](https://orcid.org/0000-0001-9461-7762)

⁴асп. НУ «Запорізька політехніка», *e-mail*: aviapdi@gmail.com ORCID [0009-0004-2100-8201](https://orcid.org/0009-0004-2100-8201)

⁵ д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізики НУ «Запорізька політехніка», *e-mail*: eav.nuzp@gmail.com, ORCID: [0000-0002-9485-4896](https://orcid.org/0000-0002-9485-4896)

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ТОНКОСТІННИХ ОБОЛОНОК

В умовах, що склалися на сьогодні у світі актуально прискорення наукових досліджень, зокрема щодо розробки військової техніки. При цьому слід зазначити, що оборонні технології тісно пов'язані із розвитком теплових двигунів.

Відомим ефективним конструкторським рішенням вказаної проблеми щодо двигунів реактивної тяги є застосуванням подовжувача сопла, який являє собою тонкостінну оболонку певної форми [1]. Модернізація вказаних двигунів шляхом встановлення таких подовжувачів підвищує значення питомого імпульсу тяги та знижує загальну масу двигуна [2]. Даний спосіб підвищення ККД успішно реалізується на двигунах Atlas V, Delta IV, Falcon 9 та Ariane 5 [3]. На рисунку 1 наведено приклади подібних деталей.

З метою виявлення можливості підвищення робочої температури в даній роботі було проведено дослідження доцільності застосування композиційних матеріалів (КМ) для виготовлення подовжувачів сопел.

Важливою перевагою КМ є те, що вони мають співвідношення міцності до густини, вище, ніж у ізотропних матеріалів.

Проте використання КМ пов'язане, зокрема з високою вартістю виробництва, яка в свою чергу, обумовлена складнощами раціонального вибору матеріалів матриць і волокон, забезпеченням оптимального ступеню їх взаємодії для збереження міцності і необхідного рівня пластичності волокон; встановленням оптимальних значень технологічних параметрів процесу формування КМ. У зв'язку з цим в даній роботі здійснили:

- аналіз властивостей сталей та сплавів для раціонального вибору їх як компонентів (матриць та волокон) розроблюваного КМ;

- дослідження кінетики утворення зварного з'єднання і кінетики взаємодії волокон з матрицею, а також її вплив на властивості розроблюваних композиційних матеріалів.

Як матеріал матриці КМ була використана сталь (12Х18Н10Т), а як армувальні волокна застосовано дрти із ренійвмісних сплавів вольфраму і молібдену.

Після проведення запланованих досліджень отримали наступні результати:

- для формування КМ, що може працювати при температурі до 1300 °С раціонально використовувати як матрицю сталь 12Х18Н10Т і як армувальні волокна вольфраморенієвий сплав ВР273ВП, а здійснювати його формування доцільно з використанням методу контактного шовного зварювання;

- внаслідок високотемпературних впливів у композиційних матеріалах системи 12Х18Н10Т-ВР273ВП на межі розділу волокон з матрицею відбувається взаємна дифузія компонентів матриці та волокон і утворюється двофазний дифузійний прошарок, внутрішня зона якого являє собою інтерметаліди, а зовнішня - твердий розчин елементів волокон і матриці. Проте матеріал зберігає цілісність впродовж потрібного терміну експлуатації виробу.

Література:

1. Potapov, A., Shtefan, Y., & Lichman, E. Research of material for uncooled nozzle extensions of liquid rocket engines. *Acta Astronautica*, 2009. Vol. 64. no.1. P. 22-27.

2. Потапов, А. М. Композиты: перспективы использования в ракетно-космической технике. ISSN 1561-8889. Космічна наука і технологія. 2015. Т. 21. № 5, 69 с.

3. Gradl, P. R., & Valentine, P. Carbon-carbon nozzle extension development in support of in-space and upper-stage liquid rocket engines. In: 53rd AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference. 2017. p. 5064.

УДК 620.1:620.193:678.742

Башев В.Ф.¹,

Микита К.А.²,

Томіна А.-М.В.³.

¹ д.ф-м.н., професор кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

² аспірант кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

³ к.т.н., доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

ВПЛИВ ШВИДКОЗАГАРТОВАНОГО БІНАРНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-CO НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ НАДВИСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛІЕТИЛЕНУ

Однією з актуальних проблем сучасної техніки є зношування елементів конструкцій та деталей трибологічних з'єднань. Традиційні металеві та керамічні матеріали, хоча й відрізняються високими показниками міцності та жорсткості, однак мають і недоліки: схильність до корозії, обмежену зносостійкість в умовах недостатнього змащення, що у свою чергу призводить до значних фінансових витрат з виробництва нових деталей і проведення ремонтних робіт. Полімерні композиційні матеріали (ПКМ), на основі термопластів, що містять дисперсний наповнювач (Нп), є ефективним рішенням даної проблеми. Елементи конструкції та деталі трибологічних з'єднань, виготовлені з таких ПКМ, стабільно працюють під впливом знакозмінних втомних та ударних навантажень, корозійних чинників, часток абразиву (земля, пісок чи рослинні залишки), кислот, лугів [1]. Отже, пошук нових складів ПКМ, з високими показниками функціональних властивостей, які містять дисперсний Нп є актуальним аспектом сучасного матеріалознавства.

Як полімерну матрицю для нових зносостійких ПКМ використали надвисокомолекулярний поліетилен (НВМПЕ) фірми Jiujiang Zhongke Xinxing New Material Co.,Ltd. (Китай) [2]. В якості Нп обрали однофазний швидкозагартований з рідкого стану бінарний сплав Al-10 мас.% Co, компоненти якого характеризуються високою корозійною стійкістю. Формування виробів із НВМПЕ та ПКМ на його основі, що містили 15-30 мас.% Нп, здійснювали методом компресійного пресування [2]. Трибологічні властивості чистого НВМПЕ та ПКМ на його основі вивчали за схемою «диск-колодка» на

машині тертя СМЦ-2. Досліди здійснювали в умовах тертя без змащення при навантаженні 1 МПа та швидкості ковзання 1 м/с. В якості контртіла використовували сталь 45 із твердістю 45-48 HRC та шорсткістю поверхні $R_a=0,32$ мкм, які забезпечували стандартизовані умови випробувань. Визначення твердості НВМПЕ та ПКМ за шкалою Роквелла проводили за допомогою приладу 2074 ТПР. Коефіцієнт теплопровідності (λ , Вт/м·К) дослідних зразків визначали за допомогою приладу «ИТ- λ -400».

Аналізуючи результати випробувань триботехнічних характеристик, наведених у табл.1, можна зробити висновок, що введення бінарного сплаву Al-10 мас.%Co до складу НВМПЕ зменшує інтенсивність його лінійного зношування у 4,4 рази. Це зумовлено вищою твердістю (табл.1) розроблених ПКМ порівняно з чистим НВМПЕ. Окрім того, зменшення зношування пов'язане з підвищенням теплопровідності НВМПЕ у 1,45 рази, що, в свою чергу, сприяє ефективному відведенню температури з зони тертя.

Таблиця 1 – Технічні характеристики чистого полімеру та композитів на його основі

Показник	Вміст наповнювача, мас.%				
	0	15	20	25	30
Коефіцієнт тертя, f	0,12	0,15	0,17	0,19	0,20
Інтенсивність лінійного зношування, $I_h \cdot 10^{-7}$	15,8	13,6	9,04	3,58	4,42
Твердість HRR, од. тв.	32	36	45	51	48
Коефіцієнт теплопровідності, λ , Вт/м·К при 348 К	0,45	0,47	0,63	0,67	0,57

Що стосується коефіцієнта тертя спостерігається його збільшення у 1,6 рази, що є характерним для ПКМ із металевим Нп. Це може бути пов'язано зі збільшенням частки жорсткої Нп в структурі НВМПЕ, що впливає на механізм взаємодії з сталевим контртілом. Зазначимо, що ефективний вміст Нп складає 25 мас.%.

Література:

1. Застосування полімерних композитів в АПК / Кобець А.С. та ін. Дніпро: Журфонд, 2022. 356 с.
2. Bashev V.F., Tomina A.-M.V., Mykyta K.A., Kalinina T.V., Riabtsev S.I., Kushnerov O.I. The influence of a rapidly-quenched filler on

the wear resistance of ultrahigh molecular weight polyethylene. *Functional Materials*. 2024. V.31 (3). P. 387-390.

УДК 620.178:678.5:678.027

Єрємін К.А.¹,

Томіна А.-М.В.²,

Микита К.А.³,

Башев В.Ф.⁴.

¹ к.т.н., доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

² к.т.н., доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

³ аспірант кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

⁴ д.ф.-м.н., професор кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПЕРЕРОБКИ НА ПОКАЗНИК АБРАЗИВНОГО СТИРАННЯ ПОЛІМЕРНОГО КОМПОЗИТУ

Стрімкий розвиток сучасної промисловості та техніки потребує створення матеріалів з унікальним комплексом функціональних властивостей: низькою вагою, високою зносостійкістю під впливом часток абразиву, міцністю, стійкістю до агресивних середовищ, втомних і ударних навантажень. Полімерні композиційні матеріали (ПКМ), що містять дисперсний наповнювач (Нп), займають важливе місце серед таких інноваційних рішень. Як показав аналіз літературних джерел [1-3], використання органічних (графіт, сажа, діоксид кремнію) та неорганічних (порошки та оксиди металів, аморфні та швидкозагартовані сплави) дисперсних Нп дозволяє створювати ПКМ із високими показниками зносостійкості під впливом часток абразиву та в умовах тертя без змащення.

При створенні нових складів дисперсно-зміцнених ПКМ є можливість ефективно контролювати їхні функціональні характеристики в широкому інтервалі. Це досягається шляхом зміни концентрації, природи, розміру та форми Нп. Окрім того, значний вплив на функціональні властивості ПКМ має технологія формування виробів (температура, час витримки та прикладене навантаження), що дозволяє оптимізувати трибологічні, механічні, теплофізичні та термічні властивості. Такий підхід сприяє створенню ПКМ, адаптованих до конкретних умов експлуатації, зокрема змінних навантажень, агресивних середовищ [4].

У роботі [5] встановлено, що ПКМ, який містить 25 мас.% дисперсного (50-100 мкм) бінарного сплаву системи Al-Co із вмістом кобальту 10 мас.%, характеризується найкращим комплексом функціональних властивостей. Тому було досліджено вплив параметрів формування на показник абразивного стирання цього ПКМ з метою його оптимізації.

За допомогою методу повного факторного експерименту, методика якого наведено у [6], була отримана математична модель, що дозволить керувати трибологічними характеристиками ПКМ залежно від параметрів переробки: температури, часу витримки та навантаження. Це дозволяє отримати композит із заздалегідь заданими властивостями.

Література:

1. Добротвор І.Г., Стухляк П.Д., Букетов А.В. Визначення діапазонів оптимального вмісту дисперсного наповнювача в епоксикомпозитах *Physicochemical Mechanics of Materials*. 2009, №6. С. 32–39.

2. Савчук П.П., Кашицький В.П., Мельничук М.Д., Садова О.Л. Композитні та порошкові матеріали: навч. посіб. за заг. ред. П.П. Савчука. Луцьк: ФОП Теліцин О.В., 2017. 368 с.

3. Полімерні композити на основі термопластичних в'язучих / Буря О.І., та ін. Дніпро: Середняк Т.К., 2019. 239 с.

4. Кабат О.С., Ситар В.І., Єрмаченок Д.В., Давидов С.О., Геті К.В. Полімерні композиційні матеріали для вузлів тертя космічної та авіаційної техніки. Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки. Т. XXIII. 2017. С. 40–48.

5. Bashev V.F., Tomina A.-M.V., Mykyta K.A., Kalinina T.V., Riabtsev S.I., Kushnerov O.I. The influence of a rapidly-quenched filler on the wear resistance of ultrahigh molecular weight polyethylene. *Functional Materials*. 2024. Vol.31 (3). P. 387-390.

6. Єрьоміна К. А., Томіна А.-М. В., Буря О. І., Томін С.В. Дослідження впливу режимів експлуатації на трибологічні властивості органопластиків, армованих хімічними волокнами, методом математичного планування експерименту. *Науковий вісник Херсонської державної морської академії*. 2019. Вип. 21, № 2. С. 154–163.

Maksymiv O. V.¹ PhD, Senior researcher,
Kyryliv V. I.¹ PhD, Senior researcher,
Chaikovs'kyi B. P.² PhD, Associate professor, Head of department,
Kurnat I. M.¹ Chief Engineer
¹Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine
²Stepan Gzytskyi National University of Veterinary Medicine and
Biotechnologies of Lviv

FACTORS AFFECTING NANOGRAIN FORMATION DURING MECHANICAL-PULSE TREATMENT

Surface nanostucturization of structural steels is effective mechanism for the improvement of physical and mechanical properties of the surface compared with those of matrix material. Mechanical-pulse treatment (MPT) enables formation nanocrystalline structures (NCS) using high-speed friction for severe plastic deformation of the surface layer due to the local impulse heating up to the temperature 1000–1300 K with simultaneous thermoplastic deformation and subsequent rapid cooling [1]. The parameters of the layer with NCS after MPT, namely its grain's size, thickness and thermo-stressed state, are changed. They mostly depend on temperature and pressure in the friction contact zone, which are defined by treatment regimes during MPT: tool and specimen rotating velocities, longitudinal feed of the strengthened tool relative to the specimen, specific pressure in the friction contact zone.

In the current study, the influence of factors affecting during MPT nanograin layer formation, the grain size and thickness of the strengthened layer with the improved physical and mechanical properties has been investigated. NCS with the grain size in the range 16 – 40 nm were obtained in 080A67 (0.65C-1Mn) steel after processing by MPT with different treatment regimes. The surface microhardness depended on the grain size of NCS was in the range of 7.7...9.8 GPa. It was also established that increasing the strengthened layer thickness and decreasing the grain size leads to enhancement of contact fatigue resistance. Therefore, the treatment regimes of MPT significantly influenced on formation of the surface layers with NCS and, as a result, on their properties.

Reference:

1. Nykyforchyn H., Kyryliv V., Maksymiv O., Zvirko O. Mechanical fabrication methods of nanostructured surfaces. Handbook of modern coating technologies: Fabrication methods and functional properties, 2021, pp. 25–67.

Polishchuk S.¹,
Matvienko Ya.¹,
Demchenkov S.²,
Skoryk M.¹,
Zahorulko I.¹

¹ G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine, Vernadsky blvd. 36, 03142 Kyiv, Ukraine

² E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazymyr Malevych str. 11, 03150 Kyiv, Ukraine

KINETICS OF THE PHASE FORMATION IN NANOSCALED MULTILAYER HYPEREUTECTIC AL/CU FOILS

Nanoscaled Al/Cu multilayers are considered to be promising for use as filler materials for welding difficult-to-weld materials [1]. The sequence and kinetics of the Al₂Cu, AlCu and Al₄Cu₉ phase formation in the multilayers depend on both the chemical composition and modulation period of the foils [2]. The aim of this work is to study phase transformations and the reaction kinetics in hypereutectic Al/Cu multilayer foils with the total composition of Al-50 wt.% Cu. The hypereutectic foils with modulation periods of 60 nm and 600 nm were deposited by EB-PVD. Changes in the structure of the foils during annealing up to 500°C were monitored by XRD, SEM, DSC, and resistivity measurements. Moreover, changes in the foil's mechanical characteristics, such as microhardness, Young's modulus and plasticity coefficient were also measured using a "Mikron-Gamma" facility.

References:

1. Ustinov A., Melnichenko T., Falchenko I., Petrushynets L.: Influence of Al-Si and Al-Cu multilayer on the formation of the joint structure of SiCP-AMr5 composite during diffusion welding. *Sovremennaya Elektrometallurgiya* 3, 44–52 (2022).
2. Polishchuk S., Ustinov A., Matvienko Y., Demchenkov S., Skoryk M., Zahorulko I., Molebny O., Kotko A.: Correlation of the Modulation Period and the Phase Formation in Multilayered Eutectic Al/Cu Foils. *Metallophysics and Advanced Technologies* 45(10), 1007–1030 (2024).

Mazur T.,
Mazur M.

Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas,
15, Karpatska Str., Ivano-Frankivsk 76019, Ukraine,
tetiana.mazur@nung.edu.ua

CHARGE CARRIER TRANSPORT IN THIN FILMS OF CDTE AND PBTE: INFLUENCE OF THICKNESS AND TEMPERATURE

Charge carrier transport in thin films of cadmium telluride (CdTe) and lead telluride (PbTe) plays a crucial role in optimizing their application in optoelectronic and thermoelectric devices [1,2]. These films serve as functional coatings that enhance device performance by providing tailored electrical and optical properties [1-3]. The efficiency of such coatings depends on charge carrier mobility, electrical conductivity, and the mechanisms governing transport, which are strongly influenced by film thickness, microstructure, and temperature variations. Understanding these factors is essential for designing high-performance thin-film coatings with improved stability and efficiency in practical applications.

This study examines the effects of thickness and temperature on carrier mobility and conductivity in p-type CdTe and PbTe films. The influence of grain boundaries and surface scattering mechanisms is analyzed to determine the dominant charge transport processes, contributing to the optimization of thin-film coatings for electronic and energy-conversion applications.

Thin polycrystalline films were synthesized using the hot-wall technique and deposited on glass substrates. Structural analysis was conducted using X-ray diffraction and electron microscopy. Electrical measurements were performed in the temperature range of 77–300 K under constant current conditions. The Hall effect was studied in magnetic fields up to 0.8 T. Experimental results indicate that all films exhibit hole conductivity regardless of temperature and grain size.

The dependence of Hall mobility on thickness and temperature reveals a significant decrease in mobility for films thinner than 0.1 μm (Fig. 1). This effect is attributed to enhanced carrier scattering at grain boundaries and film surfaces. The temperature dependence of mobility follows the relation $\mu = \mu_0 T^{-n(d)}$, where $n(d)$ varies with film thickness. For films thinner than 0.1 μm , $n = 0.5$, indicating surface scattering, while for thicker films ($d > 0.1 \mu\text{m}$), n increases to 0.8, suggesting grain boundary scattering as the dominant transport mechanism [4].

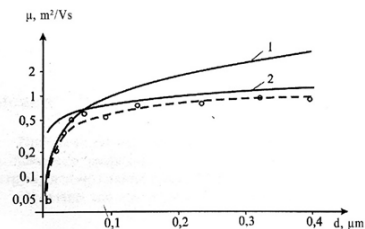


Fig. 1. Dependence of current carrier mobility (μ) of PbTe films on thickness (d): \circ – experiment; 1,2 – calculated values of surface (μ_s – 1) and intergranular (μ_i – 2) mobility.

The electrical conductivity of the films follows an activation-type dependence on temperature. The activation energy of charge carriers was determined from the Arrhenius plots of conductivity: 0.09 eV for CdTe and 0.06–0.1 eV for PbTe. These values correspond to the potential barrier heights at grain boundaries, confirming the role of thermionic emission in charge transport. The barrier height increases with decreasing crystallite size, further influencing carrier mobility and overall film conductivity.

A model based on intergranular potential barriers and carrier scattering mechanisms explains the observed experimental results. The findings contribute to a better understanding of charge carrier transport in CdTe and PbTe films, facilitating the development of more efficient thin-film-based electronic and thermoelectric devices.

References:

1. Mazur T.M., Prokopiv V.V., Mazur M.P., Pysklynets U.M. Solar cells based on CdTe thin films. *Physics and Chemistry of Solid State*, 2021, vol. 22(4), <https://doi.org/10.15330/pcss.22.4.817-827>.
2. Prokopiv V.V., Nykyruy L.I., Voznyak O.M., et al. The Thermoelectric Solar Generator. *Physics and Chemistry of Solid State*, 2017, vol. 18(3), <https://doi.org/10.15330/pcss.18.3.372-375>.
3. Kolosov S.A., Klevkov Yu.V., Plotnikov A.F. Electrical properties of fine-grained CdTe polycrystals. *Physics and Technology of Semiconductors*, 2004, vol. 38(4), pp. 473–478.
4. Alexandrova O.A., Bondokov R.Ts., Saunin N.V., Tairov Yu.M. Mobility of charge carriers in two-layer structures PbTe/PbS. *Physics and Technology of Semiconductors*, 1998, vol. 32(9), <https://doi.org/10.1134/1.1187522>.

Корній С.А., д.т.н.
Галайчак С.А., к.т.н.,
Данильчук М.В., аспірант
Мардаревич Р.С., к.т.н.,
Винар В.А., д.т.н.
ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У КОМПОЗИЦІЙНИХ ЕЛЕКТРОХІМІЧНИХ ПОКРИТТЯХ NI-MO-B ВНАСЛІДОК ТЕРМООБРОБКИ

Досліджено фазовий склад і фізико-механічні характеристики розробленого у композиційних електрохімічних покриттях (КЕП) Ni-Mo-B до та після термічної обробки. Покриття осаджували із електроліту з додаванням аморфного бору з концентрацією 100 г/л. Базовий електроліт є саморегульовальним, склад якого і режими електролізу забезпечують прогнозований і стабільний вміст молібдену у покритті. Електроліз проводили за температури 60 ± 1 °C, густини струму – 0,5; 1,0; 2,5 і 5,0 А/дм² та швидкості перемішування 300 об/хв протягом 1 години.

Отримано нові електрохімічні покриття Ni-Mo-B триботехнічного призначення, властивості яких визначаються формуванням за рахунок їх термобробки гетерофазної структури з твердого розчину Ni(Mo) та боридів нікелю і молібдену, що підвищує мікромеханічні властивості та зносостійкість таких покриттів у корозивному середовищі.

Встановлено, що вміст молібдену із підвищенням густини струму осадження зменшується (табл. 1), через збільшення інтенсивності реакції виділення водної зміщення електродного потенціалу у від'ємніший бік. Зміна густини струму сприяє збільшенню концентрації бору та параметра шорсткості R_a покриттів.

На рентгенограмах покриттів до термічної обробки спостерігаються розширені піки нікелю, внаслідок втілення атомів молібдену у його кристалічну ґратку. По мірі збільшення вмісту молібдену у покриттях ці піки стають більш розширені і їх інтенсивність зменшується.

Термічна обробка за 950°C покриття протягом 2 годин сприяє формуванню нової композиційної боридної структури внаслідок твердофазної взаємодії нікель-молібденової матриці та дисперсних

частинок бору. На поперечному шліфі покриття спостерігається перехідна дифузійна зона Fe-Ni, за рахунок чого підвищується адгезія покриття до основи. Термічна обробка є додатковим чинником, який підвищує об'ємний вміст зміцнювальної боридної фази в покритті та його мікротвердість. За температури відпаалу 950°C розміри боридних зерен збільшуються до 5...7 мкм, формується композиційна структура матрично наповненого типу.

Таблиця 1 – Результати хімічного аналізу і параметру шорсткості покриттів Ni-Mo-B

Густина струму, А/дм ²	Хімічний склад покриттів, % мас		R _a
	Mo	B	
0,5	27,00	1,30	1,653
1,0	21,00	1,75	1,999
2,5	16,00	2,89	2,775
5,0	8,00	3,39	2,385

Результати XRD-аналізу показали, що за вмісту Mo 8 і 16 % мас покриття складаються із твердого розчину молібдену в нікелі, бориду нікелю Ni₃B і складного бориду нікелю та молібдену Mo₂NiB₂ (табл. 2). Вміст боридної фази складає 71 і 92 % відповідно.

Таблиця 2 – Результати фазового аналізу покриттів після термообробки

Вміст Mo, % мас	Фаза	Вміст (%)	Вміст Mo, % мас	Фаза	Вміст (%)
8	Ni (Mo)	29	21	Ni (Mo)	77
	Ni ₃ B	67		MoB ₂	14
	Mo ₂ NiB ₂	4		Ni (Mo)B	9
16	Ni (Mo)	8	27	Ni (Mo)	67
	Ni ₃ B	77		MoB ₂	22
	Mo ₂ NiB ₂	15		Ni (Mo)B	11

За концентрації молібдену 21 і 27 % мас фазовий склад покриттів істотно змінюється – утворюються бориди молібдену MoB₂ і складний

борид $\text{Ni}(\text{Mo})\text{B}$. Вміст боридної фази зменшується до 23 і 33% відповідно.

Таким чином новоутворена боридна гетерофазна структура вищої твердості призводить до підвищення триботехнічних характеристик розробленого покриття.

УДК 621.315.592

Раззоков А.Ш.¹,

Гіржон В.В.²,

Кошчанова Д.Е.³

¹ д.-ф.-м.н., проф. кафедри фізики Ургенцького державного університету, Узбекистан

² д.-ф.-м.н., професор кафедри фізичного матеріалознавства НУ «Запорізька політехніка», Україна

³ викладач кафедри фізики Ургенцького державного університету, Узбекистан

ОТРИМАННЯ І СТРУКТУРА ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ



Варизонні тверді розчини дають можливість варіювання основними електрофізичними та фотоелектричними параметрами епітаксійних шарів напівпровідникових матеріалів у широких межах шляхом зміни їх хімічного складу. Однак до цього часу морфологічні особливості, що зумовлюють властивості цих шарів досліджено недостатньо [1]. Тому ця робота й присвячена дослідженню процесів росту та структуроутворення варизонних плівок.

Відомо, що підбір компонентів, які входять до складу твердого розчину плівок, і дефекти структури, що виникають на межі розділу «підкладка-плівка», зокрема дислокації, можуть істотно впливати на властивості плівок. У зв'язку з цим було досліджено процеси утворення твердих розчинів на базі сполук GaAs, ZnSe та Ge. Параметри кристалічних ґраток Ge, GaAs, ZnSe є дуже близькими ($a_{\text{Ge}} = 5.658\text{Å}$, $a_{\text{GaAs}} = 5.653\text{Å}$, $a_{\text{ZnSe}} = 5.669\text{Å}$). Крім того, розчинність цих компонентів в олов'яному розчині-розплаві є достатньою для утворення твердих розчинів. Це дає можливість отримання кристалічно досконалих епітаксійних шарів, структура яких являє собою складні багатокомпонентні тверді розчини.

Епітаксіальні шари $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ вирощувалися з обмеженого олов'яного розчину-розплаву з примусовим охолодженням (зі швидкістю 1.0 - 1.5 град/хв) у температурному інтервалі 750 °C - 530 °C на GaAs (100)-підкладці. Склад твердого розчину визначався дослідним шляхом на основі діаграм станів використовуваних систем

Хімічний склад поверхні твердого розчину $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ вивчався за допомогою рентгенівського

мікроаналізатора SEM EVO MA 10 (Zeiss). Встановлено, що розподіл компонентів був однорідним, а включення інших фаз не фіксувалися. Це може свідчити про те, що процес кристалізації твердого розчину з рідкої фази здійснювався в термодинамічно рівноважних умовах.

Згідно з проведеними XRD дослідженнями, отримані епітаксійні шари були монокристалічними зі структурою сфалериту ($a_{(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = 5.651 \text{ \AA}$)

Взаємне попарне (бінарне) заміщення димерів GaAs димерами ZnSe або Ge-Ge у твердому розчині не призводило до суттєвого деформування кристалічної ґратки. Близькість значень параметрів ґраток, коефіцієнтів термічного розширення і плавний перехід від GaAs-підкладки до епітаксійного шару $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ запобігали виникненню значних механічних напружень у перехідній області "підкладка-плівка". Все це призвело до можливості формування неперервного твердого розчину заміщення типу $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$.

Здійснено розрахунок невідповідності параметрів ґраток підкладки та плівки (0.04 %), поверхневої густини обірваних зв'язків ($\Delta N_s(100) = 8.7 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$), відстані між дислокаціями невідповідності на інтерфейсі ($L = 1.126 \cdot 10^{-6} \text{ м}$).

$$\text{За допомогою виразу } d_f = - \frac{G_f b^2 \ln \left\{ \frac{4\pi G_s G_f (a_f - a_s)}{(G_s + G_f) G(1-\nu) (a_f + a_s)} \right\}}{2\pi F a_f (G_s + G_f) (1+2\nu)} \quad [2],$$

знайдено значення критичної товщини плівки, нижче від якої можливе псевдоморфне зростання кубічних кристалів без дислокацій невідповідності ($d_f = 0.48 \text{ мкм}$).

Енергія W інтерфейсу "підкладка-плівка", розрахована з виразу

$$W = \frac{Gb}{4\pi^2} \left\{ 1 + \beta - \sqrt{1 + \beta^2} - \beta \ln \left[2\beta \sqrt{1 + \beta^2} - 2\beta^2 \right] \right\} \quad [2],$$

виявилася рівною 0.97 мДж/м^2 .

Отримані плівки мали провідність діркового типу з концентрацією носіїв $2 \cdot 10^{17}$ - $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^3$ і рухливістю 30-60 В·с/см² при кімнатній температурі. Фоточутливість структури визначалася спектральним діапазоном 0.7-1.54 еВ.

Література:

1. W. Huang et al., "Composition-dependent perfect band gap tuning of ZnS_{1-x}Se_x solid solutions for efficient photocatalysis," Journal of Physics and Chemistry of Solids, vol. 130, pp. 41-45, 2019.
2. Jesser, W.A. and KuhlmannWilsdorf, D., On the Theory of Interfacial Energy and Elastic Strain of Epitaxial Overgrowths in Parallel

Alignment on Single Crystal Substrates, *Phys. Status Solidi*, 1967, vol. 19, no. 1, pp. 95–105.

FEATURES OF GROWING A SOLID SOLUTION OF $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ FROM A LIQUID PHASE

The problem of improving the technology for producing high-quality thin layers of semiconductor materials with specified electrophysical and photoelectric properties on a relatively cheap silicon substrate by liquid-phase epitaxy is very relevant and was considered in [1, 2]. However, those modes of technological growth that take into account the physical and chemical properties of the melt solution from which the films are grown have been extremely insufficiently studied.

In this work, graded-gap solid solutions $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ of p and n conductivity types were grown from a limited tin solution-melt on single-crystal Si(111) substrates using the liquid-phase epitaxy method according to the technology described in [3].

The chemical composition of the surface and cleavage of the films, carried out using an X-ray microanalyzer SEM EVO MA 10 (Zeiss), showed that the Si content along the growth direction gradually decreases, while the Ge content increases (Fig. 1 a, b).

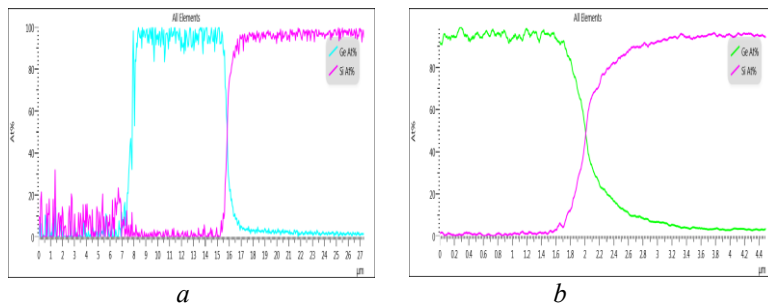


Fig. 1. Change in the chemical composition of the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ solid solution from the thickness h of epitaxial films obtained at cooling rates of $1^\circ\text{C}/\text{min}$ (a) and $3^\circ\text{C}/\text{min}$ (b)

Crystalline perfect epitaxial layers of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ were grown from a solution-melt by forced cooling at a rate of $1^\circ\text{C}/\text{min}$ in the temperature range of $900^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$.

By solving the Fick differential equation taking into account the boundary conditions for one-dimensional diffusion in coordinates (1), it is possible to determine the growth rate of epitaxial layers (2):

$$x(Z, t) = x_i + \frac{\alpha t}{m} 4i^2 \operatorname{erfc} \left(\frac{Z}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (1); \quad f = \frac{2\alpha}{x_0 m} \sqrt{\frac{tD}{\pi}} \quad (2)$$

where x_i , x_0 - are the current and initial concentrations of Si and Ge, α - is the cooling rate, t - is the growth time, m - is the slope of the liquidus line, Z -is the coordinate, D - is the diffusion coefficient.

The calculated value of the growth rate of epitaxial layers was $f_i=0.114\mu\text{m}/\text{min}$.

With the increase of the cooling rate of the solution-melt to 3 °C/min, the film growth rate increased to $f_i=0.345$ to $\mu\text{m}/\text{min}$. At the same time, the crystalline perfection of the film determined by the XRD method worsened and the crystallizing epitaxial layers began to peel off.

The grown epitaxial $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ films had n -type conductivity with a charge carrier concentration of $n = 5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ and a mobility of $\mu=300 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{sec}^{-1}$ at room temperature.

The method described above can be used to determine the critical film growth rate, which determines the crystalline perfection of the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ epitaxial layers. In this case, controlling the film growth rate allows for uniform crystallization of the solid solution, which leads to an improvement in the crystalline perfection of the epilayer, and hence the film's electrophysical properties.

References:

1. Fadaly E.M.T., Dijkstra A., Suckert J.R., Ziss D., Tilburg M.A., Mao C., Ren Y., Lange V.T., Kölling S., Verheijen M.A., Busse D., Rödl C., Furthmüller J., Bechstedt F., Stangl J., Finley J.J., Botti S., Haverkort J.E., Bakkers E.P. Direct-bandgap emission from hexagonal Ge and SiGe alloys. *Nature*. 580, (2020). P.205–209.
2. T.Tsukamoto, Y.Aoyagi, Sh.Nozaki, N.Hirose, A.Kasamatsu, T. Matsui, Y.Suda. Increasing the critical thickness of SiGe layers on Si substrates using sputter epitaxy method. *Journal of Crystal Growth*. Vol.600, 2022, 126900. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2022.126900>
3. A.Sh.Razzokov, A.S.Saidov, S.I.Petrushenko, S.V.Dukarov Obtaining semikonduktor structures $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ from the liquid phase in a single technological cucle. *Functional Materials*. 2022. Vol.29. №2. P. 202-208.

Dr. Khoma M.S., PhD.

Vasyliv Ch.B.,

Dr. Vynar V.A.,

PhD. Chuchman M.R.,

PhD. Ivashkiv V.R.,

PhD. Ratska N.B.

Karpenko Physico-Mechanical Institute of NAS of Ukraine

THE INFLUENCE OF SULFIDE FILMS ON THE CORROSION AND HYDROGENATION OF LOW-CARBON STEEL

Corrosion-mechanical destruction of steels and alloys in environments containing hydrogen sulfide is one of the most dangerous types of metal damage in the oil and gas industry. Dissolved in water H_2S accelerates continuous and ulcerative corrosion of steels, intensifies hydrogenation, which causes blistering and hydrogen-initiated cracking. As a result of corrosion, iron sulfides of various compositions are formed (Fe_9S_8 , FeS , FeS_2 etc.). The structure and properties of sulfides depend on the chemical composition of environment, the hydrogen sulfide concentration, temperature, pressure, and other factors. Sulfides of different composition can both accelerate and reduce the corrosion of steels.

The goal of the present study is to determine the influence the structure and composition of sulfide films on the corrosion rate and hydrogenation of 17Mn1Si steel in the 5% NaCl + 0.5% CH_3COOH solution at the concentrations of H_2S from 0 to saturation0.

Corrosion, hydrogen absorption, permeability of hydrogen through steel membrane, microstructure and chemical composition of sulfide films were determined.

The corrosion of steel 17Mn1Si in chloride-acetate solution depends on the concentration of hydrogen sulfide and is determined by the nature of sulfide films on the surface. The corrosion of steel slows down at the beginning of exposure due to formation of dense mackinawite film. Over time, the corrosion rate increases due to the transformation of mackinawite to porous needle-like troilite. Single ulcers without cracks were found after test in a solution with $100 \text{ mg/dm}^3 H_2S$. Deep ulcers and subsurface cracks were observed, when H_2S concentration increased.

The kinetics of the hydrogen release during cathode reactions correlates with the corrosion rate and depends on the sulfide films formation on the steel.

The hydrogenation of steel in chloride-acetate solution is determined by the concentration of hydrogen sulfide and does not depend on the nature of sulfide films on the surface. The concentration of hydrogen in the steel reaches a maximum after ~120 h of corrosion test. Steel absorbs less than 8% of the hydrogen released during cathodic reactions.

Надтока В.М.¹, к.т.н., начальник відділу,
Краєв М.В.¹, к.т.н., заступник начальника відділу,
Краєва В.С.¹, к.ф.-м.н., провідний науковий співробітник,
Бондар Д.М.¹, начальник сектору,
Штапенко Е.П.², д.ф.-м.н., професор

¹ДП «Конструкторське бюро «Південне»

²Український державний університет науки і технологій

МОДИФІКОВАНЕ ХРОМОВЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЕ ПОКРИТТЯ КРИСТАЛІЗАТОРІВ МБЛЗ

Сучасне виробництво сталі здійснюється із застосуванням безперервного її розливання в кристалізатори, які виготовляють із мідних сплавів, внутрішня робоча поверхня яких покривається жаростійким та зносостійким покриттям. Найпоширенішим матеріалом покриття є гальванічний хром, до переваг якого можна віднести високу твердість $6 \div 10$ ГПа, що визначає зносостійкість робочої поверхні кристалізатора. До недоліків гальванічного покриття можна віднести локальне відшарування покриття від поверхні кристалізатора в процесі його роботи, що пов'язано зі стовпчастою структурою покриття, та екологічну шкідливість виробництва.

Альтернативним методом нанесення хромового покриття, що дозволяє усунути недоліки гальванічного виробництва та наносити рівномірні покриття на внутрішню поверхню деталей, є вакуумно-дугове осадження.

Робота присвячена розробці обладнання та технології отримання високоміцних хромових покриттів вакуумно-дуговим способом, а також дослідженню структури, фазового складу та твердості одержаних покриттів.

Отримані покриття чистого хрому та модифіковані азотом хромові покриття. Осадження чистого хрому проводили в газовому середовищі аргону при стаціонарному та імпульсному режимах. Для модифікування хрому азотом використовувалися суміші газів азоту та аргону з концентрацією азоту від 20 % до 80 %, а також чистий азот. Температура зразка під час осадження $520-650$ °С. Струм дугового розряду на катоді 70 А. Напруга горіння дугового розряду 27-48 В. Тиск у камері підтримували в діапазоні $(5 \div 6) \times 10^{-2}$ Па.

Для нанесення покриттів на внутрішню поверхню гільз кристалізаторів діаметром до 200 мм та довжиною до 1000 мм створено вакуумну установку вертикального типу з катодом радіального

випаровування трубчастої форми з керованою дугою. Конструкція установки дозволяє наносити покриття рівномірно на всій робочій поверхні гільзи кристалізатора.

Покриття хрому, що отримані в стаціонарному режимі осадження в середовищі аргону, мали щільну стовпчасту структуру з невеликими включеннями рівноосних кристалітів. За результатами рентгеноструктурного аналізу покриття мали виражену аксіальну текстуру [200] та розмір кристалітів 1600 нм. Мікротвердість такого покриття становила $22 \pm 0,3$ ГПа.

Застосування імпульсного режиму осадження (у процесі осадження на підкладку періодично подавалася напруга зміщення), дозволило отримати стовпчасто-глобулярну структуру хрому та зменшити ступінь текстурованості. Розмір кристалітів зменшився до 900 нм, а твердість зросла до 38 ± 02 ГПа.

Модифікація хрому в процесі осадження в суміші газів аргон-азот сприяла зміні структури, фазового складу та твердості покриття. Зі збільшенням відсоткового вмісту азоту в камері спостерігався перехід від стовпчасто-глобулярної до глобулярної структури, розмір кристалітів зменшився від 1100 до 580 нм. Фазовий аналіз показав наявність у покритті нітридів Cr_2N та CrN , кількість яких залежала від процентного вмісту азоту в камері та досягала значень 75% Cr_2N та 2% CrN . Мікротвердість покриття збільшилася до $18,84 \pm 1,84$ ГПа для покриття, одержаного в газовому середовищі азоту. Потрібно зауважити, що покриття, отримані в газовому середовищі чистого азоту, хоч і мали найбільшу твердість, але мали підвищену крихкість і неоднорідність по товщині. Тому найбільш оптимальними умовами для отримання якісних міцних хромових покриттів можна вважати модифікування у суміші аргон-азот з відсотковим вмістом азоту в діапазоні 60-80%. Такі покриття мають мікротвердість $10 \div 16$ ГПа, високий ступінь адгезії, однорідні за товщиною і мають глобулярну структуру, що робить їх конкурентними по відношенню до традиційних гальванічних покриттів.

Посувайло В.М., к.т.н.
Ковальчук І.В., к.х.н.
Чумало Г.В., к.т.н.
Кравчишин Т.М. к.т.н.,
Посувайло М.-М. В.
ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України

ВЗАЄМОДІЯ СКЛАДОВИХ ЕЛЕКТРОЛІТНОЇ ПЛАЗМИ З КАРБІДОМ ТИТАНУ

Метод ПЕО активно застосовують для створення оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих, магнієвих та титанових сплавах. Отримані покриття характеризуються високою мікротвердістю, чудовими діелектричними властивостями, а також високою зносо- та корозійною стійкістю. Особливу увагу привертає обробка титанових сплавів, оскільки титанові матеріали мають високу міцність, корозійну стійкість, але обмежені в застосуванні у вузлах тертя через їхню низьку зносостійкість. Тому створення захисних покриттів на титанових сплавах із використанням ПЕО є актуальним напрямом досліджень, що відкриває перспективи для розширення сфери використання титанових сплавів.

Метою роботи є дослідження процесів взаємодії електролітної плазми в системі «карбід титану – електроліт» та аналіз можливих хімічних реакцій між TiC і компонентами електролітної плазми.

Для нанесення оксидокерамічних покриттів в електролітній плазмі використали пластинки з карбіду титану сформованому на сплаві ВТ-1 складу ($Ti - 99,7$; $Fe - 0,25$; $Si - 0,1$) розмірами $10 \times 20 \times 3$ мм. Перед синтезом покриттів зразки промивали в дистильованій воді і етиловому спирті використовуючи ультразвукову ванну. Електроліт – 5 г/л КОН та 5 г/л рідкого скла. Співвідношення густин катодного до анодного струмів 30/30 А/дм² та 30/40 А/дм² протягом 30 хв. Частота анодних та катодних імпульсів 50 Гц. Для рентгенофазового аналізу покриттів застосували дифрактометр ДРОН-3.0 з $CuK\alpha$ -випромінюванням. Елементний склад отриманих покриттів досліджено методом електронної рентгенівської мікроскопії на сканівному електронному мікроскопі Zeiss EVO-40XVP.

Результати та обговорення. Рентгенівський фазовий аналіз оксидокерамічних покриттів, сформованих на карбіді титану (TiC), показав, що основними складовими є оксиди титану. Найбільшу частку займає рутил (понад 50 мас. %), тоді як анатаз і брукіт становлять

приблизно 5 мас. %. Присутність рефлексів TiC та α -Ti свідчить про невелику товщину отриманого оксидокерамічного шару. Температура в зоні плазмового розряду в системі «титан – електроліт» може змінюватися в широкому діапазоні – від 700 до 10 000 K. Електролітна плазма містить наступні випромінювальні лінії: атомарний титан (TiI), водень (H α , H β , H γ), атомарний та іонізований кисень (OI, OII), гідроксильні радикали (OH), кисень (O $_2$, O $_2^+$), водяна пара (H $_2$ O). Термодинамічний аналіз реакцій. На основі отриманих даних про температурний розподіл у плазмовому каналі та склад електролітної плазми було проведено розрахунок ізобарно-ізотермічного потенціалу реакцій взаємодії TiC з її компонентами.

На основі отриманих результатів енергій Гіббса можливих реакцій можна проаналізувати стадії утворення покриття в плазмовому каналі. Зокрема, кількісний вміст анатазу та рутилу в оксидокерамічних покриттях сформованих на основі карбїду титану (TiC), показує, що рутил у цих покриттях суттєво перевищує кількість анатазу та брукїту. Це пояснюється умовами утворення оксидів за високої температури (понад 700 °C) та підвищеного тиску в зоні плазмового розрядного каналу під час плазмоелектролітного оксидування. Ці умови виникають внаслідок суттєво вищої густини струму, що приводить до формування плазмових каналів високої потужності. Висока температура та локальні тиски сприяють утворенню більш термодинамічно стабільнішого рутилу, який є щільнішою та стабільною фазою TiO $_2$ порівняно з анатазом, особливо за умов підвищеної дії температури та тиску. Крім того, активна взаємодія складових плазми, таких як атомарний та молекулярний кисень (O, O $_2$), радикали (OH) з карбїдом титану призводить до серії хімічних реакцій. Внаслідок яких поряд з утворенням TiO $_2$ можуть утворюватись C, CO, COH, CO $_2$, CH $_2$ та CH $_4$.

Висновки. Методом плазмоелектролітного оксидування проведено синтез оксидокерамічних покриттів на карбїді титану. Рентгенофазовим аналізом встановлено, що оксидокерамічні покриття складаються з оксидів титану – рутилу (50 мас. %), анатазу (5 мас. %), брукїту (5 мас. %). Розраховано енергії Гіббса можливих хімічних реакцій взаємодії складових електролітної плазми з TiC. Проаналізовано вплив температури розрядного плазмового каналу на утворення продуктів реакцій. Встановлено, що найбільш імовірною причиною формування розвиненої поруватої структури оксидокерамічних покриттів, що формуються після 30 хв. синтезу, є загасання потужних іскрових розрядів та схлопуванням парогазових бульбашок сприяючи формуванню CO, CO $_2$ та винесення вуглецю з карбїду титану.

Наукове електронне видання
Можна використовувати в локальному
та мережному режимах

Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025)

Збірка матеріалів

Міжнародної науково-технічної конференції
25-27 лютого 2025 р.

Упорядник Айкін М.Д.

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM); супровідна
документація. Тираж 100 прим. Зам. №514

Видавець і виготовлювач
Національний університет «Запорізька політехніка»
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Університетська, 64
Тел.: (061) 769-82-96, 220-12-14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019