

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ  
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

XV Міжнародної науково-технічної конференції

конференція присвячується

**125- річчю**

**Національного технічного університету України  
„Київський політехнічний інститут  
імені Ігоря Сікорського”**

Україна, Київ

2023

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА



## МАТЕРІАЛИ

XV Міжнародної науково-технічної конференції

конференція присвячується

**125- річчю**

**Національного технічного університету України  
„Київський політехнічний інститут  
імені Ігоря Сікорського”**

Україна, Київ

2023

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

У збірнику представлено матеріали, які висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розроблення прогресивних ресурсозаощадних технологій, одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічні основи технології металів і сплавів, теорія кристалізації і твердіння виливків, розроблення і використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасні технології виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання технологічних процесів ливарного виробництва.

XV Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2023: матеріали науково-технічної конференції, 27...28 квітня 2023 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2023. – 407 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: І. В. Лук'яненко

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

ISSN 2524-0544

© КПІ ім. Ігоря Сікорського, НН ІМЗ ім. Є.О. Патона, 2023

## ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., д.т.н., доцент, завідувач кафедри ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Шинський О.Й., д.т.н., проф., Президент Асоціації ливарників України, м. Київ

Нарівський А.В., д.т.н., чл.-кор. НАН України, директор ФТІМС НАН України, м. Київ

Бурбелко А.О., д.т.н., проф., Науково-Технічний Університет АГН ім. Станіслава Сташіца, м. Краків (Польща)

Дашич Предраг, проф. Вищої технічної школи, м. Трстенец (Сербія)

Мустафа Бабанли, д.т.н., проф., ректор Азербайджанського державного університету нафти і промисловості (Азербайджан)

Ісмаїлов Нізамі Шайіогли, д.т.н., проф., кафедра ливарного виробництва та зварювання, Азербайджанський технічний університет (Азербайджан)

Рімвідас Стоніс, д.т.н., проф., Вільнюський технічний університет ім. Гедімініса, м. Вільнюс (Литва)

Рюдігер Бер, проф., зав. кафедрою ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)

Міхал Бембенек, д.т.н., проф., Науково-Технічний Університет АГН ім. Станіслава Сташіца, м. Краків (Польща)

Михайло Пашечко, д.т.н., проф., Люблінський технологічний університет, м. Люблін (Польща)

Крістіан Барц, PhD, проф., Технічний університет Клуж-Напока, Північний університетський центр Бая-Маре (Румунія)

Ольга Попович, д.т.н., Технічний університет Мюнхена (Німеччина)

Роп'як Л.Я., д.т.н., проф., Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ

Петрик І.Я., к.т.н., доцент, Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ

Пономаренко О.І., д.т.н., проф., віце-президент Асоціації ливарників України, м. Харків

Наумик В.В., д.т.н., проф., Проректор з наукової та міжнародної роботи НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Турчанін М.А., д.х.н., проф., Проректор з наукової роботи, управління розвитком і міжнародних зв'язків ДДМА, м. Краматорськ

Фесенко А.М., к.т.н., проф., перший проректор ДДМА, м. Краматорськ

Верховлюк А.М., д.т.н., проф., ФТІМС НАН України, м. Київ

XV Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2023

Лисенко Т.В., д.т.н., проф, зав. кафедрою КМ та ІМ, НУ «Одеська політехніка», м. Одеса

Хричиков В.Є., д.т.н., проф, зав. кафедрою ЛВ, УДУНТ, м. Дніпро

Іванов В.Г., д.т.н., доцент, завідувач кафедри МОЛВ, НУ «Запорізька політехніка»,  
м. Запоріжжя

Лук'яненко І.В., к.т.н., вчений секретар, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, ФТІМС НАН України, м. Київ

Гурія І.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Могилатенко В.Г., д.т.н., проф., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Кочешков А.С., к.т.н., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Лютий Р.В., к.т.н., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

Доній О.М., д.т.н., доцент, кафедра ФМТО, КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

### **ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ**

Смірнова Я.О., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Устименко А.І., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Кивгило Б.В., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

### ЗМІСТ

<i>Barz C.<sup>1</sup>, Bembenek M.<sup>2</sup>, Paszeczko M.<sup>3</sup>, Romaniv M.<sup>4</sup>, Ropyak L.<sup>4</sup> (<sup>1</sup>TU, NU, Baia Mare, <sup>2</sup>AGH, Kraków, <sup>3</sup>PL, Lublin, <sup>4</sup>IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)</i>	
<i>WAYS TO INCREASE TECHNOLOGY EFFICIENCY OF MANUFACTURING PARTS STRENGTHENED BY PLASMA ELECTROLYTIC OXIDATION.....</i>	<i>16</i>
<i>Derev'yanko O.V., Lytvyn R.V., Grebenok T.P., Istomyna T.I., Kud I.V., Zgalat-Lozynskyy O.B. (Institute for Problems of Materials Sciences NAS of Ukraine, Kyiv)</i>	
<i>PRODUCTION OF TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>-BASED CERAMICS IN CONDITIONS OF SHORT-TERM ELECTRIC CURRENT.....</i>	<i>19</i>
<i>Glotka O., Olshanetskii V., Belikov S. (Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia)</i>	
<i>IMPROVEMENT OF CARBIDE PHASES IN WELDED NICKEL-BASED SUPERALLOY.....</i>	<i>21</i>
<i>Mogylatenko V.G.<sup>1</sup>, Shapovalov V.O.<sup>2</sup>, Biktagirov F.K.<sup>2</sup>, Kozin R.V.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute; <sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv)</i>	
<i>THERMAL DECOMPOSITION OF HEMATITE PELLETS DURING PLASMA-ARC SMELTING IN ARGON ATMOSPHERE.....</i>	<i>23</i>
<i>Popovych Vasyl, Petryk Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)</i>	
<i>RESEARCH INTERACTION FeTi WITH HYDROGEN.....</i>	<i>29</i>
<i>Kvit Roman (Lviv Polytechnic National University, Lviv)</i>	
<i>DETERMINATION OF COMPOSITE MATERIALS WITH DISPERSIVE INCLUSIONS LONG-TERM STRENGTH.....</i>	<i>31</i>
<i>Shapovalov V.O.<sup>1</sup>, Mogylatenko V.G.<sup>2</sup>, Biktagirov F.K.<sup>1</sup>, Kozin R.V.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine; <sup>2</sup>Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)</i>	
<i>ANALYSIS OF DIRECT REDUCTION OF IRON BY HYDROGEN.....</i>	<i>33</i>
<i>Smirnov O.M., Semenko A.Yu., Skorobagatko Yu.P., Goryuk M.S. (PTIMA NAS of Ukraine, Kyiv)</i>	
<i>STUDYING OF THE MAGNETIC FIELD DISTRIBUTION IN THE SUBMERGED ENTRY NOZZLE FOR CONTINUOUS CASTING.....</i>	<i>40</i>
<i>Sokolan Iu.S., Sokolan K.S. (KhNU, Khmelnytskyi)</i>	
<i>MODELLING OF BEARING WEAR UNDER CONDITIONS OF SHAFT AND BUSHING AXIS MISALIGNMENT.....</i>	<i>46</i>
<i>Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)</i>	
<i>THE IMPACT OF DIGITALIZATION ON THE DEVELOPMENT OF LANGUAGE AND COMMUNICATION SKILLS.....</i>	<i>50</i>

<i>Аджемський С.В.<sup>1,2</sup>, Кононенко Г.А.<sup>1,3</sup>, Подольський Р.В.<sup>1,3,4</sup> (<sup>1</sup>ТОВ «Additive Laser Technology of Ukraine»; <sup>2</sup> Інститут транспортних систем і технологій НАН України; <sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України; <sup>4</sup> УДУНТ, м. Дніпро)</i>	
<b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ КОРДОНІВ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЛП.....</b>	<b>53</b>
<i>Афтанділянц Є.Г. (НУБіП, м. Київ)</i>	
<b>ДИСТАНЦІЙНЕ ВИКЛАДАННЯ ДИСЦИПЛІНИ «ТЕХНОЛОГІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ» АНГЛІЙСЬКОЮ МОВОЮ.....</b>	<b>55</b>
<i>Афтанділянц Є. Г. (НУБіП, м. Київ)</i>	
<b>ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТИХ НОРМАЛІЗОВАНИХ СТАЛЕЙ.....</b>	<b>59</b>
<i>Афтанділянц Є. Г. (НУБіП, м. Київ)</i>	
<b>ВІДНОВЛЕННЯ ОКАЛИНИ НА ВИЛИВКАХ ПРИ ТЕРМІЧНОМУ ОБРОБЛЕННІ ЛИТВА.....</b>	<b>61</b>
<i>Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А. (Інститут чорної металургії НАН України, м. Дніпро)</i>	
<b>МІКРОЛЕГУВАННЯ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК.....</b>	<b>63</b>
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)</i>	
<b>КУЛЬТУРНО-ПРОФЕСІЙНИЙ АСПЕКТ ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦЯ МАШИНОБУДІВНОЇ ГАЛУЗІ В ЗАКЛАДІ ВИЩОЇ ОСВІТИ.....</b>	<b>65</b>
<i>Бельмас І.В., Танцура Г.І., Білоус О.І., Швачка А.В. (Дніпровський державний технічний університет, м. Дніпро)</i>	
<b>АНАЛІЗ МЕТОДУ СТРУКТУРНОГО МОНІТОРИНГУ ТРОСІВ ВАНТОВОГО КАНАТА.....</b>	<b>68</b>
<i>Берчук Д.М., Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i>	
<b>ВПЛИВ ГРАФІТИЗУВАЛЬНОГО МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</b>	<b>71</b>
<i>Берчук Д.М., Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i>	
<b>ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ КОМПЛЕКСНИМИ ЛІГАТУРАМИ.....</b>	<b>73</b>
<i>Борисов А.Г., Недужий А.М., <span style="border: 1px solid black; padding: 2px;">Затуловський А.С.</span> (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i>	
<b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ПЕРВИННОГО АЛЮМІНІЮ В СПЛАВІ АК7ч НА ВЕЛИЧИНУ КОЕФІЦІЄНТА ТЕРТЯ.....</b>	<b>74</b>

<b>Бубликов В.Б.<sup>1</sup>, Бачинський Ю.Д.<sup>1</sup>, Моїсеєва Н.П.<sup>1</sup>, Овсянников В.О.<sup>1</sup>, Медвідь С.М.<sup>1</sup>, Логунов С.С.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</b>	
<b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</b>	<b>79</b>
<b>Веретільник О.В., Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О., Гнатушенко О.В., Ігнатов А.П., Барабаш В.В. (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)</b>	
<b>ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ ДЛЯ ПЕРЕРОБКИ СТРУЖКИ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ .....</b>	<b>80</b>
<b>Волошко С.М., Бурмак А.П., Франчік Н.В., Могилко В.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</b>	
<b>ВПЛИВ КОМБІНОВАНОГО ТЕРМІЧНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО УДАРНОГО ВПЛИВУ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛІ 40Х13.....</b>	<b>86</b>
<b>Гнатуш В.А., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b>	
<b>ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ В 2019-2021 рр. ЛІДЕРИ РИНКУ – КИТАЙ ТА ІНДІЯ.....</b>	<b>93</b>
<b>Гнатуш В.А., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b>	
<b>ПРО ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ У США, НІМЕЧЧИНІ, ЯПОНІЇ ТА ТУРЕЧЧИНІ ЗА 2019-2021 рр.....</b>	<b>99</b>
<b>Гнатуш В.А. (незалежний аналітик, м. Київ)</b>	
<b>РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ І СТУДЕНТ УНІВЕРСИТЕТУ – МЕТАЛУРГ .....</b>	<b>105</b>
<b>Гнатуш В.А. (незалежний аналітик, м. Київ)</b>	
<b>ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ ЛИВАРНОГО ОБЛАДНАННЯ В 20-Х РОКАХ ХХІ СТОЛІТТЯ.....</b>	<b>108</b>
<b>Гриценко Т.В., Кілеся І.М., Сляднєв В.В. (ВСП ДФКІП ДВНЗ «УДХТУ», м. Кам'янське)</b>	
<b>ПРОБЛЕМИ МОДЕРНІЗАЦІЇ ТА АВТОМАТИЗАЦІЇ ОБЛАДНАННЯ МАШИНОБУДІВНОЇ ГАЛУЗІ.....</b>	<b>111</b>
<b>Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b>	
<b>ТОНКОСТІННІ ВИЛИВКИ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....</b>	<b>113</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b>	
<b>СТАТИСТИЧНІ ДАНІ ПРО СВІТОВЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ В 2021 р. ....</b>	<b>119</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b>	
<b>ОХОЛОДЖЕННЯ ПІСКУ ПРИ ЙОГО ГРАВІТАЦІЙНОМУ ПЕРЕБІГУ .....</b>	<b>121</b>



- Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)  
ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ В ЛИВАРНИЙ ПРОЦЕС 3D-ДРУКУ МОДЕЛЕЙ,  
ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ ..... 123**
- Дуань М.Т., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
ОСТАННІ ДОСЯГНЕННЯ В ДОСЛІДЖЕННЯХ ЩОДО ОТРИМАННЯ  
ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЇ БОРИДНОЇ КЕРАМІКИ ..... 126**
- Дубницький М.А., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: ЛИТІ ГРОШІ ..... 127**
- Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ)  
ВПЛИВ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ  
ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ДИФУЗІЙНОЇ  
МЕТАЛІЗАЦІЇ..... 132**
- Єфіменко М.Ю.<sup>1</sup>, Цисар М.О.<sup>2</sup>, Клочков І.М.<sup>2</sup>, Мотруніч С.І.<sup>2</sup>, Бабак А.М.<sup>1</sup>,  
Головенько Я.Б.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН  
України, м. Київ)  
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ  
ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ  
ВИБІРКОВОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ (ВЛП) ..... 135**
- Замятін М.І., Лисенко Т.В., Карамушко А.В., Замятін В.М.  
(Національний університет «Одеська політехніка», м. Одеса)  
АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЮВЕЛІРНОГО ВИРОБНИЦТВА НА ДОВКІЛЛЯ..... 139**
- Захаров А.В.<sup>1</sup>, Рибалко І.М.<sup>1</sup>, Сайчук О.В.<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup>ДБТУ; <sup>2</sup>ХДППФК ім. В.І. Вернадського, м. Харків)  
МЕХАНІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛУ НАПЛАВЛЕНИХ ДЕТАЛЕЙ ЕШН ..... 141**
- Іванченко Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВИХ  
ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЄМ ..... 147**
- Івашин А.В., Ямшинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
СПЕЦІАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ  
СТАЛЕЙ..... 148**
- Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ)  
ЛИТТЯ ЗА ПОЛІМЕРНИМИ МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ..... 151**
- Касай П.О.<sup>1</sup>, Педаш О.О.<sup>1</sup>, Наумик В.В.<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup>АТ «Мотор Січ», <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)  
ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ПОРОШКІВ ЖАРОМІЦНОГО  
СПЛАВУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ОТРИМАНИХ  
СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ..... 153**

- Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В., Квасницька К.Г.**  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**УМОВИ ЕФЕКТИВНОГО ВИДАЛЕННЯ КРЕМНІЮ ТА СІРКИ  
З РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ВАКУУМНО-  
ІНДУКЦІЙНОМУ ПЛАВЛЕННІ..... 158**
- Кивгило Б.В., Биба Є.Г., Ямшинський М.М., Мініцький А.В., Лук'яненко І.В.**  
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
**БІМЕТАЛЕВІ ВИЛИВКИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ..... 164**
- Кивгило Б.В.<sup>1</sup>, Ямшинський М.М.<sup>1</sup>, Мініцький А.В.<sup>1</sup>, Биба Є.Г.<sup>1</sup>, Мініцька Н.В.  
<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>1</sup>, Радчук С.В.<sup>1</sup>, Чистяков О.В.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**СТВОРЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО-АЛЮМІНІЙ  
ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ІНФІЛЬТРАЦІЇ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ..... 170**
- Клименко Н.М.** (Національний університет «Одеська політехніка», м. Одеса)  
**ВИНИКНЕННЯ ПРИПАЛІВ ПРИ ШЛІФУВАННІ ДЕТАЛЕЙ..... 175**
- Клименко С.І., Дорошенко В.С.** (ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**БЛОК-СХЕМА ПОКАЗНИКІВ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ТА ПАРАМЕТРІВ  
УПРАВЛІННЯ ЇХ ЯКІСТЮ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО  
ГАЗИФІКУЮТЬСЯ..... 179**
- Клименко С.І., Дорошенко В.С.** (ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**ПРИКЛАД ОТРИМАННЯ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ЧАВУНУ  
З ВИСОКИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ..... 184**
- Клименко С.І.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>1</sup>, Калюжний П.Б.<sup>1</sup>, Янченко О.Б.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>Вінницький нац. техн. ун-т., м. Вінниця)  
**СПОСОБИ ВИЛИВАННЯ ЛЕМЕХІВ ПЛУГІВ ПРИ ВИДАЛЕННІ ЇХ З  
ЛИВАРНОЇ ФОРМИ В ГАРЯМОМУ СТАНІ ДЛЯ ТЕРМООБРОБКИ ..... 189**
- Клімова А.Г., Кагляк О.Д., Головка Л.Ф.** (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
**ТЕРМОЦИКЛУВАННЯ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ 40ХН2МА  
ІМПУЛЬСНИМ ЛАЗЕРНИМ ВИПРОМІНЮВАННЯМ..... 194**
- Костецький Ю.В.<sup>1</sup>, Зайцев В.А.<sup>1</sup>, Тацький Є.В.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря  
Сікорського, м. Київ)  
**АНАЛІЗ ПРОБЛЕМ ВИПЛАВКИ ТА РОЗЛИВАННЯ НАДМІЦНИХ  
ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛІННЯ..... 197**
- Крахмальов О.В.** (НТУ «ХПІ», м. Харків)  
**ВОГНЕСТІЙКІСТЬ РІДИНИ ДЛЯ ГІДРАВЛІЧНИХ СИСТЕМ..... 208**

<b>Кудь І.В., Крушинська Л.А., Медюх Р.М., Мисливченко О.М., Литвин Р.В., Згалат-Лозинський О.Б.</b> (Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ) <b>СИНТЕЗ ДРІБНОДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО ПОРОШКУ</b> <b><math>Mo_{0,9}Cr_{0,1}Si_2 - Si_3N_4</math> .....</b>	<b>211</b>
<b>Кузнецов М.О. (ІПМаш НАН України, м. Харків)</b> <b>ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНА МЕТОДИКА РАЦІОНАЛЬНОГО ВИБОРУ</b> <b>ПОВІТРЯНИХ ТЕПЛОВИХ НАСОСІВ У БІВАЛЕНТНИХ СИСТЕМАХ</b> <b>ТЕПЛОПОСТАЧАННЯ.....</b>	<b>213</b>
<b>Кусков Ю.М.<sup>1</sup>, Фесенко М.А.<sup>2</sup></b> ( <sup>1</sup> ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; <sup>2</sup> ДНДІ МВС України, м. Київ) <b>МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВАЛКОВИХ</b> <b>ХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ, НАПЛАВЛЕНИХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ</b> <b>СПОСОБОМ У СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ.....</b>	<b>215</b>
<b>Лаврись С.М.<sup>1</sup>, Погрелюк І.М.<sup>1</sup>, Шляхетка Х.С.<sup>1</sup>, Скребцов А.А.<sup>2</sup></b> ( <sup>1</sup> ФМІ НАН України, м. Львів; <sup>2</sup> НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) <b>ОЦІНКА КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СПЛАВУ ВТ20, ВИГОТОВЛЕНОГО</b> <b>ЗА АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ.....</b>	<b>217</b>
<b>Лисенко Т.В, Деревянченко О.Г, Крейцер К.О., Козішкурт Є.М., Черевченко К.</b> (НУ «Одеська політехніка», м. Одеса) <b>ОЦІНКА НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ У ВИЛИВКАХ З МАГНІЄВИХ</b> <b>СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОГО</b> <b>МЕТАЛОГРАФІЧНОГО АНАЛІЗУ.....</b>	<b>218</b>
<b>Ліхацький І.Ф., Ворон М.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b> <b>РОЗРОБКА ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ ТА</b> <b>СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ.....</b>	<b>221</b>
<b>Ліхацький Р.Ф. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</b> <b>ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ХРОМ-ЦИРКОНІЄВОЇ БРОНЗИ</b> <b>ЛЕГОВАНОЇ ВАНАДІЄМ ТА ГАФНІЄМ .....</b>	<b>226</b>
<b>Любименко О.М.<sup>1</sup>, Фельдман Е.П.<sup>2</sup></b> ( <sup>1</sup> Донецький національний технічний університет, м. Луцьк; <sup>2</sup> Інститут геотехнічної механіки НАН України, м. Дніпро) <b>МОДЕЛЮВАННЯ ПОВЕДІНКИ ЗМІНИ ФОРМИ ПАЛАДІЄВОГО</b> <b>КАНТИЛЕВЕРА ПІД ЧАС ВЗАЄМОДІЇ З ВОДНЕМ.....</b>	<b>230</b>
<b>Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</b> <b>СТРИЖНЕВА СУМІШ БАГАТОРАЗОВОГО ВИКОРИСТАННЯ.....</b>	<b>232</b>
<b>Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</b> <b>РУСЬКА МОВА ТА ЇЇ МІЖНАРОДНИЙ ПРАВОВИЙ СТАТУС .....</b>	<b>235</b>

- Барабаш М.Ю.<sup>1,2</sup>, Колесніченко А.А.<sup>1</sup>, Писаревський Б.Ю.<sup>1</sup>, Литвин Р.В.<sup>1,2,3</sup>,  
Сезоненко А.Ю.<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>1,2</sup>, Биба Є.Г.<sup>1,2</sup>, Ямишинський М.М.<sup>1,2</sup>,  
Мініцька Н.В.<sup>1,2</sup>, Петришин М.М.<sup>1,2</sup>, Ромашкіна М.А.<sup>1</sup>, Бобошко Є.М.<sup>1,2</sup>  
(<sup>1</sup>ТЦ НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>3</sup>ІПМ ім. І.М. Францевича, НАН  
України, м. Київ)*  
**ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКИХ ПЛІВОК МІДІ НА  
СКЛЯНИХ ПІДЛОЖЖЯХ ..... 237**
- Мазур В.Л. (ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**ПРОБЛЕМИ СТАНДАРТИЗАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ГАЛЬМОВИХ  
КОЛОДОК ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ..... 239**
- Міщенко В.Г., Тонконог Д.М. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*  
**ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА НА ВТОРИННУ ТВЕРДІСТЬ  
РОЗРОБЛЕНОЇ СТАЛІ ТИПУ 09ХЗНМЗФБч..... 243**
- Небожак І.А.<sup>1</sup>, Дерв'янюк О.В.<sup>2</sup>, Верховлюк А.М.<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>ІПМ НАН України, м. Київ)*  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ПО ОТРИМАННЮ ДВОМІРНОГО ЛИТОГО  
КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ СИСТЕМИ [СЧ300 – Ст3 – ЧХЗ]..... 246**
- Недужий А.М., Вернидуб А.Г. (ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВАННЯ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ  
НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ  
АК5М2 З ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 2%..... 248**
- Нейма О. В., Калюжний П. Б., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**СПОСОБИ ЛИТТЯ ТРУБЧАСТИХ ДЕТАЛЕЙ ЗА ДРУКОВАНИМИ  
МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ..... 250**
- Нейма О.В., Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**СВІТОВИЙ РИНОК АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ВИРІС ДО НОВОГО  
РЕКОРДНОГО ЗНАЧЕННЯ ..... 254**
- Нестерук О.П., Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Моїсеєва Н.П.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**ЩОДО ПИТАННЯ РЕГУЛЮВАННЯ СТРУКТУРОЮ ТА  
ВЛАСТИВОСТЯМИ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ..... 256**
- Никитенко Ю.О., Шаповалов В.О., Якуша В.В., Гніздило О.М.  
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)*  
**РОЗВИТОК ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОЇ 3-D ТЕХНОЛОГІЇ  
ОТРИМАННЯ СУПЕРВЕЛИКИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ..... 257**
- Ноговіцин О.В., Баранов І.Р., Школяренко В.П., Пригунов С.В.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**ЗАЛЕЖНОСТІ ВПЛИВУ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА  
ТЕМПЕРАТУР ВАЛКОВОГО ЛИТТЯ-ПРОКАТКИ АЛЮМІНІЄВИХ  
СПЛАВІВ НА ЇХ СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ..... 264**

- Пригунов С.В., Баранов І.Р., Гончаров О.Л., Сіренко К.А.**  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ПРЕСОВАНИХ ПРОФІЛІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Mg-Si НА ЇХ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ..... 270**
- Пригунова А.Г.<sup>1</sup>, Бєлік В.І.<sup>1</sup>, Кошелєв М.В.<sup>1</sup>, Шеневідько Л.Г.<sup>1</sup>, Аболіхіна О.В.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>ДП «Антонов», м. Київ)  
**ВПЛИВ ЗАЛІЗА І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВУ АК15..... 272**
- Пригунова А.Г.<sup>1</sup>, Цуркін В.М.<sup>2</sup>, Шейгам В.Ю.<sup>1</sup>, Шеневідько Л.Г.<sup>1</sup>, Вернидуб А.Г.<sup>1</sup>**  
(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>ІІПТ НАН України, м. Миколаїв)  
**ВПЛИВ ВІБРУЮЧОГО СТРИЖНЯ В НАДЛИВІ НА ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ..... 278**
- Прилипко О.О., Радзівєвська А.А., Шепелюк Ю.А.**  
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)  
**ВПЛИВ ГЛИБИНИ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ШВА ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПІД ВОДОЮ ..... 282**
- Присяженюк П.М., Шлапак Л.С., Гавкалюк В.І. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)**  
**МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ РОЗЧИНЕНОГО ВОДНЮ НА ПРУЖНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРИТУ ..... 286**
- Псярнецька Т. О.<sup>1</sup>, Цисар М. О.<sup>1</sup>, Бабак А. М.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>ІНМ ім. Бакуля НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
**КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЯК БАЗА ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНЖЕКЦІЙНОГО ЛИТТЯ ЗАГОТОВОК З ПЛАСТИФІКОВАНИХ КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ У ФОРМІ КУЛІ ..... 288**
- Руденький С.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**ВПЛИВ TiO<sub>2</sub> НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТУ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-MgO-TiO<sub>2</sub> НА ОСНОВІ ОКСИДУ АЛЮМІНІЮ..... 292**
- Садовенко С.Г. (ВСП «Дніпровський фаховий коледж інженерії та педагогіки» ДВНЗ УДХТУ, м. Кам'янське)**  
**РОЛЬ НЕФОРМАЛЬНОЇ ОСВІТИ У ПІДВИЩЕННІ КВАЛІФІКАЦІЇ ВИКЛАДАЧІВ СПЕЦІАЛЬНИХ ДИСЦИПЛІН ТЕХНІЧНОГО КОЛЕДЖУ.. 298**
- Серікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>, Крютченко Д.В.<sup>1,2</sup>**  
(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСНИХ ЧАСТОТ КОЛИВАНЬ ДЛЯ ПОРОЖНІХ ТА ЗАПОВНЕНИХ ЕКОЛОГІЧНО НЕБЕЗПЕЧНОЮ РІДИНОЮ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПРУЖНИХ РЕЗЕРВУАРІВ..... 301**
- Серікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ЧАСТОТ РЕЗЕРВУАРІВ ДЛЯ РІЗНОЇ ТОВЩИНИ ОБОЛОНКИ ПРИ СЕЙСМІЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ..... 304**

- Серікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)  
**ВРАХУВАННЯ ВПЛИВУ ҐРУНТУ ЯК ПРУЖНОЇ ОСНОВИ ВІНКЛЕРА ПРИ КОЛИВАННЯХ ЦИЛІНДРИЧНОГО РЕЗЕРВУАРА, ЩО ЗАЗНАЄ СЕЙСМІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ..... 307**
- Сідун К.Ю., Продайко С.Д., Ашихміна А.В., Кочерга А.С., Данилейко О.О., Лесик Д.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ РОБОТИЗОВАНОГО 3D ЛАЗЕРНОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ 45..... 309**
- Сіренко К.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ШЛЯХИ ВРАХУВАННЯ НЕСТАБІЛЬНОСТІ ВМІСТУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ У КОМПОНЕНТАХ ШИХТИ ДЛЯ ВИПЛАВЛЕННЯ ЧАВУНУ.. 311**
- Смірнов О.М.<sup>1</sup>, Семірягін С.В.<sup>2</sup>, Скоробагатько Ю.П.<sup>1</sup>, Горюк М.С.<sup>1</sup>, Семенко А.Ю.<sup>1</sup>, Гойда Д.І.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>ТОВ НВП «Дніпроенергосталь», м. Запоріжжя)**  
**ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ВІБРОІМПУЛЬСНОГО ВПЛИВУ НА ПОКРАЩЕННЯ СТРУКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ..... 314**
- Смірнова Я. О., Гурія І. М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ШАРУВАТИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ БРОНЕЗАХИСТУ..... 321**
- Титаренко В.В.<sup>1</sup>, Заблудовський В.О.<sup>2</sup>, Титаренко І.В.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>НТУ «Дніпровська політехніка»; <sup>2</sup>УДУНТ, м. Дніпро)  
**МІКРОШАРУВАТІ КОМПОЗИЦІЙНІ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНІ НІКЕЛЕВІ ПОКРИТТЯ ..... 324**
- Токова О.В.<sup>1</sup>, Степашко В.С.<sup>1</sup>, Савченко-Синякова Є.А.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>Міжнародний центр інформаційних технологій та систем НАН та МОН України; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)  
**МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ З МЕТОЮ ІНФОРМАЦІЙНОЇ ПІДТРИМКИ ОПЕРАЦІЙНИХ РІШЕНЬ У ВИРОБНИЧІЙ ПРАКТИЦІ..... 327**
- Устименко А.І., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ ВІДПРАЦЬОВАНИХ ДЕТАЛЕЙ СКЛОФОРМИ ТА НАПРЯМКИ ПОКРАЩЕННЯ ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ..... 331**
- Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г. (ДДМА, м. Краматорськ)**  
**АДИТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОМБІНОВАНИХ БЕНТОПОРОШКІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ..... 336**
- Хворостяний В.В. (ІПМіц ім. Г. С. Писаренка НАН України, м. Київ)**  
**АЛГОРИТМ ЗНАХОДЖЕННЯ ТОЧКИ ЗЛАМУ ЧАСТИННО-ЛІНІЙНОЇ АПРОКСИМАЦІЇ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ РОЗПОДІЛУ ВЕЙБУЛА ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ПРОГНОЗУВАННЯ МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ КРИХКИХ ТА КВАЗІКРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ. 338**

- Хмельов І. В., Струць В. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ**  
**ТРАНСПОРТНИХ ОПЕРАЦІЙ ..... 342**
- Худяков І.В., Грицук І.В., Погорлецький Д.С., Черненко В.В.**  
**(Херсонська державна морська академія, м. Херсон)**  
**ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПІДХОДІВ КЕРУВАННЯ СТАНОМ**  
**ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ В УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ..... 345**
- Чорноіваненко К.О. (УДУНТ, м. Дніпро)**  
**ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНОЇ СТРУКТУРИ В СТАЛІ Р9 ПРИ**  
**ХІМІКО-ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ ..... 352**
- Шалевська І.А., Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ДІАГРАМА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ**  
**ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ..... 354**
- Шалевська І.А., Клименко С.І., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СХЕМА ВИБОРУ ТА ОПТИМІЗАЦІЇ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ**  
**ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....360**
- Шаповалов В.О.<sup>1</sup>, Барабаш В.В.<sup>1</sup>, Біктагіров Ф.К.<sup>1</sup>, Протоковілов І.В.<sup>1</sup>,**  
**Гнатушенко О.В.<sup>1</sup>, Ігнатов А.П.<sup>1</sup>, Злигорєв К.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>ПрАТ «НКМЗ», м. Краматорськ)**  
**ВПЛИВ ЗОВНІШНІХ ЧИННИКІВ НА ФОРМУВАННЯ СТАЛЕВИХ ЗЛИВКІВ. 365**
- Шапошнікова Є.С., Наконечний С.О., Мініцький А.В., Юркова О.І.**  
**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ НА ЗАМІНУ КОБАЛЬТОВОЇ ЗВ'ЯЗКИ**  
**В СПЛАВАХ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ ..... 371**
- Шевчук В.М., Підгайчук С.Я., Блінніков Г.П. (НАДПСУ, м. Хмельницький)**  
**ЗМЕНШЕННЯ ЗАБРУДНЕННЯ ДОВКІЛЛЯ АВТОТРАНСПОРТОМ**  
**ЗА РАХУНОК РАЦІОНАЛЬНОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ..... 376**
- Шемет В.Ж.<sup>1</sup>, Ворон М.М.<sup>2</sup>, Семенко А.Ю.<sup>2</sup>, Тимошенко А.М.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СТРУКТУРО- ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ В ТWІР-СТАЛЯХ**  
**Fe-(20-25)Mn-(9-12)Al-1C В ЛИТОМУ СТАНІ ТА ПІСЛЯ**  
**МОДИФІКУВАННЯ ЛАНТАНОМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ..... 380**
- Школярєнко В.П., Нурадинов А.С., Нурадинов І.А., Пригунов С.В.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ТЕМПЕРАТУРНІ ПАРАМЕТРИ ЛИТТЯ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК**  
**ЗІ СПЛАВУ АМ26 У КОКІЛЬ ГРАВІТАЦІЙНИМ МЕТОДОМ ПІД ДІЄЮ**  
**ВІБРАЦІЇ ТА БЕЗ..... 383**

- Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Пригунов С.В., Нурадинов І.А.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СПОСІБ УНИКНЕННЯ ГАРЯЧЕЛАМКОСТІ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК**  
**ЗІ СПЛАВУ АМ<sub>2</sub>6 ПРИ ЛИТТІ У КОКІЛЬ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ**  
**ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛИТТЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ВІБРАЦІЇ..... 390**
- Школяренко В.П., Середенко О.В., Нурадинов А.С., Баранов І.Р., Пригунов С.В.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ**  
**СПЛАВУ АМ<sub>2</sub>6 ВІДЛИТИХ У КОКІЛЬ ГРАВІТАЦІЙНИМ МЕТОДОМ**  
**ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ..... 395**
- Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинська О.О.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ВПЛИВ РЕЖИМІВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ**  
**ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ..... 402**
- Ясюков В.В., Лисенко Т.В., Тур М.П.**  
**(НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)**  
**УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ ..... 404**



**Barz C.<sup>1</sup>, Bembenek M.<sup>2</sup>, Paszczko M.<sup>3</sup>, Romaniv M.<sup>4</sup>, Ropyak L.<sup>4</sup>**  
**(<sup>1</sup>TU, NU, Baia Mare, <sup>2</sup>AGH, Kraków, <sup>3</sup>PL, Lublin, <sup>4</sup>IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)**  
**WAYS TO INCREASE TECHNOLOGY EFFICIENCY OF MANUFACTURING**  
**PARTS STRENGTHENED BY PLASMA ELECTROLYTIC OXIDATION**  
E-mail: l\_ropjak@ukr.net

Strengthening the thin surface layer of a massive part is a progressive direction in engineering technology, as it allows saving expensive alloy steels and other structural materials, increasing the service life and reliability of mechanisms, machines and equipment, and increasing production efficiency. The most important properties of aluminum alloys, which allow them to be used in various industries, include high corrosion resistance and a relatively high ratio of strength characteristics and specific weight. At the same time, such alloys have very good characteristics regarding reuse. However, the low wear resistance of aluminum alloys prevents their even wider use in various industries.

Recently, technological methods of surface strengthening using highly concentrated energy sources, including plasma, have been widely used. The essence of these surface hardening methods is that relatively small volumes of metal are subjected to high-speed, high-intensity, concentrated energy flows followed by rapid cooling. Such processing conditions make it possible to obtain specified physico-mechanical, electrochemical, corrosion and operational characteristics of the surface layers of machine parts and structural elements.

These technological methods include plasma electrolytic oxidation, which is used to form protective coatings on parts made of aluminum and its alloys, as well as metals of the valve group and their alloys in an electrolyte [1-5]. Plasma electrolytic oxidation is a progressive method of strengthening machine parts, which has been intensively developing in recent years, as evidenced by both a large number of publications and their regular citation [1, 2]. An applied high voltage between the part and an electrode, usually made of stainless steel, causes an electrical breakdown of the oxide film and the generation of sparks and micro-arc discharges on the surface of the part, which

randomly migrate across the surface, resulting in heating of the part and the electrolyte. Due to the course of plasma-chemical reactions in the discharge channels at high temperatures, oxides are formed that contain different phases, including  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , which ensures the formation of a coating with high hardness and wear resistance [5]. It is well known that the stability of the coating-substrate interface is related to the interfacial adhesion forces and the electrochemical properties of this region. Therefore, great attention should be paid to the selection of rational thicknesses of the coating layers to ensure both the strength of adhesion to the base and the necessary service life of machine parts during wear in aggressive corrosive environments. The authors mainly focus on studying the structure of oxide coatings, structure, chemical composition and physical and mechanical properties [1-4]. At the same time, due attention is not paid to technological research, which hinders the development of energy-efficient technological processes of strengthening and their introduction into production. To date, the mechanism of formation of the surface oxide layer, its main characteristics, the influence of the initial surface roughness, technological regimes of PEO and mechanical processing of oxide coatings on the performance of machine parts in various operating conditions are not yet understood. There are no sufficiently substantiated scientific and technological bases for the development of energy-efficient technological processes of surface strengthening of aluminum alloys.

The technological manufacturing process includes obtaining a billet from an aluminum alloy, carrying out mechanical processing for forming to ensure the necessary accuracy and roughness of the part's surfaces, surface hardening by plasma electrolytic oxidation, and further mechanical machining (if necessary). Increasing the efficiency of the technological process of manufacturing parts strengthened by plasma electrolytic oxidation must be achieved both at the stage of obtaining the workpiece by mechanical processing, at the stage of PEO strengthening, and at the final stage of finishing (if necessary), taking into account technological heredity.

For the successful development and implementation of energy-efficient PEO technology in production, it is necessary to investigate the influence of the initial surface roughness of the part workpiece, electrolyte composition and current parameters

on the growth of the oxide coating and to solve a complex of issues of increasing the bearing capacity of the base, to theoretically justify and experimentally verify the economically feasible surface roughness parameters before the PEO operation, as well as increase productivity and energy efficiency of the PEO technological process. Make a rational choice of allowances and cutting modes during machining of parts with oxide coatings.

#### References:

1. Clyne, T.W.; Troughton, S.C. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals. *International Materials Reviews* 2019, 64, 127–162. <https://doi.org/10.1080/09506608.2018.1466492>
2. Sikdar, S.; Menezes, P.V.; Maccione, R.; Jacob, T.; Menezes, P.L. Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) Process—Processing, Properties, and Applications. *Nanomaterials* 2021, 11, 1375. <https://doi.org/10.3390/nano11061375>
3. Simchen, F.; Sieber, M.; Kopp, A.; Lampke, T. Introduction to Plasma Electrolytic Oxidation—An Overview of the Process and Applications. *Coatings* 2020, 10, 628. <https://doi.org/10.3390/coatings10070628>
4. Kaseem, M.; Fatimah, S.; Nashrah, N.; Ko, Y.G. Recent progress in surface modification of metals coated by plasma electrolytic oxidation: Principle, structure, and performance. *Progress in Materials Science* 2021, 117, 100735. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100735>
5. Ropyak, L.; Shihab, T.; Velychkovych, A.; Bilinskyi, V.; Malinin, V.; Romaniv, M. Optimization of Plasma Electrolytic Oxidation Technological Parameters of Deformed Aluminum Alloy D16T in Flowing Electrolyte. *Ceramics* 2023, 6, 146-167. <https://doi.org/10.3390/ceramics6010010>

**Derev'yanko O.V., Lytvyn R.V., Grebenok T.P., Istomyna T.I., Kud I.V., Zgalat-Lozynskyy O.B.**

*(Institute for Problems of Materials Sciences NAS of Ukraine, Kyiv)*

**PRODUCTION OF TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>-BASED CERAMICS IN CONDITIONS OF SHORT-TERM ELECTRIC CURRENT**

E-mail: [alederevyanko@gmail.com](mailto:alederevyanko@gmail.com)

The composite materials based on titanium diboride are the focus of intensive research, given their high physical and mechanical, tribotechnical characteristics and the possibility of operation at high temperatures in an aggressive environment. One of the most studied composites is the materials of the TiB<sub>2</sub> – MoSi<sub>2</sub> system. Sufficient content of molybdenum disilicide in composite powder of composition TiB<sub>2</sub> – 20% (wt.) MoSi<sub>2</sub> puts its level of electrical conductivity between copper and iron. Due to this, its composition is the most promising for Spark Plasma Sintering (SPS) technology.

In the framework of the research, composite powders with a composition of TiB<sub>2</sub> – 20% (wt.) MoSi<sub>2</sub> were used, which were obtained by mechanosynthesis at the Institute for Problems of Materials Sciences NAS of Ukraine. Based on the analysis of literature sources on the sintering of TiB<sub>2</sub> – MoSi<sub>2</sub> composite powder by various methods, as well as according to the equilibrium state diagram, SPS modes were selected that allow lowering the consolidation temperature to 1500 °C in order to prevent grain growth [1–4].

The SPS process was carried out on "STRUM-902" equipment, which uses a current with an industrial frequency of 50 Hz. The mechanical pressing during SPS was 35–40°MPa in order to maintain sufficient electrical contact between the particles and was kept constant until the end of the process. In order to reach the working temperature level of the SPS in graphite mold, the starting value of the electric current was 800-1000 A, and at the finish of the process it increased to 1.4-1.5 kA at a temperature on the outside of the graphite mold of 1200-1300 °C. Duration of isothermal exposure was up to 15 seconds. The total duration of the SPS process was 90-110°s, which is a relatively short-term consolidation mode for the composition of TiB<sub>2</sub> – 20% (wt.) MoSi<sub>2</sub>.

The composite material, what is obtained, had a cylindrical shape with a diameter of 20–21 mm and a height of 4–5 mm (Fig. 1). The mass was 4.2–4.6 g. The calculated density of the material was in the range of 3.82–3.89 g/cm<sup>3</sup>.

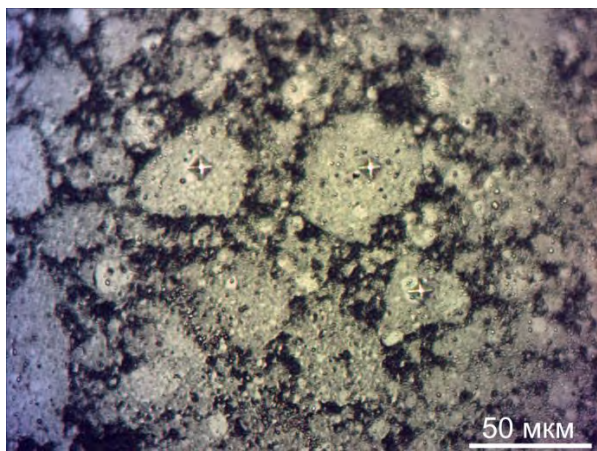


Fig. 1. The sample of ceramic what is obtained by SPS



Fig. 2. Microstructure of TiB<sub>2</sub> – 20% (wt.) MoSi<sub>2</sub> obtained by SPS, ×400

The metallographic analysis at ×400 magnification showed the submicron structure of the sample (Fig. 2). The measured microhardness of the obtained material under a load of 100 gf was in the range from 17.9 to 22.3 GPa.

**Conclusion** – The possibility of rapid consolidation of the composite powder with the composition of TiB<sub>2</sub> – 20% (wt.) MoSi<sub>2</sub> by the SPS technology and obtaining dense ceramics with a fine-grained structure and a hardness of up to 23 GPa is demonstrated.

#### References:

1. R. G. Munro: J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol., 2000, vol. 105, pp. 709-20, <http://dx.doi.org/10.6028/jres.105.057>.
2. B. Basu and K. Balani: Advanced Structural Ceramics, 1st ed., John Wiley & Sons, New York, (2011), p. 288.
3. N. Gupta, V.V. Bhanu Prasad, V. Madhu, and B. Basu: Def. Sci. J., 2012, vol. 62, pp. 382–89, <https://doi.org/10.14429/dsj.62.2666>.
4. Zgalat-Lozynskyy, O., Kud, I., Eremenko, L. et al. Metall Mater Trans A 52, 2451–2462 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06235-3>

**Glotka O., Olshanetskii V., Belikov S.**  
*(Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia)*  
**IMPROVEMENT OF CARBIDE PHASES IN WELDED NICKEL-BASED  
 SUPERALLOY**

E-mail: Glotka-alexander@ukr.net

The most negative influence on the embrittlement of the metal is exerted by carbon, which is released in the form of graphite, and sulfur, which is released in the form of nickel sulfide. When welding nickel and its alloys, it is necessary to increase the groove angle, in comparison with steel welding, since the metal of the weld pool of nickel and nickel alloys is less fluid and melted to a shallower depth of. Also, when welding Ni-Cr-based alloys, a refractory chromium oxide film may form, which impedes the formation of a weld. Thus, among the main tasks arising in the welding of nickel and nickel alloys are ensuring reliable protection of the welding zone from atmospheric gases, the use of high-purity welding consumables, as well as deoxidation and degassing of the weld pool.

The change in the temperature of the carbide liquidus for carbides of the MC type is practically not observed when Ti is added to the alloy. However, this leads to a change in the composition of primary carbides and, at a content of more than 4%, to the precipitation of the  $\eta$ -phase (such as Ni-17Ti-4Nb-1Al-0.22Cr). The introduction of more than 2.7% Ti leads to a change in the base of the carbide from niobium to titanium, while the titanium content in the carbide increases to 55% (Fig. 1).

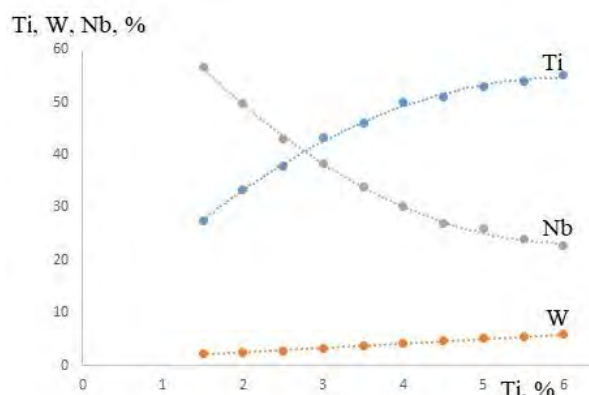


Fig. 1. Dependences of the amount of titanium, niobium and tungsten in MC carbides on the titanium content in the alloy composition

Chromium is an element that influences the formation of secondary carbides; it has a noticeable effect on the temperature of dissolution (precipitation) of carbides. It was found that the corresponding dependences have a complex character and are described by the following equations.

Secondary carbides are formed at a chromium concentration, in this system, at the level of 10%. With an increase in the Cr content in the alloy, the temperature of dissolution (precipitation) of carbides increases, as does its content in the secondary carbide. In this case, the concentration of nickel and molybdenum decreases to 3.5 and 8.8%, respectively, according to parabolic dependences. When the concentration of chromium in the alloy is 31%, a solid solution based on Cr is formed, thus chromium ceases to dissolve in nickel.

The chemical composition of carbides was determined experimentally by X-ray spectral microanalysis, with the help of which the intensity of X-ray radiation was recorded as a function of the energy keV. It was experimentally established that the composition of carbides includes titanium, niobium, tungsten, molybdenum, nickel and chromium in the following ratios in comparison with the calculated values (Table 1).

Table 1 – Chemical composition of carbides calculated from the obtained dependences and obtained experimentally by X-ray spectral microanalysis at 20°

Method of obtaining results	Element content, % wt.						
	Ti	Nb	W	Mo	Ni	Cr	C
Estimated composition MC	25,11	59,09	2,4	-	-	0,49	12,58
Estimated composition $M_{23}C_6$	-	-	9,31	8,62	3,54	73,47	5,06
Experimental composition MC	23,52	51,3	5,76	-	-	6,92	12,5
Experimental composition $M_{23}C_6$	-	-	8,85	8,86	6,0	71,2	5,05

Table 1 shows that the calculated and experimental data are in good agreement with each other for almost all elements. An increased content of chromium and nickel is observed in primary and secondary carbides, respectively. Such values can be caused by an increased content of these elements in the alloy. Thus, the calculated data for determining the type and chemical composition of carbides showed good convergence and agreement with the experimental data obtained by electron microscopy.

**Mogylatenko V.G.<sup>1</sup>, Shapovalov V.O.<sup>2</sup>, Biktagirov F.K.<sup>2</sup>, Kozin R.V.<sup>2</sup>**  
*(<sup>1</sup>Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute; <sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute  
of the NAS of Ukraine, Kyiv)*

**THERMAL DECOMPOSITION OF HEMATITE PELLETS DURING PLASMA-  
ARC SMELTING IN ARGON ATMOSPHERE**

E-mail: vmogilatenko@gmail.com

In 2020, fossil energy sources in the EU accounted for 37%, and renewable energy sources – 38%. The main sources of greenhouse gas emissions in metallurgy are blast furnaces, open hearth furnaces, gas heating furnaces and converters. Greenhouse gases are formed at almost all stages of metallurgical redistribution: during fuel combustion, during metal decarburization reactions, during deoxidation of the melt with carbon, during decomposition of flux components, etc.

Sometimes researchers follow the path of improving or optimizing existing technologies and options for processing cast iron or recovering iron [1–3]. It was shown, for example, that the simultaneous use of oxygen converters and arc furnaces for the processing of cast iron can reduce the total emission of carbon dioxide by up to 20%.

Reduction of iron ore with pure hydrogen in a direct reduction mine furnace depends on many factors, in particular, on temperature, type of iron ore (magnetite, hematite, goethite), ratio of  $H_2/CO$  in the mixture of gases, porosity of the mineral (ore), gas consumption, concentration of the diluent of the gaseous atmosphere (He, Ar,  $N_2$ ), etc. [4–8].

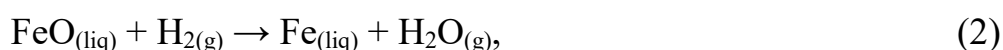
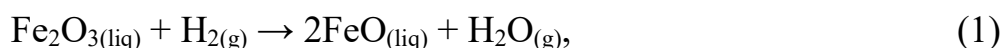
Solid-phase reduction of iron oxides is recommended to be carried out either in countercurrent mine furnaces or in fluidized bed furnaces [9, 10].

As can be seen from the diagram Fe – O, there is a possibility of realizing the iron recovery process from the oxide melt at a temperature above 1870 K. The analysis of literature data shows that most of the research is aimed mainly at the recovery of iron ore in the solid state, and there is not enough research in the field of hydrogen recovery of liquid iron ore.



During plasma welding, the temperature of the arc is more than 4000 °C and dissociation of hydrogen molecules, their ionization and excitation take place in the arc zone [11–13]. It was established that the rate of recovery of iron above the melting temperature of wustite becomes 13.2 times greater than in the solid phase.

It should be noted that magnetite is a mixture of hematite and wustite. Then the reaction of hematite reduction using hydrogen takes place in two stages:



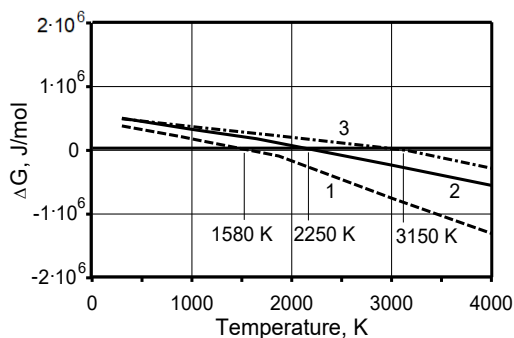
which agrees with the opinion of the authors of the works [12, 13].

Currently, attention is being paid to the efficiency of hydrogen use in recovery processes and there are studies [13–15] in which, in addition to research on iron recovery, optimization of technological processes is carried out to reduce the consumption of hydrogen, taking into account the rather high cost of its production, storage and transportation.

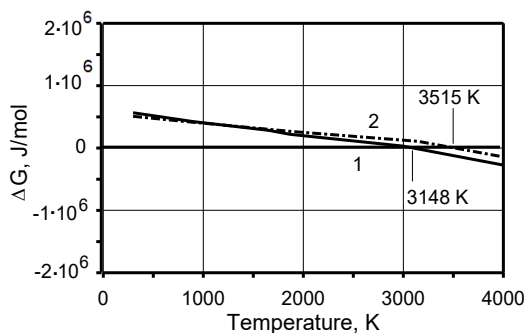
Recovery of iron during plasma melting is ensured by the intensification of recovery processes both due to the use of active hydrogen ( $\text{H}^+$ ,  $\text{H}_2^+$ ,  $\text{H}_3^+$ ,  $\text{H}$ ), and high plasma temperature. What is the effect of high temperature, apart from the creation of plasma, and inert gas, which is used as a diluent for hydrogen and forms a gaseous reducing atmosphere together with hydrogen? The answer to this question is provided by classical thermodynamics. In the table 1 and in fig. 1 shows the data for calculating the equilibrium temperatures of decomposition reactions of iron oxides.

Table 1 – Equilibrium temperatures of iron oxide decomposition reactions

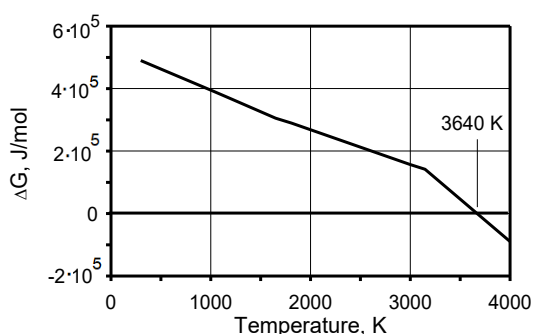
Reaction	Reaction equilibrium temperature ( $\Delta G = 0$ ), K	Reaction	Reaction equilibrium temperature ( $\Delta G = 0$ ), K
$6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{O}_2$	1580	$2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$	3148
$2\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{FeO} + \text{O}_2$	2250	$1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 3/2\text{Fe} + \text{O}_2$	3515
$2/3\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4/3\text{Fe} + \text{O}_2$	3154	$2\text{FeO} = 2\text{Fe} + \text{O}_2$	3640



a



b



c

Fig. 1. Gibbs free energy change of iron oxide decomposition reactions:

a – hematite (1 –  $6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{O}_2$ ,

2 –  $2\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{FeO} + \text{O}_2$ ,

3 –  $2/3\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4/3\text{Fe} + \text{O}_2$ );

b – magnetite (1 –  $2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$ ,

2 –  $1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 3/2\text{Fe} + \text{O}_2$ );

c – wustite ( $2\text{FeO} = 2\text{Fe} + \text{O}_2$ )

From the given data it follows: firstly, that reaching temperatures above 3000 K is possible only with the use of highly concentrated heating sources (for example, plasma), and secondly, that there is no reason to use hydrogen for the reduction of iron from the very beginning of melting, if at the plasma temperature all the given reactions go to the end. As can be seen from the table 2, only small kinetic restrictions can be imposed on the course of reactions, which will lead to the slow progress of some of them at temperatures above 4000 K.

As can be seen from the table 2, any type of iron ore can be thermally decomposed: hematite, magnetite, goethite (hydroxide  $\text{FeO}(\text{OH})$  composition:  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 89.9% and  $\text{H}_2\text{O}$  – 10.1%). However, the reactions of hematite or goethite decomposition after its dehydration have the greatest thermodynamic probability of passage. Reduction reactions can take place simultaneously. As a result, an iron melt will be obtained and

reduction of hematite using hydrogen can be considered a one– and not a two–stage process.

Table 2 – Gibbs free energy change and equilibrium constant of iron oxide decomposition reactions at 4000 K

Reaction	$lgK_p^{4000\text{ K}}$	$\Delta G^{4000\text{ K}}, \text{ J}$	Reaction	$lgK_p^{4000\text{ K}}$	$\Delta G^{4000\text{ K}}, \text{ J}$
$6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{O}_2$	17.0610	-1303463	$2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$	3.5956	-274702
$2\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{FeO} + \text{O}_2$	7.1900	-549314	$1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 3/2\text{Fe} + \text{O}_2$	1.8681	-142725
$2/3\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4/3\text{Fe} + \text{O}_2$	3.6132	-276049	$\text{FeO} = \text{Fe} + \text{O}_2$	1.1761	-89853

In order to check the possibility of decomposition of iron oxides, samples of pellets were melted using argon as a plasma–forming gas. In fig. 2 shows the result of X–ray tested of the original pellet. The composition of the pellet is a mixture of 95.0% hematite and 5.0% quartz sand as an accompanying substance.

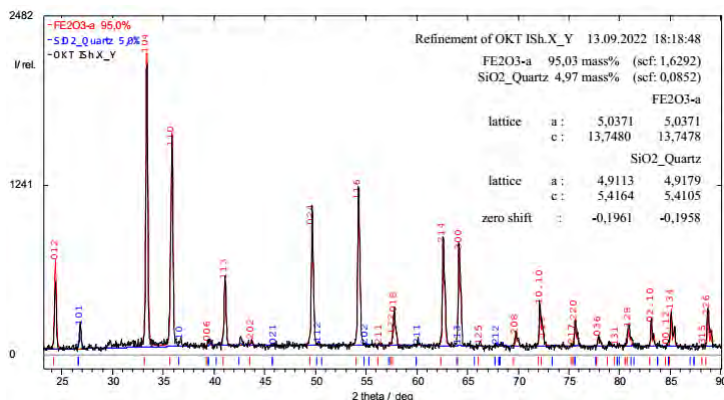


Fig. 2. Result of X–ray tested the original unfluxed pellet sample

After plasma–arc melting in an argon atmosphere for 60 seconds, the amount of hematite in the solidified sample decreased to 8.9%. But magnetite (59.8%), wustite (23.2%) and iron and/or calcium silicate  $(\text{Fe,Ca})_2\text{SiO}_4$  appear in the amount of 8.1% (Fig. 3). Rather,  $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_4$  is formed, since calcium was not detected in the initial sample of the unfluxed pellet.

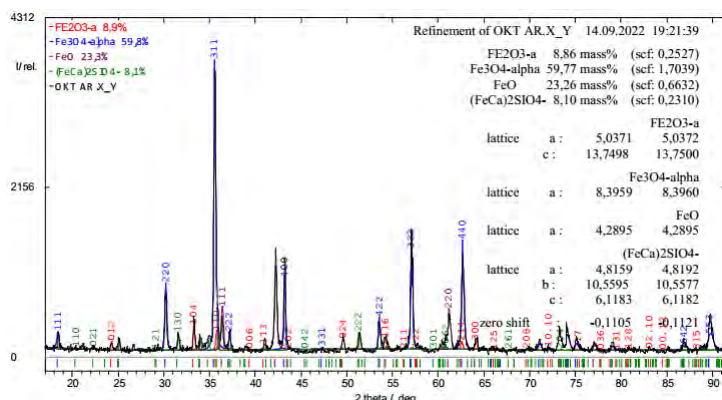


Fig. 3. Result of X-ray tested the solidified unfluxed pellet sample after plasma-arc melting of the pellet for 60 s in an argon atmosphere

The recalculation of the composition of the samples for the oxygen content showed that its amount in the original pellet is 31.2%, and after plasma-arc melting the oxygen content in the sample decreased by 4.3% to 26.9%, i.e. by 13.8% from the original oxygen content.

So:

1 – the reaction of thermal decomposition of hematite to iron in a liquid state begins at a temperature of 3150 K;

2 – judging by the extrapolation of dependencies 1 and 3 in Fig. 1a at temperatures above 5000 K, the hematite decomposition reaction to iron and not to magnetite will prevail;

3 – melting of hematite by plasma-arc melting in argon atmosphere allows to reduce oxygen content in melt by about 15%;

4 – the thermal decomposition of hematite by hydrogen deoxidation should not be underestimated, since it is one of the steps for producing green iron and saves hydrogen.

Literature:

1. Лисиенко В. Г. Сравнительная эмиссия парникового газа CO<sub>2</sub> в пределах черной металлургии / В. Г. Лисиенко, А. В. Лаптева, Ю. Н. Чесноков, В. В. Луговкин // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2015. – № 9. – С. 625 – 629.

2. Лисиенко В. Г. Эмиссия парниковых газов при различных процессах черной металлургии / В. Г. Лисиенко, А. В. Лаптева // Культура и экология –

основы устойчивого развития россии. От «зеленого» университета к зеленой экономике. Ч. 1.—Екатеринбург, 2016. – С. 76 – 79.

3. 4. Lisienko V. G. Application of the Triad of Blast Furnace, Oxygen Converter and Electric ARC Furnace for Reducing of Carbon Footprint / V. G. Lisienko, Yu. N. Chesnokov, A. V. Lapteva // Steel in Translation. – 2017 – Vol. 47. – № 8. – P. 523 – 527. Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/321272355>

4. Zuo Hb. Reduction kinetics of iron oxide pellets with H<sub>2</sub> and CO mixtures / Hb. Zuo, C. Wang, J. Dong., [Kx. Jiao](#), [Rs. Xu](#) // [International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials](#). – 2015. – V. 22. – № 7. – P. 688–696. DOI: [10.1007/s12613-015-1123-x](https://doi.org/10.1007/s12613-015-1123-x). Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/282499310>

5. Donghui Liu. Study on the controlling steps and reduction kinetics of iron oxide briquettes with CO–H<sub>2</sub> mixtures / Donghui Liu, Xiaozhe Wang, Jianliang Zhang, Zhengjian Liu, Kexin Jiao, Xingle Liu, Rongrong Wang // Metall. Res. Technol. – 2017. – V. 114. – № 6. 611. DOI: [10.1051/metal/2017072](https://doi.org/10.1051/metal/2017072).

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/320229625>

6. [Hala H. Abd El-Gawad](#). Recycle of El-Dekhaila iron oxide waste and reducing it by hydrogen / [Hala H. Abd El-Gawad](#), [Mohamed Rafi](#), [M. E. H. Shalabi](#). Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/306099434>

7. Ranzani da Costa A. Modelling a new, low CO<sub>2</sub> emissions, hydrogen steelmaking process / A. Ranzani da Costa, D. Wagner, F. Patisson // Journal of Cleaner Production. – 2013. – V. 13. – № 46. 27–35. Режим доступу: <https://arxiv.org/abs/1402.1715>

8. Kazemi M.. Experimental and Modeling Study on Reduction of Hematite Pellets by Hydrogen Gas / M. Kazemi, M. S. Pour, D. Sichen // Metallurgical and Materials Transactions B, 2017 – Springer. Режим доступу: <https://link.springer.com/search?query=Experimental+and+Modeling+Study+on+Reduction+of+Hematite+Pellets+by+Hydrogen+Gas>

9. Patisson F. Hydrogen steelmaking. Part 1: Physical chemistry and process metallurgy / F. Patisson, O. Mirgaux, J.-P. Birat // Matériaux & Techniques. – 2021. V. 109. – № 3–4. – P. 303–313. Режим доступу: <https://doi.org/10.1051/mattech/2021025>

10. Wolfinger T. Analysis of the Usability of Iron Ore Ultra-Fines for Hydrogen-Based Fluidized Bed Direct Reduction — A Review / T. Wolfinger, D. Spreitzer, J. Schenk // *Materials* 2022, 15, 2687.

Режим доступу: <https://doi.org/10.3390/ma15072687>

11. Лакомский В. И. Плазменно–дуговой переплав / В.И. Лакомский. – Киев: Техника, 1974. – 335 с.

12. M. NaseriSeftejani. Reaction kinetics of molten iron oxides reduction using hydrogen / M. Naseri Seftejani, J. Schenk // *La Metallurgia Italiana*. – July 2018.

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/327594827>

13. Masab Naseri Seftejani. Thermodynamic of Liquid Iron Ore Reduction by Hydrogen Thermal Plasma / Masab Naseri Seftejani, Johannes Schenk // *Metals*. – 2018. –8, 1051; DOI:10.3390/met8121051

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/329566574>

14. Saikat Kumar Kuila. Kinetics of hydrogen reduction of magnetite ore fines / Saikat Kumar Kuila, Ritayan Chatterjee, Dinabandhu Ghosh // *International journal of hydrogen energy*. – 2016. – № 41. – P. 9256–9266.

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/302555270>

15. Isnaldi R. Souza Filho. Green steel at its crossroads: hybrid hydrogen-based reduction of iron ores / Isnaldi R. Souza Filho, Hauke Springer, Yan Ma, Ankita Mahajan, Cauê C. Da Silva, Michael Kulse, Dierk Raabe. – 2022.

Режим доступу: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/2201/2201.13356.pdf>

**Popovych Vasyl, Petryk Ivan**  
**(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)**

**RESEARCH INTERACTION FeTi WITH HYDROGEN**

E-mail: [iyap@ukr.net](mailto:iyap@ukr.net)

Hydrogen is an attractive energy source in terms of prevalence, environmental friendliness and energy efficiency with its participation. The development of hydrogen energy is limited by the problems of storage and transportation of hydrogen. Binary

alloy TiFe is suitable for storage for hydrogen storage. This alloy is known to have a high ability to absorb hydrogen with a ratio of hydrogen atoms (H) to metal atoms (M) H/M is near 1 and also fast absorption/desorption kinetics at ambient conditions. The low cost of the starting materials is also important for practical application. However, a lot of research still needs to be done to identify appropriate catalysts, study the existence of stable intermediate phases and their crystal structure, and understand the kinetics.

Consider the interaction and crystal structure of Fe-H, Ti-H and Ti-Fe-H. It is known that hydrogen has a low interaction with iron. At the same time, both the solid solution and FeH hydride are possible. At ambient temperature,  $\alpha$ -Fe dissolves 0.005% of hydrogen with the BCC lattice  $a = 2.8590 \text{ \AA}$ . Hydrogen interacts well with titanium, forming the solid solution in a wide range. With increasing temperature, the mass fraction of hydrogen increases. This process is reversible, so titanium can be used to store hydrogen. Also, hydrogen is the stabilizer of the  $\beta$ -phase, which leads to the decrease in the temperature of the  $\alpha \leftrightarrow \beta$  transformation of titanium. When the concentration of hydrogen increases to 4.04 wt %, the stable TH<sub>2</sub> hydride is formed.

Let us consider TiFe alloys. They are able to absorb and desorb hydrogen. Hydrogenation processes is accompanied by an order-disorder phase transition from the CsCl-type structure to the BCC of TiFe metal lattice at high pressure and temperature. We observed lattice expansion of the sample when the TiFe alloy was kept in hydrogen fluid at 5 GPa and 600 °C. The lattice parameter of the sample before the hydrogenation experiment was  $a = 2.979 \text{ \AA}$ . At the first stage of hydrogenation the lattice parameter of the solid solution changed to  $a = 2.961 \text{ \AA}$ . After 60 min the hydrogenation treatment it is formed new cubic phase and the lattice parameter increased to  $a = 3.132 \text{ \AA}$ . After 150 min the hydrogenation treatment when the lattice increased to maximum, the hydride decomposed into TiH<sub>2</sub> hydride and TiFe alloy. Hydrogenation processes at 10 GPa and 600 °C were similar like at 5 GPa and 600 °C. Due to the property of titanium to form TiH<sub>2</sub> hydride, the partial substitution of iron (Fe) in TiFe alloys with manganese (Mn), nickel (Ni), chromium (Cr) and vanadium (V) has been proven to facilitate the activation and decrease the equilibrium pressure of the final hydrides but does not change the hydrogen storage capacity.

The sintering of  $\text{TiH}_2$  and Fe by thermocycling at temperatures near the  $\alpha \leftrightarrow \beta$  transformation of Fe did not give the desired result. The X-ray pattern showed the existence of two separate phases  $\text{TiH}_2$  and Fe, which may indicate the stability of the  $\text{TiH}_2$  hydride in the TiFe alloy.

Conclusion. TiFe alloys are attractive for their ability to absorb large amounts of hydrogen. Hydrogenation processes are accompanied by an order-disorder phase transformation. However, the use of TiFe hydrides is limited, because when the hydrogen concentration increases to 4.04 wt % H, the stable  $\text{TiH}_2$  hydride is formed. Partial replacement of doped elements can improve hydrogenation kinetics without changing its ability to store hydrogen. Changing the pressure from 5 GPa to 10 GPa at temperature of 600 °C does not affect hydrogenation processes.

**Kvit Roman**

*(Lviv Polytechnic National University, Lviv)*

**DETERMINATION OF COMPOSITE MATERIALS WITH DISPERSIVE  
INCLUSIONS LONG-TERM STRENGTH**

E-mail: roman.i.kvit@lpnu.ua

The strength and durability of composite materials depend on cohesive bonds (interatomic and intermolecular interaction). and from the defectiveness of their structure. Real strength is formed by the structure of materials and defects of various kinds.

A flat macroelement of a composite material is considered – a homogeneous matrix in which elliptical inclusions of different sizes and orientations from another elastic material are evenly distributed. Inclusions of this form are often found in metals (oxidized layers, graphite inclusions in cast iron, etc.).

The macroelement is located in a flat biaxial field of normal stresses  $P$  and  $Q = \eta P$ . The elastic properties of the matrix and inclusions are specified. The modulus of elasticity of the inclusions is small compared to the modulus of elasticity of the matrix. The inclusions are flattened in shape and their defining parameters are length



$2a$  and angle of orientation  $\alpha$  relative to the main axis [1]. We consider the case when the failure begins in the inclusions and the cracks dynamically spread along their entire length.

We accept as the criterion for the crack occurrence the condition of a Coulomb friction law with clutch type [2]^

$$\tau_{xy}^1 \leq K^1 - \sigma_y^1 \operatorname{tg} \rho^1, \quad (1)$$

where  $\sigma_y^1$ ,  $\tau_{xy}^1$  are the stress in inclusion,  $K^1$  is a clutch coefficient,  $\operatorname{tg} \rho^1$  is a coefficient of material inclusion internal friction. The stress in inclusion is determined as:

$$\sigma_y^1 = \frac{0,5P(\eta + 1 + (1 - \eta) \cos 2\alpha) G_1(1 + \mu_1)(1 + \mu_2)}{G_1(1 + \mu_1)(1 + \mu_2) + 2\delta G_2(\mu_1 - 1)}, \quad \tau_{xy}^1 = \frac{0,5P(1 - \eta) \sin 2\alpha G_1(1 + \mu_2)}{G_1(1 + \mu_2) + 2\delta G_2},$$

where  $G_1, G_2$  are the shear modules ( $G_1 / G_2 < 1$ ),  $\mu_1, \mu_2$  are the elastic constants, which are expressed in terms of Poisson's coefficient  $\nu$  [1].

Assume that the cracks grow, keeping their straight shape and orientation. Let the law of crack size growth under a given loading over time  $t$  have the form

$$a = a_0 \Phi(t, P, \eta, \alpha), \quad (2)$$

where  $a_0$  is the half-length of the crack at  $t = 0$ .

According to expression (2), it is possible to find the time for the crack to reach the critical size  $a_*$  (the durability of the composite material) in the given stress field. Let this dependence have the form  $t = \chi(a, P, \eta, \alpha)$ , where  $t$  is a random variable.

The durability distribution function of a composite element with one inclusion can be found using the formula

$$F_1(t_*) = \iint_{\chi(a, P, \eta, \alpha) \leq t_*} f(a, \alpha) da d\alpha, \quad t_{\min} \leq t \leq t_{\max}, \quad (3)$$

where  $t_{\min}$  and  $t_{\max}$  are the minimum and maximum value of durability.

Durability of the composite containing  $N$  inclusions

$$t_* = \min (t_*^1, t_*^2, \dots, t_*^N).$$

In this case, the durability distribution function of the composite with  $N$  inclusions is determined by the formula

$$F_N(t_*) = 1 - (1 - F_1(t_*))^N. \quad (4)$$

According to expression (4), the mean value, dispersion and other probabilistic characteristics of the composite material durability can be determined.

#### References:

1. Baitsar, R, Kvit, R, Malyar, A. (2019) Statistical prediction of the reliability of composite materials with dispersive inclusions. *Scientific Journal «ScienceRise»*, 2-3(55-56), 49–55. doi: 10.15587/2313-8416.2019.160880
2. Cherepanov, G. (1983). *Fracture mechanics of composite materials*. Nauka, 296.

**Shapovalov V.O.<sup>1</sup>, Mogylatenko V.G.<sup>2</sup>, Biktagirov F.K.<sup>1</sup>, Kozin R.V.<sup>1</sup>**  
(<sup>1</sup>*E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine; <sup>2</sup>Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv*)

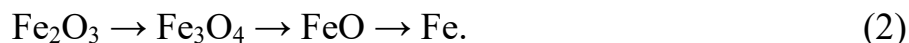
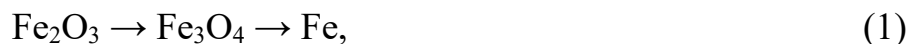
#### **ANALYSIS OF DIRECT REDUCTION OF IRON BY HYDROGEN**

Email: vmogilatenko@gmail.com

Direct reduction of iron from oxides with hydrogen has a great advantage over reduction with carbon or in a water gas atmosphere. The advantage is that the emissions of dust, sulfur gases, oxide and carbon dioxide into the atmosphere by the metallurgical enterprise are sharply reduced due to the absence of blast furnace separation and agglomeration production. In addition, there is no need for solid fuel – coke. The sponge iron obtained after recovery practically does not contain sulfur and phosphorus. The possibility of increasing the productivity of the recovery process should be taken into account, since hydrogen has a higher diffusion coefficient in metals compared to other gases and carbon. These and other advantages have led to the fact that there are more and more studies of the technology of obtaining iron by reducing it from oxides with hydrogen.

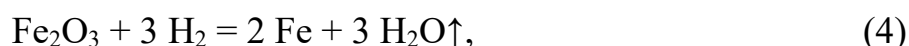
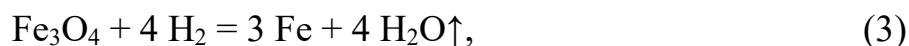
Currently, iron recovery is carried out at so-called average temperatures. At temperatures below 843 K [1, 2, 3], a two-stage reduction (1) occurs, and above

843 K – a three-stage reduction (2):



When heating scale, the formula of which is a double oxide ( $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ ), wustite ( $\text{FeO}$ ) is reduced by hydrogen quite slowly. This is evidenced by the calculations, the results of which are shown in fig. 1.

At a temperature above 1273 K, the following reactions occur:



which are characterized by significantly more negative values  $\Delta G$  of the system and high values of  $K_p$ , pass to the end.

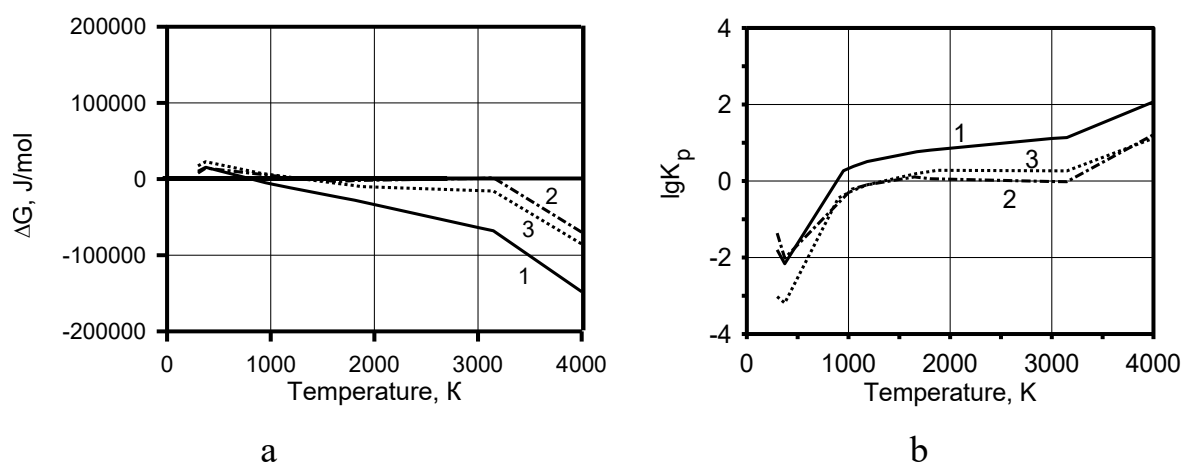


Fig. 1. Change of the Gibbs free energy (a) and equilibrium constants (b) of iron reduction reactions with hydrogen with: 1 –  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 2 –  $\text{FeO}$ , 3 –  $\text{Fe}_3\text{O}_4$

For the reaction that limits the reduction process as a whole (5):



(see Fig. 1, curve 2) the change in free energy is negative, but small, and the equilibrium constant of the reaction ( $K_p = \frac{P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{H}_2}}$ ) has a small value. To accelerate the recovery, the equilibrium should be shifted in the direction of obtaining reaction products.

The iron recovery process can be intensified by transferring hydrogen from molecular to atomic or ionized state. Works on reduction in "low-temperature" hydrogen plasma [4] are known, the results of which showed the effectiveness of using a high-frequency hydrogen capacitive discharge to reduce iron to metal.

The use of plasma using methane or hydrocarbon destruction products as plasma-forming gas [5–7] also gives positive results. However, the process generally depends on the presence of carbon.

There is a possibility of realizing the process of recovery of iron from the oxide melt at temperatures above 1870 K.

As can be seen from fig. 1 reduction of iron from the melt of oxides to FeO occurs quite easily, and the last stage of reduction to Fe proceeds very sluggishly. This may be related to the form of existence of hydrogen as a reducing agent: up to a temperature of ~3000 K, hydrogen exists in molecular form, in the temperature range of 3000–15000 K hydrogen dissociates into atoms to varying degrees depending on the temperature and at a temperature >15000 K it is ionized [8, 9]. However, even in low-temperature plasma hydrogen particles have increased internal energy of vibrational motion and rotational motion [10].

Analysis of studies of deoxidation of iron by argon-hydrogen high-temperature plasma, carried out at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine [11-14] about 50 years ago, showed that hydrogen deoxidation did not develop properly mainly due to the low speed of the process. So far, there are isolated scientific publications that deal with the removal of oxygen or the recovery of iron from an oxide

melt with hydrogen.

Calculations show (Fig. 2) that the high values of free energy and the positive thermal effect of the reaction of the reduction of liquid iron oxide (wustite in composition) with hydrogen indicate that the reaction is best carried out at the lowest possible temperatures.

Deoxidation is essentially a refinement of both dissolved oxygen and non-metallic inclusions. As for dissolved oxygen, the following dependence is given in [14] as the most reliable data for the equilibrium constant of the reaction of hydrogen deoxidation of liquid iron:

$$\lg K_p = \frac{6817}{T} - 3,13.$$

It follows from this that at least up to a temperature of 2178 K, the constant of the deoxidation reaction has a very small value and the process itself proceeds very slowly. The author comes to the conclusion that in order to deoxidize liquid iron, nickel and alloy FeNi50, it is necessary to lower the temperature of the process.

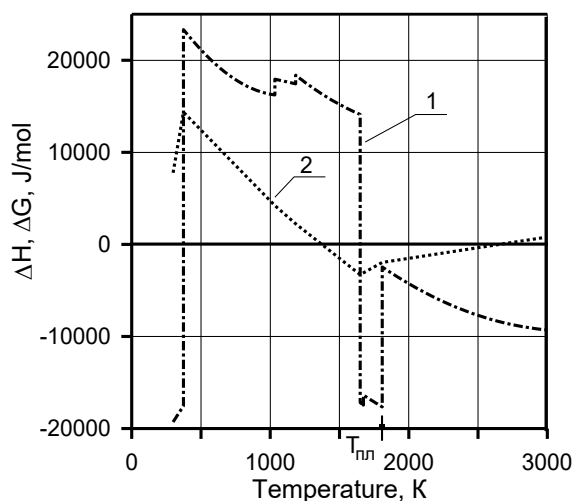


Fig. 2. Enthalpy change (1) and Gibbs free energy change (2) of the reaction  $\text{FeO} + \text{H}_2 = \text{Fe} + \text{H}_2\text{O}$

statistical analysis, and the conclusion about the influence of the method of introducing hydrogen on deoxidation should be considered, if not incorrect, then as one that requires

The same author, after studying the influence of technological parameters of smelting on plasma-hydrogen deoxidation, came to the conclusion that the method of introducing hydrogen directly into the plasma-hydrogen lance or furnace chamber does not affect the deoxidation of iron. This conclusion was made on the basis of only 12 experiments, of which 4 belonged to iron, and 8 – to iron-nickel alloy FeNi50. For this reason, due to the small volume of data, it is impossible to subject the results to

additional verification [14].

The equilibrium content of oxygen in the metal during deoxidation with hydrogen is proportional to the value of the oxidizing potential of the gaseous atmosphere. In our

case, this is the amount of hydrogen mixed with water vapor, i.e.  $\frac{P_{H_2O}}{P_{H_2}}$ . At the same voltage on the arc [14], when introducing hydrogen into the plasma-hydrogen lance, its maximum possible content was 13-15%, and in the furnace chamber – 25-30% at a voltage of 2-60 V.

Experiments [14] on studying the content of oxygen in ingots depending on the temperature (and reaction equilibrium constant) and the oxidation potential of the atmosphere of the plasma-arc furnace showed a decrease in the content of oxygen in iron with an increase in the partial pressure of hydrogen or a decrease in the content of H<sub>2</sub>O vapor (Fig. 3).

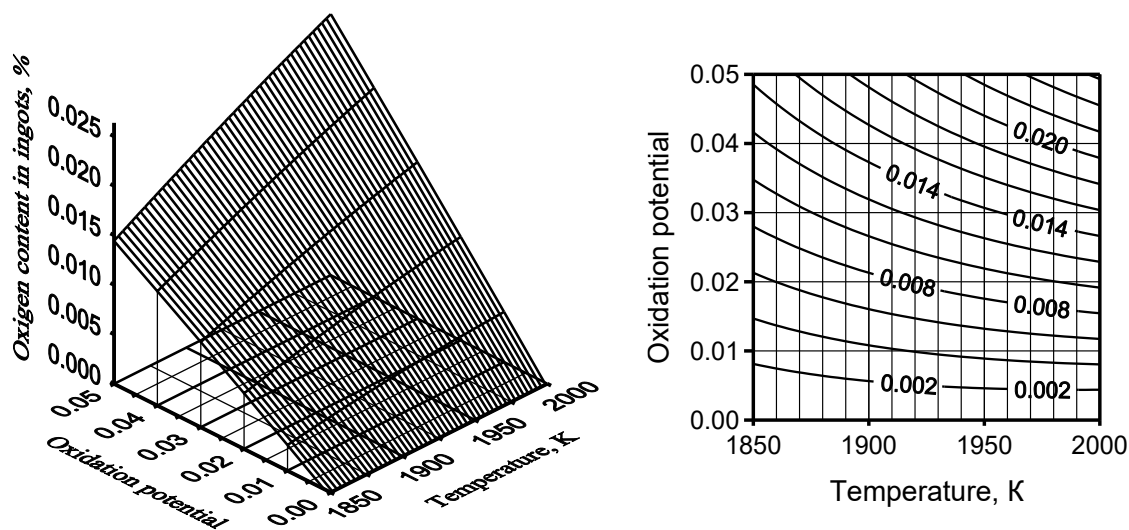


Fig. 3. The effect of oxidation potential and temperature on the oxygen content in iron during hydrogen deoxidation of the melt (constructed according to the results of [14])

Wustite is characterized by a wide area of homogeneity, and the composition of wustite should influence its reduction by hydrogen. The authors of the paper [15]

established that for the recovery of wustite in the temperature range of 900–1600 K, it is necessary that the mole fraction of hydrogen in the gas phase was higher than 0.55, which corresponds to 55% by volume or 12% by mass.

However, with plasma-arc melting, the mass transfer in the melt and the activity of hydrogen, both in the plasma torch and outside its boundaries, increase greatly. And from this point of view, the reducing ability of hydrogen should increase strongly.

Thus, differences in the kinetics and mechanism of the process of reduction of solid and liquid oxides can accelerate reduction reactions. It is possible to intensify the process, increase the degree of recovery and the degree of hydrogen utilization during melting using highly concentrated energy sources that allow hydrogen to be activated. Among the known sources of energy, the ability to use controlled gas environments belongs to plasma.

#### Literature:

1. Байков А. А. Избранные труды / А. А. Байков. – М.: Metallurgizdat, 1961. – с. 327.

2. Qiming Tang. Determining the kinetic rate constants of  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ -to-Fe and FeO-to-Fe reduction by  $\text{H}_2$  / Qiming Tang, Kevin Huang // [Chemical Engineering Journal](#). – 2022. – V. 434 : 134771.

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/357961104>

3. Tiago Bristt Gonoring. Kinetic analysis of the reduction of hematite fines by cold hydrogen plasma / Tiago Bristt Gonoring, Adonias Ribeiro Franco Jr., Estéfano Aparecido Vieira, Ramiro Conceição Nascimento // [Journal of Materials Research and Technology](#). – 2022. – V. 20. – September–October. – P. 2173-2187. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.07.174. Режим доступу:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785422011851?via%3Dihub>

4. Шинкарев А.А. Прямое восстановление железа из оксигидрооксида в высокочастотномводородном емкостном разряде пониженного давления. / А.А Шинкарев (мл), В.Л. Старшинова, С.Г. Гневашев,, И.Ш. Абдуллин // Вестник технологического университета. - 2015. - Т.18. - №13. – С. 122-125.

5. Жиров Д.М. Влияние основности шлакового расплава на процесс плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газами. / Д.М. Жиров // Современная электрометаллургия. – 2013. - №2 (111). – С. 20-22.

6. Кирпичев Д.Е. Электрофизические характеристики метановой плазменной дуги. / Д.Е. Кирпичев, А.А. Николаев, А.В. Николаев, Ю.В.Цветков // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - № 5. - С. 26-32.

7. Николаев А.А. Плазменное жидкофазное восстановление железа метаном / А.А. Николаев, Д.Е. Кирпичев // Технология металлов, 2006. - №4. - С. 2-7.

8. M. NaseriSeftejani. Reaction kinetics of molten iron oxides reduction using hydrogen / M. Naseri Seftejani, J. Schenk // La Metallurgia Italiana. – July 2018.

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/327594827>

9. Masab Naseri Seftejani. Thermodynamic of Liquid Iron Ore Reduction by Hydrogen Thermal Plasma / Masab Naseri Seftejani, Johannes Schenk // Metals. – 2018. –8, 1051; doi:10.3390/met8121051.

Режим доступу: <https://www.researchgate.net/publication/329566574>

10. Лакомский В.И. Плазменно-дуговой переплав / В.И. Лакомский. – Киев: Техника, 1974. – 335 с.

11. Забарило О.С. Поведение кислорода в металле оплавленной заготовки при плазменно-водородном раскислении. / О.С. Забарило, В.А Слышанкова, В.И. Лакомский // Специальная электрометаллургия. – 1968. – Вып.1. – С. 128–134.

12. Забарило О.С. Водородное раскисление при плазменнодуговом переплаве пермалоя 50Н / О.С. Забарило, В.И. Лакомский // Специальная электрометаллургия. – 1968. – Вып. 2. – С. 61–69.

13. Забарило О.С. Поведение углерода при плазменно-дуговом переплаве сплава 50Н и железа армко / О.С. Забарило, В.И. Лакомский // Специальная электрометаллургия. – 1968. – Вып. 4. – С. 78–85.

14. Забарило О.С. Плазменно-водородное раскисление железа, никеля и их сплавов: дис. к.т.н.: 326 – металлургия металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов / ИЭС им. Е.О.Патона. АН УССР. Киев, 1969. 162 с.



15. Демидов А.И. Термодинамика взаимодействия оксидов железа с водородом с учетом изменения состава вюстита при изменении температуры / А.И. Демидов, И.А. Маркелов // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2013. №3 (178). С. 193-198.

**Smirnov O.M, Semenko A.Yu., Skorobagatko Yu.P., Goryuk M.S.**  
*(PTIMA NAS of Ukraine, Kyiv)*  
**STUDYING OF THE MAGNETIC FIELD DISTRIBUTION IN THE  
SUBMERGED ENTRY NOZZLE FOR CONTINUOUS CASTING**  
E-mail: semenko.au@gmail.com

The steel casting process in continuous casting machines (CCM) is accompanied by some mandatory process transfers, with a few critical physical and chemical processes performed. They largely determine the efficiency and stability of the steel casting process in general, as well as billet quality. Meanwhile, the steel jet moving from the ladle through the tundish to a mold is the main factor of dynamic and stable monitoring of the quasi-continuous steel casting process under the conditions of discrete replacement of ladle and tundish, as well as submerged entry nozzles (SEN) and metering nozzles.

In practical continuous casting, ceramic SEN is the functional part, which is highly exposed to wear and tear in the steel pouring and metering process. There are two types of wear and tear: clogging of the SEN cavity and reduction in thickness of the SEN walls, in the lower section, because of chemical interaction between the SEN wall material and aggressive slag formed immediately in the casting process. Here the configuration of the SEN cavity changes, and the jet configuration is transformed, thus causing jet fluctuations, and splashing. In practice, the worn SEN is periodically replaced (for example, each 2-6 hours on an average) with a new one, which is pre-heated to 1000-1100 °C. The procedure for replacing the SEN provides for a mandatory stoppage of steel supply through the metering nozzle to the mold for the period of SEN

replacement (100-150 seconds for bloom and billet CCMs). In general, when a new SEN is put in operation, local turbulence and splashing zones are formed in the lower section, causing instability of the jet flow and slag particle adhesion in the SEN. The replacement of the SEN as a process operation is a critical element in terms of adverse clogging in the SEN cavity and metal losses in transition zones at the time of SEN replacement. As usual, such billet section is subject to rejection (about 500-800 mm). Cyclic fluctuations of the metal level can be also observed in the SEN during the continuous casting, causing the steel flow turbulence and considerable deformation of the jet geometry.

To suppress the SEN clogging phenomena, the article offers to superimpose the downward stream of the electromagnetic field directly inside the SEN (Fig. 1, a).

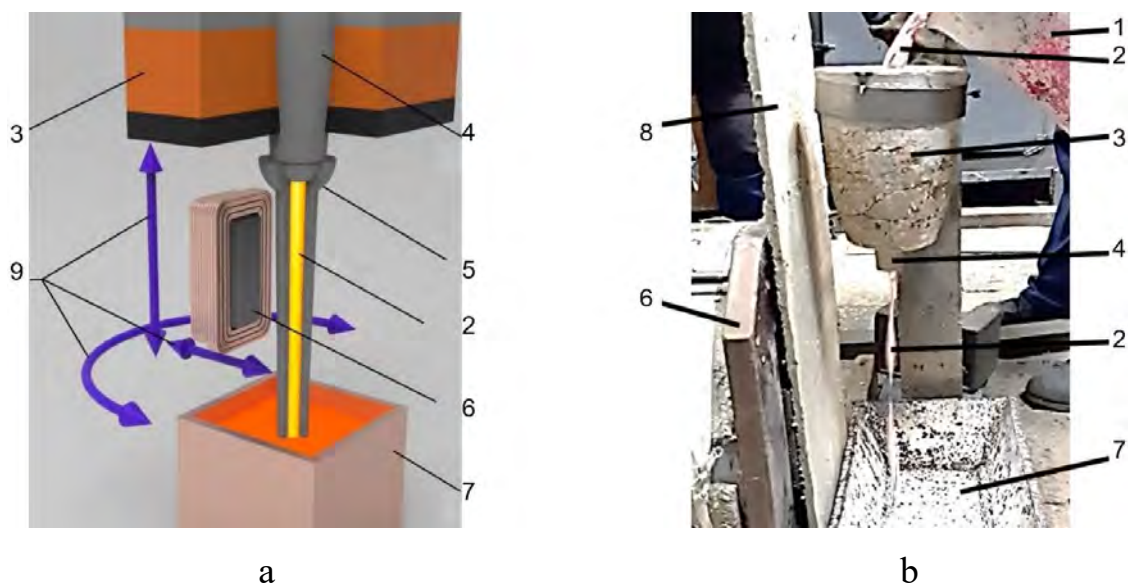


Fig. 1. Layout of the electromagnet (a) and experimental equipment (b) to influence the molten metal jet: 1 – ladle; 2 – molten steel; 3 – tundish; 4 – metering nozzle; 5 – SEN; 6 – electromagnet; 7 – mold; 8 – protective shield of fire-proof cardboard; 9 – possible directions of electromagnet movement

It is proposed to locate the magnet on the outside of the SEN, in the area between the tundish and the mold. In addition, a cyclic rotational and reciprocating (in and out) motion can be transmitted to the electromagnet. If parameters are selected reasonably,

the effect of jet bounce from the inner surface of the SEN can be achieved and a gap between them can be formed. This allows preventing the slag particle and metal droplet deposition on the inner surface of the SEN. The electromagnet position correction is a crucial element of the designed construction, and it ensures the rational casting conditions and jet compactness. The effectiveness of the electromagnetic field impact on the jet has been evaluated using a laboratory-scale unit (Fig. 1, b), where the melt aluminum cast as an open jet was used to visualize the effect.

The free jet flow (Fig. 2, a) was initially deployed during the experiment and then, when the hydrodynamic casting conditions became steady, an electromagnet was added. This resulted in jet deformation (flattening) in the field coverage area (Fig. 2, b). Qualitative assessments were performed for the purpose of effective use of the electromagnetic effect within allowable limits. A total of 28 experiments with variable main influence parameters were conducted. It was established that the jet flowing out of the tundish can change its configuration under the influence of the created electromagnetic field and become oval, with the axis size ratio of 1:2 to 1:5. When the field intensity increases, this ratio will also grow.

There are different options for permanent magnet effect on the molten metal flow in the engineering practice. Their use allows developing an alternative energy-saving method of influencing the metal jet in the SEN. Based on this fact, both the pairs and sets of neodymium magnets (NdFeB) simulating an electromagnetic device were used to numerical study the pattern of magnetic flux line distribution.

The characteristics of the magnetic field generated by a set of permanent magnets were evaluated with the use of the numerical model. The model geometry description used in the calculation is shown in Fig. 3. To analyze the generated set of permanent magnets, the magnetic field intensity and induction were calculated. The calculation results are given in Table 1 and Table 2. The diameter inside the set  $D_{mag}$  was 52 and 54 mm ( $D_{mag1}$ ,  $D_{mag2}$  accordingly).

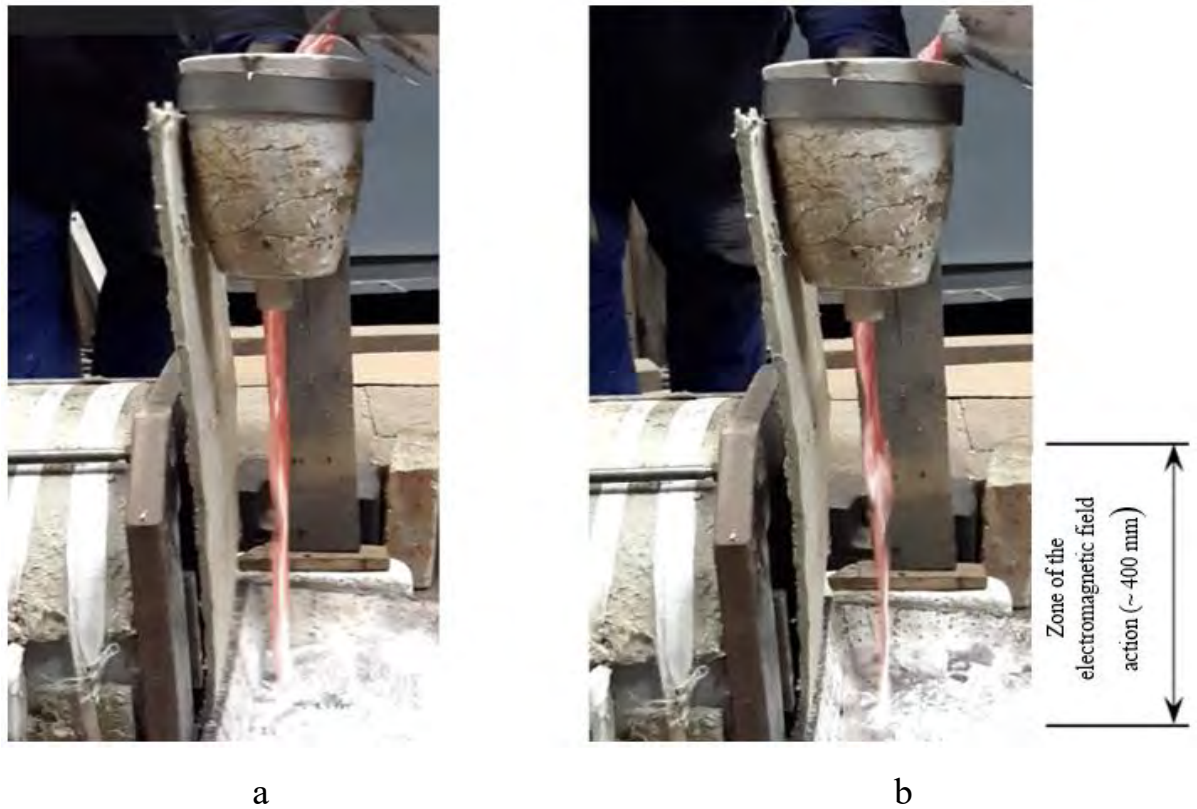


Fig. 2. Free flow of the molten metal jet (a) and its deformation under the influence of the electromagnetic field (b)

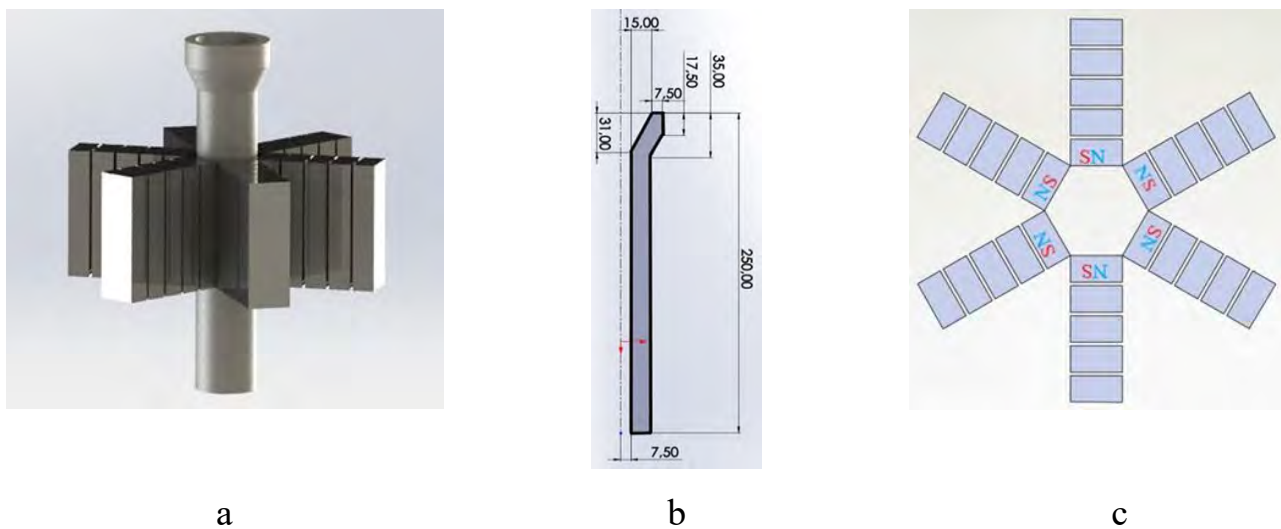


Fig. 3. Model geometry description: 3D view of the calculated area (a); magnetization direction of the rectangular diametrical magnets (b); SEN parameters (c)

Table 1 – Volume distribution of the magnetic field intensity H

$D_{mag}$	Global XY $H_{mag}^*$ , A/m	Global YZ $H_{mag}$ , kA/m
$D_{mag1}$		
$D_{mag2}$		

\* $H_{mag}$  – magnetic field intensity [A/m]

Table 2 – Volume distribution of the magnetic field intensity B

$D_{mag}$	Global XY $B_{mag}^*$ , mTesla	Global model $B_{vector}$ , mTesla	Global model $B_{vector}$ in $D_{mag}$ , mTesla
$D_{mag1}$			
$D_{mag2}$			

$B_{mag}^*$  – magnetic induction intensity [T]

The completed quantitative analysis of the data in Table 1 and Table 2 showed that the magnetic field generated by a set of permanent magnets, as well as the selected air gap of 12 mm are sufficient to influence the metal jet in the SEN. The distribution of the magnetic field induction along the vertical cross-section and of the intensity along the horizontal cross-section of the SEN is uniform.

A general assessment of the electromagnetic field effect on the metal jet was made. The jet transformation (flattening) was observed in the electromagnet coverage area. In general, the laboratory-scale unit simulating the metal flow from the tundish to the mold was used to make a qualitative assessment for efficient use of electromagnetic effect within allowable limits.

A 3D numerical model was created to verify the alternative energy-saving method under which the magnetic field is generated with the sets of permanent magnets. As part of the numerical simulation, the distribution of induction and intensity of the magnetic field across the SEN section, and the hydrodynamic pattern of steel flow inside the SEN were studied. The following conclusions were made:

When a rotating magnetic field generated by a set of permanent magnets is used, the outer layer of the metal jet which is 5% of its diameter can swirl at a rate of 4 m/s at the inlet of the SEN. It follows that such result may have a positive effect on the floating up of non-metallic inclusions in the tundish and thus have a refining effect and improve the molten steel purity.

It was established that the maximum possible bounce of the molten steel jet from the inner wall of the SEN may vary within the following range: 0.7-3.5 mm for the nozzle with an inner diameter of 28 mm (with the appropriate distance between the magnetic device poles to the outer wall of the nozzle, which is 25% (7 mm) and 5% (1.4 mm) of its inner diameter); 0.9-4.5 mm for a nozzle with an inner diameter of 34 mm (with the appropriate distance between the magnetic device poles and the outer wall of the nozzle), which is 25% (9 mm) and 5% (1.8 mm) of its inner diameter).

**Sokolan Iu.S., Sokolan K.S.**  
*(KhNU, Khmelnytskyi)*

**MODELLING OF BEARING WEAR UNDER CONDITIONS OF SHAFT AND BUSHING AXIS MISALIGNMENT**

E-mail: sokolan.julia@gmail.com

Modeling of wear processes is an important step in the design of machinery. Such virtual studies allow us to predict the service life of components and the machine as a whole. Parts have high requirements for manufacturing and assembly accuracy, but within the tolerance fields, errors in relative positioning are still allowed, which in turn can significantly affect the service life of the mechanism.

During machine operation, rotating and moving parts, such as shafts and bushings, are subject to the greatest wear and tear, so analyzing their service life is an important task. These parts are subject to high requirements for manufacturing and assembly accuracy, but within the tolerances of the fields, errors in relative positioning are still allowed, which in turn can significantly affect the service life of the mechanism. Therefore, the task of modeling the wear process of a shaft and a sleeve under conditions of mutual misalignment of the axes (Fig. 1) is relevant, since such sliding pairs exist in almost all machines.

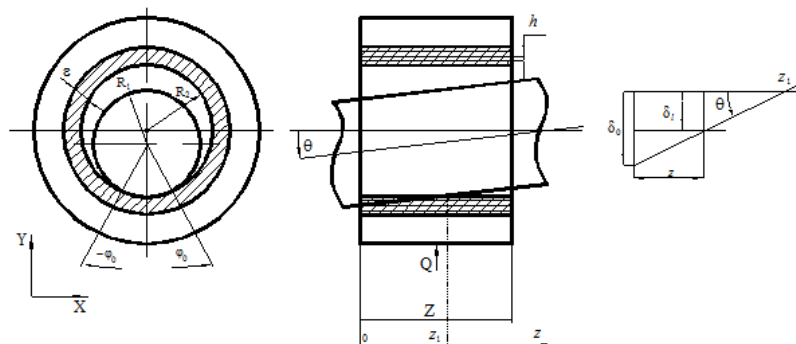


Fig. 1. Schematic diagram

The visualization of repeated cyclic loads in a graphical format is characterized by the reproducibility of large arrays of numerical data reduced to a unified form. If we consider the information presented in the form of multidimensional matrices with

statistical data, the level of perception of such information is much lower than in a visual form.

Creating multidimensional data matrices is a mandatory step in process modeling for further analysis. Static matrices describe processes based on fundamental laws, while dynamic matrices include all iterative processes. When studying physical processes (especially iterative ones), there are cases when the relevant data cannot be fully displayed by a three-dimensional graph separated by a color spectrum, since it is impossible to demonstrate the dynamic process of changing parameters over time using a static image. In such cases, it is advisable to use animated types of data representation, which allow you to visually display the change in the state of the processes depicted on a three-dimensional graph over time.

To solve this problem, a module for calculating the wear of a friction unit was developed. The first step of the module is to initialize and create a graphical model based on the data obtained. The created geometric model is divided into finite elements, after which a contact pair is created and the restrictions on the freedom and magnitude of the friction unit loads are set. After the appropriate calculation, the built geometric model is destroyed and the process is repeated again for the number of iterations specified by the user.

The basic interface of the developed software product is shown in Fig. 2. In order to increase the level of perception of the information depicted in the graph, the module implements the appropriate tools. The toolkit allows you to shift and rotate the graph around the abscissa and ordinate axes, scaling and step-by-step plotting. This step-by-step construction allows you to highlight the moments of transition from normal operating conditions of the unit to critical wear conditions.

As part of the study of the effectiveness of the system for modeling and visualizing wear processes, it was tested on data characterizing various variants of the dynamics of wear and pressure processes as part of solving the problem of wear of radial plain bearings with misalignment of the shaft and sleeve axes.



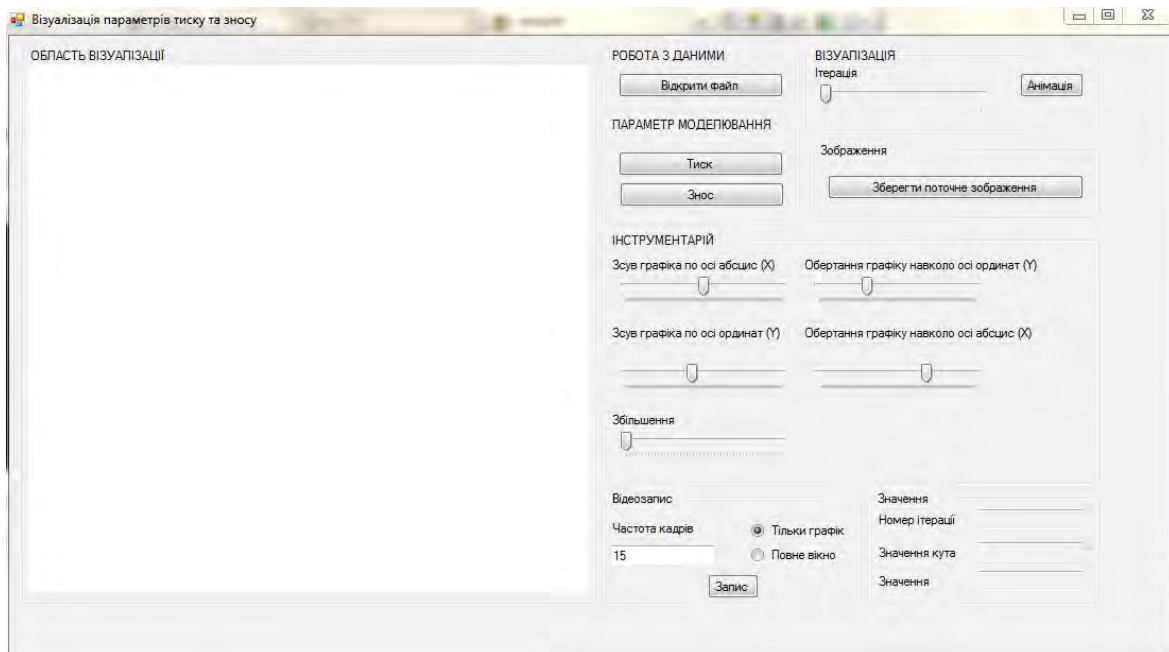


Fig. 2. Basic interface of the program

For example, Fig. 3 shows graphs of pressure versus time under the condition of a rapid initial pressure value (Fig. 3, a), a smoothed pressure versus time when studying the wear process of a shaft and a sleeve under the condition of mutual misalignment of their axes (Fig. 3, b), as well as cases of a sudden increase in pressure in a critical situation in the form of peak dynamics of change in friction pair elements (Fig. 3, c), and a linear dependence of the wear process of friction pair elements depending on the operating time of the mechanism (Fig. 3, d).

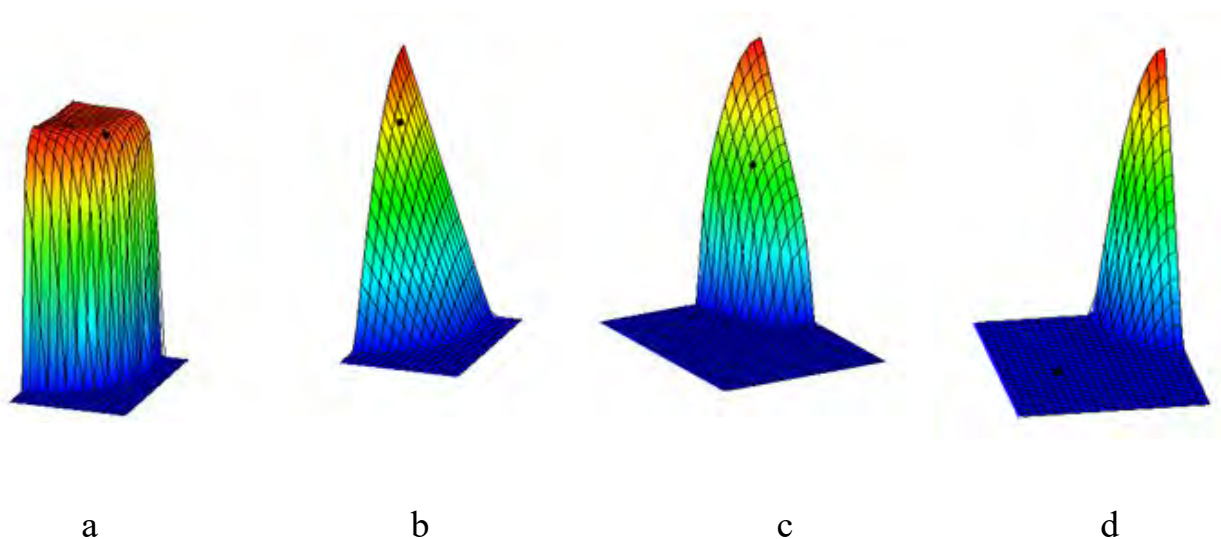


Fig. 3. Examples of building shaft and bushing wear models

For better perception of information and further analysis of critical areas of the node's operating conditions, the module implements scaling along the abscissa and ordinate axes, as well as rotation of the graph relative to its axis. In addition, the program implements the extraction of a specific value from a multidimensional input data matrix. To do this, the user needs to click on the corresponding area of the graph and the corresponding data in numerical format will be displayed in the Iteration number, Angle value and Wear value fields.

If it is necessary to present dynamic information in the absence of the module, it implements the ability to record video files, which has several functions. The program also provides the ability to save the current image in the visualization area.

Conclusion: The developed system allows visualizing various cases of time changes in pressure and wear parameters, wear processes of friction elements, which allows taking into account the mutual influence of wear and changes in operating conditions during operation. In addition, the use of such a system by an expert in the relevant subject area, in which there is a need to process multidimensional matrices, leads to the prompt identification of critical situations in the operation of the mechanism.

With the help of visual display of multidimensional numerical matrices, it is possible to analyze the overall dynamics of the wear and friction process, obtain specific data at a certain period of time of the mechanism operation, use the obtained multimedia files to demonstrate the modeling process in the future, depending on the needs (scientific, educational, analytical, etc.). The scope of the developed module is defined as its use in any field of knowledge in which there are multidimensional data matrices, especially in those areas in which the data change over time or by another parameter.

#### References:

1. Sorokatyi R.V. The method of triboelement. Monograph. – Khmelnytskyi: KHNU, 2009. – 242 c.
2. Iu. Sokolan, V. Mylko, V. Tkachuk, K. Sokolan. Project conception of CAE-system for wear analysis of friction bearings under conditions of shaft and liner axis misalignment // KhNU Bulletin. Technical sciences. - №5 (313). - 2022. - c. 82-89

**Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila**  
*(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)*  
**THE IMPACT OF DIGITALIZATION ON THE DEVELOPMENT OF  
LANGUAGE AND COMMUNICATION SKILLS**

The fast-paced development of digital technology has had a profound impact on various aspects of our daily lives, including the way people communicate. The urgent need for modern digital platforms and tools has contributed to the emergence of new forms of communication and transformed traditional linguistic practices. The impact of digitalization on language is a complex and many-sided phenomenon that requires full awareness and understanding of sociolinguistic perspectives. To be more aware of the topic, it is necessary to understand clearly the meaning of the term “digitalization”.

If by “digitization” we mean the process of digital enablement, the term “digitalization” denotes “the use of digital technologies to change a business model and provide new revenue and value-producing opportunities; it is the process of moving to a digital business” [1]. The term had its roots in the sphere of business but soon it got a wide implementation in different areas, where technology could be applied. Education was not an exception and in contrast, it became a major consumer of it.

Sociolinguistics is the study of language in relation to society, culture, and social contexts. From this perspective, language is not a static and isolated system, but rather a dynamic and constantly evolving aspect of human communication that is shaped by social, cultural, and historical factors. The study of the impact of digitalization on language from a sociolinguistic perspective seeks to understand how digital technology has influenced and changed the way we use language for communication purposes. Thus, it will allow us to investigate the possibility to broaden social and cultural trends using digital tools.

It is imperative to recognize the significance of digitalization for linguistic research but also for language teaching and studying. Language education needs to take into account the impact of digitalization on language, in order to ensure that learners are equipped with the linguistic skills and knowledge needed to thrive in the digital age. Therefore, this thesis aims to explore the impact of digitalization on language from a

sociolinguistic perspective, examining the ways in which digital technology has influenced language use and language change, and highlighting the implications of these changes for language policy and education.

The impact of digitalization on language can be seen in various aspects of language use, such as syntax, vocabulary, and discourse. The use of digital platforms and tools such as Kahoot!, Padlet, Google Classroom, YouTube, Nearpod, Quizizz, Mentimeter, Quizlet, GOOGLE FORMS and CLASSTIME have given rise to new linguistic practices. Moreover, the digitalization of language has also led to changes in traditional linguistic teaching and studying practices. Moreover, the impact of digitalization on language variation and change is evident, as online communication has facilitated the spread of new linguistic features and influenced the evolution of language over time.

The relationship between language usage and digitalization has been the subject of much research in recent years. Scholars from various fields, including linguistics, sociology, communication, and computer science, have investigated the impact of digital technology on language from different perspectives. The results of these studies definitely claim the positive effect of digitalization on the process of language acquisition. These data confirm the necessity to adopt modern digital technology in the educational process very quickly and effectively. The graduates should be equipped with new language skills that allow them to achieve their professional goals in the most productive way.

Blommaert, J. (2017) have examined the impact of digital technology on language policy and planning, as well as the implications of digital technology for linguistic diversity and minority languages [2].

The results of the study carried by Saif Alneyadi, Enas Abulibdeh *et al.* (2023) confirmed the fact that digital environment plays significant positive emphasis on the students' performance in literacy skills, reading, and writing. "It is recommended that students' needs and learning styles be met by shifting towards a digital environment, but gradually and cautiously" [3].

Zaitul Azma Zainon Hamzah, Kamariah Kamarudin *et al.* (2020) in their scientific article described the background of the division of modern generations of people into Generation X and generation Y and mentioned that “digital technology contributes to creating a generation gap when there are differences in language and communication, differences in age and personality, openness, level of education and life experience between Generations X and Y [4].

Geng *et al.* (2019) found out that students who are self-directed and share positive attitudes toward technology-based learning are consequently more motivated in adopting online learning strategies and achieving their learning goals [5].

The results of the research conducted by Bećirović, S., *et al.* (2021) allowed them to conclude that “the participants’ experience with technology-based language learning (TBL) is rather positive and that teachers have an important role in technology-based foreign language learning, indicating insignificant gender and EFL GPA differences but significant grade level differences on the combined dependent variables of teacher’s support”[6].

The exponential advancement of digital technology has transformed language use and changed traditional linguistic practices, giving rise to new linguistic practices. The impact of digitalization on language is complex and multifaceted and requires a sociolinguistic perspective to understand fully. During the last two decades, we can observe significant developments in research on language and digitalization, with a growing focus on social media, language teaching and learning, language change and variation, and the ethical and social implications of digitalization for language use. To ensure learners are equipped with the linguistic skills and knowledge needed to thrive in the digital age, language education and policy must consider the impact of digitalization on language. Further research is necessary to fully comprehend the relationship between language and digitalization.

#### References:

1. Gartner’s IT Glossary, word digitalization. Retrieved from: <https://www.gartner.com/itglossary/?s=digitalization>

2. Blommaert, J. (2017). Society through the lens of language: A new look at social groups and integration. Working Papers in Urban Language and Literacies, 207.
3. Alneyadi, S., Abulibdeh, E., & Wardat, Y. (2023). The Impact of Digital Environment vs. Traditional Method on Literacy Skills; Reading and Writing of Emirati Fourth Graders. Sustainability, 15(4), 3418. MDPI AG. Retrieved from <http://dx.doi.org/10.3390/su15043418>
4. Zaitul Azma Zainon Hamzah, Kamariah Kamarudin, Pabiyah Toklubok@Hajimaming, Nor Azuwan Yaakob. (2020). Digital technology and the impact on communication language and mastery of generation x and y for correspondence language. PalArch's Journal of Archaeology of Egypt / Egyptology, 17(9), 766–780. <https://archives.palarch.nl/index.php/jae/article/view/3546>
5. Geng S, Law K, Niu B (2019) Investigating self-directed learning and technology readiness in a blending learning environment. Int J Educ Technol High Educ. <https://doi.org/10.1186/s41239-019-0147-0>
6. Bećirović, S., Brdarević-Čeljo, A., & Delić, H. (2021). The use of digital technology in foreign language learning. SN Social Sciences, 1(10). <https://doi.org/10.1007/s43545-021-00254-y>

**Аджамський С.В.<sup>1,2</sup>, Кононенко Г.А.<sup>1,3</sup>, Подольський Р.В.<sup>1,3,4</sup>**  
**(<sup>1</sup>ТОВ «Additive Laser Technology of Ukraine»; <sup>2</sup> Інститут транспортних систем і технологій НАН України; <sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України; <sup>4</sup> УДУНТ, м. Дніпро)**

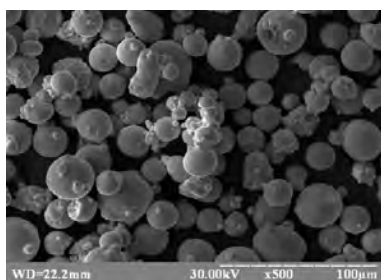
### **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ КОРДОНІВ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЛП**

Застосування сучасної технології СЛП дозволить суттєво скоротити час виготовлення та реалізувати складну геометрію, що вимагає значних ресурсів при виготовленні за традиційними технологіями, а в деяких випадках неможливе (криволінійні внутрішні канали, замкнуті внутрішні порожнечі).

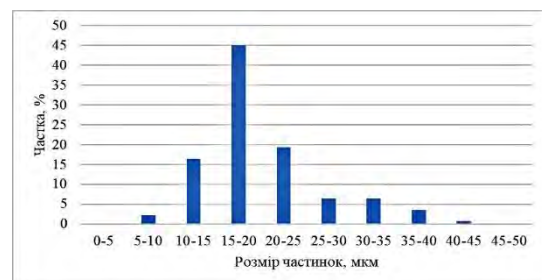
Встановлено раціональні значення основних параметрів виготовлення металовиробів/деталей за технологією селективного лазерного плавлення з

жароміцного сплаву Inconel 718 на установці Alfa-150D виробництва компанії ТОВ «Адитивні Лазерні Технології України». Важливо зауважити, що при виготовленні основного тіла деталі розплав знаходиться в умовах контакту «метал попереднього треку-розплав-порошок». При виготовленні кордону деталі розплав знаходиться в умовах «порошок-розплав-порошок». Оскільки теплопровідність металу і порошку різна, то для виготовлення кордонів деталі необхідно встановити раціональні режими відповідно до умов його існування. Дана робота спрямована на визначенні раціональних параметрів побудови кордонів з різними комбінаціями та чергування друку in2out (основне тіло-кордон) та out2in (кордон - основне тіло) із товщиною шару 30 мкм. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, був металевий порошок з розміром частинок від 10 до 45 мкм.

Вихідний матеріал був досліджений за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1, б наведено результати аналізу.



а



б

Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу Inconel 718 при збільшенні 500 крат (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

Було виготовлено 2 партії дослідних зразків з геометричними параметрами 10x5x5 мм з жароміцного сплаву Inconel 718 при товщині шару 30 мкм та щільністю енергії лазера при виготовленні основного тіла 36...38 Дж/мм<sup>3</sup>. Параметри друку границь мали постійну відстань між треками основного тіла 0,05 мм, потужність 100 Вт та відрізнялись за швидкістю сканування (зразки 1-6 (А- in2out, С-out2in) швидкість сканування 2600...1750 мм/с відповідно).

Порівняльні дослідження дозволили встановити вплив режимів побудови кордонів на зовнішній вигляд зразків, результати цього дослідження представлені на рис. 2.

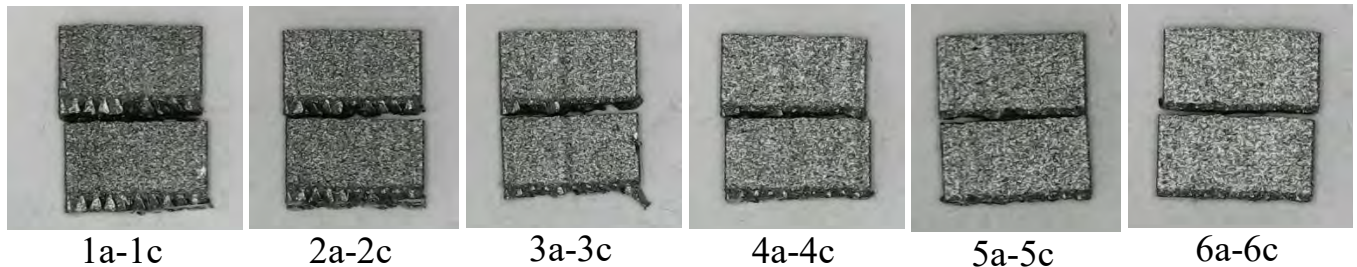


Рис. 2. Грань зразків у координатах А і С з визначенням кривизни кордонів

Встановлено, що всі зразки в координатах А1-6 при зіставленні із зразками С1-6 не мають видимих відхилень, а також були розглянуті області кордонів (вид зверху) для визначення умовної товщини та рівномірності друку. Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що границі зразків у координатах А і С, надрукованих у діапазоні внутрішньої енергії  $\approx 27-33$  Дж/мм<sup>3</sup>, мають тонку неvistупаючу границю, та не мають відхилень по геометрії. З результатів досліджень рекомендовано для друку кордонів такі параметри: потужність 100 Вт, швидкість сканування 1750 мм/с, відстань між треками основного тіла 0,05 мм.

**Афтанділянц Є.Г.**  
**(НУБіП, м. Київ)**  
**ДИСТАНЦІЙНЕ ВИКЛАДАННЯ ДИСЦИПЛІНИ**  
**«ТЕХНОЛОГІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ»**  
**АНГЛІЙСЬКОЮ МОВОЮ**  
E-mail: [aftyev@yahoo.com](mailto:aftyev@yahoo.com)

Курс «Технологія конструкційних матеріалів» складається з лекцій, лабораторних і самостійних робіт. Цей курс достатньо добре забезпечений підручниками, посібниками, практикумами та методичними вказівками для очного навчання українською мовою. Однак у зв'язку з поширенням дистанційного навчання англійською мовою актуальним є розробка методики



викладання дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів», орієнтованої на дистанційне викладання матеріалу та перевірку знання студентів.

Існують комп'ютерні програми, наприклад, на базі платформ дистанційного навчання «WebCT», «BlackBoard», «Прометей», «Moodle 3 (Elearn)» та інші, що дають можливість дистанційного вивчення лекцій, лабораторних і самостійних робіт українською мовою. Розміщення на платформах дистанційного навчання лекцій, лабораторних і самостійних робіт на англійській мові недостатньо для засвоєння матеріалу при дистанційному викладанні дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів» англійською мовою.

Відсутність методики дистанційного викладання дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів» англійською мовою викликає проблеми при вивченні цієї дисципліни. Ця стаття має сприяти вирішенню цієї проблеми.

На кафедрі «Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство» (ТКМіМ) факультету конструювання та дизайну (КД) Національного університету біоресурсів і природокористування (НУБіП) України дисципліна «Технологія конструкційних матеріалів» викладається англійською мовою з 2015 року.

Досвід показав, що найбільш оптимальним варіантом викладання дисциплін є розподіл навчальної роботи на декілька частин. Наприклад, на кафедрі ТКМіМ факультету КД НУБіП навчальна робота поділена на наступні частини:

1. Ведення конспекту лекцій та лабораторних робіт на англійській мові та їх переклад. Максимальна кількість балів - 30;
2. Виконання завдань українською мовою на платформі дистанційного навчання «Moodle 3 (Elearn)». Максимальна кількість балів - 20;
3. Проведення модульних контрольних робіт у вигляді презентацій англійською мовою за темами що надає викладач. Максимальна кількість балів – 20.

Відповідно до розкладу викладач проводить конференцію в «Zoom» де доповідає лекцію або проводить лабораторну роботу на англійській мові. Для кращого засвоєння матеріалу студенти заздалегідь відпрацьовують відповідний матеріал в «Elearn» українською мовою та знайомляться з українською та англійською термінологію по навчальним посібникам «Технологія

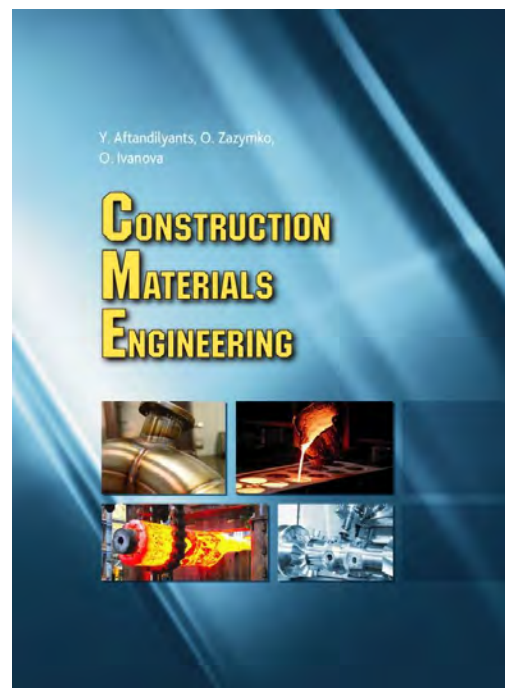
конструкційних матеріалів» [1] і «Construction materials engineering» [2], обкладинка яких наведена на рис. 1. Студенти повинні надіслати викладачу конспект з перекладом до початку наступного заняття.

Досвід викладання дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів» англійською мовою показав, що найбільш оптимальним варіантом перевірки знань студентів є проведення модульних контрольних робіт у вигляді презентацій англійською мовою за темами що надає викладач. Студенти самостійно підготовляють презентації, доповідають та обговорюють їх на заняттях англійською мовою.

Наприклад, на кафедрі ТКМіМ факультету КД НУБіП 22 листопада 2022 року на платформі “Zoom” в режимі «on-line» були проведені підсумкова (перед екзаменаційна) модульна контрольна - презентація по дисципліні «Технологія конструкційних матеріалів» англійською мовою в групах Гмаш 2001 і Гмаш 2002.



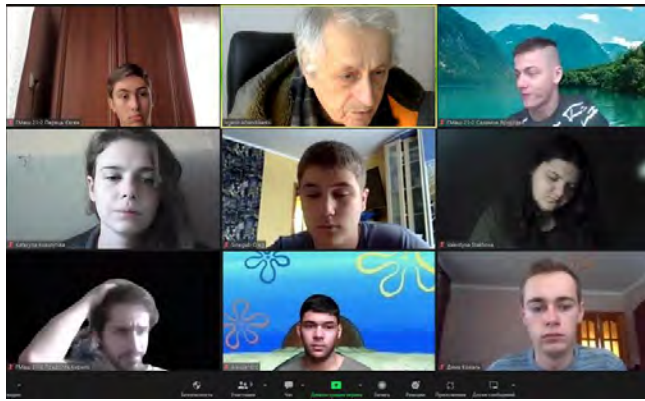
а



б

Рис. 1. Навчальні посібники «Технологія конструкційних матеріалів» на українській (а) та англійській (б) мовах

Зображення екрану та приклади презентацій англійською мовою наведені на рис. 2.



а

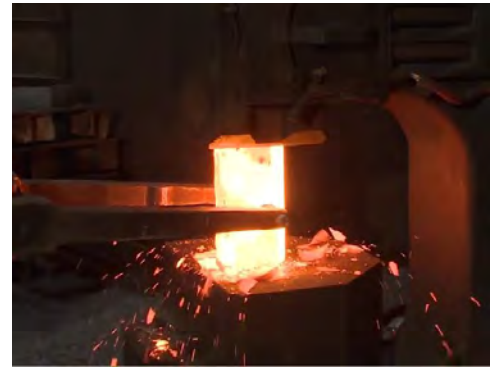


б

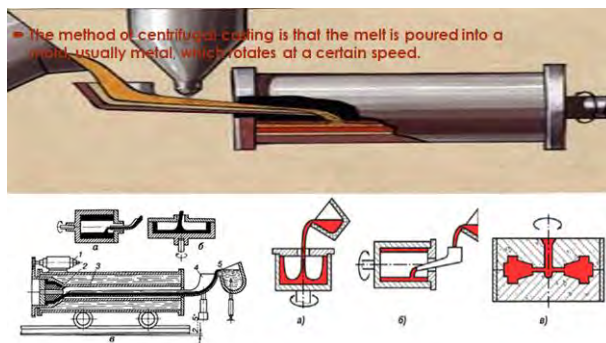
## CASTING PRODUCTION BY THE LIQUID FORGING



в



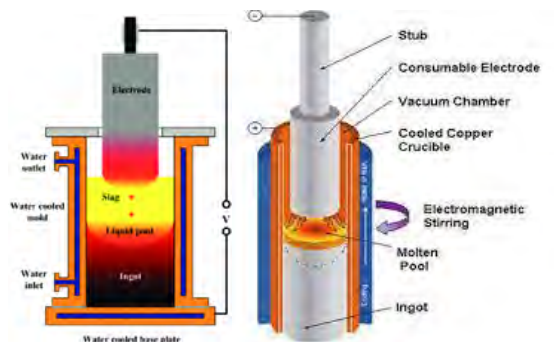
г



д



е



є



ж

Рис. 2. Зображення екрану (а) та приклади презентацій англійською мовою (б-ж): б – Factors' influence on alloy plasticity; в – Casting production by the liquid forging; г – Hammer forging; д – Pipe centrifugal casting; е – Turning pouring ladle; є – Titanium melting; ж – Locking pouring ladle

Аналіз презентацій показав, що студенти засвоїли наданий їм матеріал, можуть самостійно його систематизувати, готувати цікаві презентації англійською мовою на сучасному рівні, задавати питання один одному та давати відповіді на англійській мові. Необхідно зазначити, що підготовка та доповідь студентами презентацій англійською мовою більш корисна при вивченні технічних дисциплін, що викладаються англійською мовою, ніж традиційні контрольні роботи.

Розроблена методика дистанційного викладання дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів» англійською мовою проваджена в навчальний процес і дає можливість ефективно підвищувати рівень володіння студентами англійською мовою в галузі технології конструкційних матеріалів.

#### Література:

1. Афтанділянц Е. Г., Зазимко О.В., Лопатько К. Г., Іванова О. В. Технологія конструкційних матеріалів: Навчальний посібник в 2-х книгах. Книга 1. К.: НУБіП, 2016.- с. 511
2. Aftandilyants Y., Zazymko O., Ivanova O., Lopat'ko K. Construction materials engineering. Tutoria 1 – Kyiv: NULES of Ukraine. – 2017. – p. 523

**Афтанділянц Є. Г.**  
*(НУБіП, м. Київ)*

### **ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТИХ НОРМАЛІЗОВАНИХ СТАЛЕЙ**

E-mail: [aftyev@yahoo.com](mailto:aftyev@yahoo.com)

Приймаючи, що розмір зерна ферито-перлітної структури ( $D_{fp}$ ) залежить від дисперсності аустенітної структури ( $D_{aust}$ ) та термодинамічних параметрів  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{перліт}$  перетворення визначили кількісні закономірності цього впливу.

Множинний кореляційний аналіз показав, що розглянуті фактори впливають на розмір зерна ферито-перлітної структури наступним чином.

$$\begin{aligned} D_{fp} &= 1,27 \cdot D_{\text{aust}} - 20,3 - 0,654 \cdot t_{\text{ar1}} + 0,661 \cdot t_{\text{ar3}} - 5,75 \cdot \tau_r, \\ R &= 0.901; \delta = 16.9\%; F_c = 21.7 > F_m^{0,05} = 2.9, \end{aligned} \quad (1)$$

де  $t_{\text{ar3}}$ ,  $t_{\text{ar1}}$  і  $\tau$  – початкова та кінцева температура та тривалість дифузійного розпаду аустеніту відповідно.

Аналіз формули (1) показує, що зі збільшенням вмісту в сталі вуглецю, марганцю, хрому, ванадію та азоту, а також спільно азоту та ванадію відбувається диспергування, а кремнію – укрупнення ферито-перлітної структури.

Спільне легування сталі азотом і ванадієм призводить практично до адитивного впливу і є найбільш істотним у розглянутих системах легування. При цьому максимальна диспергуюча дія спостерігається при розчиненні в аустеніті близько 50% азоту та ванадію і такого ж вмісту у вигляді нітридів ванадію.

Приклади впливу елементів на дисперсність ферито-перлітної структури показано на рис. 1, 2.



а

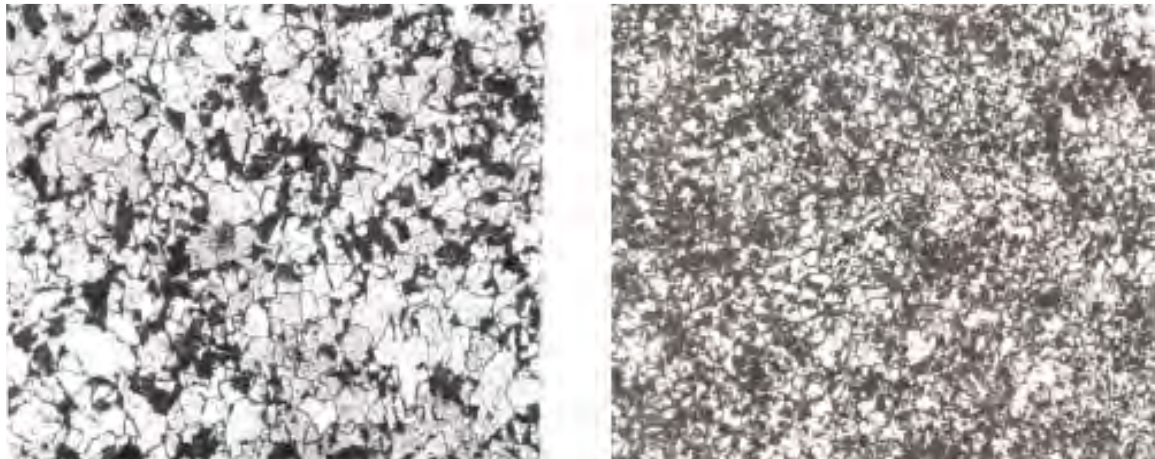


б



в

Рис. 1. Ферито-перлітна структура сталей 20ХГСЛ (а), 40ХГСЛ (б) 20ХГСЗЛ (в) після аустенізації при 900 °С. Швидкість охолодження 40 °С/хв. Збільшення-300



а

б

Рис. 2. Ферито-перлітна структура сталей 20ХГСЛ (а) та 20ХГСАФЛ (б) після аустенізації при 900 °С. Швидкість охолодження 40 °С/хв. Збільшення-100

Встановлена закономірність показує, що вплив елементів на розмір зерна ферито-перлітної структури пов'язаний не лише з їх вмістом у сталі, але й з температурою аустенітizing нагрівання. Так якщо після нагрівання до 900 °С за питомою ефективністю подрібнення структури елементи можна розташувати в наступній послідовності: Mn, Cr, C, V, N то після нагрівання до 1050 °С – Cr, Mn, C, V, N.

**Афтанділянц Є. Г.**

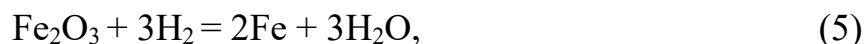
*(НУБіП, м. Київ)*

**ВІДНОВЛЕННЯ ОКАЛИНИ НА ВИЛИВКАХ  
ПРИ ТЕРМІЧНОМУ ОБРОБЛЕННІ ЛИТВА**

E-mail: [aftyev@yahoo.com](mailto:aftyev@yahoo.com)

Відновлення окалини на виливках при термічній обробки литва відбувається, в основному, у відновлюючої атмосфері в середовищі вуглецю (C), водню (H<sub>2</sub>) або монооксиду вуглецю (CO) за наступними реакціями:





Однак застосування атмосфери з водню ( $\text{H}_2$ ) або монооксиду вуглецю ( $\text{CO}$ ) для відновлення окалини недоцільно, тому що в результаті відновлення утворюються такі продукти реакцій, як окислювачі  $\text{H}_2\text{O}$  і  $\text{CO}_2$ , які істотно сповільнюють швидкість відновлення. Тому як відновлючу атмосферу доцільно використовувати метан ( $\text{CH}_4$ ), який без доступу повітря при високих температурах розкладається за наступною реакцією:



Відновлення окалини відбувається за реакціями (1-9), а шкідливі продукти реакцій (4-9), що окислюють,  $\text{H}_2\text{O}$  і  $\text{CO}_2$  перетворюються в корисні відновлювачі  $\text{H}_2$  і  $\text{CO}$ , при надлишку метану, за наступними реакціями:



Аналогічні реакції можливі при застосуванні етану, пропану, бутану й інших високомолекулярних вуглеводнів. Однак ці гази є досить дефіцитними. Застосування метану є переважним тому, що він є основою природного газу.

Нагрівання виробів з окалиною необхідно проводити у відновлюючої атмосфері для того щоб уже на перших стадіях нагрівання уникнути додаткового окислювання поверхні та не збільшити кількість окалини на поверхні сталевого виробу.

Витримка при досягненні заданої температури нагрівання повинна бути не менше часу необхідного для прогріву всього сталевго виробу, завершення процесу формування аустеніту і його гомогенізації, а також достатньою для відновлення усього шаруючи окалини, що є на поверхні сталевго виробу.

Це досягається тим, що для сталевих виробів з окалиною складаються рівняння регресії залежності тривалості нагрівання та витримки при певній температурі від виду та мінімального розміру максимального перетину виробу, а також швидкості відновлення окалини від її товщини. Перед термічної обробкою визначається мінімальний розмір максимального перетину виробу та максимальна товщина окалини, значення яких включають у заздалегідь складені рівняння регресії, за якими визначають розрахунковий час, потрібний для нагріву і витримки виробу та відновлення окалини.

Тривалість витримки повинна бути не менше максимального розрахункового часу, необхідного для прогрівання виробу або відновлення окалини.

Охолодження повинно бути в нейтральній атмосфері, тому що охолодження на повітрі або у воді приведе до повторного окислювання відновленої поверхні сталевго виробу і погіршенню його декоративного виду, а охолодження у відновній атмосфері приведе до її перевитрати й осадження сажі на виробі при низьких температурах.

**Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А.**  
*(Інститут чорної металургії НАН України, м. Дніпро)*  
**МІКРОЛЕГУВАННЯ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК**

Безпека руху залізничного транспорту залежить від якості залізничного полотна, умов експлуатації залізничних рейок. В даний час стан залізниць України, їх перспектива входження в міжнародну систему транспортних коридорів вимагає розвитку і модернізації залізничної колії. Одним із найважливіших елементів залізничної колії є залізничні рейки. Для забезпечення ефективності



експлуатації залізничних рейок необхідне підвищення їх якості, надійності та експлуатаційної стійкості, які визначають безперебійну і безаварійну роботу залізничного транспорту. Для забезпечення високої експлуатаційної стійкості та надійності рейок необхідна відповідність прогресивним вимогам, що регламентує світова та сучасна нормативна документація для цих виробів.

Досягнення високої точності за геометричними розмірами, раціонального комплексу механічних і експлуатаційних властивостей залізничних рейок в сучасних умовах неможливе без застосування науково-обґрунтованих режимів виплавки сталі, прокатки та термічної обробки. У свою чергу це вимагає чіткого розуміння закономірностей течії металу в осередках деформації при формозміні заготовки в клітках стана, фазових і структурних перетворень, що протікають в сталі при прокатці та термічній обробці, а також факторів, що впливають на стійкість переохолодженого аустеніту, що зумовлює досягнення високого комплексу механічних, технологічних і експлуатаційних властивостей.

Наразі є необхідність розроблення нової технології на основі обґрунтованого вибору хімічного складу сталі та режимів деформаційної і термічної обробки для створення певного структурного стану, що дозволить виготовляти залізничні рейки, які відповідають вимогам сучасної нормативної документації та оцінка можливості реалізації нової технології в умовах вітчизняного виробництва.

На сьогоднішній день, як стверджують [1], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і змінання підвищенням міцності рейкової сталі. Це завдання вирішується, на їхню думку, шляхом виробництва рейок з заевтектоїдних сталей і сталей бейнітного класу. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової сталі встановлено, що оптимальне поєднання ванадію і азоту, що становить відповідно 0,08-0,10% і 0,013-0,017%, забезпечує підвищення опору рейок крихкому руйнуванню за рахунок утворення дисперсних частинок нітридів алюмінію та карбонітридів ванадію, що призводять до подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок зі сталі з

заевтектійним вмістом вуглецю, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості [2-3].

В різних галузях промисловості (машинобудуванні, будівництві, виробництві труб і ін.) знайшли широке застосування сталі, мікролеговані бором, оскільки навіть при малому вмісті він чинить істотний вплив на властивості сталі. Однією з основних якостей бору є його здатність різко підвищувати прогартовуваність сталі [4].

Література:

1. Годик Л.А. (2000). *Производство рельсов из электростали* // *Электрометаллургия*, 200 (7), 47.
2. Могильный В.В. (1997). *Качество железнодорожных рельсов из непрерывной стали, выплавленной в электропечи* // *Сталь*, 8, 53-55.
3. Козырев Н.А., Яковлев П.Ю., Козырева О.А. (1999). *Прогнозирование твердости и механических свойств рельсовой стали Э76Ф* // *Изв. Вузов: Черная Metallургия*, 8, 37-39.
4. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. *Борсодержащие стали и сплавы: монография*. Москва: Metallургия, 1986. 192 с.

**Бажміна Е.А.**

*(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*

**КУЛЬТУРНО-ПРОФЕСІЙНИЙ АСПЕКТ ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦЯ  
МАШИНОБУДІВНОЇ ГАЛУЗІ В ЗАКЛАДІ ВИЩОЇ ОСВІТИ**

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

Машинобудування є основою економіки країни, найважливішою комплексною галуззю промисловості. Ця галузь здебільшого розвинута в Україні й має значний інноваційний потенціал нарощування виробництва, створення нових напрямів промисловості та конкурентоздатності машинобудівної продукції на світовому ринку.

На сьогодні у світі є величезний попит на продукцію машинобудівної галузі. Однією з умов ефективної діяльності та зростання машинобудування є підготовка висококваліфікованих фахівців технічних спеціальностей, які відповідають вимогам сучасності на рівні професійних навичок (hardskills) й особистісних якостей (softskills).

Зазначимо, що за даними TheWorldEconomicForum, існує три групи найважливіших здібностей softskills, котрі необхідно формувати у майбутнього фахівця для його продуктивної участі як в освітньому процесі, так і в соціумі [1], а саме:

1) фундаментальні знання (грамотність) – уміння читати, писати й рахувати; грамотність наукова, ІКТ, фінансова, культурна і громадянська;

2) уміння (навички) – критичне мислення, розв’язання проблем, креативність, комунікативність, співробітництво;

3) персональні (особистісні) якості – інтелектуальність, ініціативність, цікавість, цілеспрямованість, наполегливість, адаптивність, лідерство, відповідальність, соціальна та культурна обізнаність.

Треба зауважити, що softskills взаємопов’язані з hardskills, оволодіння ними надає фахівцю можливість підвищити власну конкурентоспроможність на ринку праці.

У процесі навчальної діяльності в здобувача вищої освіти формується культура самостійної роботи, що в майбутньому сприяє ефективному виконанню ним виробничих завдань та підвищенню фахового рівня. Важливим є те, що навички сформованої культури самостійної роботи особистості сприяють розширенню кола професійних умінь завдяки ознайомленню з новаціями в науці та досвідом передових фахівців; опрацюванню новітніх технологій; умінню обробляти інформацію та реалізовувати її в особистій та колективній професійних працях.

Так, коло професійних завдань майбутнього фахівця машинобудівного підприємства охоплює процес виробництва продукції, що має декілька етапів: розроблення загального виду конструкції; деталізація конструкції на вузли та

деталі; розроблення допусків, посадок, механічної та термічної обробки; виготовлення деталей за готовими креслениками; технічного контролю деталей; зборки всієї конструкції; остаточного контролю готової продукції; зберігання продукції на складі та транспортування замовнику. Весь зазначений процес регламентується технічною документацією.

Відповідно до зазначеного процесу виокремлюють такі складники загальної культури виробництва, як:

- культура технічної документації (використання цифрових засобів замість аналогових);
- кваліфікаційна культура (розробка нормативних актів для оцінювання ступеня адаптації спеціаліста згідно зі складністю завдань);
- культура транспортування виробів (чіткість використання засобів переміщення товарів і матеріалів відповідно до їх фізичних характеристик);
- культура зберігання (калькуляція-розподіл за функціями, якістю, габаритами, термінами використання);
- вагова культура виробів (виготовлення продукції легшої та менш металомісткої).

З огляду на наведений процес виробництва продукції, що входить до кола професійних завдань майбутніх фахівців машинобудівної галузі та виокремлені складники культури виробництва, під культурою машинобудування будемо розуміти в широкому значенні – частину матеріальної праці, а у вузькому – рівень досвіду, необхідний для виготовлення машинобудівної продукції з обов'язковим дотриманням норм, правил і цінностей виробництва та спадковості попередніх досягнень людства.

Культурно-професійний напрям підготовки фахівця машинобудівної галузі в закладі вищої освіти з позиції «студент-фахівець» і «виробництво-фахівець» представлено на рис. 1.

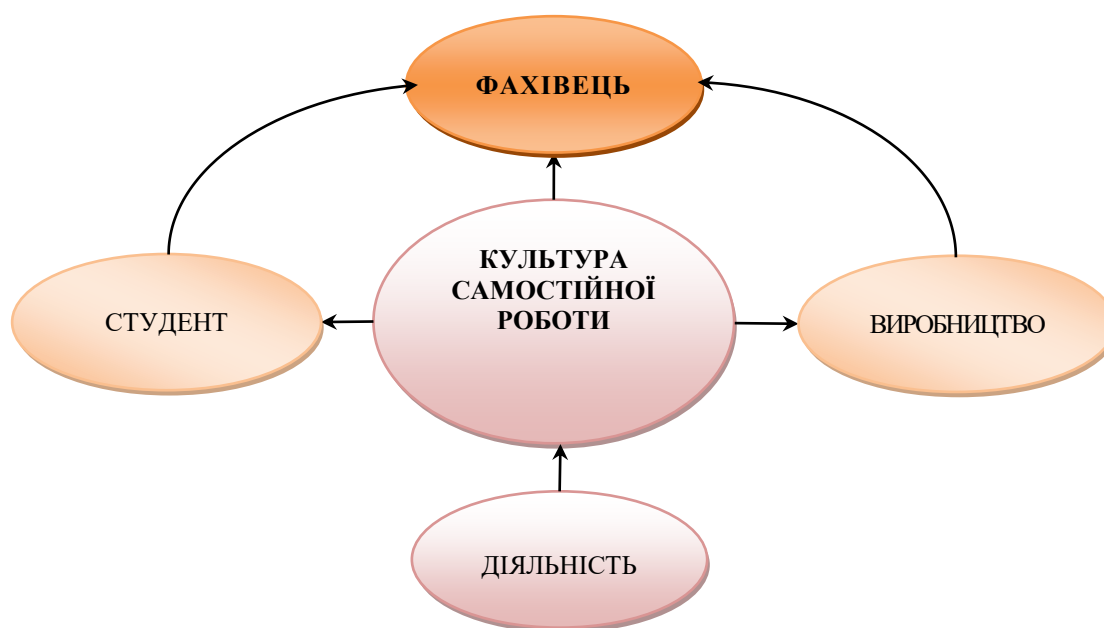


Рис. 1. Культурно-професійний аспект підготовки фахівця машинобудівної галузі «студент-фахівець» і «виробництво-фахівець»

Отже, перехід студента в статус фахівця з певними фаховими й особистісними вміннями та навичками, здобутими завдяки самостійній діяльності, дасть йому змогу бути підготовленим до праці на виробництві, що передбачає наявність певного рівня культури самостійної роботи спеціаліста.

Література:

1. Якості та навички, необхідні студентам XXI століття. Сайт TheWorldEconomicForum URL: <https://www.weforum.org/topics/education/>

**Бельмас І.В., Танцура Г.І., Білоус О.І., Швачка А.В.**  
*(Дніпровський державний технічний університет, м. Дніпро)*  
**АНАЛІЗ МЕТОДУ СТРУКТУРНОГО МОНІТОРИНГУ ТРОСІВ ВАНТОВОГО  
КАНАТА**

E-mail: science@dstu.dp.ua

Відомі методи неруйнівного контролю напруженого стану не можуть у ряді випадків досить повно бути використані, або їх використання важке та економічно не доцільно чи неефективно. Удосконалення конструктивного

виконання вантових систем в мостобудуванні відбувалося планомірно з розвитком нових технологій і потреб світового співтовариства в перекритті прольотів великої довжини.

У світовій практиці використовуються плоскі канати, в яких тягові елементи запресовані в поліуретанову оболонку [1]. Поліуретанова оболонка, як і гума, має високі параметри електричного опору.

Одним з достатньо надійним та технологічно простим методом в отриманні передачі та обробки є електричний сигнал. Властивості гумотросового каната дозволяють застосувати метод контролю стану каната по зміні його електропровідності. Такий метод може діяти автоматично та практично безперервно.

Обґрунтування методу контролю поривів тросів гумотросових канатів та стрічок, на основі зміни електричного опору тросів, розглядалося в ряді робіт [2]. В роботах досліджувалася залежність електричного опору гумотросової стрічки з ушкодженими тросами. Показано, що контроль стану тросів можливий на канатах до деякої їх довжини. Але яким чином потрібно прикладати опір не вказано. У роботі [3] зазначено розрахунки для різних схем прикладання. Представлені результати для випадку зняття сигналу з одного кінця не ушкодженого та результати для ушкодженого троса.

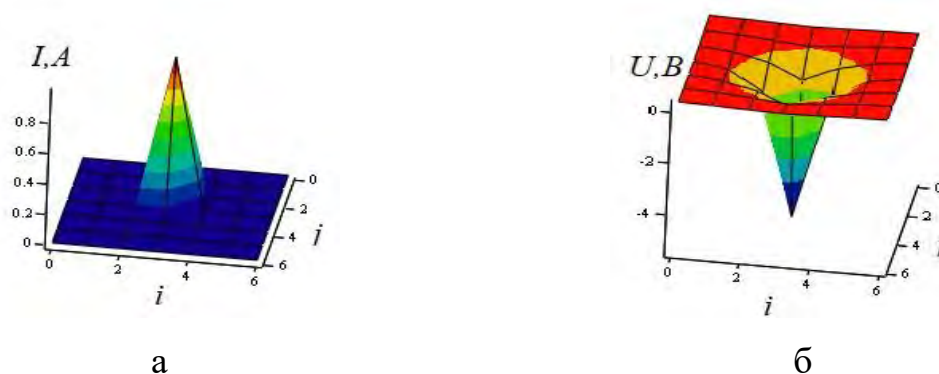


Рис. 1. Для випадку електричного з'єднання з одним кінцем не ушкодженого троса в перерізі  $x = 0$ : а – розподіл струму; б – розподіл потенціалів

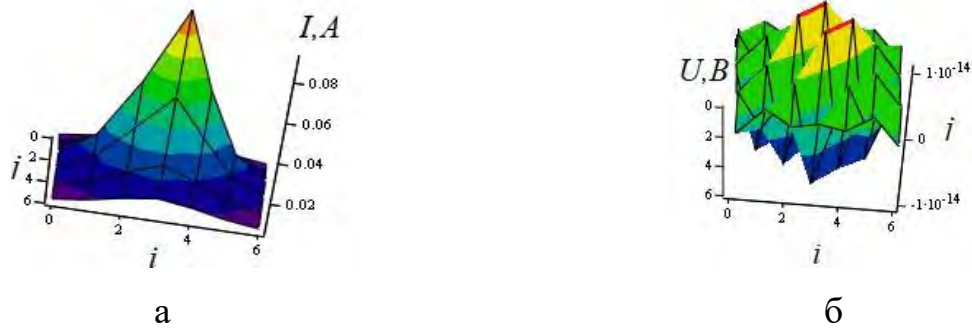


Рис. 2. Розподіл для випадку з'єднання з одним кінцем ушкодженого троса в перерізі  $x = L$ : а – розподіл струму; б – розподіл потенціалів

З урахуванням отриманих графіків можна стверджувати, що система працює на виявлення пориву в різних рядах тросів та номерів тросів. Тобто система враховує зміни та демонструє це шляхом дисперсності розподілу, що зображена на графіках рис. 1, рис. 2.

#### Література:

1. Elevator Products [Електронний ресурс] / Otis Elevator Company. Режим доступу: <http://www.otis.com/site/us/Pages/Gen2ProductPage.aspx?menuID=2>
2. Бельмас І.В., Білоус О.І., Нельга А.Т., Бельмас О.Л. (2008) Контроль тросів гумотросового канату. Наукові дослідження – теорія та експеримент: Матеріали четвертої міжн. наук.-практ. конф. Полтава, 8-12с. / Бельмас І.В., Контроль прочності РТК. Наука - производству, Киев:Вища шк.1991,с.342-345.
3. Belmas I.V., Bilous, O., Tantsura H., Shvachka A Development of a System for Continuous Automatic Monitoring of the Cable Rope Condition. Strength of Materials,, V. 54, №5, 825-840. (2022).

**Берчук Д.М., Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Овсянников В.О.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ВПЛИВ ГРАФІТИЗУВАЛЬНОГО МОДИФІКУВАННЯ НА  
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ  
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Вироби з високоміцного чавуну з кулястим графітом у різних галузях сучасного машинобудування набувають все більшого поширення. Частка високоміцного чавуну в загальному випуску чавунного литва в технологічно розвинених країнах досягає 60-80%. В машинобудуванні України цей показник у 15-20 разів менший. Процеси модифікування можуть бути ковшовими та позаковшовими. Найбільш ефективно пізнє модифікування, яке передбачає введення модифікатора в потік розплаву в процесі заливання або всередині порожнини ливарної форми. Методи ковшового модифікування значно поступаються внутрішньоформовому модифікуванню за технологічними, екологічними та економічними показниками. Найбільшою мірою можливості високоміцного чавуну, як конструкційного матеріалу, реалізуються в тонкостінних виливках. Однак, отримання тонкостінних виливків з високоміцного чавуну технологічно ускладнено, тому що в результаті сфероїдизувального модифікування магнієвими лігатурами при кристалізації в умовах інтенсивного тепловідведення може утворитися структурно-вільний цементит.

Одержати тонкостінні виливки без відбілу дозволяє висока графітизувальна здатність внутрішньоформового модифікування, що максимально наближене за часом до початку процесу кристалізації. Високий ступінь графітизації структури при внутрішньоформовому модифікуванні пояснюється, з одного боку, ефектом пізнього наближеного до кристалізації модифікування, а з іншого боку наявністю у складі досліджених модифікаторів хімічно активних лужноземельних елементів. Вказані елементи утворюють стійкі хімічні сполуки з такими шкідливими домішками високоміцного чавуну як сірка, кисень, азот, водень та очищують від них міжфазні границі. Деякі з хімічних сполук, що утворюються (включаючи



оксиди і силікати Ca, Ba, Mg), сприяють утворенню додаткових ефективних центрів кристалізації кулястого графіту.

Сфероїдируюче модифікування чавуну здійснювалось в ковші комплексною магній-кальцієвою лігатурою. Пізніше графітизувальне модифікування проводилось в реакційній камері, розташованій в ливарній формі, куди додавались графітизувальні модифікатори FeSi75, FeSiBa20, FeSiCa30. Масова частка хімічних елементів у чавуні після сфероїдизувального модифікування була наступною: 3,33 C; 1,95 Si; 0,22 Mn; 0,018...0,024 Mg; 0,008 S; 0,025 P. Вплив модифікування на структуроутворення високоміцного чавуну вивчався на шліфах, вирізаних з ступінчастої проби товщиною 2,5; 5 та 10 мм.

Після сфероїдизувального модифікування в зразках товщиною 2,5 мм отримана структура, яка складається з перліту, включень кулястого графіту ШГф 3; 4; 5 і 40% голчастого цементиту. В результаті графітизуючого модифікування FeSi75, FeSiBa20, FeSiCa30 у всіх зразках ступінчастої проби структурно-вільний цементит не утворився і сформувалась ферито-перлітна металева основа. У випадку модифікування FeSi75 та FeSiBa20 у зразках товщиною 2,5 мм кількість перліту становить 20-40%, відповідно, а при модифікуванні SiCa – 84%. В решті зразків кількість перліту в структурі зменшується. Після графітизуючого модифікування в зразках товщиною 2,5 мм утворюються включення кулястого графіту розміром від 4 до 10 мкм, на відміну від 8-12 мкм у базовому високоміцному чавуні. Найменший розмір включень кулястого графіту отримано при модифікуванні FeSiBa20.

Таким чином, для одержання тонкостінних виливків з товщиною стінок 2,5-3 мм рекомендується двостадійне модифікування: в ковші – комплексним модифікатором і в ливарній формі одним з модифікаторів – FeSiBa20, FeSiCa30 або FeSi75. Пізніше внутрішньоформове графітизуюче модифікування ефективно усуває відбїл, а модифікування FeSiBa20 та FeSiCa30 також підвищує ступінь сфероїдизації графітових включень.

**Берчук Д.М., Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Овсянников В.О.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО  
ЧАВУНУ КОМПЛЕКСНИМИ ЛІГАТУРАМИ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Досліджено вплив внутрішньоформового модифікування комплексними лігатурами FeSiMg<sub>9</sub>, FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>6</sub>, FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>1</sub> та FeSiMg<sub>6</sub>Ca<sub>2</sub> на структуроутворення високоміцного чавуну. Лігатури у кількості 1 % від металоємності форми розташовували в протоковому реакторі. Вміст хімічних елементів у чавуні після модифікування перебував в наступних межах: 3,2...3,8 C; 2,5...2,8 Si; 0,25...0,35 Mn; 0,06...0,08 Mg; 0,010...0,014 S; 0,05...0,07 P (%мас.). Вплив модифікування на структуроутворення високоміцного чавуну вивчався на шліфах, вирізаних з ступінчастої проби з товщиною ступеней 2,5; 5; 10; 15 та 30 мм.

При модифікуванні у ливарній формі комплексною лігатурою FeSiMg<sub>9</sub> в зразку товщиною 2,5 мм утворюється структура, яка складається з перліто-феритної металевої основи з 2% фериту, включень кулястого графіту (ШГф 4; 5) та цементиту до 15%. В зразках товщиною 5-30 мм цементит відсутній. При модифікуванні комплексними лігатурами FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>1</sub>, FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>6</sub>, FeSiMg<sub>6</sub>Ca<sub>2</sub> в зразках товщиною 2,5мм утворюється структура, яка складається з перліто-феритної металевої основи (5-55% фериту) і включень кулястого графіту ШГф4, структурно-вільний цементит відсутній. В інших зразках ступінчастих проб цементит також відсутній, а металева основа складається з фериту в кількості від 10 до 80% та включень кулястого графіту ШГф 4;5.

Таким чином, для отримання тонкостінних виливків ефективніше модифікування в ливарній формі однією з лігатур – FeSiMg<sub>6</sub>Ca<sub>2</sub>, FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>1</sub> або FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>6</sub>. Найбільша феритизація структури зразка товщиною 2,5 мм (55%) забезпечується модифікуванням FeSiMg<sub>6</sub>Ca<sub>2</sub>, а найменша (5%) – при модифікуванні FeSiMg<sub>7</sub>Ca<sub>6</sub>.

**Борисов А.Г., Недужий А.М., Затуловський А.С.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ПЕРВИННОГО АЛЮМІНІЮ В СПЛАВІ АК7ч НА ВЕЛИЧИНУ КОЕФІЦІЄНТА ТЕРТЯ**

E-mail: [www.rogneda@ukr.net](mailto:www.rogneda@ukr.net)

Останнім часом широке розповсюдження отримали методи лиття з рідко-твердого стану, в яких тверда фаза має глобулярну або розеткову морфологію для забезпечення достатньої рідкоплинності. Такі технології, як відомо [1-3], дозволяють суттєво знизити макросегрегацію та поруватість, знизити споживання енергії та збільшити термін експлуатації ливарних форм. Серед численних методів найбільш прийнятними з економічної точки зору вбачаються так звані прямий термічний метод [4], в рамках якого недендритна структура отримується без примусового перемішування розплаву шляхом його заливки до металевих коклів, та метод [5] для одержання заготовок із алюмінієвого сплаву з недендритною структурою безпосередньо в сталевій формі. З огляду на перспективи практичного застосування цього методу важливим є питання щодо механічних характеристик виробів з недендритною структурою, отриманих з його застосуванням, у порівнянні з властивостями традиційних дендритних структур.

Виходячи з того, що технології лиття з рідко-твердого стану знаходять найширше використання для виготовлення автомобільних деталей з алюмінієвих сплавів [2], для яких важливими є триботехнічні характеристики, метою роботи було визначення та співставлення коефіцієнтів тертя для алюмінієвого сплаву АК7ч з дендритною і недендритною структурою  $\alpha$ -фази, при цьому остання була отримана саме з використанням прямого термічного методу.

Дослідження проводилися з використанням сплаву марки АК7ч, що мав склад Al – 7,5% Si; 0,29% Mg; 0,12% Fe; 0,028% Mn; 0,005% Cu; 0,0015% Ti. (аналог за світовою класифікацією – сплав А356), який контролювався спектральним аналізом. Температура ліквідус для кожної серії експериментів визначалась незалежно за методом термічного аналізу і для усіх експериментів складала  $616 \pm 1$  °С.

Для визначення умов заливки були використані дані попередньої роботи [6] де було проведено дослідження впливу параметрів прямого термічного методу (температур заливки  $T_{\text{зал}}$ , температур кокілю  $T_{\text{к}}$ , та товщини стінок кокілю) на структуру кристалізації. Обиралися такі умови (табл. 1), за яких можливо було очікувати формування як дендритної, так і недендритної морфології.

Таблиця 1 – Умови проведення експериментів

№ експерименту	Товщина стінки, мм	$T_{\text{зал.}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{к.}}, ^\circ\text{C}$	Умови охолодження	$T_{\text{заг.}}, ^\circ\text{C}$
1	8	680	520	на повітрі	585
2	8	623	65	на повітрі	581

Вихідний сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору та перегрівали до досягнення температури  $680\text{ }^\circ\text{C}$ . Температура розплаву контролювалася вимірником-регулятором температури з точністю  $\pm 3\text{ }^\circ\text{C}$ . Паралельно у муфельній печі із заданою температурою ( $\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$ ) нагрівався сталевий кокіль, який витримувався там після цього 20 хвилин. У першому експерименті заливка розплаву здійснювалась за допомогою ковша безпосередньо з високоперегрітого стану розплаву. В другому експерименті, після відбирання необхідної кількості розплаву ковшем, він охолоджувався на повітрі до температури  $623\text{ }^\circ\text{C}$ , яка контролювалася термопарами типу К, після чого здійснювалась заливка. У кожному з експериментів було отримано по 2 виливки, один з яких використовувався для контролю отриманої мікроструктури, а з іншого виготовлялися зразки для дослідження коефіцієнту тертя.

В процесі охолодження виливків їх температура контролювалася термопарами, і при досягненні температури, близької до евтектичної, вони гартувалися у воді з метою отримати більш чітке зображення структури.

Мікроструктура виливків досліджувалась на шліфах, які були зроблені на поперечних розрізах зразків. Шліфи були протравлені реактивом Келлера (0,5 мл HF; 2,5 мл  $\text{HNO}_3$ ; 1,5 мл HCl; 100 мл  $\text{H}_2\text{O}$ ).

Металографічні дослідження проводили за допомогою оптичного мікроскопу МІМ-8М та спеціальної цифрової камери DCM130, що дозволяла виводити зображення мікроструктури на екран персонального комп'ютера. Мікроструктуру досліджували в центральній частині зразка, на відстані 0,5 радіуса від центра, та на пристінковій частині зразка.

З аналізу одержаних результатів було встановлено, що при заливанні сплаву з високим перегрівом в досить сильно нагріту форму (експеримент №1), утворилася дендритна структура  $\alpha$ -фази з середнім значенням дендритного параметра 44 мкм (рис. 1, а).

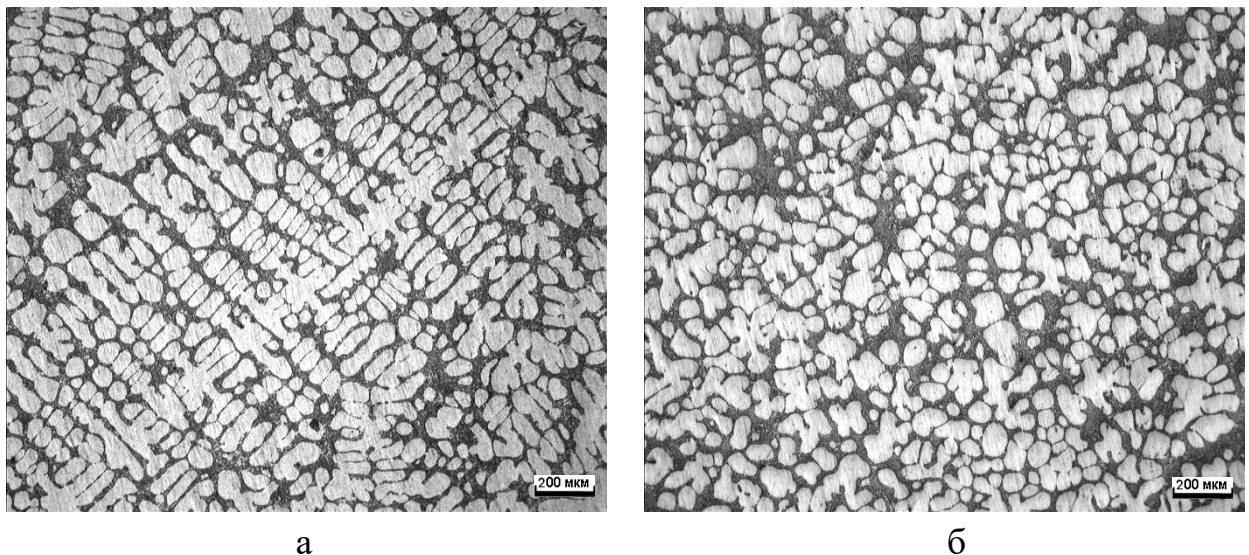


Рис. 1. Мікроструктури сплаву АК7ч: а – дендритна структура, що сформувалася в результаті експерименту №1; б – недендритна структура, що сформувалася в результаті експерименту №2

В свою чергу, після заливання слабо нагрітого кокіля сплавом з низьким перегрівом (експеримент №2), утворилася недендритна структура  $\alpha$ -фази з середнім розміром елементів первинної фази 87 мкм (рис. 2, б). При цьому на шліфі також спостерігалися розеткоподібні розгалужені кристали з розмірами до 180 мкм.

Як вже відмічалось вище, у кожному з експериментів було отримано по 2 виливки. Після того, як по першим виливкам було ідентифіковано їх

мікроструктури, з других виготовлялися зразки для дослідження коефіцієнту тертя. Ці зразки мали форму циліндрів з діаметром 10 мм та довжиною 15 мм. Триботехнічні випробування проводилися за схемою торцевого тертя. Відповідна установка показана на рис. 2.



Рис. 2. Експериментальна установка для дослідження коефіцієнту тертя за схемою торцевого тертя

Умови та результати експериментів наведені у табл. 2, з аналізу одержаних результатів витікає, що зміна структури первинної фази від дендритної до недендритної призводить до деякого зниження коефіцієнта тертя. Причини такої поведінки потрібно шукати саме у морфологічних відмінностях, див. рис. 1.

Таблиця 2 – Умови та результати експериментів з визначення залежності коефіцієнту тертя від характеру структури первинної  $\alpha$ -фази

№ експерименту	Мікроструктура $\alpha$ -фази	Шлях, км	Швидкість, м/с	Навантаження, кг	Коефіцієнт тертя
1	дендритна	1	0,5	5	0,34
2	недендритна	1	0,5	5	0,32

По-перше, з малюнку можливо побачити, що структури суттєво відрізняються за ступенем анізотропії – на відміну локальної впорядкованості (локальної в сенсі одного дендритного зерна, взаємна орієнтація різних дендритних зерен є хаотичною) на рис. 1, а структура на рис. 1, б є однорідною навіть локально. По-друге, евтектична складова у першому випадку переважним чином розміщена у проміжках між бічними гілками дендритів, тобто «внутризеренно», у той час як для випадку недендритної морфології, структурні елементи якої значно менші за дендритні зерна, основна доля евтектики розміщена «міжзеренно». Фізична суть зв'язку між цими морфологічними відмінностями і величиною коефіцієнту тертя не є наочною і потребує подальших досліджень.

**Висновки:** Зміна морфології первинної фази від дендритної до недендритної призводить до деякого зниження коефіцієнта тертя. Причиною такого явища може бути більша однорідність недендритної структури та інший характер розміщення евтектичної складової.

#### Література:

1. Олейник Л.В. Обзор методов производства тиксотропных материалов // Технология легких сплавов. - 2001. - № 3. - С. 22-29.
2. Flemings M. C. Semi-solid forming – the process and the pass forward // Metallurgical Science and Technology. - 2000.- Vol. 18.- № 2.- P. 3-7.
3. Fan Z. Semisolid metal processing // International Materials Reviews.- 2002.- Vol. 47.- № 2.- P. 49-85.
4. Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure / D.J. Brown, M.J. Hussey, A.J. Carr, D. Brabazon // International journal of cast metals research.- 2003.- Vol. 16.- P. 418-426.
5. Недужий А.М., Дука В.М., Шеневідько Л.К. Дослідження можливості одержання заготовок із алюмінієвого сплаву АК7ч безпосередньо в ливарній формі. // Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції “Литьє. Металлургия 2012”, г. Запоріжжє 2012 г., 23-25 мая. – сс. 85-87.
6. Борисов А.Г. Розеткава та дендритна морфологія первинної фази при литті алюмінієвого сплаву в металевий кокіль //Металознавство та обробка металів. – 2010.- № 4.- С. 13-18.

**Бубликов В.Б.<sup>1</sup>, Бачинський Ю.Д.<sup>1</sup>, Моїсєєва Н.П.<sup>1</sup>, Овсянников В.О.<sup>1</sup>,  
Медвідь С.М.<sup>1</sup>, Логунов С.С.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА  
ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ІЗ  
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Досліджено вплив основних хімічних елементів (вуглецю, кремнію, марганцю, сірки, фосфору) на характеристики структури та механічних властивостей феритно-перлітного високоміцного чавуну у виливках залежно від швидкості їх охолодження. Встановлено, що високі показники тимчасового опору під час розтягування ( $\sigma_B \geq 500$  МПа) та відносного видовження ( $\delta \geq 10\%$ ) нелегованого високоміцного чавуну у стандартних клиновидних пробах товщиною 25 мм досягаються за масової частки вуглецю 3,2-3,8%, кремнію 2,3-3,2%, менше 0,4% марганцю, менше 0,02% сірки, менше 0,08% фосфору при ступені сфероїдизування графіту більше 85% і кількості фериту у феритно-перлітній металевій основі більше 40%. Взаємозв'язок швидкості охолодження зі структурою і механічними властивостями високоміцного чавуну вивчали на клиновидних виливках товщиною 10; 15; 20; 25; 30; 45 мм. Зі збільшенням тривалості тверднення зменшується кількість вкраплень графіту правильної округлої форми і збільшується їхній розмір, а сповільнене проходження евтектоїдного інтервалу сприяє феритизуванню металевої основи та росту зерен фериту. Ступінь сфероїдизування графіту у металі виливків з товщиною стінок до 20 мм перевищує 90%, в стінках товщиною 30 мм і 45 мм цей показник знижується до 86% і 83%, відповідно. Кількість включень графіту закономірно зменшується з 240 шт/мм<sup>2</sup> для стінки 10 мм до 74 шт/мм<sup>2</sup> у стінці 45 мм. Металева основа змінюється від перлітної до феритно-перлітної (більше 45% фериту), з невеликою різницею в кількості обох структурних складових у стінках виливка товщиною понад 25 мм.

Вплив товщини стінки виливка на механічні властивості високоміцного пов'язаний не лише зі зміною розглянутих параметрів мікроструктури, але і дією



масштабного фактору, що проявляється в утворенні різних неоднорідностей, недосконалостей кристалічної будови, ліквідації тощо, що приводять до значного зниження механічних властивостей. Зі збільшенням товщини виливка показники міцності знижуються, а при товщині від 25 мм до 45 мм стабілізуються та майже не відрізняються. Відносно видовження в міру зростання ступеня феритизування металевої основи спочатку збільшується, досягаючи максимуму, і далі у виливках товщиною 30 та 45 мм знижується. Зазначений характер зміни механічних властивостей високоміцного чавуну пояснюється наступним чином. Початково, коли з підвищенням товщини стінки виливка підвищується частка фериту, а форма вкраплень графіту відрізняється незначно, зміна механічних властивостей визначається співвідношенням структурних складових (фериту та перліту) в металевій основі. При подальшому збільшенні товщини стінки виливка сповільнюється феритизування матриці, посилюється вплив масштабного фактору і одночасно проявляється вплив зниження ступеню сфероїдизування графіту.

Таким чином, встановлено, що найбільш раціональні можливості високоміцного чавуну, як конструкційного матеріалу, реалізуються у виливках з товщиною стінок від 10 мм до 30 мм, при кристалізації яких формується однорідна структура з високим ступенем сфероїдизування графітових вкраплень, що забезпечує оптимальне співвідношення показників міцності  $\sigma_B$  та пластичності  $\delta$ .

**Веретільник О.В., Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О., Гнатушенко О.В.,  
Ігнатов А.П., Барабаш В.В.**

*(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)*

**ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ ДЛЯ  
ПЕРЕРОБКИ СТРУЖКИ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ**

E-mail: VeretilnykOlexandr@gmail.com

Відходи найпоширеніших конструкційних металів, якими є сталь та сплави на залізній та нікелевій основі, у вигляді шматкового брухту практично повністю та досить ефективно переробляються шляхом переплаву в електродугових (ДСП)

або індукційних тигельних печах (ІТП). Переробка дрібного брухту у вигляді стружки ускладнюється через її малу насипну щільність, наявність на поверхні оксидної плівки та залишків мастильно-охолоджувальної рідини (МОР), а також підвищену забрудненість сторонніми домішками [1].

Для переплаву традиційними методами стружку необхідно брикетувати з метою полегшення транспортування, завантаження в плавильну піч та здійснення процесу плавки. З точки зору ресурсозбереження особливий інтерес викликає стружка, яка містить у своєму складі дорогі легуючі елементи – хром, нікель, вольфрам, молібден та інші. Однак стружка високолегованих сталей та сплавів через високу міцність і пружність важко піддається холодному пресуванню. Отримання з неї міцних брикетів потребує нагрівання до пластичного стану, що пов'язано зі створенням відповідного обладнання та додатковими енергетичними витратами. Крім того, навіть при плавці брикетованої стружки в індукційній печі обмежені можливості рафінування металу, а при електродуговій плавці відбуваються значні втрати на вигар легуючих елементів. У зв'язку з вище зазначеним ведуться розробки інших, більш ефективних, ніж плавка в ДСП та ІТП, способів і технологій переробки подібних некомпактних (дискретних) металевих відходів.

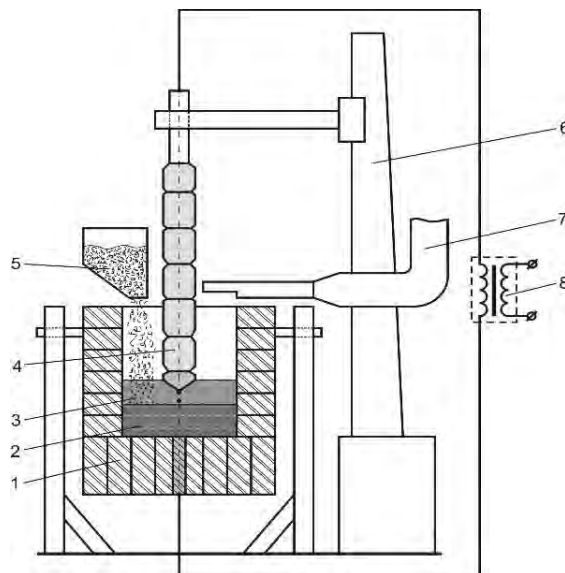
Однією з таких, як свідчить аналіз публікацій щодо даного питання, є електрошлаковий переплав небрикетованої металеві стружки [2-4]. Зважаючи на те, що стружка має незначну товщину, вона швидко плавиться при попаданні в рідкий шлак, що має температуру на 100-150 °С вище за температуру плавлення металу.

Із різновиду електрошлакових технологій для переплаву стружки найбільш прийнятною є електрошлакова тигельна плавка (ЕШТП) [5]. В цьому випадку електрошлаковий процес здійснюється в футерованій вогнетривкою цеглою плавильній ємності (тиглі), де в товщі шлаку відбувається плавлення металу і накопичення його в рідкому вигляді на дні тигля. Після закінчення процесу плавки метал разом зі шлаком зливається в ту чи іншу форму з отриманням зливка або литої заготовки необхідної конфігурації. Перевагою ЕШТП, крім

рафінування стружки шлаком від забруднюючих її небажаних домішок, є можливість активного проведення окислювально-відновних процесів для отримання металу необхідного хімічного складу.

З метою уточнення можливостей та техніко-економічних показників були проведені дослідні плавки з переробки стружки наведеним вище способом. У дослідженнях використовувалася стружка жароміцних сплавів на нікелевій основі ХН70ВМТЮФ (ЭИ 617) та ХН75МБТЮ (ЭИ 602) та нержавіючої сталі Х18Н10Т, що містять у своєму складі в значній кількості нікель та хром, а також вольфрам, молібден, ніобій, ванадій та титан.

Через низький вміст у цих металах вуглецю виключається використання графітованих електродів у якості струмопідвідних елементів до шлакової ванни. Тому при переробці стружки вказаних сплавів використовувалися витратні металеві електроди отримані зварюванням різних за розмірами шматків відповідного металу та подальшою їх плавкою в електрошлаковій тигельній печі одночасно зі стружкою тієї ж марки. Схематично цей процес показаний на рис. 1.



1 – тигель; 2 – рідкий метал; 3 – шлакова ванна; 4 – витратний металевий електрод; 5 – металева стружка; 6 – колона з механізмом переміщення електроду; 7 – газовідвід; 8 – джерело живлення

Рис. 1. Схеми електрошлакової тигельної плавки стружки

Дослідні плавки проводили в тиглі перетином 230x230 мм, розрахованому на накопичення до 120 кг рідкого металу. Спочатку за допомогою витратного електроду з флюсу АН-295 наводилася шлакова ванна висотою 50-60 мм та нагрівалась до необхідної температури. Потім в тигель періодично подавалася стружка. Після повного розплавлення витратного електрода накопичений в тиглі рідкий метал разом зі шлаком зливався у виливницю або прямокутну форму з отриманням круглих злитків діаметром 200 мм або плоских заготовок у вигляді плит розмірами 360x400x65...100 мм.

Відповідно до отриманих результатів за наведеною схемою плавки кількість стружки, що переплавлялась, становила 45-55% від загальної маси металу, який переплавлявся (табл. 1). Проте, якщо відняти масу витратного електрода, який плавився також і в період наведення шлакової ванни, а це 12-15 кг (для електрода вагою 60 кг), то кількість стружки досягає 70% від загальної маси металу, що переплавляється за цей час. Тому, використовуючи «рідкий старт» або наведення шлакової ванни за допомогою невитратного електрода і подальшої його заміни на витратний, можна істотно підвищити ступінь залучення стружки на переробку.

Таблиця 1 – Показники ЕШТП стружки

№ п/п	Сплав	Маса металу, кг		q, кВт·год/кг	P, кг/год
		електрод	стружка		
1	ЭИ617	39,1	35,5	0,60	145,6
2		61,0	56,4	0,48	170,5
3	ЭИ602	30,5	25,8	0,58	131,0
4		59,6	54,2	0,55	141,4
5		60,0	56,3	0,53	145,0
6	X18H10T	62,3	59,4	0,54	149,6
7		58,6	60,1	0,56	152,1
8		61,0	62,2	0,52	155,5
9		57,5	55,8	0,58	141,0
10		59,6	60,2	0,55	145,4
11		60,3	59,3	0,53	145,0

Примітка. Питома витрата електроенергії визначалася розрахунковим шляхом за даними напруги на шлаковій ванні та сили струму плавки.

Розрахункова питома витрата електроенергії ( $q$ ) за даними потужності, що підводиться до шлакової ванни без урахування витрат у джерелі живлення та короткій мережі, при одночасному плавленні в електрошлаковій тигельній печі витратного електрода і стружки становить у середньому 0,54 – 0,55 кВт•год/ кг. А продуктивність переплаву ( $P$ ) 140-150 кг/годину. Ці показники близькі до показників індукційної тигельної плавки, що широко застосовується для переробки металевго брухту.

Плавка стружки при ЕШТП відбувається в шарі рідкого шлаку без контакту з навколишньою атмосферою, тому практично немає втрат на вигар і хімічний склад отриманого металу відповідає складу металу, який подається на плавку. Виняток становлять лише високоактивні елементи, які можуть відновлювати компоненти шлаку та переходити з металевої фази в шлакову. Такими металами, стосовно даних досліджень, є титан і алюміній.

Флюс АН-295, що використовувався у проведених експериментах, містить близько 50%  $Al_2O_3$ . Це забезпечує високу активність  $Al_2O_3$  у шлаку, завдяки чому при плавці жароміцних сплавів не відбувається втрата алюмінію з металу. Що стосується титану, то для забезпечення у виплавленому металі необхідного його вмісту було досліджено різні технологічні прийоми, такі як коригування складу шлаку введенням оксиду титану, розкислення шлаку алюмінієм та долегування металу феротитаном або титановою стружкою.

У результаті була відпрацьована технологія, і вміст титану та інших елементів, як у жароміцних сплавах, так і нержавіючій сталі, були в межах, що відповідають технічним умовам на відповідні марки металу (табл. 2).

Отримані заготовки, внаслідок утворення при розливанні на внутрішній поверхні форми шлакового гарнісажу, не мають зовнішніх дефектів, а відріз головної частини мінімальний завдяки її утепленню шлаком.

Внутрішня будова отриманих злитків і заготовок щільна при високій чистоті металу за неметалевим включенням. Підтвердженням цього є результати механічних випробувань металу литих плоских заготовок у вигляді плит розмірами 360x400x65...100 мм із сталі X18H10T. За всіма показниками механічні

властивості металу істотно перевищують вимоги для литих виробів товщиною до 100 мм і перебувають на рівні вимог до товстостінних поковок.

Таблиця 2 – Хімічний склад жароміцних сплавів

Метал		Вміст, % мас.												
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Fe	S	P
ЭИ602	ЕШТП	0,09 0,10	0,45 0,65	0,30 0,38	74,6 75,8	19,6 20,4	0,41 0,55	0,56 0,66	0,01 0,02	1,7- 2,1	0,85 1,2	0,3- 1,0	0,006 0,007	0,010 0,012
	ГОСТ 5632-72	<0,1	<0,8	<0,4	68,5 77,6	19- 22	0,35 0,75	0,35 0,75		1,8- 2,3	0,9- 1,3	<3,0	<0,12	<0,12
ЭИ617	ЕШТП	0,10 0,11	0,6- 0,7	9,2- 0,4	66,0 72,1	14,1 15,5	2,0- 2,1	1,75 1,95	6,1- 6,6	2,20 2,8	V= 0,3- 0,35	1,5- 3,5	0,005 0,008	0,12- 0,14
	ГОСТ 5632-72	<0,12	<0,7	<0,5	61,5 76,4	13-16	1,8- 2,3	1,7- 2,3	5,0- 7,0	2,0- 4,0	V=0,1 -0,5	<5,0	<0,12	<0,015
ЭИ81Х	ЕШТП	0,09 0,10	0,5- 0,6	1,0- 1,3	9,6- 10,5	17,3 17,8	0,55 0,75	---	----	----	---	осн.	0,004 0,005	0,018 0,032
	ГОСТ 5632-72	До 0,10	До 0,8	До 2,0	9- 11	17- 19	5С- 0,7	---	---	---	---	осн.	До 0,2	До 0,035

Виконані дослідження показують, що технологія переробки стружки високолегованих сталей і сплавів методом електрошлакової тигельної плавки є економічно доцільною, особливо для отримання нестандартних литих заготовок високої якості. А підприємства, де у великій кількості утворюється стружка, можуть її переробляти на місці з поверненням отриманого металу на основне виробництво.

## Література:

1. Кукуй Д.М., Емельянович И.В., Петровский В.П. и др. (2009) Опыт утилизации металлической стружки. Литье и металлургия, 1, 47-50.
2. Волков А.Е., Шалимов Ал. Г. (1989) Производство легированной стали методом электрошлакового переплава стружки. Сталь, 12, 27-29.

3. Молдован Г.А., Вишнеvский А.В., Заводовский В.К., Олейниченко В.И. (1975) Выплавка шихтовых слитков способом ЭШП из высоколегированной стали. Проблемы специальной электрометаллургии, 1, 45-47.

4. Кочкин С.В. (2015) Разработка технологии переработки металлической стружки методом электрошлакового переплава. Современные научные исследования и инновации, 6, Ч. 1 [Электронный ресурс]. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2015/06/53989>.

5. Веретільник О.В., Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О. та інш. (2020) Технології переробки металеві стружки. Сучасна електрометалургія, №2, 31-38.

**Волошко С.М., Бурмак А.П., Франчік Н.В., Могилко В.В.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ВПЛИВ КОМБІНОВАНОГО ТЕРМІЧНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО  
УДАРНОГО ВПЛИВУ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛІ 40X13**

E-mail: abyrmak@gmail.com

Формування модифікованих поверхневих шарів металевих матеріалів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) є актуальним і широко досліджуваним напрямом інженерії поверхні, оскільки руйнування матеріалів суттєво залежить від шорсткості та механічних властивостей поверхні.

Сталь 40X13 відноситься до нержавіючих, корозійностійких сталей мартенситного класу. Дана сталь є поширеним матеріалом у різних галузях машинобудування. Її використовують для виготовлення більшості сучасних деталей машин, елементів конструкцій та технологічного інструменту. Такі виробництва працюють в умовах циклічних навантажень, під впливом окисних процесів, а також абразивних частинок [1]. При цьому максимальні пошкодження та інтенсивне зношування локалізовані у поверхневому робочому шарі деталі. У зв'язку з цим особливої актуальності набувають завдання поверхневого зміцнення за рахунок зміни властивостей та механізму зношування тільки робочого шару.

Тому метою роботи було дослідження мікротвердості та фазового складу нержавіючої сталі 40X13 після термічного та ультразвукового ударного впливу.

В якості матеріалу для дослідження обрано нержавіючу сталь 40X13, хімічний склад (ваг. %) якої наведений в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі

Зразок	Масова частка елемента, %						
	Fe	Cr	C	домішки			
				Si	Mn	Ni	S
40X13	84	12-14	0,35-0,44	0,6	0,6	0,6	0,025

Зразки для дослідження виготовлялися з гарячекатаних прутків і піддавалися пом'якшувальній термічній обробці у вигляді відпалу за температури 800 °С (вихідний стан). Також досліджувалися зразки сталі 40X13 після додаткового гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі та після гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години (табл. 2 – режими 1, 3, 5).

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ–300 за методикою [2] у інертному середовищі.

Таблиця 2 – Режимы термічної та комбінованої обробки

№	Умови обробки	Позначення
1	Пом'якшувальна термічна обробка за температури відпалу 800 °С – вихідний стан	ТО-1
2	Пом'якшувальна термічна обробка за температури відпалу 800 °С та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau=50$ с, $A=25$ мкм)	ТО-1+УЗУО
3	Гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі	ТО-2
4	Гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі та наступною УЗУО в інертному середовищі ( $\tau=50$ с, $A=25$ мкм)	ТО-2+УЗУО
5	Гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години	ТО-3
6	Гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau=50$ с, $A=25$ мкм)	ТО-3+УЗУО



Для проведення УЗУО використовувались зразки у вигляді циліндрів діаметром 10 мм і висотою 5 мм ( $\pm 0,1$  мм). Амплітуда торця концентратора складала  $A = 25$  мкм, тривалість обробки – 50 с. В процесі навантаження зразок отримував  $10^4$ – $10^5$  ударів. Використовувались зразки після пом'якшувальної термічної обробки за температури відпалу  $800^\circ\text{C}$ , після додаткового гартування від температури  $980^\circ\text{C}$  з охолодженням в маслі та після гартування від температури  $980^\circ\text{C}$  з наступним відпалом за температури  $250^\circ\text{C}$  упродовж години (табл. 2 – комбіновані режими 2, 4, 6).

Вимірювання мікротвердості поверхні зразків проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса із навантаженням 100 г. Рентгеноструктурний фазовий аналіз проведено з використанням дифрактометру Rigaku Ultima IV, з графітовим монохроматором, у мідному випромінюванні ( $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,15418$  нм) з використанням схеми фокусування за Бреггом-Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів  $2\Theta = 20^\circ$ - $120^\circ$ , крок зйомки –  $0,04^\circ$ , час витримки в точці – 2 с; тривалість зйомки одного зразка – 90 хв.

Мікротвердість нержавіючої сталі 40X13 після різних режимів термічної та комбінованої обробки представлено на рис. 1, а. У вихідному стані мікротвердість для режиму (ТО-1) становить 2 ГПа, після гартування (ТО-2) зростає до 7,2 ГПа, а після гартування з відпалом (ТО-3) зменшується до 5,8 ГПа. Після комбінованої обробки максимальне зростання мікротвердості до 13 ГПа фіксується для зразка, який зазнав гартування з наступною УЗУО (ТО-2+УЗУО). Для цього випадку фіксується і максимальний рівень залишкових напружень – понад 4 ГПа (рис. 1, б).

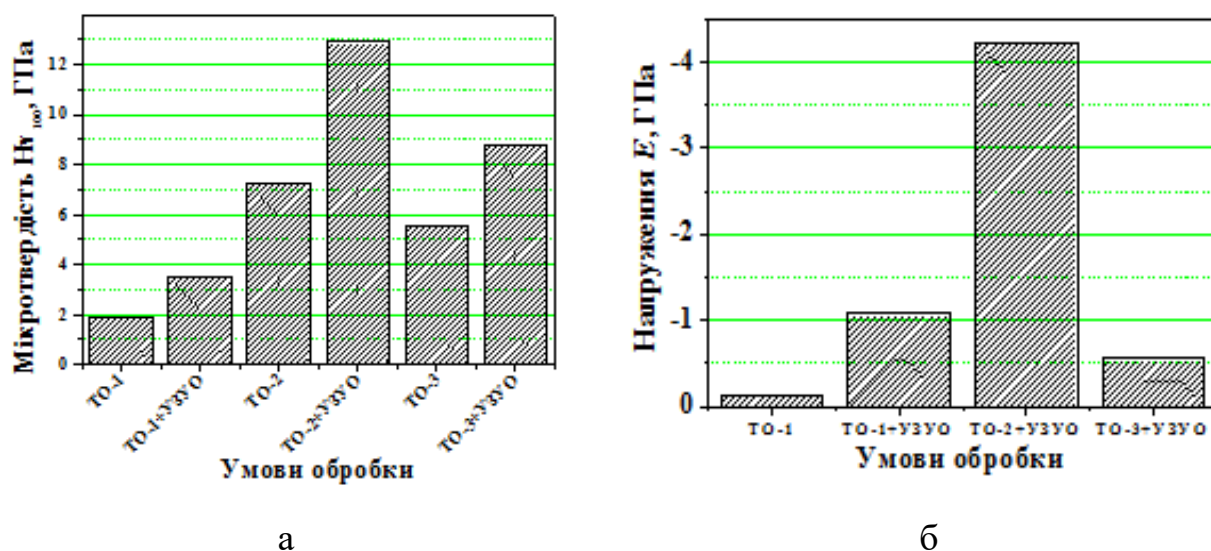


Рис. 1. Зміна мікротвердості (а) та залишкових напружень (б) зразків з нержавіючої сталі 40X13 після різних режимів термічної обробки та УЗУО в інертному середовищі упродовж 50 с

Напруження в поверхневому шарі зростають під час застосування усіх видів комбінованої обробки порівняно з вихідним станом. Формування стискаючих напружень в поверхневому шарі є одним з важливих факторів зміцнення за даних умов обробки. Відомо, що саме напруження стиснення дозволяють підвищити тріщиностійкість та втомну міцність матеріалів після УЗУО. Розрахована за даними рентгеноструктурного аналізу ступінь деформації кристалічної ґратки  $\alpha$ -Fe добре корелює із значеннями мікротвердості і зростає з 0,08% у вихідному стані до 0,4% після комбінації гартування з УЗУО (рис. 2, а). Після гартування з наступним відпалом та УЗУО це значення є дещо меншим – 0,3%, тому значне збільшення мікротвердості після УЗУО сталі, яка піддається гартуванню, може обумовлюватись суттєвою деформацією кристалічної ґратки  $\alpha$ -Fe.

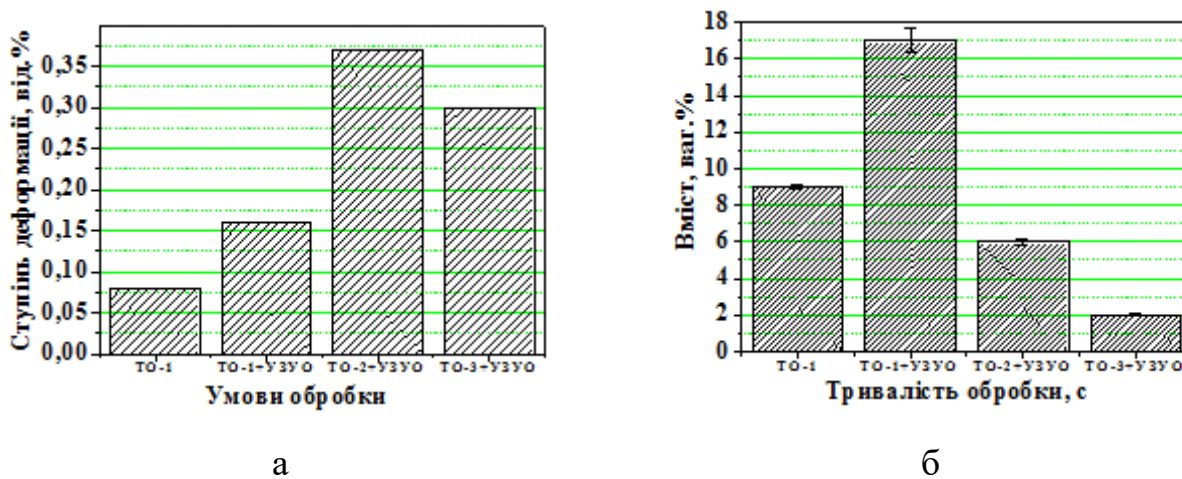


Рис. 2. Ступінь деформації кристалічної ґратки (а) та вміст карбідних фаз  $Fe_3C, Cr_{23}C_6$  (б) в нержавіючій сталі 40X13 після різних режимів термічної обробки та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau=50$  с,  $A=25$  мкм)

Зміцнення під час УЗУО в інертному середовищі зразка у вихідному стані пов'язане зі збільшення вмісту карбідних фаз  $Fe_3C, Cr_{23}C_6$  з 9 ваг.% до 17 ваг.% після 50 с такої обробки. Після застосування додаткової обробки вихідного зразка та наступної УЗУО такого ефекту не спостерігається – кількість карбідних фаз зменшується.

Рентгеноструктурним аналізом (рис. 3) виявлено збільшення параметру кристалічної решітки  $\alpha$ -фази від  $a=0,2864$  нм до  $a=0,2870$  нм у поверхневому інтенсивно деформованому шарі після УЗУО вихідного зразка. Формування загартованого мартенситу обумовлює зміну вмісту вуглецю та суттєву деформацію ґратки.

Після УЗУО в аргоні загартованої сталі період ґратки  $\alpha$ -Fe збільшується до 0,2878 нм, а розмір ОКР зменшується до 203 нм. Після гартування та відпалу з наступною УЗУО поверхневий шар складається з подрібненого відпущеного мартенситу. У цьому модифікованому шарі основною є  $\alpha$ -фаза Fe, кількість якої складає 98% (у вихідному стані 91%, а після УЗУО вихідного зразка – 83%). При цьому кількість карбідних фаз  $Fe_3C, Cr_{23}C_6$  зменшується до 2% (у вихідному стані – 9%, після УЗУО – 17%). Розмір ОКР  $\alpha$ -Fe складає 216 нм, а розмір ОКР фази  $Fe_3C$  – 215 нм.

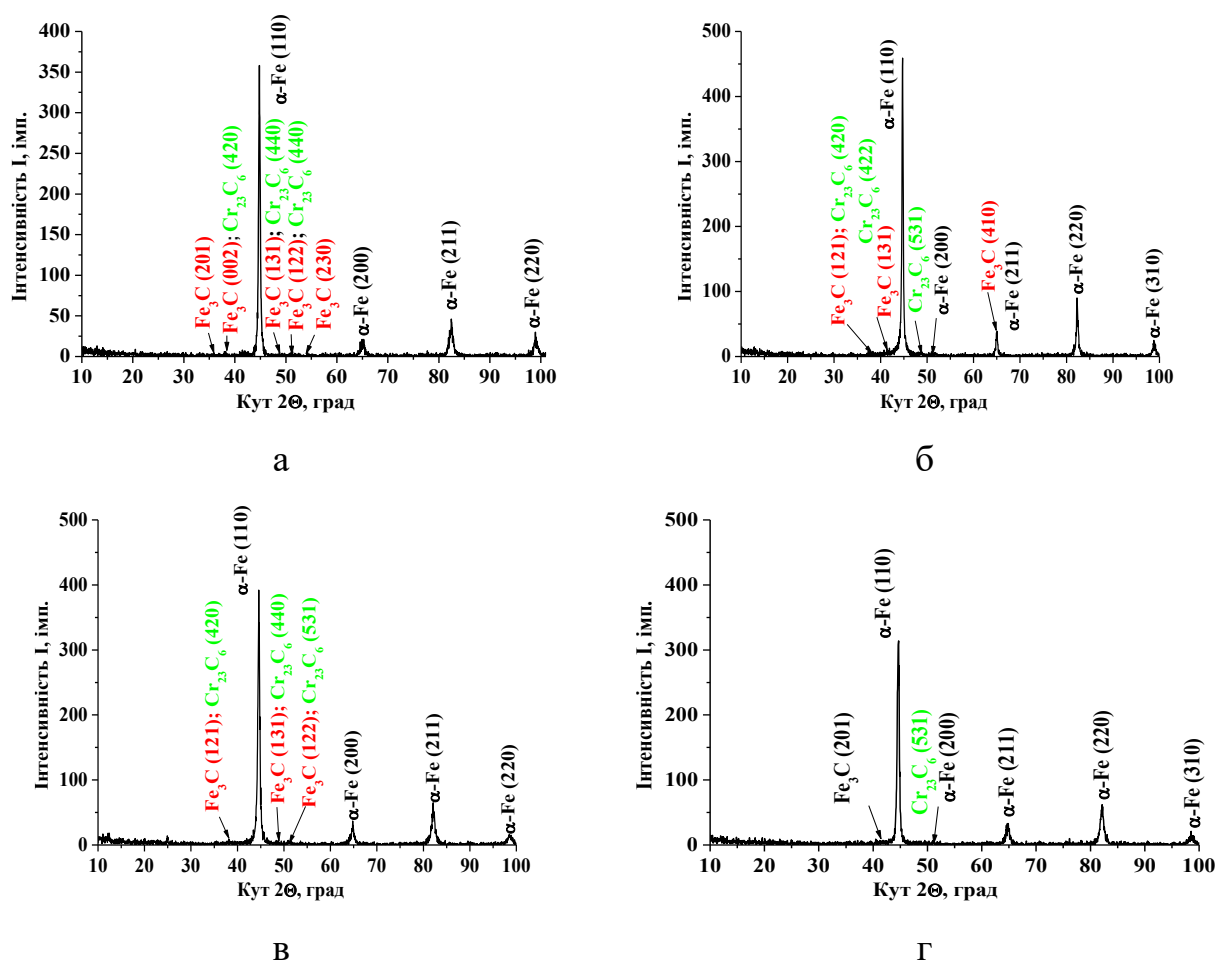


Рис. 3. Дифрактограми зразків нержавіючої сталі 40X13: а – вихідний стан; б – після УЗУО в аргоні; в – після гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі та УЗУО в аргоні; г – після гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години та УЗУО в аргоні ( $\tau=50$  с,  $A=25$  мкм)

Відзначається незначне збільшення параметра ґратки  $\alpha$ -Fe до 0,2879 нм порівняно із загартованим станом та зменшення інтенсивності рефлексів карбїду. Це можна пояснити частковим розчиненням карбїду з проникненням атомів вуглецю та хрому до решітки  $\alpha$ -фази. Цьому сприяє також виникнення стискаючих напруг у поверхневому шарі після УЗУО [3].

З літературних джерел відомо, що причиною підвищення міцності низьколегованих сталей з різною концентрацією вуглецю у процесі ПД є формування наноструктури для всіх фазових складових [4]. Це по-перше, деформаційне руйнування вихідних зерен перліту, і по-друге, утворення атмосфер

Коттрелла навколо дислокацій високої щільності та сегрегація атомів вуглецю на субмежах після часткового руйнування та подрібнення карбідів. Дислокацій у сильно деформованих зернах фериту на два порядки більше, ніж у вихідних зернах. Відомо, що дислокації сприяють розчиненню атомів вуглецю у сусідніх прошарках фериту. Це пов'язано з тим, що енергія зв'язку між атомами С та Fe в цементиті нижча, ніж енергія взаємодії між атомом С та дислокацією. Отже, дислокації, що рухаються, можуть захоплювати атоми вуглецю зі зменшенням розміру цементиту в процесі пластичної деформації з подальшим перетворенням його на ферит.

Наявність безлічі диспергованих частинок цементиту, які значно полегшують зародження дислокацій у фериті під час деформації, сприяє подрібненню зерен фериту. Накопичене багаторазове ковзання поступово подрібнює цементит до нанорозмірних частинок [5]. Отже, можна припустити, що ПД поверхні легованої сталі 40X13 обумовлює формування суб- і нанокристалічної структури в зернах фериту, перліту і мартенситних кристалах, подрібнення карбідних фаз, а також суттєве підвищення щільності дислокацій. Всі ці фактори обумовлюють збільшення мікротвердості поверхневого шару для всіх структурних станів дослідженої сталі.

#### Література:

1. A. D. Koval, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, A. V. Efremenko, *Journal of Friction and Wear*, 33: 153 (2012).  
<https://doi.org/10.3103/S1068366612020079>
2. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, 17: 209 (2016).
3. Y. Samih, G. Marcos, N. Stein, N. Allain, E. Fleury, C. Dong, T. Grosdidier, *Surface and Coatings Technology*, 259: 737 (2014).  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.065>
4. V. N. Gridnev and V. G. Gavrilyuk, *Phys. Met.*, 4: 74 (1982).
5. V. G. Gavrilyuk, *Mater. Sci. Eng. A*, 345: 81 (2003).

**Гнатуш В.А., Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ В 2019-2021 рр.**  
**ЛІДЕРИ РИНКУ – КИТАЙ ТА ІНДІЯ**

E-mail: vgnatush@gmail.com

Світова ливарна промисловість є важливим компонентом глобальної економіки. Тому актуальним є аналіз статистичних даних світового ринку металевих виливків за останні три роки (2019-2021) за доступною для огляду інформацією, а також виявлення виробничих трендів і їх прогнозування.

Аналітика від компанії IMARC Group (Індія) свідчить про те, що в 2021 р. обсяг світового ринку металевого литва становив 139 млрд USD. Очікується, що за 2022-2027 рр. ринок буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 7,8% і в 2027 р. досягне 221,3 млрд USD. Розвиток автомобілебудування стимулюватиме виробництва виливків, зростуть інвестиції в науково-дослідну діяльність в сегментах розробки комп'ютерної візуалізації (develop computer-based visualization) та технології для лиття за моделями, що газифікуються (ЛІГМ, Lost Foam casting), а також використання моделювання для мінімізації операційних витрат і відходів виробництва [1].

У звіті [2] світовий ринок металевих виливків у 2021 р. оцінювався в 129,5 млрд USD з прогнозом його росту до 226,8 млрд USD у 2031 р. з показником CAGR 5,8%. З огляду галузей майже 40% споживання виливків припадає на автомобілебудування з очікуванням росту цього сегменту з CAGR у 6,3% впродовж прогнозованого періоду. Серед ливарних технологій на лиття в піщану форму припадає – близько 33%. Прогнозоване зростання цього сегменту буде складати 6,2% CAGR. Найбільш динамічним регіоном світу на ливарному ринку буде Азіатсько-Тихоокеанського регіон з CAGR 6,2% [2].

Аналітики компанії MarketWatch, Inc. (США) відзначають, що з урахуванням пандемії COVID-19 обсяг світового ринку металевого литва у 2022 р. може скласти 241,5 млрд USD, прогнозується його зростання з CAGR 5,9% і в 2028 р. він досягне 340,6 млрд USD [3]. Таким чином, аналітики [1-3]

позитивно оцінюють перспективи світового ринку металевих литва на період до 2031 р. з середньорічним темпом зростання у 6,5%. Проте, очевидно, що російсько-українська війна, яка розпочалась 24 лютого 2022 р., внесе свої корективи в ці прогнози і в реальну ситуацію на глобальному ливарному ринку.

За аналізом Міжнародного валютного фонду (International Monetary Fund, IMF), в 2022 р. на глобальну економіку негативно впливали такі фактори, як пандемія COVID-19, війна Росії з Україною та висока інфляція. Це призвело до деформації глобального ринку газу та нафти, а також порушення логістичних ланцюжків і збільшення вартості перевезень. За прогнозом МВФ у 2022 р. зростання світової економіки уповільниться до 3,2% проти 6,0% у 2021 р. і до 2,7% у 2023 р. В результаті це сповільнить зростання світової торгівлі: від 10,1% у 2021 р. до прогнозованих 4,3% у 2022 р. і 2,5% у 2023 р. При чому це нижче історичного середнього значення за 2000-2021 рр. – 4,6%. [4].

Аналіз світового ринку металевих виливків від Dr. Heinz-Jürgen Büchner [5] свідчить про неоднозначність ситуації на ринках чавунних виливків і виливків з алюмінієвих сплавів. Очікується, що впродовж 2020-2022 рр. виробництво чавунних виливків буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 1,9% (тут і далі розрахунок авторів) проти -1,5% в 2018-2020 рр. Далі на період до 2025 р. зростання сповільниться до 0,5%, а до 2027 р. загальмується до -0,2%. На світовому ринку виливків з алюмінієвих сплавів, якщо в 2018-2020 рр. виробництво продукції зменшилось з CAGR -2,9%, то в 2020-2022 рр. прогнозується зростання з CAGR 3,6%. Впродовж 2020-2025 рр. позитивний тренд збережеться (3,7%), а до 2027 р. він зменшиться до 2,3%.

Основними споживачами чавунних і алюмінієвих виливків залишаються автомобілебудування та машинобудування. Наголошується на важливість технологічного лідерства для ливарної індустрії; зменшення ваги обладнання (автомобілів); підготовка кваліфікованого персоналу; збільшення інвестицій у виготовлення повністю готових деталей; керування енергозатратами; збільшення інвестицій для глобалізації ливарної промисловості [5].

Таким чином, короткотермінова перспектива світовому ринку металевих виливків виглядає доволі неоднозначно. Починаючи з пандемії COVID – 19 кожен наступний рік приносить все нові проблеми та ризики для людства. Хоча для України негативний тренд розпочався з анексії Криму та частини Донбасу в 2014 р. У звіті World Economic Forum [6], період 2022-2023 рр. відзначається таким ризиками, як «Криза енергопостачання», «Криза вартості життя», «Зростання інфляції», «Продовольча криза» та «Кібератаки на критичну інфраструктуру», а також «Геоекономічне протистояння» та «Міждержавний конфлікт». Війна між Росією та Україною призвела до суттєвих змін на енергетичному ринку, продовольчому ринку, ринку інвестицій та в торгівельних відносинах. Відзначається, що глобальний світ вступив в період низьких темпів зростання, зменшення інвестицій та скорочення співпраці. Тому поточна мета людства полягає в зменшенні цих ризиків в короткотерміновій перспективі та поступовій стабілізації розвитку людської цивілізації [6].

Тренди ливарного ринку Китаю. На 7-му Форумі національної ливарної промисловості, інновації та управління констатовано, що в 2021 р. в Китаї вироблено 54,05 млн. т виливків, що на 4,0% більше ніж 2020 р. Серед ливарних сплавів розподіл такий: чавун сірий (частка 41,7%), чавун з кулястим графітом (29,5%), сплави алюмінію і магнію (13,3%) та сталь (12,2%) [7].

Співставлення статистики споживання металевих виливків в Китаї дозволяє виявити як структуру галузевого споживання, так і його динаміку (табл. 1).

Трійку споживачів-лідерів складають «Автомобілебудування» (частка 28,5%), «Труби та фітинги литі» (16,4%) та «Двигуни внутрішнього згоряння і сільгосптехніка» (10,3%), на яких в 2021 р. припадає 55,1% споживання виливків. До найбільш динамічних галузей впродовж 2019-2021 рр. відносяться «Інженерна техніка» з CAGR 5,7%, «Верстатобудування» – 4,9% та «Енергетичне машинобудування» – 3,8 %. Таким чином, підкреслюється суттєвий вплив розвитку автомобілебудування в Азіатсько-Тихоокеанському регіоні на ливарну промисловість країни.



Таблиця 1 – Споживання металевих виливків в Китаї в 2019 і 2021 рр.

Галузь, товар	2019		2021		CAGR, %
	обсяг споживання, млн. т	частка, %	обсяг споживання, млн. т	частка, %	
Автомобілебудування	14,2	29,13	15,40	28,49	2,7
Труби та фітинги литі	8,3	17,03	8,85	16,37	2,2
Двигуни внутрішнього згоряння та сільгосптехніка	5,15	10,56	5,55	10,27	2,5
Інженерна техніка	4,4	9,03	5,20	9,62	5,7
Гірничо-металургійне обладнання, важка техніка	4,6	9,44	5,00	9,25	2,8
Верстатобудування	2,25	4,62	2,60	4,81	4,9
Енергетичне машинобудування	2,1	4,31	2,35	4,35	3,8
Залізничний транспорт	2,2	4,51	2,15	3,98	-0,8
Суднобудування	0,35	0,72	0,35	0,65	0
Інше	5,2	10,67	6,60	12,21	8,3
Разом	48,75	100,00	54,05	100,00	3,5

Примітка. Вихідні дані від джерел [7, 8]. Розрахунки авторів.

Тренди ливарного ринку Індії. Аналітики компанії Technavio (Канада) прогнозують, що впродовж 2021-2025 рр. ливарний ринок Індії буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 10% [9] зі збільшенням ємності ринку на 12,2 млрд USD. Цьому сприяє збільшення попиту на металеві виливки з боку автомобілебудування як на внутрішньому ринку, так і в форматі експорту до інших країн, це стимулює інвестиції в нові ливарні технології та обладнання з низьким енергоспоживанням та підвищеною ефективністю виробництва. Також ливарні компанії Індії очікують на збільшення замовлень від військово-промислового комплексу країни. В той же час унормування урядом Індії викидів в навколишнє середовище твердих відходів і шкідливих газів ливарництва призводить до збільшення інвестицій в технології переробки відходів, що гальмує зростання індійського ливарного ринку.

Згідно інформації від The Foundry Informatics Centre (Індія) 32% металевих виливків ливарні Індії виробляють для автомобілебудування, 8% – для сантехніки, 8% – застосовують в трубопроводах, 6% – в залізничному транспорті, 6% – в сільгоспмашинах, 5% – в енергомашинобудуванні, 5% – в помпах, 2% – в верстатобудуванні та решта в військово-промисловому комплексі, аерокосмічній промисловості, вітровій енергетиці тощо [10].

Урядом Індії була започаткована національна промислова політика (National Manufacturing Policy), яка передбачала за 2011-2022 рр. збільшення частки промисловості у ВВП країни з 15% до 25%. Оскільки промислова продукція в значній мірі використовує металеві виливки, то очікувалось зростання індійської ливарної промисловості. Наразі за даними Modern Casting за період 2011-2020 рр. виробництво металевих виливків в Індії збільшилось з 9,994 до 11,314 млн. т з середньорічним темпом зростання (CAGR) на 1,2%.

Згідно даних The Foundry Informatics Centre експорт металевих виливків з Індії в вартісному вимірі за період з 2016/2017 фінансового року (ф. р.) по 2020/2021 ф. р. збільшився з 2,366 до 2,865 млрд USD, тобто з CAGR 3,9%. Максимальний обсяг експорту мав місце в 2019/2020 ф. р. – 3,102 млрд USD. Вочевидь подальше зменшення експорту виливків обумовлене негативним впливом пандемії COVID – 19. Подібна ситуація має місце і в імпорті Індією металевих виливків: за період з 2016/2017 ф. р. по 2020/2021 ф. р. вартість імпорту збільшилась з 962 млн. USD до 1160 млн. USD або з CAGR 3,8%. Максимальний обсяг імпорту мав місце в 2018/2019 ф. р. – 1392 млн. USD [10].

Розширений варіант цієї статті буде опубліковано в одному з номерів журналу «Процеси лиття» за 2023 р.

#### Література:

1. Metal Casting Industry 2022: Global Market Size (US\$ 221.3 Billion by 2027), Share, Growth (CAGR 7.8 %), Analysis, Report. IMARC Services Private Limited. Nov. 11, 2022. URL: [https://www.einnews.com/pr\\_news/600732367/metal-casting-](https://www.einnews.com/pr_news/600732367/metal-casting-)

industry-2022-global-market-size-us-221-3-billion-by-2027-share-growth-cagr-7-8-analysis-report/.

2. Metal Casting Market 2021-2031. Allied Market Research. URL: <https://www.globenewswire.com/en/news-release/2022/10/17/2535739/0/en/Metal-Casting-Market-Size-Worth-226-8-Billion-by-2031-CAGR-5-8-AMR.html/>.

3. Metal Casting Market Global Key Players with New Business Forecast 2022 To 2028. Market Watch, Inc. Published: Oct. 20, 2022. URL: <https://www.marketwatch.com/press-release/metal-casting-market-global-key-players-with-new-business-forecast-2022-to-2028-2022-10-20/>.

4. World economic outlook (International Monetary Fund). October 2022. 186p. URL: <https://www.imf.org>.

5. Dr. Heinz-Jürgen Büchner. Global Foundry Industry: Future Chances and Challenges. IKB Deutsche Industriebank AG. 02. January 2023. URL: <https://www.foundry-planet.com/d/global-foundry-industry-future-opportunities-and-challenges/>.

6. The Global Risks Report 2023. World Economic Forum. 18th Edition. Insight Report. January 2023. 98p.

URL: [https://www3.weforum.org/docs/WEF\\_Global\\_Risks\\_Report\\_2023.pdf](https://www3.weforum.org/docs/WEF_Global_Risks_Report_2023.pdf).

7. China`s total Casting production Reached 54.05m tons in 2021. Global Casting Magazine. Sep. 2022, volume 12, number 3. 35 p.

8. Chinese Foundry Industry Data Released. Global Casting Magazine. August 2021, volume 11, number 2. p. 30-31.

9. Foundry Market in India by End-user and Casting Type - Forecast and Analysis 2021-2025. Technavio. Apr. 2021. 120 p. URL: <https://www.technavio.com/report/foundry-market-in-india-industry-analysis/>.

10. Profile of Indian Foundry Industry 2021. The Foundry Informatics Centre. 12 липня 2022 р. URL: [http://foundryinfo-india.org/profile\\_of\\_indian.aspx/](http://foundryinfo-india.org/profile_of_indian.aspx/).

**Гнатуш В.А., Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ПРО ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ У США, НІМЕЧЧИНІ,  
ЯПОНІЇ ТА ТУРЕЧЧИНІ ЗА 2019-2021 рр.**

E-mail: vgnatush@gmail.com

Тренди ливарного ринку США. Згідно огляду [1], за період 2013-2019 рр. дохід ливарної галузі США збільшився з 38,7 до 44,3 млрд USD з середньорічним темпом зростання (CAGR) 1,9%. Під впливом пандемії COVID-19 та гальмування економіки у 2020 р. дохід галузі зменшився до 36,7 млрд USD (-17,1%). У 2021 р. ситуація покращилась – 43,4 млрд USD (+18,3% проти 2020 р.). Протягом 2022 р. очікується фінансовий дохід 47,3 млрд USD (9,1% проти 2021 р.) [1]. В США кількість ливарних підприємств (за винятком художніх та освітніх ливарень) за період з 2013 по 2021 р. зменшилась з 1917 до 1725 од. з середньорічним темпом (CAGR) -1,2%. В 2022 р. очікується збільшення кількості ливарень до 1770 од., або на 2,6% у порівнянні з 2021 р.

При цьому фінансовий дохід на одне підприємство з 2013 по 2021 р. збільшився з 20,2 до 25,1 млн USD або з CAGR 2,4%. В 2022 р. очікується середній дохід на підприємство 26,7 млн. USD (+6,3% проти 2021 р.). До 2026 р. прогнозується ріст річного доходу на одну ливарню 32,1 млн. USD з річним темпом зростання (CAGR) за 2021-2026 рр. на рівні 4,2%. Прибутковими є 57% ливарних цехів США із середнім чистим прибутком 14,8%. У 2021 р. операційні витрати в ливарній промисловості США становили 80% доходу ливарних цехів. Структурно вони розподіляються так: витрати на матеріали 51,5%, витрати на працівників 32,8%, витрати на будівлі цехів 7,3% та інші витрати 8,9% [1]. Напрямами подальшого розвитку ливарної промисловості США являється розробка нових продуктів, експорт виробів, рещоринг (повернення виробництва до США) і конверсія виробництва (впровадження технологій, які покращують продуктивність, зменшують вагу виливків і скорочують час їх виготовлення) [2].

Ливарники США впроваджують такі нові технології [2]:

- 1) автоматизований моніторинг обладнання і виробництва в реальному часі, прогнозне та профілактичне технічне обслуговування для зменшення вартість ремонту;
- 2) віртуальне навчання та гарнітура доповненої реальності для зменшення витрат на навчання робочого персоналу;
- 3) комп'ютерне керування технологіями при плавленні металів;
- 4) програмне забезпечення для управління ливарним виробництвом;
- 5) технологія рециклінгу металовідходів і брухту для безвідходного виробництва;
- 6) 3D-друк/адитивне виробництво для лиття без інструментів;
- 7) програмне забезпечення моделювання виливків;
- 8) робототехніка та цифрові маніпулятори.

Згідно листопадового опитування 2022 р. від Американського ливарного товариства (AFS) серед перспективних закупок ливарними компаніями США на наступні 12 місяців [3] є такі статті: «Шліфувальне обладнання» (39,6% опитаних), «Конвеєри» (35,9%), «Робототехніка» (35,9%), «Лабораторне обладнання» (30,2%), «Крани або підйомники» (30,2%), «Формувальне обладнання» (26,4%) та «Прилади екологічного контролю» (26,4%) [3].

Тренди ливарного ринку Німеччини. В звіті Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF) [4] відзначається, що у 2021 р. економіка Німеччини зросла на 2,7% проти попереднього року, коли внаслідок пандемії COVID-19 було зафіксоване різке падіння ВВП. Останнє було на 2,0% нижче, ніж у 2019 р. до початку коронакризи. В 2021 р. німецькі машинобудівні компанії зафіксували зростання замовлень на 32% порівняно з попереднім роком. При цьому внутрішні замовлення зросли на 18%, а зовнішні – на 39%. У 2021 р. чавуно- та сталеливарні заводи Німеччини отримали замовлення на близько 3,5 млн. т виливків, що на 19,4% більше проти 2020 р.

При цьому замовлення від автомобілебудування виросли на 10,8%, а від машинобудівної промисловості – на 39,4% проти попереднього року. Ливарні заводи Німеччини, що спеціалізуються на виливках з сплавів кольорових металів,

отримали замовлення від автомобільної промисловості більше на 3,8%, а від машинобудування – на 26,7%. В результаті в 2021 р. Німеччина експортувала 1,36 млн. т виливків, що на 17,2% більше попереднього року. У 2021 р. завантаженість потужностей у виробників чавунних виливків, з сірого (СЧ) та з кулястим графітом (ЧКГ), склало 85,3% (+27,1% проти 2020 р.), у виробників сталевих виливків – 79,3% (+10,6%), а у виробників виливків з сплавів кольорових металів – 78,8% (+10,6%) [4].

Виробництво в Німеччині виливків із сплавів чорних металів (чавун СЧ, ЧКГ, ковкий та сталь) у 2021 р. склало 3,2 млн. т, що на 16,4% більше, ніж у 2020 р. [4]. При цьому за період 2019-2021 рр. виробництво вказаних виливків зменшилось з середньорічним темпом (CAGR) – 6,0%, а їх експорт – на -7,0%. Під впливом негативних економічних факторів кількість виробництв виливків з сплавів чорних металів в країні зменшилось з CAGR -1,8%, а кількість працівників – на -4,4%. В 2021 р. виробництво виливків з чавуну та сталі для автомобільної промисловості зросло на 15,4% проти минулого року (до 1,7 млн. т), в машинобудуванні збільшилось на 28,8% (до 828,9 тис. т), а виливків іншого призначення (валки, прес-форми, будівельні виливки, труби та фітинги) – на 4,7% (0,584 тис. т) [4].

В 2021 р. виробництво виливків в Німеччині з СЧ збільшилось на 15,8% проти 2020 р. і досягло 1,874 млн. т. при рості випуску литих автомобільних компонентів на 17,6% (до 1,265 млн. т), а виливків для машинобудування – на 26,1% (381,4 тис. т) [4]. Виробництво виливків з ЧКГ в 2021 р. в Німеччині становило 1,141 млн. т, тобто збільшилось на 19,2% порівняно з попереднім роком [4]. Від впливу негативних економічних факторів в 2020-2021 рр. випуск виливків з ЧКГ в 19 країнах САЕФ зменшувалось з середньорічним темпом (CAGR) – 2,6%, а в Німеччині на -7,3%. В 2021 р. виробництво автомобільних компонентів в Німеччині з ЧКГ зросло на 9,8% до 2020 р. (до 470 тис. т), а виливків для машинобудування – на 33,7% (до 424,5 тис. т).

Виробництво виливків з сплавів кольорових металів в Німеччині в 2021 р. збільшилось на 4,8% проти 2020 р. і сягнуло 806,2 тис. т [4]. При цьому 75,7%

виливків було виготовлено для автомобільної промисловості (610,0 тис. т), а їх випуск збільшився на 3,8% проти 2020 р. Поставки виливків для машинобудування зросли на 26,7% проти попереднього року (9,1 тис. т), а для інших споживачів – на 7,1%. В 2021 р. експортні поставки виливків з кольорових металів склали 34,3% від обсягу виробництва. Виробництво виливків із сплавів кольорових металів в Німеччині в 2019-2021 рр. знаходилось під тиском негативних факторів, що призвело до зменшення їх виробництва з CAGR -10,9% проти -3,5% в ливарнях країн CAEF. Виробники виливків з алюмінієвих сплавів в 2021 р. отримали замовлення на 717,3 тис. т (+ 6,6% проти попереднього року), з них 84,1% від потреби (603,1 тис. т) надійшли з автопромисловості. В 2021 р. замовлення на литво з сплавів Mg зменшились на 21,6% порівняно з попереднім роком і досягли обсягу 15,9 тис. т [4].

На функціонування ливарних заводів Німеччини в 2021 р. суттєво вплинули такі фактори як пандемія COVID-19 та зростання цін на сировинні матеріали (метали) і енергоносії. В 2022 р. до цього додався негативний економічний вплив війни Росії з Україною. Якщо ливарне виробництво постраждало менше, то автомобільна промисловість зазнала значних втрат через проблеми з виробництва напівпровідників і постачанням сировини [4].

Тренди ливарного ринку Японії. Статистичні дані, оприлюднені Japan Foundry Society (JFS) [5], не включають традиційний перелік ливарних сплавів і тому підсумкові дані є орієнтовними. Внаслідок мінливої економічної ситуації в світі, яка сформувалась після 2019 р., виробництво виливків в країні в 2019-2021 рр. характеризується понижувальним трендом. Виробництво виливків з мідних сплавів зменшувалась з середньорічним темпом (CAGR) -5,6%, виливків з алюмінієвих сплавів – -5,1% і виливків з чавуну – -1,5%.

Оприлюднені JFS дані за період січень-листопад 2022 р. дозволяють попередньо оцінити підсумки 2022 р. Внаслідок відновлення споживаючих галузей темп зменшення виробництва виливків дещо вповільнився і загалом складає -1,6% проти показника 2021 р. Суттєвий вплив на виробництво виливків з чавуну має попит з боку автовиробників, оскільки частка чавунних автомобільних

компонентів в 2019-2021 рр. становила 62,7...64,0% загального виробництва виливків з чавуну. В номенклатурі точних виливків переважають автомобільні компоненти (більше 56%), виробництво яких в 2019-2021 рр. має середньорічний темп зростання (CAGR) 4,7%. За ними йдуть деталі газових турбін (17,4...21,9%) з CAGR 12,6%.

Тренди ливарного ринку Туреччини. В огляді САЕФ [4] повідомляється, що в 2021 р. в Туреччині було виготовлено 1,108 млн. т виливків з ЧКГ (на 29,6% більше проти 2020 р.); 0,921 млн. т виливків з СЧ (на 49,1%) та 0,279 млн. т сталевих виливків (на 45,4%). Загалом в 2019-2021 рр. випуск литва із сплавів чорних металів в країні збільшувався з середньорічним темпом (CAGR) 9,9%.

В 2021р. частка виливків з ЧКГ становила 48,0% виливків з чорних металів. При цьому в 2019-2021 рр. їх виробництво в Туреччині зростало з CAGR 5,9%, а в країнах САЕФ зменшувалось з CAGR – 2,6%. Аналітики САЕФ відзначають, що стимулом для збільшення виробництва в Туреччині виливків з ЧКГ і СЧ є попит на зовнішніх ринках. Так, частка експорту в 2021 р. виливків з ЧКГ зросла до 77%, а частка експорту виливків з СЧ стабілізувалась на відмітці 47%. В результаті інвестицій в ливарну промисловість країни виробничі потужності для ЧКГ збільшились на 35%, а для СЧ – на 8%.

У 2021 р. виробничі потужності сталевих лиття були завантажені майже на 78% в результаті збільшення попиту як на внутрішньому, так і на зовнішньому ринках. При цьому частка експорту даної продукції в кількісному вимірі зменшилась з 62% до 59% при зростанні вартості на 7,9%. Основними споживачами сталевих виливків були загальне машинобудування, енергетика, гірничодобувний комплекс і залізниця [4]. За даними [4] в Туреччині виробництво виливків з сплавів кольорових металів в 2019-2021 рр. мало позитивний тренд: виробництво продукції зростало з середньорічним темпом (CAGR) 4,6%, кількість ливарень – 0,8% і кількість працівників – 1,0%.

В 2021 р. ливарна промисловість Туреччини знаходилась під тиском кількох ризикових факторів, серед них: коливання курсу валют, зростання цін на феросплави, електричну енергію (+39,6%) та природний газ (+42,7%) [4].



В 2021 р. виробництво виливків з алюмінієвих сплавів сягнуло 0,578 млн. т або на 28,6% більше ніж попереднього року. З них експортували майже 80%, що менше на 2% проти 2020 р. Завантаженість потужностей алюмінієвого лиття була 58%, знизившись на 6%. Відновлювалось в 2021р. виробництво виливків під тиском після обмежень, викликаних пандемією в попередній рік, а також інвестиції у виробництво виливків литтям під низьким тиском [4].

В 2021 р. виробництво виливків з сплавів цинку становило 43,0 тис. т або на 35,8% більше ніж у 2020 р., а виливків з мідних сплавів – 33,4 тис. т (+34,4%). Останнє обумовлено зростанням попиту від загального машинобудування та будівництва. Обсяг експорту виливків з мідних сплавів був на рівні близько 55%, а завантаженість потужностей 7 % (+14%).

Більш детальний варіант цієї статті передано до редакції журналу «Процеси ЛИТТЯ».

#### Література:

1. 2022 Industry Outlook: Strong Sales Expected. Modern Casting. January 2022. P. 24-27.
2. Domestic Casting Industry. Market Research Study. DOE. 2022. 53 p. URL: <https://science.osti.gov/-/media/sbir/pdf/Market-Research/AMO---Metal-Casting-August-2022-Public.pdf/>.
3. Metalcasters Quarterly Outlook Survey. AFS. November 2022. 17 p. URL: <https://www.afsinc.org/metalcasters-quarterly-outlook-survey>.
4. The European Foundry Industry 2021. The European Foundry Association. Düsseldorf, November 2022. 130 p.

**Гнатуш В.А.**  
*(незалежний аналітик, м. Київ)*  
**РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ І СТУДЕНТ УНІВЕРСИТЕТУ –**  
**МЕТАЛУРГ**  
E-mail: vgnatush@gmail.com

Більше 10 тисяч років тому на планеті Земля були вироблені перші металеві предмети. За цей час еволюціонували як людська цивілізація, так і промислове виробництва. Фундаментом глобальної економіки є метали, а ливарна галузь є її важливим компонентом. Вироби з металів займають чільне місце в житті людини. Від домашніх приладів до транспортних засобів, від смартфонів до космічних ракет використовується вся відома лінійка металів.

В той же час глобальне виробництво функціонує в умовах ринку, коли попит обумовлює пропозицію. Для забезпечення ринку виробами (металевими виливками) потрібно підготувати професійні кадри (університети), розробити ефективні ливарні технології та сплави (наукові інститути), виготовити потрібні виливки (підприємства) і реалізувати їх споживачам (виробники кінцевого продукту). І ось потім, в процесі експлуатації виробу, включається зворотній зв'язок стосовно придатності металевого виливка, який ініціює застосування методів підвищення його експлуатаційних характеристик.

Вочевидь для забезпечення високої якості виливків студент – металург повинен мати первинну інформацію стосовно залежності між виробництвом і споживачем. Тобто під час навчання в університеті студент – металург повинен отримати інформацію про тренди розвитку глобальної ливарної промисловості стосовно країн, сплавів, технологій, обладнання та ливарних матеріалів, а також трендів розвитку споживаючих галузей.

Володіючи окрім теоретичної підготовки комплексом знань про ливарний ринок студент – металург вже під час навчання може вибрати напрямок своєї подальшої професійної орієнтації.

Слід відзначити, що глобальна ливарна промисловість активно розвивається. В трійку лідерів виробництва виливків входять Китай, Індія та США.

До прикладу в Китаї найбільшими споживачами виливків в 2021р. були «Автомобілебудування» (частка 28,5%), «Труби та фітинги литі» (16,4%) та «Двигуни внутрішнього згорання і сільськогосподарська техніка» (10,3%), що разом складає 55,1% споживання виливків. До найбільш динамічних галузей в країні впродовж 2019-2021 рр. відносяться «Інженерна техніка» з середньорічним темпом зростання (CAGR) 5,7%, «Верстатобудування» – 4,9% та «Енергетичне машинобудування» – 3,8%. В структурі ливарних сплавів, що використовуються в Китаї, лідером є чавун сірий (частка 41,7%), за ним чавун з кулястим графітом (29,5%), сплави алюмінію та магнію (13,3%) та сталь (12,2%) [1, 2].

До основних гравців на ливарному ринку Китаю аналітики відносять компанії з Китаю (10 од.), США (4 од.), Японії (2 од.) і по одній компанії з Індії, Мексики та Республіки Корея. Сучасним трендом розвитку ливарної промисловості є створення філіалів компанії в інших країнах і навіть на інших континентах. Наприклад, компанія з головним офісом в США Hitachi Metals Ltd. яка виробляє компоненти для автомобілів, літаків, поїздів, трубопроводів і енергетики з алюмінієвих сплавів, високоміцного чавуну, магнітних сплавів тощо, має філіали в Америці (8 од.), Азії (25 од.), Європі (2 од.) та Японії (24 од.) [3].

В той же час виробництво металів збільшується, а рудні запаси на планеті Земля поступово вичерпуються. Тому в ХХІ столітті промислово-розвинені країни не тільки переробляють відходи та брухт металів, а і експортують їх до інших країн. При переробці відходів і брухту використовується така ливарно-металургійна технологія як плавка. А так як студенти – металурги вивчають теорію та практику плавлення металів, то логічно, що б вони отримували інформацію стосовно технологій переробки (рециклінгу) відходів та брухту металів.

Як повідомляє Інститут промисловості переробки брухту в США (Institute of Scrap Recycling Industries, ISRI) [4] в 2018 році в США було перероблено

72,4 млн т брухту чорних металів, 5,5 млн т брухту алюмінію, 1,8 млн т мідного брухту та 1,3 млн т брухту свинцю. Завдяки використанню перероблених металів було зекономлено від 95% (алюміній) до 74% (сталь) енергії. Переробка одного автомобіля економить більше ніж 1,1 т залізної руди, 0,6 т вугілля і 54 кг вапняку.

Про велику увагу, яку надають в США підготовки кадрів для промисловості переробки брухту свідчить така інформація. Заснована в 1967 році освітня та дослідницька фундація з переробки вторинної сировини США (The Recycling Education and Research Foundation, RERF) пов'язана з Інститутом промисловості переробки брухту в США (Institute of Scrap Recycling Industries, ISRI) розширила свою місію і в 1991 році створила звільнений від податків фонд стипендій, який відтоді надає понад 1,6 млн доларів США на стипендії більш ніж 1200 студентів.

Тому підготовка в українських університетах фахівців з переробки брухту є важливою справою, особливо виходячи з того, скільки металевого брухту утвориться в Україні в результаті війни. В свою чергу це дозволить поглибити компетентність студентів та розширить їх можливості працевлаштування після закінчення навчання в університеті.

#### Література:

1. China`s total Casting production Reached 54.05m tons in 2021. Global Casting Magazine. Sep. 2022, volume 12, number 3. 35p.
2. Chinese Foundry Industry Data Released. Global Casting Magazine. August 2021, volume 11, number 2. p. 30-31.
3. China Metal Casting Market Report & Forecast 2021-2027. Market Intelligence Data. Jan 2022. 110p. URL: <https://marketintelligencedata.com/reports/1371289/china-metal-casting-market-report-forecast-2021-2027?vocenuova.tv/>.
4. Recycling Industry Yearbook 2019. ISRI. 80 p.  
URL: <https://www.congress.gov/116/meeting/house/110639/documents/HHRG-116-IF18-20200304-SD005.pdf/>

**Гнатуш В.А.**

*(незалежний аналітик, м. Київ)*

## **ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ ЛИВАРНОГО ОБЛАДНАННЯ В 20-Х РОКАХ XXI СТОЛІТТЯ**

E-mail: vgnatush@gmail.com

Металеві виливки застосовуються в широкій гамі виробів глобальної промисловості. В свою чергу промислові підприємства з метою підвищення якості виливків і забезпечення економічної ефективності закупають новітнє ливарне обладнання.

Як свідчить аналітика від компанії Industry Research Biz (США) в 2019 році ємність світового ринку ливарного обладнання оцінювалась в 4,9 млрд доларів США. Прогнозується, що в 2026 році цей показник збільшиться до 6,2 млрд доларів США з середньорічним темпом зростання (CAGR) 3,4% впродовж 2021-2026 років [1].

Аналітики компанії Business Research Insights (Індія) оцінюють в 2022 році ємність глобального ринку ливарного обладнання в 5,1 млрд доларів США. Прогнозується, що в 2028 році цей показник сягне 6,5 млрд доларів США з CAGR 3,5% [2].

В той же час статистика світового експорту ливарного обладнання свідчить про те, що 2017...2021 роках вартість експорту зменшилась з 998,7 до 814,9 млн доларів США, тобто з середньорічним темпом (CAGR) -4,0%. Така ситуація обумовлена впливом таких негативних факторів як пандемія COVID-19, гальмуванням світової економіки та певною стабілізацією виробництва виливків в світі. За підсумком 2021 року п'ятірку країн-лідерів світового експорту ливарного обладнання формують Японія, Китай, Італія, Німеччина та Швейцарія, загальна частка яких становить 76,5% вартості глобального експорту [3].

До провідних гравців світового ринку ливарного обладнання аналітики відносять 24 компанії з Гонконгу, Данії, Індії, Німеччини, Китаю, США, Швейцарії та Японії [1, 2]. Інформація стосовно перших десяти компаній за алфавітом за результатами аналізу їх сайтів:

ABP Induction Systems GmbH (Німеччина) – Виробництво індукційних печей для плавлення чорних і кольорових металів, нагрівальних систем, а також

обладнання для розливання металів. Філії компанії знаходяться в США, Мексиці, Швеції, Німеччині, Південній Африці, Індії, Таїланді та Китаї. Компанія функціонує з 1903 року.

AGTOS GmbH (Німеччина) – Виробництво дробоструменевих систем і машин. Виробничі потужності розміщені в Польщі, а філіал у Франції. Компанія почала діяльність в 2001 році.

ALD Vacuum Technologies GmbH (Німеччина) – Виробництво вакуумних систем для плавлення, лиття та переплавлення металів і сплавів, металів для сонячних батарей, а також спеціального обладнання для нанесення покриттів на лопатки турбін з використанням індукційного та електронно-променевого плавлення. Виготовлення вакуумного обладнання та систем для термічної та термохімічної обробки металевих матеріалів у твердому та рідкому станах. Філіали компанії знаходяться в США, Франції, Мексиці, Китай, Індії, Японії та Таїланді. Компанія заснована в 1873 році.

Baoding WeLL Foundry Machinery Co., Ltd (Китай) – Виробництво автоматичних формувальних ліній з використанням різних в'язучих компонентів, обладнання для очищення виливків, обладнання для виготовлення стрижнів і нестандартне ливарне обладнання. Виконує проектування ливарних заводів. Офіси в чотирьох містах Китаю. Компанія заснована в 1955 році.

Bühler Holding AG (Швейцарія) – Багатопрофільна компанія яка виробляє чотири типи машини для лиття під тиском з інтегрованими системами керування та із силою замикавання від 3400 до 92000 кН, а також дозатори рідкого алюмінію. Офіси компанії розміщені в більш ніж 140 країнах світу, серед яких Індія, Індонезія, Нідерланди і Німеччина. Компанія заснована в 1860 році.

Oskar Frech GmbH (Німеччина) – Виробництво машин лиття під тиском з холодною та гарячою камерами (вилівки з алюмінію, магнію та цинку) і периферійних пристроїв (печі для плавлення цинку та магнію), а також виготовлення прес-форм, систем їх наплення та контролю температури. Філіали компанії знаходяться в 16 країнах світу, серед яких Австрія, Китай, Польща, США та Болгарія. Компанія заснована в 1949 році.

Inductotherm Group (Індія) – Виробництво обладнання в сегменті індукційних технологій для плавлення, нагрівання, зварювання, вакуумного плавлення та

нагрівання. Виготовлення індукційних печей для плавлення, нагрівання та розливання сплавів заліза, міді, алюмінію, цинку та дорогоцінних металів. В комплектацію входять системи завантаження печей, комп'ютерні та роботизовані системи керування плавильними цехами. Компанія функціонує з 1983 року.

KÜNKEL WAGNER Germany GmbH (Німеччина) – Виробництво інноваційних формувальних машин і обладнання для комплексної підготовки піску (формувальної суміші), а також автоматизованих машин для розливання металу. Заводи – філіали в Індії та Китаї. Заснована в 1907 році.

LK Group (Гонконг) – Проектування, виробництво та продаж машин для лиття під тиском (сплави алюмінію, магнію, цинку, міді), машин для лиття пластику під тиском і обробних центрів з ЧПУ. Компанія має шість виробничих локацій в Китаї та по одній в Тайвані, Італії, а також в Індії. Заснована в 1979 році.

Ningbo Dongfang Die-Casting Machine Tool Co. (Китай) – Виробництво машин для лиття під тиском (сплави цинку, свинцю, алюмінію, міді) з холодною та гарячою камерами. Заснована в 1981 році.

До особливостей сучасного світового ринку ливарного обладнання слід віднести комплексне обслуговування споживачів продукції, яке включає продаж, обслуговування та навчання персоналу. Слід відзначити також глобалізацію ринку ливарного обладнання шляхом створення філіалів компаній в багатьох країнах світу.

#### Література:

1. Foundry Equipment Market: Exploring New Opportunities and Steady Growth in Sharing Economy by 2027. Industry Research Biz. Feb. 16, 2023. 135 p. <https://www.marketwatch.com/press-release/2023-foundry-equipment-market-exploring-new-opportunities-and-steady-growth-in-sharing-economy-by-2027-2023-02-16/>
2. Foundry Equipment Market Size to 2028. Business Research Insights. Aug. 2022. 122p. URL: <https://www.businessresearchinsights.com/market-reports/foundry-equipment-market-100643/>.
3. International Trade Centre. URL: <http://www.intracen.org/>.

**Гриценко Т.В., Кілеса І.М., Сляднєв В.В.**  
**(ВСП ДФКІТП ДВНЗ «УДХТУ», м. Кам'янське)**  
**ПРОБЛЕМИ МОДЕРНІЗАЦІЇ ТА АВТОМАТИЗАЦІЇ ОБЛАДНАННЯ**  
**МАШИНОБУДІВНОЇ ГАЛУЗІ**  
E-mail: tanyagritsenko0607@gmail.com

В сучасному світі все, що нас оточує, дуже швидко змінюється: старі технології та матеріали витісняються новітніми розробками, сучасні методи виробництва і обладнання приходять на зміну морально та фізично застарілому. Галузь машинобудування не є виключенням в цьому процесі змін. Однією з актуальних проблем, які виникають при впровадженні нового або модернізації старого обладнання – це поєднання нових технологій із старими, що вже існують на підприємстві. Створити такий симбіоз інколи досить складно, а вирішення технічних проблем часто вимагає нестандартних підходів і рішень.

Одним з можливих варіантів вирішення питання модернізації та автоматизації обладнання машинобудівельної галузі є використання елементів пневматики та пневмоавтоматики, які з кожним роком набувають все більшої популярності. Пневматичні приводи і системи керування знайшли широке застосування в системах автоматизації і механізації виробничих процесів у різних галузях:

- деревообробка;
- металообробка;
- упаковка;
- металургія;
- автомобіле- та верстатобудування;
- кондитерське і харчове виробництво;
- текстильна, взуттєва промисловість;
- ливарне виробництво;
- зварювальні підрозділи;
- ковальсько-пресові цехи тощо.



Вони оптимальні для областей, в яких роботи проводяться в умовах підвищеної запиленості, високих температур, підвищеної пожежної небезпеки. Також їх ефективно використовують для транспортування, затиску, завантаження, в якості приводів як окремих вузлів так і обладнання в цілому. Іноді використання елементів пневматики залишається єдиним можливим варіантом завдяки компактності при високій продуктивності та відносно меншій вартості. Так, наприклад, використання безштокового пневмоциліндра може забезпечити лінійне переміщення вузла або деталі обладнання в досить широкому діапазоні, а в поєднанні з іншими елементами пневматики як то поворотні пневмоциліндри, пневмозахвати, тримачі з вакуумними присосками тощо, утворює пневмомеханічну систему, здатну вирішувати великий перелік задач. Безумовною перевагою таких систем є можливість створення окремих вузлів, які відносно легко інтегруються у вже існуючий виробничий процес чи обладнання.

Елементи пневматики та пневмоавтоматики успішно конкурують з іншими видами систем автоматизації виробничих процесів і обладнання, а інколи є єдиним варіантом. Але, поряд з усіма цими перевагами у пневматичних систем є і недоліки, які слід обов'язково враховувати у процесі вибору оптимального варіанту приводу. І один з найбільш вагомих з них пов'язаний з підвищеною стисливістю повітря. В процесі стискання він накопичує енергію, яка в будь-який момент часу може перейти в кінетичну (енергія рухомої повітряної маси) і стати причиною ударних навантажень. Щоб усунути такі потенційні проблеми в конструкцію систем пневматичного управління включаються додаткові механізми, що забезпечують плавність і точність ходу.

Ще одна проблема при роботі з даними системами – неможливість забезпечити точну фіксацію керуючих органів у визначеному проміжному положенні. Також слід знати, що при змінному навантаженні практично неможливо буде отримати стабільну і рівномірну швидкість повітряного потоку. Пневматичні системи також потребують використання мастила, а їх коефіцієнт корисної дії нижче, ніж у гідравлічних та електричних аналогів.

Серед великого різноманіття технічних рішень з питань модернізації та автоматизації виробничих процесів та обладнання пневматика займає особливе місце і з кожним днем все більша кількість фахівців використовує її в своїй діяльності.

Література:

1. Невлюдов І. Ш. Трансфер технологій у сучасній науці, освіті та виробництві в умовах четвертої промислової революції «ІНДУСТРІЯ 4.0» / І. Ш. Невлюдов, О. О. Чала, Ю. М. Олександров // Сучасний рух науки: тези доп. VIII міжнародної науково-практичної інтернетконференції, 3-4 жовтня 2019 р. – Дніпро, 2019. – Т.2 С.: 604-608
2. <https://prominstal.com.ua/blog/shho-take-bezshtokovi-pnevmotsylindry-ta-dlya-chogo-vykorystovuyutsya/> – офіційний сайт приватного підприємства «ПРОМІНСТАЛ».
3. <https://hydromarket.com.ua/ua/a462012-pnevmaticheskoe-upravlenie-pnevmosistemy.html> – адреса сайту «Hydromarket» .

**Дорошенко В.С., Клименко С.І.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ТОНКОСТІННІ ВИЛИВКИ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ЗА  
МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), має значні переваги над традиційними ливарними процесами, але досі має низькі показники щодо поширення та комерціалізації [1]. ЛГМ-процес найбільш ефективний для виробництва формоутворюючої оснастки, інструментів для виготовлення прототипів, запчастин, разового чи дрібносерійного ливарного виробництва.

Профінансовані Міністерством енергетики США (DOE) дослідження довели, що порівняно з поширеними методами лиття ЛГМ забезпечує 25–30%

економії енергії, 46% економії трудовитрат, на 7% менше використання матеріалів і зниження собівартості продукції на 20–25% [1]. У порівнянні з традиційними процесами утворюється менше твердих відходів, а також менше викидів твердих частинок у повітря та парникових газів. Ще перевага полягає в тому, що за належної конструкції ливникової системи вихід придатного литва при ЛГМ становить понад 70%, а вихід понад 80% є можливим [1].

Недавнє дослідження, фінансоване Міністерством економіки США щодо виготовлення тонкостінного високоміцного чавуну (ТСВЧ) (thin-walled ductile iron, TWDI), показало, що навіть при 1 мм допуск на розмір литої стінки чавуну становив  $\pm 0,039$  мм [1, 2]. Ця ключова перевага означає, що ЛГМ-виливки можна отримувати з нульовою або мінімальною механічною обробкою металу. З належним перепроєктуванням литих металоконструкцій це може призвести до значної економії коштів, яка компенсує дещо вищу вартість серійного процесу порівняно з литтям у форми по-сирому чи з холоднотвердної піщано-смоляної суміші – ХТС (nobake) [1]. Для легковагих металоконструкцій рекомендовано застосування ВЧ, оскільки він має сприятливу для цього питому міцність (на одиницю вартості), особливо це ще більш значуще для його термічно обробленого варіанту (ADI).

Висновки з досліджень [2], що тривали кілька років, отримано такі. Оскільки стандарти паливної ефективності (SAFE) зростають у всьому світі, попит на полегшення транспортних засобів не втрачає актуальності. Крім того, вага електромобілів безпосередньо впливає на запас ходу і розмір їх батареї. У зменшенні ваги також зацікавлені і в інших транспортних галузях. У сільському господарстві є стурбованість щодо ущільнення ґрунту. У оборонній та аерокосмічній сферах триває конкуренція як щодо маневреності, так і корисного навантаження.

Оскільки попит на легковагі металовироби триває і навіть зростає, ВЧ та ізотермічно загартований – ADI все частіше беруть до уваги. Старі вказівки про уникнення використання ВЧ з товщиною стінки нижче 0,25 дюйма (6,35 мм) не слід більше застосовувати [2], доступні різні технологічні варіанти отримання ВЧ

залежно від вимог до конструкції. Як було показано [2], усунути отримання дефектів від утворення карбідів можна як при ливарній технології повале, так і ЛГМ. Однак, оскільки ЛГМ може забезпечити вищу точність (tolerances) виливків, цей процес має переваги для виробництва ТСВЧ. Приклад вилитих при ЛГМ зразків товщиною 1-6 мм, довжиною до 150 мм показано на рис. 1 [2].



Рис. 1. Виливок з пробами за ЛГМ-процесом перед видаленням покриття

ЛГМ також дає додаткові можливості зменшення маси литва через здатність консолідувати деталі та виключати механічну обробку та зварювання. ВЧ та ADI використовується для деталей широкої номенклатури, включно для колінчастих та розподільних валів, тяг, важелів підвіски, компонентів гальм, насосів, кронштейнів, підйомних важелів, деталей підвіски тощо. Можливість об'єднання TWDI з ЛГМ означає поширення нових типів консолідованих деталей у майбутньому [2].

За нашими дослідженнями при виливанні з ВЧ за ЛГМ процесом у вакуумовані форми тонкостінних деталей спостерігається такі специфічні явища. Зі стінкою товщиною 3-4 мм в рази збільшується площа поверхні тонкостінних виливків проти деталей зі стінкою 8-10 мм і вище. При цьому різко зростає вплив поверхневих явищ на процес заповнення форми, зменшується відношення маси

моделі (і матеріалу для газифікації) до площі стінок форми, які цю модель оточують. Розплав металу, що заливається у вакуумовану форму, торкаючись стінок форми, миттєво до них присмоктується вакуумом, утворюючи металеву плівку, що герметизує форму. Тому метал наче протікає в металевій гарячій «панчосі» (що наклеюється на стінки порожнини форм з першим його дотиком), а не ковзає по стінці форми. Тому попереду в потоці завжди метал гарячіший, ніж при стінках, він рухається в газовому основному (практично безкисневому) середовищі, що складається здебільшого з летючих продуктів термодеструкції пінополістиролу: вуглеводневих газів та парів, водню та найдрібніших часток вуглецю (коксівий чи сажистий залишок).

Основна атмосфера сприяє графітизації металу (перешкоджає карбідизації), а частки вуглецю – його навуглецюванню, вони можуть служити центрами утворення графітних включень в чавуні, якщо потраплять в метал. Крізь відносно (до маси моделі) велику площу вакуумованих стінок форми посилюється можливість вакуумного всмоктування металу. Вищесказані фактори сприяють високій здатності ВЧ до заповнення тонких деталей порожнини вакуумованої форми. Причому за хімічним складом ВЧ відносять практично до евтектичного чи слабко заевтектичного чавуну, що робить його рідкотекучістю найвищу серед інших конструкційних (графітизованих) чавунів за однакової температури їх заливання у форму (виміри текучості при товщині 1 мм виявили, що вона досягає 227 мм залежно від температури розплаву [2]).

Плівка ВЧ, що налипає на стінки при ЛГМ, на товщину в соті долі міліметра зневуглецьовується і втрачає магній під впливом вакууму, але під тиском на стінку форми від присмоктування вакуумом (практично з втратою зазору «метал-форма») отримує прискорене охолодження і металеву структуру з досить здрібненим зерном (кристалітами). Подання інокулювального модифікатора в спеціальну розширену ливникову чашу, як описано в роботі [2], сприяє утворенню в металі зародків майбутніх графітових включень. Це також виявлено при дещо схожому модифікуванні за інмолд-процесом, що відноситься до процесів модифікування в передкристалізаційному періоді; зокрема у відділі

В. Б. Бубликова експериментально отримано за інмолд-процесом ВЧ з дрібними включеннями кулястого графіту (точкоподібного при спостереганні зі стократним збільшенням на шліфі) в кількості більше 1000 включень на 1 мм<sup>2</sup>. Близьке розташування дисперсного евтектичного графіту (переохолодження) і велика сумарна площа поверхні цих дрібних графітових включень сприяють при перлітному перетворенні повному розпаду аустеніту і виділення фериту (іноді до повної відсутності перліту), скорочуючи шляхи дифузії при розпаді карбідів, що є аналогом графітізувального самовідпалу [3].

Публікації про дослідження щодо виготовлення литого тонкостінного ВЧ (ТСВЧ, TWDI), а також ізотермічно загартованого (TWADI) останніми роками стали досить частими. Зокрема, в роботі [4] описано, що можна виготовити якісні тонкостінні виливки (керівні важелі, консолі та ротори) з ВЧ з питомою міцністю (відношення міцності до густини) до 87 МПа·см<sup>3</sup>/г. Крім того, після ізотермічного гартування з отриманням аусферитної матриці в тонкостінних виливках питома міцність зростає до 154 МПа·см<sup>3</sup>/г. Також показано, що тонкостінні виливки, виготовлені з TWDI та TWADI, можуть бути легшими та мати кращі механічні властивості, ніж такі ж, виготовлені з алюмінієвого сплаву. Вони мають високий потенціал для заміни деталей з алюмінієвих сплавів у різних сферах застосування, особливо тих, які мають високі механічні вимоги і така заміна може принести істотну економію [4]. Зокрема, на рис. 2, а показано приклади випробувань виливків зі сплаву Al і аналоги TWDI і TWADI у вигляді кривої «залежності напруження від деформації матеріалу», зразків що з взяті з ребра деталі «консоль» (рис. 2, б) [4].

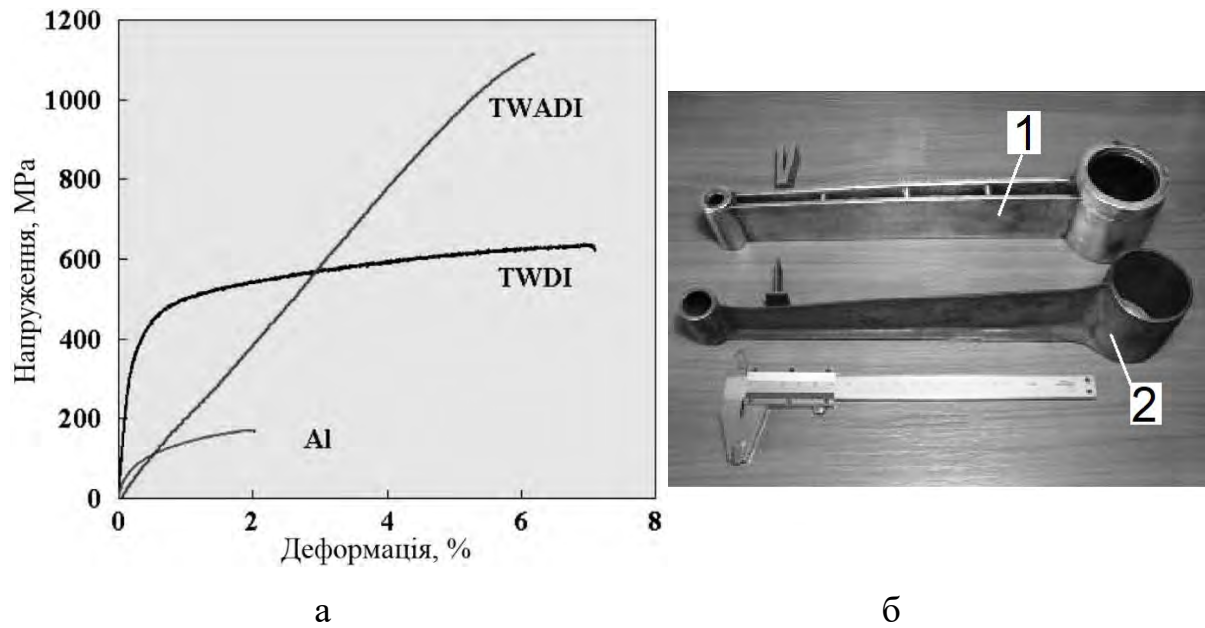


Рис. 2. Крива напруження-деформації (а) зразків, взятих з ребра консолі (б):  
1 – деталь з алюмінію масою 580 г; 2 – з TWDI масою 380 г [4]

#### Література:

1. S. Jordan and M. Debruin. How a foundry can diversify into lost foam casting at negligible cost. *Modern Casting*. 2022. August. P.29-33.
2. S. Jordan, M. Debruin, E. Cilkilic, A. Luo. Thin-Walled Ductile Iron. *Casting source*. 2021. Sept/Oct. P. 34-39.
3. Александров Н.Н., Черепов А.А., Андреев В.В., Ковалевич Е.В. Производство крупногабаритных отливок из чугуна. М.: НИИЭинформнергомаш, 1987. – 44 с.
4. Fraś, E., Górný, M., Lopez, H. Thin wall ductile iron castings as substitutes for aluminium alloy castings. *Archives of Metallurgy & Materials*. Jun 2014, Vol. 59 Issue 2, p. 459-465.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СТАТИСТИЧНІ ДАНІ ПРО СВІТОВЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛЕВИХ**  
**ВИЛИВКІВ В 2021 р.**  
 E-mail: doro55v@gmail.com

У табл. 1 вказано статистичні дані світового виробництва виливків. Звіт Американського ливарного товариства AFS «Прогноз і тенденції розвитку ливарного виробництва» розробляється на базі даних, отриманих із всебічних ділових досліджень активності, проведених Бюро перепису населення, Бюро трудової статистики та іншими державними установами. Дані, наведені у Статистичному звіті про виробництво ливарної продукції у світі, надані асоціацією ливарного виробництва кожної країни або аналогічними представниками, а також Світовою організацією ливарних виробництв та CAEF – Європейською асоціацією ливарників [1, 2].

Таблиця 1 – Виробництво виливків, тис. т, 2021 р.

Виробництво країнами, тис. т										
Країна	СЧ	ВЧ	КЧ	Сталь	Cu-	Al-	Mg-	Zn-	Інші кольор. сплави	Всього
					сплави					
Австрія	37,100	104,800	–	10,300	–	127,971 <sup>A</sup>	–	–	–	280,171
Бельгія	44,500	4,500	–	5,300	–	–	–	–	–	54,300
Бразилія	1148,123	468,952	–	269,512	20,524	160,464	4,534	1,064	–	2073,173
Канада <sup>***</sup>	330,841	–	–	90,091	14,237	211,374	–	–	–	646,543
Китай	22550,000	15950,000	600,000	6600,000	900,000	7200,000 <sup>A</sup>	–	–	250,000 <sup>B</sup>	54050,000
Хорватія	19,465	6,161	–	0,120	0,202	65,606	–	–	0,131	91,685
Чехія	140,000	41,000	–	44,500	18,000	89,000	0,400	0,900	–	333,800
Данія <sup>*</sup>	28,900	58,100	–	–	1,188	2,224	–	–	0,112	90,524
Фінляндія	20,600	25,500	–	5,700	2,508	3,604 <sup>A</sup>	–	–	–	57,912
Франція	503,900	665,000	–	43,100	17,705	299,016 <sup>A</sup>	–	20,739	2,395	1551,855
Німеччина	1873,700	1140,900	–	143,800	48,425	701,118	15,498	41,095	–	3964,536



Виробництво країнами, тис. т										
Країна	СЧ	ВЧ	КЧ	Сталь	Сu-	Al-	Mg-	Zn-	Інші кольор. сплави	Всього
					сплави					
Угорщина	16,300	57,200	–	1,700	0,701	119,026	0,278	1,542	0,077	196,824
Індія	8623,822	1259,850	50,000	1049,827	–	1465,158 <sup>c</sup>	–	–	–	12448,657
Індонезія	94,680	156,360	–	49,872	–	65,919	–	–	320,800	687,631
Італія	616,200	385,900	–	56,800	51,947	727,254	5,283	95,089	0,881	1939,354
Японія	1831,186	1339,165	29,834	–	59,585	–	374,042	16,927	904,440	4555,179
Корея	850,200	670,100	–	145,400	23,500	620,400	10,000	–	–	2319,600
Мексика <sup>*</sup>	–	–	–	–	–	–	–	–	–	2860,000
Норвегія <sup>**</sup>	8,800	22,300	–	–	–	6,526	–	–	–	37,626
Пакистан <sup>**</sup>	181,000	24,540	–	48,750	14,200	21,200	2,730	–	–	292,420
Польща	392,400	135,160	–	43,600	5,232	296,480	–	6,540	2,616	882,028
Португалія	39,699	76,586	–	4,404	14,699	33,050	–	2,829	–	171,267
Румунія	12,832	1,349	–	2,864	1,143	49,393	2,000	0,250	0,013	69,844
Росія <sup>**</sup>	2184,500	–	–	1134,000	117,600	588,000	75,600	–	100,800	4200,000
Словенія	73,236	44,315	3,100	3,808	1,005	52,692	–	8,187	2,374	188,717
П. Африка	–	–	–	–	–	–	–	–	–	443,000
Іспанія	322,800	608,800	–	69,200	12,807	106,185	–	7,973	0,719	1128,484
Швеція	141,700	47,500	–	21,200	–	–	–	–	–	210,400
Швейцарія	8,600	12,900	–	2,400	2,039	11,726	–	1,054	–	38,719
Тайвань	642,411	212,354	–	69,387	29,997	527,946	5,375	–	–	1487,470
Туреччина	920,700	1108,100	–	279,300	33,388	578,113	1,011	42,981	–	2963,593
Україна <sup>***</sup>	–	–	–	–	–	–	–	–	–	1560,000
Велико-британія	128,420	195,600	–	35,373	7,885	97,396	1,900	7,300	–	473,874
США <sup>*</sup>	7616,824	–	–	–	304,279	1425,120	–	47,785	354,802	9748,811

\* 2020 р.; \*\* 2019 р.; \*\*\* 2015 р.;

<sup>A</sup> алюміній та магній; <sup>B</sup> в основному титан і цинк; <sup>C</sup> всі кольорові метали.

#### Література:

1. Industry Outlook: Sales Expected to Keep Growing. Modern Casting. January 2023. P. 33-35.
2. Fewer Castings Made in 2020. A Modern Casting Staff Report. Casting Source. Jan/Feb 2022. P. 37-38.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ОХОЛОДЖЕННЯ ПІСКУ ПРИ ЙОГО ГРАВІТАЦІЙНОМУ ПЕРЕБІГУ**  
E-mail: doro55v@gmail.com

В практиці використання та вдосконалення технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), у відділі проф. О. Й. Шинського постійно досліджується та використовується гравітаційний перебіг сухого піску в процесах формовки, охолодження виливків, їх вибивки, транспортування та регенерації піску [1, 2]. В роботі [3] описано теплообмінники, з яких пісок дозовано охолоджується і також тече під дією сили тяжіння між рядами паралельних вертикальних пластин з нержавіючої сталі, крізь які пропускають воду (рис. 1).



Рис. 1. Конструктивна схема та зовнішній вигляд теплообмінника

При цьому використовується пасивна, непрямая форма теплопередачі від піску до води без супутнього утворення пилу чи погіршенню якості піску (швидкість потоку зазвичай до 0,3 м/хв). В методах прямого контакту з охолоджувальним середовищем, такі як киплячий шар піску, застосовують навколишнє повітря, що втягується в систему за допомогою вентиляторів високої

потужності. Повітря продувається крізь пісок – і хоча це забезпечує ефективний спосіб кондиціонування піску, є досить інтенсивним процесом, який сприяє подрібненню піщинок та утворенню значної кількості пилу. Відсутність утворення пилу в теплообміннику з рухомим шаром також мінімізує навантаження на існуючі рукавні фільтри та пилозбірники.

Охолоджувачі Solex [3] з рухомим сипким шаром, що тече під дією сили тяжіння, продуктивністю 3600-6300 кг/год завдяки гарантії точної температури піску, що виходить, зменшують споживання енергії, створюють майже нульові сили зсуву під час кондиціонування піску, що не руйнує зерна. Нагнітальним живильником на виході піску з теплообмінника контролюють швидкість потоку піску (за масою), забезпечуючи рівномірну його видачу.

Пластинчасті теплообмінники не потребують потужного обладнання для подачі та очищення повітря. За оцінкою компанії Benton Foundry, США, заміна ними попереднього обладнання з повітродувками для підготовки піску при випуску 5000 тонн піщаних стрижнів на рік зменшила споживання електроенергії майже вдвічі, ніж попереднім агрегатом, з прогнозованою економією до 100 000 кВт.год на рік [3].

#### Література:

1. Дорошенко В.С. Высыпание сухого песка из литейных форм без пылеобразования // *Металл и литье Украины*, 2011. – №2. – С. 22 – 25.
2. Дорошенко В.С. Регулирование охлаждения отливки в вакуумируемой форме фильтрацией хладагентов и движением частиц песка // *Литейное производство*, 2013. – № 10. – С. 32 – 37.
3. Scott Harris. Improved Heat-Exchange Technology Minimizes Airborne Sand. *Foundry Management & Technology*. March 1, 2023. URL: <https://www.foundrymag.com/issues-and-ideas/>.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ В ЛИВАРНИЙ ПРОЦЕС 3D-ДРУКУ МОДЕЛЕЙ,**  
**ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**  
E-mail: doro55v@gmail.com

Традиційно виробництво асоціюють з виготовленням тисяч чи мільйонів ідентичних деталей на великих централізованих заводах, але 3D-друк цю модель може суттєво потіснити [1]. Адитивне виробництво (АВ) сприяє урізноманітненню продукції, воно може продукувати партії схожих деталей, адаптованих до конкретних застосувань чи користувачів. Виробництво також не обов'язково має відбуватися відразу; продукти та деталі можуть зберігатися на цифровому складі, а не на фізичному, і вироблятися лише тоді, коли вони потрібні. Виробництво може бути децентралізоване та розподілене між кількома виробничими майданчиками з використанням таких технологій, як біометрія та блокчейн для захисту файлів. Через мережі 3D-принтерів та інші моделі розподіленого виробництва, виробництво може стати «глобальним», коли товари доступні у всьому світі, але виробляються локально [1].

На Всесвітньому ливарному конгресі (жовтень 2022 р.) у складі стратегії ливарного виробництва на найближчі 20 років запропоновано такі напрями [2]: забезпечення конкурентоспроможності ливарних матеріалів, зміцнення ланцюжка створення вартості ливарної промисловості, адаптація методів виробництва відповідно до замовлень і, нарешті, цифрова інтелектуалізація обладнання та процесів. Саме двом останнім відповідає технологія 3D-друку чи АВ, яку, зокрема, для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), найбільш просто та вигідно можна реалізувати (серед інших способів лиття) через друк разових моделей для виливків у ваговому діапазоні від 0,1 кг до кількох тонн.

Залишилось лише відпрацювати технологію друкування полімерних моделей, які за своєю вагою на одиницю об'єму наближаються до традиційних моделей з пінополістиролу (ППС), або комбінуються з серцевиною з ППС, та способи заливання металу у форму з газифікацією таких моделей і виводом газів



Алгоритм включає етапи планування з можливістю демонтажу застарілого і незадіяного обладнання, планування простору для встановлення нового обладнання включно з 3D-принтерами і 3D-фрезерами та можливого встановлення робота-маніпулятора, конвеєрної стрічки і установки з переробки залишків філаменту. Також необхідна розробка виробничого завдання (ВЗ), потрібних конструкторської та технологічної документацій (КД, ТД), інструкцій та карт технологічних процесів (КТП) тощо згідно алгоритму [3].

Далі слід провести налаштування кожного елемента системи окремо, а також встановити зв'язки для їхньої взаємодії. Розробка та коригування програмного забезпечення включатиме налаштування всієї системи, а написання програмного коду – ключовий етап розгортання нової виробничої дільниці, від якого залежатиме ступінь відповідності роботи системи.

Забезпечення відповідності конструкторській документації впливатиме на якість роботи системи, а технологічна документація, інструкції та карти процесів необхідні для стабільної роботи системи та звернення до них у разі її збоїв. Калібрування проводять на пробній серії виробів, далі слідує аналіз якості роботи системи, що включає розгляд показників якості та комплексну оцінку. При виявленні невідповідності результатів заявленим повертаються до етапу повторного калібрування системи та ітерують процес оцінки.

#### Література:

1. Stephanie Hendrixson. 8 Transformations 3D Printing Is Making Possible. 3/14/2023. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/8-transformations-3d-printing-is-making-possible>.

2. Cast The Future – Diagnosis, Mission, Vision - 74th World Foundry Congress Review. URL: <https://www.foundrytradejournal.com/news/cast-the-future-diagnosis-mission-vision--74th-world-foundry-congress-review>.

3. Щукина Д.С. Алгоритм внедрения новой производственной ячейки для реорганизации аддитивного производства.

URL: <https://os-russia.com/SBORNIKI/KON-478-1.pdf#page=122>.

**Дуань М.Т., Богомол Ю.І.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ОСТАННІ ДОСЯГНЕННЯ В ДОСЛІДЖЕННЯХ ЩОДО ОТРИМАННЯ  
ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЇ БОРИДНОЇ КЕРАМІКИ**

E-mail: duanmantang@gmail.com

Високоентропійні бориди (ВЕБ) стали предметом значного інтересу у науковому співтоваристві останнім часом. ВЕБ виявляють чудові властивості в екстремальних умовах, такі як фазова стабільність кристалічної структури, висока міцність і стійкість до термічного окислення, що робить їх перспективними для широкого спектру застосувань в аерокосмічній промисловості, технічній кераміці, різальних інструментах і термозахисних покриттях. Проте дослідження ВЕБ наразі знаходяться на початковій стадії. У цій статті зроблено підсумок процесу виготовлення ВЕБ, що стане основою для подальших досліджень в області ВЕБ керамічних матеріалів.

Методи виготовлення ВЕБ, в основному, включають одноетапні та двоетапні методи. Одноетапний метод передбачає безпосередню підготовку ВЕБ шляхом змішування сировини, наприклад оксидів або металевих елементів, і спікання їх за допомогою таких методів, як іскрове плазмове спікання (SPS) і дугове плавлення. Двоетапний процес передбачає синтез керамічного порошку ВЕБ, який потім спікають для виготовлення компактних ВЕБ. Як показано на рис. 1, основними методами отримання порошків високоентропійного бориду є: саморозповсюджуваний високотемпературний синтез (SHS), метод боротермічного відновлення (BTR), метод вуглець/боротермічного відновлення (BCTR) і метод розплавленої солі (MSM). Загальні методи виготовлення блоків ВЕБ включають SPS, гаряче пресування спікання (HPS), SHS, дугове плавлення тощо.

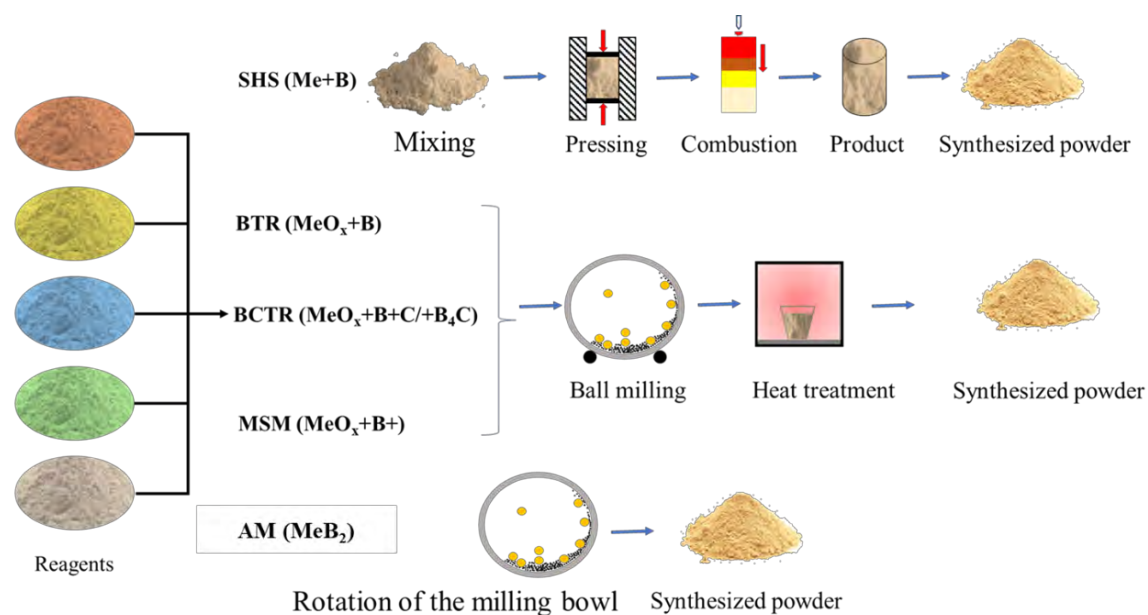


Рис. 1. Схематична діаграма загальних методів отримання порошків ВЕБ

Отже, високоентропійні бориди є перспективними матеріалами для застосування в різних галузях, і розуміння процесу отримання дозволяють ефективніше виготовляти ці сплави та підвищувати їх властивості. Майбутні дослідження можуть зосередитися на подальшому вдосконаленні технології виготовлення високоентропійних боридів, а також на їх дослідженні в більш широких застосуваннях.

**Дубницький М.А., Кочешков А.С.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: ЛИТІ ГРОШІ**

E-mail: dubnytskyi.mykola@lil.kpi.ua

Найстарішою грошовою одиницею, що зуміла заповнити древній світ, вважається статер. На думку археологів, саме ці монети були «перворідними» сучасних доларів, євро, карбованців та інших валют. Статери мають вік понад 3200 років. До складу зразка входив електрум – суміш срібла із золотом. Аверс містив зображення ревучої морди лева, а з реверсу виднівся слід від потужного удару молотом. Випуск монет стартував з VII ст. до н. е. Через деякий час в



результаті торговельних відносин статери перекочували до Стародавньої Греції, а далі розійшлися по інших країнах. Антична монета статер – найдавніша монета, що стала тривалий час стандартом грошової одиниці Європи та Азії. Перший екземпляр, на думку археологів, виготовлено близько 3200 років тому біля Лідійського царства. Цьому сприяло вдале розташування імперії на перетині торгових шляхів між Заходом та Сходом.



Фото 1. Статер. Матеріал: електрум (золото – 55%, срібло – 45%); маса: близько 14 г, діаметр: 13 мм [2]



Фото 2. Статер (Лідія, 610-546 рр. до н. е.). Аверс: голова лева (610-561 рр. у період до н. е.), голова лева і бика (561- 546 рр. до н. е.); реверс: два прямокутники [2]

Лідійський статер, який отримав статус «першої монети світу», мав (для свого часу) чіткий розмір, номінал та масу. Для виготовлення вибрали електрум (дорогоцінний метал цінувався у торгівлі та відрізнявся довговічністю). Зокрема, Аліатта, перший цар, за якого почалося карбування грошової одиниці, встановив норму ваги для монети – 168 зерен пшениці (близько 14 г). Згодом ціна за золотий статер визначалася монетною стопою та місцем виготовлення.

Відразу після Лідії монети почали карбувати в Памфілії – прибережній області, що межувала з Лідією. Монетний двір випускав статер міста Аспенда – поселення, що у той час перебувало під впливом Афін. Вчені підраховали, що на аспендських статерах борці зображені не менше, ніж у 16 позах. Ця особливість підкреслює як важливість спортивних подій у культурі на той час, так і уміння різьбярів [2].

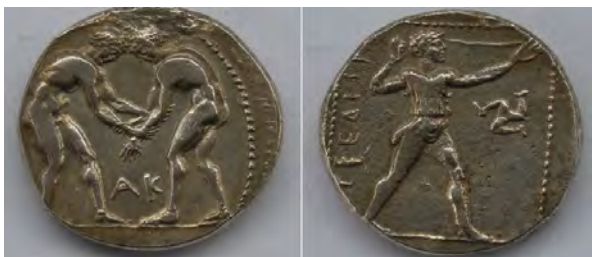


Фото 3. Статер міста Аспенда [2]



Фото 4. Золотий статер міста Пантікапея [2]

Золотий статер Пантікапеї – диво портретного живопису Боспорського царства. На аверсі монети зображено Сатира обличчям, розгорнутим на 3/4, а не в профіль. Майстер зміг ювелірно передати риси лісового божества та вираз обличчя (сум). Ретельно опрацьована шевелюра, ніс, борода та очі істоти. На реверсі напис ПΑΝ та грифон, розгорнутий ліворуч із списом у пащі. Цей екземпляр став найдорожчою в історії античною монетою (проданий з аукціону за 3 250 000 \$) [3].

Перша карбована монета з електруму з'явилася в Лідії – території, що межує із Стародавньою Грецією. Греки швидко перейняли особливості карбування. Перші зразки були створені в Егіні (595-456 рр. до н.е.), а потім у великих містах – Афіни (575 р. до н.е.) та Корінф (570 р. до н.е.).



Фото 5. Перша карбована монета з електруму [3]



Фото 6. Золоті монети Олександра Македонського [3]

Золоті монети Стародавньої Греції з'явилися під час правління Олександра Македонського. Багато з них були виконані настільки вишукано, що у світі нумізматики їх визнали витвором мистецтва. Гравери старанно передавали портретну подібність, психологізм особистості та реалізм дій [3].

У середні віки Київська Русь мала вкрай цікаві гроші, що є водночас мірою ваги – Гривня. Вона робилася зі срібла (зрідка з золота) і виглядала як злиток шестикутної форми [4, 5].

Були й інші типи гривень, і вони мали іншу форму. Срібні зливки важили від 140 до 160 грамів. Ця середньовічна валюта мала значну вартість і використовувалася як засіб заощадження та великих придбань. Для невеликих покупок у ході були арабські та римські монети.

Перша гривня як платіжний засіб на вигляд була у формі ромба і має науковий термін «київська гривня».



Фото 7. Київська гривня



Фото 8. Змійовик Володимира Мономаха [6]

Натомість гривні були різних видів, форм. Це були чернігівські гривні, новгородські, галицькі, волинські гривні. Вони були різні за своєю формою, мали обіг у різний час, іноді паралельно. Всі ці назви за місцем першої знахідки.

«Чернігівська гривня» виконана надзвичайно майстерно і мала належати багатій, знатній персоні, швидше за все, княжого походження. Медальйон знайшли у 1821 р. недалеко від міста Чернігова, яке в давнину було столицею князівства. Напис, що вказує на особистість власника – Василя, – підказав історикам, що гривня належала Володимиру Мономаху (1053-1125 рр.), якому при хрещенні було дано ім'я Василь [7].

У чернігівських землях відливали свої гривні, запозичуючи від новгородської масу, а від київської форму. Зразок чернігівської гривні масою

198,05 грами і розмірами 141x52x9 мм наведено на фото 9. Цікава мітка у вигляді глибоко прорізаної літери «N» [8].

За оцінками істориків і нумізматів, новгородські гривні з'явилися спочатку лише на півночі та заході слов'янських територій, зробили найбільший вплив як на грошовий обіг Київської Русі, так і на його подальшу еволюцію. На відміну від київської, новгородську гривню відливали у вигляді довгих срібних паличок. Важила новгородська гривня на чверть важче: стандартом були 204 грами (фото 10).



Фото 9. Чернігівська гривня [8]



Фото 10. Новгородська гривня [8]

#### Література:

1. Самые древние монеты мира. Режим доступу: <https://monitex.com.ua/stati/samyie-drevnie-monety-mira> / (дата звернення: 28.02.2023).

2. Античная монета статер. Режим доступу: <https://goldadvert.com/knowledgebase/ru/stater/#stater-lidiya-610-546-gg.-do-n.-e> .(дата звернення: 28.02.2023).

3. Старинные золотые и серебряные монеты Древней Греции. Режим доступу: <https://goldadvert.com/knowledgebase/ru/zolotyie-i-serebrianye-monety-drevnei-gretsii/> (дата звернення: 28.02.2023).

4. Древние деньги – Киевская Гривня. Режим доступу: <https://duralmetalurg.wixsite.com/mysite/drevnie-dengi-kievskaya-grivna-lite>. (дата звернення: 28.02.2023).

5. Когда появилась гривня – о монетах Киевской Руси и валюта современной Украины – нумизмат на Радио НВ / NV. Режим доступу: <https://nv.ua/ukraine/events/kogda-poyavilas-grivnya-o-monetah-kievskoy-rusi-i-valyute-sovremennoy-ukrainy-numizmat-na-radio-nv-50180740.html>. (дата звернення: 28.02.2023).

6. Змеевик Владимира Мономаха – Исторические записки – Live Journal. Режим доступу: <https://nickfilin.livejournal.com/50416.html>. (дата звернення: 17.03.2023).

7. Svoboda.fm: «Чернігівська гривня» Володимира Мономаха. Режим доступу: <http://svoboda.fm/culture/literature/180369.html>. (дата звернення: 17.03.2023).

8. Монетна гривня / Магазин металошукачів "Шукаємо Клад". Режим доступу: <https://tut-klad.com.ua/monetnaya-grivna.html?lang=uk>. (дата звернення: 17.03.2023).

**Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

**ВПЛИВ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ  
ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ДИФУЗІЙНОЇ  
МЕТАЛІЗАЦІЇ**

E-mail: [dyachenko.yurij.1978@gmail.com](mailto:dyachenko.yurij.1978@gmail.com), [fyodorov@ukr.net](mailto:fyodorov@ukr.net)

Відомо, що хромуванню можна піддавати готові вироби, а також напівфабрикати (сляби) із заліза, вуглецевих, спеціальних сталей та сплавів на основі різних металів. Найдоцільніше застосувати дифузійне хромування для різальних інструментів з вуглецевих сталей. Завдяки високим властивостям, які набувають хромовані сталі, в деяких випадках можна виготовляти відповідальні деталі не з дорогих високолегованих спеціальних сплавів, а з вуглецевих сталей, піддаючи їх дифузійному хромуванню [1]. Проте необхідно вибрати оптимальний склад сталі, просте і дешеве середовище, технологію термообробки з

мінімальними енерговитратами. Тому метою цієї роботи є визначення впливу гартування та низькотемпературного відпуску на властивості поверхневого шару і особливості зміцнення основного металу на вуглецевій сталі з різним вмістом вуглецю, після дифузійної металізації.

Для дослідження вказаної залежності зразки із сталей 10, 45, У8, У13 піддавали дифузійному хромуванню в порошковій суміші, що складається з: 50% FeCr, 48% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і 2% NH<sub>4</sub>Cl при температурі 1000 °С з витримкою 5 годин. Після дифузійного хромування зразки нагрівали до 880 °С з витримкою 0,5 години, а потім гартували в мінеральній олії. Загартовані зразки піддавали низькому відпуску при 200 °С, 2 години, з подальшим охолодженням на повітрі.

Дослідження показали, що мікротвердість хромованого шару залежить від вмісту вуглецю в сталі. Підвищення вмісту вуглецю в сталі, веде до збільшення мікротвердості шару. У середині зразків із сталей 10 і 45 безпосередньо біля шару карбідів не спостерігається зниження мікротвердості, пов'язане зі зневуглецюванням металу, як це зазначено в літературі [2]. Навпаки, спостерігається деяке перевищення мікротвердості в порівнянні з мікротвердістю серцевини металу.

Мікротвердість шару основного металу, прилеглого до дифузійного карбідного шару, після гартування значно вище мікротвердості в порівнянні із станом, безпосередньо після хромування (табл. 1). Така закономірність, безумовно, пов'язана з тим, що після хромування біля шару карбиду в структурі містилося більше вуглецю, ніж в основному металі, що дозволило цій структурі прийняти часткове або повне зміцнення після гартування. Ця частина досліджень показує, що навіть в низьковуглецевій сталі можна отримати в результаті хромування з подальшим гартуванням і низькотемпературним відпуском зміцнений шар достатньої товщини. Для інших сталей зміцнений шар має велику товщину, достатню для збереження високої стійкості шару проти сколов і змінання, що частіше має місце при недостатній твердості підшару.

Отримані результати дозволяють припустити наступний механізм формування структури поверхневого шару при дифузійному хромуванні. У

початковий момент атоми хрому, адсорбуючись на поверхні сталі, взаємодіють з атомами вуглецю металу, утворюючи карбіди.

Таблиця 1 – Показники мікротвердості вуглецевих сталей 10, 45, У8 і У13 після дифузійної металізації

Марка сталі, навантаження	Відстань від поверхні, мм										
	0,01	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45	0,5
Сталь 10, Н <sub>100</sub> , МПа	10400	1730	1340	1300	1210	1150	1110	1160	1130	1130	1240
Сталь 45, Н <sub>100</sub> , МПа	10600	8830	4880	4520	3370	3190	3140	3090	2990	3140	3090
Сталь У8, Н <sub>100</sub> , МПа	15300	10500	8500	8500	8240	9330	7410	8240	8830	8900	8980
Сталь У13, Н <sub>100</sub> , МПа	20060	8240	8240	7860	7720	8500	8450	8450	8500	8480	8480
Глибина шару: сталь 10: загальна – 0,04 мм, карбідного – 0,02 мм; сталь 45: загальна – 0,1 мм, карбідного – 0,02 мм; сталь У8: загальна – 0,04 мм, карбідного – 0,02 мм; сталь У13: карбідного – 0,02 мм.											

Відхід атомів вуглецю з прилеглої до карбідів частини металу прискорює дифузію вуглецю з глибинних шарів. Нові атоми вуглецю легко дифундують через шар карбідів, що утворилися, і виходять на протилежну поверхню карбідного шару, де взаємодіють з атомами хрому, що поступають з порошкової суміші, утворюючи нову порцію карбідів, які осідають вже на наявному шарі карбідів.

Необхідно також відмітити, що в дослідженні було виявлено вплив гартування на будову дифузійного шару карбідів. У сталі 10 шар зберігався

суцільним, а в інших досліджених сталях місцями він розірваний. Це вказує на те, що збільшення об'єму металу в результаті гартування стали 10 було меншим чим в інших сталях, і тому не викликало руйнування суцільного шару карбідів.

Термічна обробка дифузійного шару, який утворюється в процесі дифузійного хромування на вуглецевих сталях 45, У8 і У13 трохи знижує твердість карбідного шару, і не перешкоджає гартуванню серцевини металу, що є сприятливим для покриттів, в порошкових сумішах яких є присутнім хром.

#### Література:

1. Заблоцкий В. К., Дьяченко Ю. Г. Влияние диффузионного хромирования на твердость и микроструктуру режущей кромки инструмента из углеродистых сталей. // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем. Краматорск, – 2005. – №17. – С. 241-245.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник / Под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 422 с.

**Єфіменко М.Ю.<sup>1</sup>, Цисар М.О.<sup>2</sup>, Ключков І.М.<sup>2</sup>, Мотруніч С.І.<sup>2</sup>, Бабак А.М.<sup>1</sup>,  
Головенько Я.Б.<sup>1</sup>**

**(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)  
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ  
ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ  
ВИБІРКОВОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ (ВЛП)**

E-mail: maks.efimenko.9925@gmail.com

Технологія вибіркового лазерного плавлення (ВЛП) передбачає декілька етапів: (1) одночасний підйом і спуск платформ подачі порошку та робочої із сталеву змінною пластиною; (2) формування шару порошку товщиною 50 мкм за рахунок переносу його часток в робочу зону гнучким гумовим лезом; (3) формування двовимірного шару згідно тривимірної моделі лазерним плавленням [1]. Після чого операції повторюються з першої по третю до виконання повного друку за сформованої програмою. Схематично принцип роботи Concept laser M2



можна представити у вигляді схеми, яку представлено на рис. 1. В моделі Concept laser M2 передбачено функцію корегування друку за даними лазерного сканування попереднього сформованого шару [1]. Таке корегування необхідне для поліпшення зв'язку між шарами та підвищення щільності друкованого матеріалу [2].

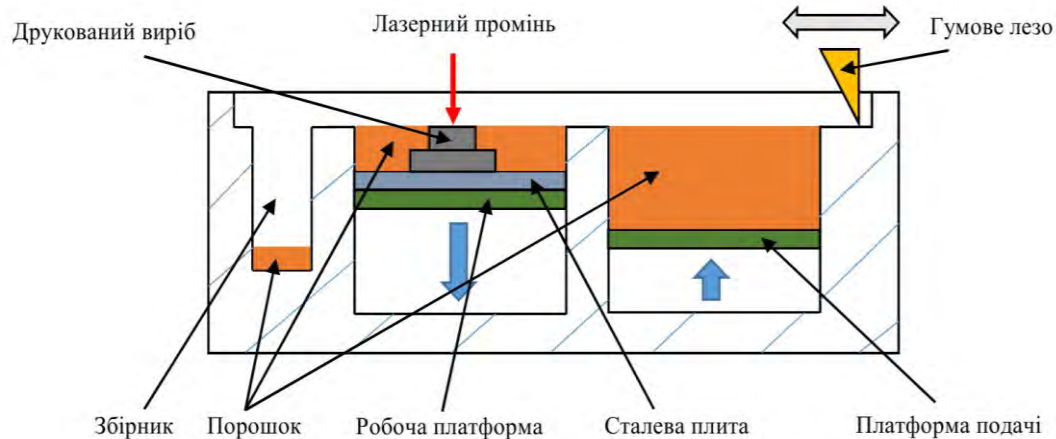


Рис. 1. Схема секційної будови Concept laser M2 системи подачі порошку

Друк здійснювався на основі порошку зі сплаву титану Ti-6Al-4V, що постачався фірмою канадською AP&C, згідно ASTM B822 [3] із розміром часток 10...100 мкм. Зерна порошку мають округлу форму завдяки методу отримання, розподіл за гранулометричним складом та їх зображення наведено на рис. 2.

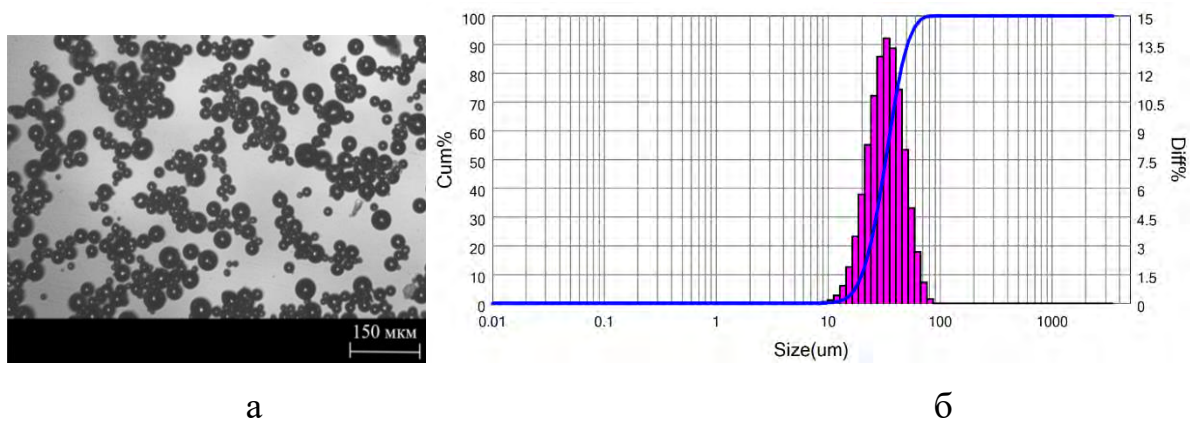


Рис. 2. Зерна порошку Ti-6Al-4V: а – загальний вигляд; б – розподіл за гранулометричним складом

Традиційне лиття титану має ряд несприятливих факторів, які існують для цього металу, а саме: розплавлений титан є дуже хімічно активний і взаємодіє із

більшістю газів в атмосфері, матеріалами тигля та ливарної форми [4]. Тому плавка здійснюється в атмосфері аргону, також необхідно підтримувати шар твердого титану між тиглем і розплавленим металом для чого дуга спрямовується безпосередньо в центр засипки із підтримкою відповідного температурного градієнту. Технологія ВЛП не позбавлений цих вад. Вихідний порошок вже має в собі забруднення сторонніми металами та атмосферними газами. Номінальний хімічний склад вихідного порошку наводиться в табл. 1. Плавка лазером також проводиться в середовищі аргону. Проте вона має і ряд переваг наприклад відсутня необхідність в тиглі та ливарній формі.

Таблиця 1 – Номінальний хімічний склад порошку Ti-6Al-4V

C	Al	V	Fe	H	O	N	Y	Доміш.	Ti
0,01	6,25	3,95	0,22	0,002	0,10	0,01	0,001	0,40	89,057

Дослідні зразки мали форму призми квадратного поперечного перетину, розміром 11x11x65 мм. Друк здійснювався в вертикальному напрямку. Схематично пошарове накладання можна представити у вигляді рис. 3, а відмінність відмічених на рисунку шарів А та В складається в тому, що напрямок проходу лазера в них взаємно перпендикулярний (див. рис. 3, б), що підтверджується зображенням верхньої частини зразка із цифровим маркуванням рис. 3, в.

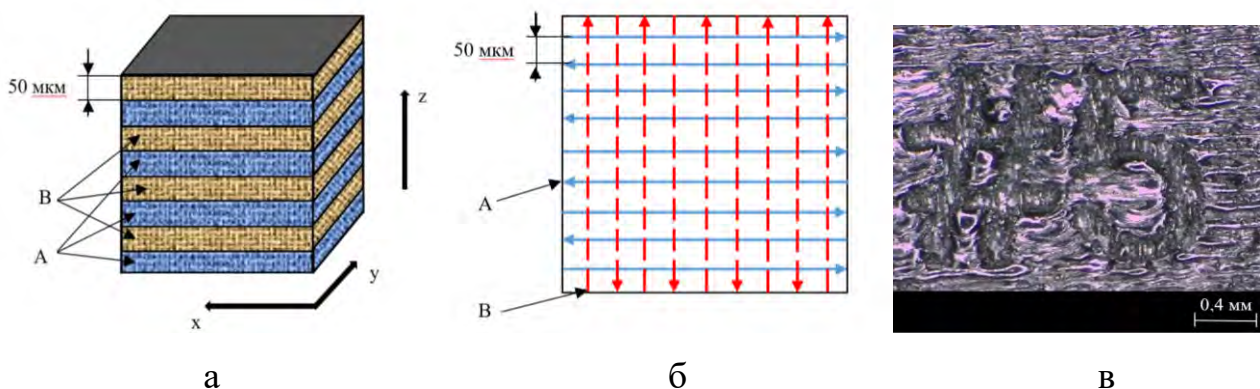


Рис. 3. Друкований зразок: а – схема друку в напрямку вісі z; б – схема проходу лазера для шарів А та В в площині x,y; в – зображення поверхні зразка на ділянці цифрового маркування

Дослідження поверхні оптичними методами показали, що на поверхні базових зразків залишаються частки порошку, що в неї вплавляються (рис. 4, а), поверхня термообробленого зразку часток не містить (рис. 4, б).

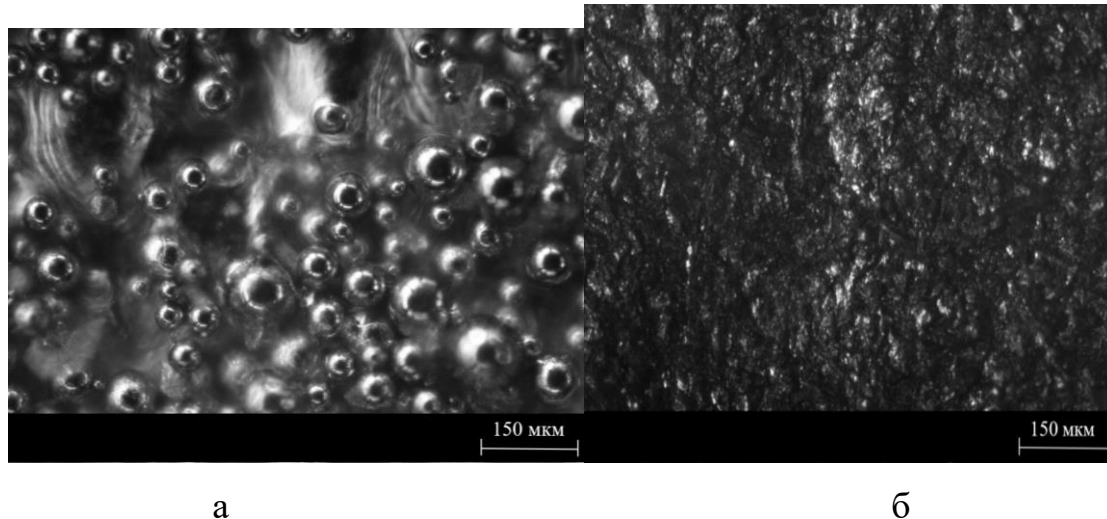


Рис. 4. Зображення поверхні дослідних зразків: а – базового; б – термообробленого

Для дослідних зразків було отримано профілограми поверхонь та обраховано параметри шорсткості. Так для базового зразку параметри шорсткості  $R_a = 7,49$  мкм та  $R_z = 41,60$  мкм, шорсткість термообробленого зразка була майже в двічі нижчою і склала  $R_a = 4,03$  мкм та  $R_z = 20,73$  мкм.

Густина порошку Ti-6Al-4V, фактично співпадає із теоретичною густиною матеріалу і складає  $4501 \text{ кг/м}^3$ . Густина зразку базового, після друку без додаткової обробки, складає  $4402 \text{ кг/м}^3$  відповідно густина термообробленого зразку складає  $4459 \text{ кг/м}^3$ . За значеннями густини було обраховано значення істинної пористості, що склала 2,17% та 0,91% для базового та термообробленого зразку відповідно.

Також для зразків було вимірено коерцитивну сила на пристрої «Кобальт-1». Коерцитивна сила для базового зразка склала 2,0 А/см натомість для термообробленого 3,4 А/см зміна коерцитивної сили свідчить про фазові переходи

другого роду, а також зняття залишкових напружень, що виникли в зразку в процесі друку.

Попередні дослідження друківаних зразків сплаву титану Ti-6Al-4V вихідного та термообробленого є поштовхом до більш детального вивчення. Наприклад вплив термічної обробки на шорсткість в процесі фінішної обробки. Варіювання температурного діапазону для дослідження її впливу на пористість. Зміна коерцитивної сили свідчить про структурні зміни, а також можливе збільшення міцності, що також потребує додаткових досліджень.

Література:

1. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behavior in SLM powder-bed fabrication nikel superalloy/ L.N. Carter, C. Martin, P.J. Withers, M.M. Attallah // J. of Alloys add Compounds. – 2014. – № 615. – pp.338-347.

2. Дослідження впливу параметрів виготовлення за технологією вибіркового лазерного плавлення (ВЛП) та порівняння дослідження механічних властивостей алюмінієвого сплаву AlSi10Mg різного способу виробництва/ С.В. Аджманські, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський // Нові матеріали в металургії та машинобудуванні. – 2022. – №2. – С.40-44.

3. ASTM B822 Standard Test Method for Particle Size Distribution of Metal Powders and Related Compounds by Light Scattering. - 2020

**Зам'ятін М.І., Лисенко Т.В., Карамушко А.В., Зам'ятін В.М.**  
**(Національний університет «Одеська політехніка», м. Одеса)**  
**АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЮВЕЛІРНОГО ВИРОБНИЦТВА НА ДОВКІЛЛЯ**  
E-mail: zamyatin.m.i@op.edu.ua

Ювелірне виробництво, як і будь-яке інше виробництво, значно впливає на навколишнє середовище.

Серед процесів виробництва ювелірних виробів можна виділити такі, як механічна обробка матеріалів та виробів та ювелірне лиття.

Ювелірне лиття є основним технологічним процесом з точки зору забруднення навколишнього середовища, оскільки на кожному з часткових процесів виробництва відбувається значне забруднення довкілля.

Основне забруднення відбувається при формуванні та вибиванні, очищенні виливків, сушінні та прожарюванні опок, а так само при плавленні та заливанні металу.

Кількість викидів забруднюючих речовин залежить від виробництва, від ділянки ливарного цеху, тобто, від технологічного процесу, що відбувається на даній ділянці, від ступеня автоматизації та механізації процесу, від ефективності очисного обладнання, від складу застосовуваних вихідних та додаткових матеріалів, а також від сезону року, від ступеню очищення повітря, що відходить і т. д.

При формуванні та вибиванні, а також при очищенні виливків в навколишнє середовище виділяється велика кількість пилоподібного діоксиду кремнію, гіпсу та інших матеріалів, що входять до складу ювелірних формувальних сумішей. Багато хімічних речовин, що застосовуються в процесах формоутворення, мають подразнюючу та токсичну дію на очі, ніс, верхні дихальні шляхи, легені, шкіру. Ступень такого негативного впливу залежить від хімічних властивостей, розміру частинок, концентрації, тривалості впливу, способу застосування. Такі речовини, потрапляючи в організм головним чином під час дихання, викликають дратівливі, фіброгенні, токсичні, алергічні, шкірні, канцерогенні дії.

Так само утворюється велика кількість твердих відходів у вигляді шматків формувальної суміші, на 1 кг лиття до 10 кг відходів. Відпрацьовані формувальні суміші, як відходи, відносяться до 4-го класу небезпеки. Це пов'язано з тим, що вміст забруднюючих речовин у відходах незначний, і всі ці речовини мають низьку летючість і розчинність у воді. У ряді випадків такі відходи не вимагають будь-яких спеціальних заходів по поводженню з ними, для їх захоронення можна використовувати полігони твердих побутових відходів. Але це можливе лише в тому випадку, якщо обсяг ливарних відходів  $\leq 50\%$  від кількості твердих побутових відходів.

При сушінні та прожарюванні в навколишнє середовище виділяється велика кількість оксиду та діоксиду вуглецю, водень та різні органічні сполуки.

Хімізація процесів формоутворення, що супроводжує створення прогресивних технологій, потребує вдосконалення обладнання, створення пристроїв для локалізації та нейтралізації газів, очищення стічних вод. Неприятливі умови праці можуть викликати професійні захворювання, призводити до підвищеного травматизму, падіння престижності професії.

При інших виробничих процесах виділяється значно менше шкідливих речовин, які створюють негативний вплив на довкілля. Серед них можна виділити кислоти та луги, що застосовуються при паянні та чищенні виробів, пил, що виникає при механічній обробці та поліруванні, азбест, що застосовується при пайці.

У зв'язку з вищевикладеним одним із шляхів поліпшення умов праці та виробничого середовища є пошук оптимальних складів формувальних мас, ювелірних восків та гум, як гарячої, так і холодної вулканізації з покращеними технологічними параметрами та мінімальним газо- і пиловиділенням.

**Захаров А.В.<sup>1</sup>, Рибалко І.М.<sup>1</sup>, Сайчук О.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ДБТУ; <sup>2</sup>ХДППФК ім. В.І. Вернадського, м. Харків)**  
**МЕХАНІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛУ НАПЛАВЛЕНИХ ДЕТАЛЕЙ ЕШН**  
E-mail: zakharovandrey1997@gmail.com

Особливості механічної обробки наплавлених виробів залежать від структури та властивостей наплавленого шару: наявність макро- та мікровідхилень на поверхні наплавленого шару; структури та хімічної неоднорідності; низьких пластичних властивостей багатьох наплавних матеріалів; можливої присутності в поверхневому шарі шлакових включень, оксидів та інших дефектів.

Механічна обробка наплавлених шарів характеризується такими особливостями: зниженою стійкістю інструменту, більш високою температурою в

зоні різання в порівнянні з температурою різання матеріалу того ж хімічного складу, але в пластично деформованому стані, утворенням стружки сколювання, на відміну від зливної; значним коливанням сил різання і контактних навантажень на поверхні інструменту та ін. Інструмент, оснащений твердим сплавом, не дозволяє обробляти з високою продуктивністю наплавлені шари, що мають твердість  $HRC_e > 40$ . Для обробки різанням наплавленого металу з твердістю  $HRC_e 40 \dots 65$  успішно застосовують інструмент, оснащений полікристалічним надтвердим матеріалом (ПНТМ) на основі кубічного нітриду бору (КНБ) [1]. Найбільш працездатними при точінні є цілісні полікристали композиту 10 (гексаніт-Р), кібориту та двошарові полікристали 10Д [2]. Різці із зазначених матеріалів дозволяють обробляти поверхневий шар наплавленого металу, що характеризується значною хвилястістю та великими динамічними навантаженнями на ріжучу кромку інструменту. Інструмент із полікристалів кібориту дозволяє видаляти весь поверхневий шар наплавлення за один робочий хід, тобто призначати глибину різання до 2,5 мм [3]. Застосування різців з композиту 10 найбільш ефективно при точінні з глибиною різання до 1,0 мм.

Чистову обробку наплавленого металу можна проводити інструментом з полікристалів композитів 10, 10Д, 01 (ельбор-Р) та інших надтвердих полікристалічних матеріалів на основі КНБ. Особливо ефективно застосування інструменту з механічним кріпленням ріжучих елементів у державці різця. Практика показує, що при обробці наплавлених поверхонь стійкість різців із ПНТМ у 20...30 разів вища, ніж стійкість різців із твердого сплаву Т15К6. При цьому продуктивність обробки завдяки збільшенню швидкості різання зростає у 3...4 рази.

У табл. 1 наведено узагальнені рекомендації щодо використання інструментальних матеріалів при точенні наплавленого металу різних типів легування. Режими та прийоми обробки різанням підбираються для кожного конкретного випадку залежно від хімічного складу наплавленого металу, його твердості, способу наплавлення, геометричних параметрів наплавленого шару та форми виробу.

Таблиця 1 – Рекомендації щодо вибору інструментальних матеріалів для обробки наплавленого металу різних типів легування

Тип наплавленого металу	Твердість HRC <sub>e</sub>	Матеріал інструменту для обробки	
		чорновий	чистовий
Низьколегована сталь, C < 0,4%	40	Кіборит, Т15К10	Кіборит, композит 01, Т15К6, ВОК60, ОНТ20
Низьколегована сталь, C < 0,4%	60	Кіборит	Кіборит, силініт-РТ30К4, композит 01
Аустенітні високомарганцеві сталі	50	ВК150М, ВК8, Т5К10, ТТ10К8В,	ВК8, ТТ10К8А, Т15К6
Аустенітні хромонікелеві сталі	20	ВК8, ВК100М	ВК6М, ВК8, силініт-Р, композит 10, ОНТ20
Хромисті сталі	45	Кіборит, Т15К10, Т15К6	Кіборит, композит 01, Т30К4, ВК6М, Т15К6
Швидкорізальні сталі	62	Кіборит	Кіборит, композит 01 Силініт-Р, ОНТ20
Хромовольфрамкові теплостійкі сталі	50	Кіборит, ВК 8	Кіборит, композит 01, Т15К6, ВК3М, ВК6М
Високохромисті чавуни	55	ВК3М, ВК6М	Кіборит, композит 10, ВК6М, ВК60М
Кобальтові сплави	40	Кіборит, ВК 8	Кіборит, композит 10
Корозійностійкі нікелеві сплави	20	ВК8, ВК100М	ВК6М, ОНТ20, силініт-Р
Нікелеві сплави, леговані хромом, бором, кремнієм	55	Кіборит, ВК8, ВК100М	Кіборит, композит 01, композит 10, ВК6М
Карбідні сплави	<65	Кіборит, АТП, композит 10	Кіборит, композит 10, АТП

Слід зазначити, що інструмент, оснащений надтвердим полікристалічним матеріалом, є більш працездатним при точінні наплавлених шарів з мартенситною структурою. При обробці металів з аустенітною структурою ефективність інструменту цього типу значно нижча.

Для поліпшення оброблюваності наплавлених шарів рекомендується проводити їхню механічну обробку з додатковим нагріванням. Використання нагріву засноване на зниженні механічних властивостей матеріалу, що



обробляється при нагріванні та збереженні ріжучих властивостей інструменту. З цієї причини при різанні з нагрівом застосовується твёрдосплавний інструмент.

Відомі такі способи нагріву, що використовуються для полегшення механічної обробки: плазмовий, електродуговий, газовий, електроконтактний, індукційний та інші. Найбільшого поширення при обробці наплавлених шарів набув плазмовий нагрів. Його здійснюють двома методами: оплавлення металу в межах припуску на обробку та здування плазмовим струменем розплавленого металу; оплавлення плазмою та зрізання лезовим інструментом наплавленого металу. Перевага другого способу в більшій точності форми і розмірів оброблюваної деталі. Для нагрівання застосовують серійні установки АПР-401, АПР-402, АПР-403 та інші, оснащені плазмотронами для повітряно-плазмового різання [4].

Електроконтактне нагрівання забезпечує найкращу локалізацію тепла на контактних поверхнях. Спосіб відносно простий, економічний та універсальний. Через поверхню контакту інструменту із заготовкою та стружкою пропускається струм низької напруги щодо великої сили. На рис. 1 представлені деякі найбільш поширені схеми підведення струму при електроконтактному нагріванні.

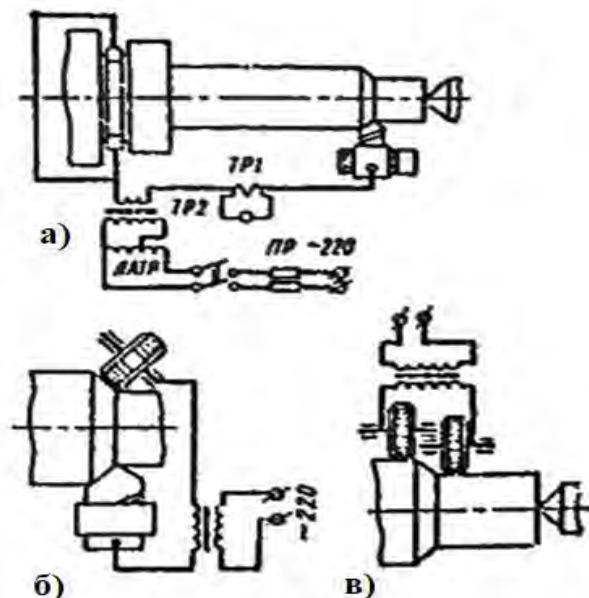


Рис. 1. Схеми підведення струму при електроконтактному нагріванні: а, б – через різець та заготовку; в – через два ролики

Оптимальна температура різання для високохромистого чавуну знаходиться в межах 600...650 °С. За цих умов відношення "гарячих" мікротвердостей оброблюваного (ГЧХ28Н2) та інструментального твердосплавного (ВК6М) матеріалів найбільш сприятливе. Ці умови можна створити за рахунок нагрівання зони різання таким чином, щоб нагрівання твердих карбідів хрому в наплавленому шарі було вищим у порівнянні з іншими структурними складовими. Таким вибіркоким нагріванням структурних складових обумовлений спосіб електроконтактного нагріву. Цей метод рекомендований для напівчистої та, особливо, чистої обробки заготовок із високохромистого чавуну.

Крім того, при обробці зносостійких наплавлених сплавів високої твердості, особливо при необхідності отримання високої якості поверхні, широко застосовують шліфування. Вибір режимів шліфування та характеристик абразивного інструменту залежить від безлічі факторів і в кожному конкретному випадку визначається індивідуально.

Одна з особливостей обробки зносостійкого наплавленого металу полягає в тому, що спочатку необхідно зняти хвилясту поверхню, висота нерівностей якої становить 2...3 мм і більше. При шліфуванні такої поверхні відбувається інтенсивніше зношування інструменту, ніж при шліфуванні гладкої поверхні.

Досвід обробки зносостійкого наплавленого металу дозволяє зробити низку загальних рекомендацій щодо вибору абразивного матеріалу для ефективного шліфування [5]. Так, при шліфуванні матеріалів з невисокою зносостійкістю та твердістю до HRC 40 можна ефективно використовувати шліфувальні круги з електрокорунду. Крути з карбиду кремнію придатні для обробки поверхонь середньої та високої зносостійкості з твердістю HRC<sub>c</sub> 40...60, проте в більшості випадків при шліфуванні поверхонь зазначеної твердості кращі результати забезпечують алмазні круги. Наплавлений метал з найвищою зносостійкістю HRC<sub>c</sub> 60 і вище, необхідно обробляти лише алмазними кругами.

Переваги синтетичних алмазів у порівнянні зі звичайними абразивними матеріалами пояснюються вищими механічними та теплофізичними властивостями алмазних зерен.

Для підвищення ріжучої здатності алмазних кіл за рахунок видалення продуктів засолювання пропонується використовувати також алмазно-іскрове шліфування шляхом введення в зону обробки додаткової енергії у вигляді електричних розрядів. При обробці композиційного наплавленого металу типу використання електричного струму в зоні різання підвищує продуктивність шліфування в 30 разів при зниженні питомої витрати алмазів приблизно в 3 рази.

Для обдирного шліфування наплавленого металу, що в основному застосовується для підвищення зносостійкості металургійного обладнання, іноді рекомендується використовувати електроконтактну обробку, що дозволяє підвищити продуктивність обробки порівняно з продуктивністю обробки шліфуванням кругами з електрокорунду та карбїду кремнію.

Електроконтактну обробку проводять металевими дисками-електродами в режимі дугового оплавлення (позитивний полюс - оброблена заготовка, негативний – диск-електрод). Висока температура в зоні обробки викликає суттєві зміни в поверхневій зоні наплавленого шару (коагуляція карбїдів, поява мікротріщин та інше), тому слід залишати значний припуск на подальшу чистову обробку.

#### Література:

1. Обработка наплавов инструмента из гексанида-Р и киборита / Э.В. Рыжов и др. // Сверхтвердые материалы. – 1984. – № 5. – С. 43-44.
2. Точение износостойких защитных покрытий / С.А. Клименко, Ю.А. Муковоз, Л.Г. Полонский, П.П. Мельничук. – Киев: Техника, 1997. – 146 с.
3. Обработка резанием труднообрабатываемых материалов с нагревом / А.М. Страшнов и др. – Москва: Машиностроение, 1977. – 140 с.
4. Ільчевський В. В. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів: Навчальний посібник. К.: Либідь, 2002. – 328 с.
5. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: [підручник для студ. вищ. навч. закл.] / В. В. Попович, В. В. Попович. – Львів: Світ, 2006. – 624 с. – ISBN 966-603-452-2.

**Іванченко Д.В.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВИХ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЄМ**

E-mail: cortdm77@gmail.com

Як відомо, цирконій, який є одним з найбільш відомих зміцнювачів алюмінієвих сплавів, не набув використання для зміцнення ливарних сплавів системи Al-Si зокрема, та сплавів, що містять кремній у своєму складі загалом (системи сплавів Al-Si-Mg, Al-Si-Cu). Більше того, для алюмінієвих сплавів системи Al-Mg необхідно вибрати, чи будемо ми використовувати цирконій у якості зміцнювача (структурна складова, що зміцнює  $Al_3Zr$ ) чи кремній (структурна складова, що зміцнює  $Mg_2Si$ ). Тому у ливарному виробництві використовуються наступні марки сплавів без кремнію у своєму складі – АМгбл, АМг10, та із кремнієм у своєму складі – АМг5к, АМг7 та АМг11. Сплави, які вміщують у своєму складі цирконій, володіють більшою міцністю, проте поступаються сплавам із кремнієм ливарними властивостями. Чому ж ці два елементи не застосовують для легування алюмінієвих ливарних сплавів одночасно? Чи можна поєднати використання кремнію та цирконію при отриманні ливарного алюмінієвого сплаву?

Згідно з діаграмою стану Zr-Si [1] в системах, що мають у своєму складі кремній та цирконій є можливим утворення тих чи інших силіцидів цирконію. У алюмінієвому розплаві при певному вмісті кремнію (> 7% мас.) при нерівноважній кристалізації утворюється по межах зерен дисиліцид цирконію ( $ZrSi_2$ ), що може розчиняти у своєму складі до 9% Al [2]. Це пояснює наявність алюмінію у даному силіциді, що виявляється результатами рентгеноспектральних досліджень. Із-за того, що ці виділення є крихкою фазовою складовою алюмінієво-кремнієвих ливарних сплавів, рівень механічних характеристик при певних вмістах цирконію у цих сплавах знижується. Саме тому введення цирконію та кремнію у алюмінієві ливарні сплави одночасно визнано недоцільним.

Проте цю ситуацію можна змінити. Згідно з [3] кремній не розчиняється у алюмініді цирконію при кристалізації, а отже не може змінювати кількість первинних кристалів  $Al_3Zr$ , що утворились при технологічному способі отримання Al-Si сплавів, який включає в себе, насамперед, насичення алюмінію цирконієм, з наступним введенням до нього за допомогою лігатури необхідної кількості кремнію.

Отже застосовуючи спосіб, який міститься у роздільному плавленні та насиченні алюмінію марки А6 або А7 цирконієм із лігатури, або із комплексного флюсу, з наступним введенням до розплаву кремнію, за допомогою сплавів марок АК12п, АК12пч є можливим уникнути утворення силіцидів кремнію, та запобігти зниженню механічних властивостей отримуваних сплавів.

#### Література:

1. Гасик М. И. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов: Учебник для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности «Металлургия черных металлов и сплавов» / Гасик М.И., Лякишев Н.П. – М.: СП Интернет Инжиниринг, 1999. – 764 с.
2. Petzow G. "Aluminium – silicon – zirconium" Ternary alloys. / Petzow G., Effenberg G. – VCH, Weinheim, Germany. – 1993. – Vol. 7 – P. 2-12.
3. Litynska L. TEM and HREM study of  $Al_3Zr$  precipitates in an Al-Mg-Si-Zr alloy / Litynska L., Abou-RasD., KostorzG., DutkiewiczJ. // Journal of Microscopy. – 2006. – Vol. 223 – P. 182–184.

**Івашин А.В., Ямшинський М.М.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

### **СПЕЦІАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ**

Ливарні середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі відносять до нових матеріалів, з яких виготовляють литі деталі, що працюють в умовах високих температур і агресивних середовищ. Технологічні властивості цих сталей (ливарні

і механічні властивості, оброблюваність, зварюваність, прокатуваність) вивчені досить досконало, а спеціальні, тобто такі, що проявляють себе під час експлуатації виробів (окалиностійкість, термостійкість, електроопір та ін.) практично не вивчені. Знання цих характеристик дозволить обґрунтовано вибрати відповідні галузі використання цього матеріалу як з урахуванням умов експлуатації так і з урахуванням ливарних властивостей на підставі визначення співвідношення основних компонентів, що входить до складу сталей.

Хром і алюміній є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей, тобто надають металу властивості протистояти при високих температурах хімічній дії – окисленню в різних газових середовищах. Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структуру і властивості окалини, яка утворюється на поверхні виробу, а, отже, і швидкість окислення. Проте до цих пір не встановлене оптимальне співвідношення цих елементів, при якому утворюється стабільна, міцна і щільна захисна плівка, яка забезпечувала б максимальну окалиностійкість виробів.

Для визначення оптимальних концентрацій хрому і алюмінію вивчена окалиностійкість сталей з середнім вмістом вуглецю (0,25...0,35%), хрому – від 17 до 37% та алюмінію – від 1 до 7%. Випробування зразків діаметром 10 мм та довжиною 20 мм здійснювали у трубчастій печі при температурі 1200 °С протягом 100 год. Окалиностійкість визначали в атмосфері повітря та інших газових середовищах, в яких працюють жаростійкі вироби.

Для забезпечення достатньо високої окалиностійкості (збільшення маси на 4...6 мг/см<sup>2</sup> за 100 год) сталь має вмістити 25...27% хрому і 2...4% алюмінію. Подальше підвищення алюмінію не сприяє помітному покращанню окалиностійкості в наведених умовах, знижує ливарні та механічні властивості сталей. Збільшення концентрації алюмінію можна рекомендувати тільки для підвищення робочої температури та при виготовленні виливків простої конфігурації.

Мінімальна кількість хрому в сталі для утворення захисної оксидної плівки Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на поверхні виробу, повинна бути не менше 18...20%.

Дослідженнями кінетики окислення встановлено, що підвищення вмісту алюмінію в сталях до 3% призводить до різкого зниження швидкості окислення металу, при цьому суттєво змінюється час „інкубаційного” періоду окислення: 2,5 год – для сталі без алюмінію; 1,5 год – для сталі з 1% алюмінію і 0,4 год – для сталі з 3% алюмінію. Змінюється і закономірність окислення. Якщо для сталі 30X25Л окислення здійснюється за законом, що наближається до параболічного, то для сталі 30X25Ю3Л більш справедливим є логарифмічний закон.

Вивчення кінетики окислення сталі, структури і властивостей оксидних плівок показали, що у сплавів системи Fe-Cr-Al на початку окислення (перші 10...15 хв.) на поверхні виробу утворюється шар оксидів, вміст металів в яких приблизно відповідає хімічному складу сталі. Під час „інкубаційного” періоду (20...10 хв.) із металу в окалину дифундують алюміній, який має високу дифузійну здатність і термодинамічну активність, і меншою мірою хром. Відносна кількість фаз, яка утворилася на початку окислення, починає змінюватися у бік збільшення кількості оксидів  $Al_2O_3$  і  $Cr_2O_3$ . Остаточне співвідношення цих оксидів в окалині після завершення „інкубаційного” періоду залежить від вмісту хрому і алюмінію в сталі та температури середовища.

Найкраще захищає поверхню виробу від окислення при високих температурах плівка, яка складається:

- з  $Cr_2O_3$  з внутрішніми оксидними часточками  $Al_2O_3$  – при високому вмісті хрому ( $> 24\%$ ) і низькому – алюмінію (не більше 1,5%);
- з шпінелі  $(Al,Cr)_3O_4$  з часточками оксидів заліза і хрому та їх розчинів – при високому вмісті в сталі хрому ( $> 25\%$ ) і алюмінію – від 1,5 до 3,0%;
- з  $\alpha-Al_2O_3$  – при високому вмісті хрому ( $> 27\%$ ) та алюмінію ( $> 3\%$ ).

Сталі, які утворюють на поверхні виробу захисний оксидний шар  $\alpha-Al_2O_3$ , мають найвищу окалиностійкість, їх можна використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють при температурах до 1300...1350 °С.

Під час спалювання палива (наприклад, на теплових електростанціях) утворюється суміш газів  $CO_2$ ,  $CO$ ,  $H_2O$  (пара) і  $N_2$ . На металеві матеріали кожний із цих газів (або їх суміші) діє більш агресивно, ніж перегріте повітря.

З метою вивчення окалиностійкості в атмосфері  $\text{CO}_2$  і  $\text{H}_2\text{O}$  (пари) випробувані зразки хромистої середньовуглецевої сталі легованої алюмінієм до 5%. Із збільшенням вмісту алюмінію окалиностійкість хромистої сталі зростає в усіх досліджених середовищах.

Незважаючи на те, що процеси взаємодії елементів сталі з окислювальними середовищами різні, склад і структура оксидних плівок практично однакові. Вміст оксидів заліза в окалині збільшується тільки на 1,0...1,5%. Окалина складається на 90...95% з  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Отже хромоалюмінієві сталі з вмістом 1,5...3,5% алюмінію мають високотемпературну корозійну стійкість в середовищах, які вмістять вуглекислий газ і водяну пару. Вироби, виготовлені із таких сталей, можуть працювати в наведених умовах при температурах до 1250 °С.

**Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Нейма О.В.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ЛИТТЯ ЗА ПОЛІМЕРНИМИ МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**  
E-mail: doro55v@gmail.com

Метою даної роботи було експериментальне дослідження способу лиття металу за моделями з пінополістиролу (як основне несуче тіло), які мають друковані пластикові елементи, для здешевлення процесу лиття складнопрофільних виробів за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

Для проведення експериментальних досліджень було виготовлено моделі з пінополістиролу (густина 30 кг/м<sup>3</sup>) у вигляді порожнистих циліндрів з розмірами, мм: зовнішній діаметр  $D = 50$ , внутрішній діаметр  $d = 30$ , довжина  $l = 75$ . Із застосуванням 3D-принтера KLEMA 250 методом пошарового наплавлення FDM було надруковано кільця з внутрішнім діаметром 50 мм і довжиною  $l_k = 30$  мм із пластику PLA, масою 11,4 г. Зовнішня поверхня друкованого кільця має обриси шестерні.

Друковані пластикові кільця було насаджено на пінополістирольні циліндри в двох варіантах так, щоб кільця розташовувалися на середині висоти моделі, а



також були на їх нижній частині (рис. 1, а). В стінках пінополістирольних циліндрів виконали вертикальні вентиляційні канали діаметром 3 мм, які закрили випарниками. Моделі було зібрано у блок, на який було нанесено водне протипригарне покриття на основі дистен-силіманіту.

Модельний блок формували в сухому кварцовому піску, як при традиційному ЛГМ, в вакуумованих формах. Заливали форму рідким чавуном (температура  $\sim 1400$  °С), що відповідає марці СЧ200 ДСТУ EN 1561:2010. Вибір чавуну зумовлено тим, що рідкий чавун легше отримати з вищим перегрівом над лінією ліквідус, та при цьому він довше залишається у ливарній формі в рідкому стані, порівняно зі сталлю, яка хоч і має вищу температуру заливання, але в багатьох випадках швидше утворює поверхневу кірку металу. Одержані дослідні виливки після очищення показано на рис. 1, б.



а

б

Рис. 1. Комбіновані полімерні моделі (а) та дослідні виливки (б)

Результати експерименту показали, що на обох моделях друковані пластикові елементи газифікувалися, і метал їх замінив. На виливках практично не спостерігалися поверхневі дефекти, які могли б спричинити гази, що утворюються при газифікації пластику – термічній деструкції при заливанні форми рідким чавуном. У виливку, в якому кільце розташоване по середині,

верхні та нижні «грані» кільця маю заокруглені краї. Очевидною причиною їх формування є рідкі продукти термодеструкції пластику, які перешкоджали чавуну повністю заповнити ливарну порожнину. Запобігання утворенню таких дефектів можливе створенням направленої пористості моделі, підбором протипригарного покриття моделі відповідної газопроникності тощо. Також можливе виконання повздовжніх каналів на зовнішній поверхні піно-полістиролового циліндра (під пластиковими елементами) з сполученням їх із вентиляційними каналами в тілі моделі, чим буде досягнуто вирівнювання тиску газів по висоті моделі протягом заливання форми металом.

Проведені дослідження показують перспективність застосування комбінованих моделей з пінополістиролу і окремими пластиковими елементами для лиття виробів, що поєднують просту та складну конфігурації, та розширюють можливості способу ЛГМ.

**Касай П.О.<sup>1</sup>, Педаш О.О.<sup>1</sup>, Наумик В.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>АТ «Мотор Січ», <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ПОРОШКІВ ЖАРОМІЦНОГО**  
**СПЛАВУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ОТРИМАНИХ**  
**СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ**

E-mail: [naumik@zntu.edu.ua](mailto:naumik@zntu.edu.ua); [vnaumyk@gmail.com](mailto:vnaumyk@gmail.com)

Стрімкий розвиток адитивних технологій обумовлює вдосконалення методів виготовлення металевих порошків для покращення їх якості, зниження вартості, розширення номенклатури матеріалів і гранулометричного складу. В даний час найбільш поширеними є методи розпилення струменя розплавленого металу інертним газом (газова атомізація) і плазмового відцентрового розпилення литої заготовки, що швидко обертається (PREP-технологія, рис. 1).

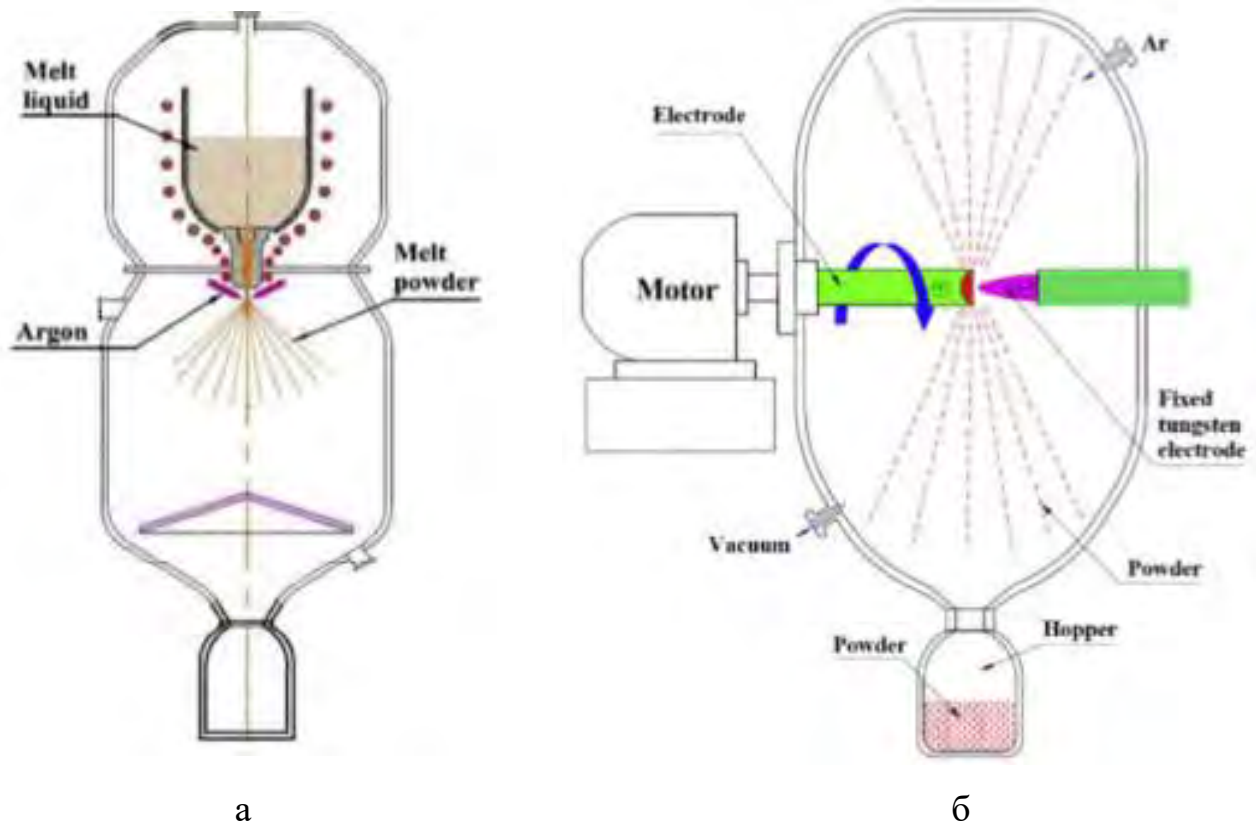


Рис. 1. Технології виготовлення металевих порошків: а – газова атомізація; б – PREP-технологія

Основними перевагами методу газової атомізації інертним газом є відносна простота конструкції обладнання, можливість виготовляти великі кількості порошків за одну плавку, невисока вартість кінцевого продукту.

Метод відцентрового розпилення дозволяє отримувати порошки з практично ідеальною сферичністю, без сателітних частинок, при цьому доля частинок неправильної форми рідко перевищує 10% обсягу партії порошку. Поряд із рядом переваг обидва методи мають і певні недоліки. Так, застосування в процесі газової атомізації інертного газу, що подається під високим тиском, сприяє появі в порошку так званої аргонової пористості та дрібних пилоподібних частинок, що налипають на більші в результаті зіткнення і різної швидкості кристалізації в процесі газової атомізації, що в кінцевому підсумку призводить до нерівномірної кристалізації і погіршує якість виробів при їх виготовленні методами 3Д-друку. Не позбавлений недоліків і процес відцентрового

розпилення, при якому проводиться розпорошення обмеженого в розмірах і масі електроду, через що утруднено отримання великих партій порошків за один раз. Крім того, вартість такого обладнання значно дорожча за обладнання для газової атомізації, що обумовлює і більш високу вартість кінцевого порошку.

У даній роботі виконано порівняльне дослідження технологій отримання металевих порошків, із застосуванням газової атомізації та відцентрового плазмового розпилення, шляхом виготовлення зразків і деталей, що традиційно використовується в адитивному виробництві жароміцного сплаву Inconel 718, для визначення можливості застосування даних технологій при виготовленні продукції авіаційного призначення.

В якості об'єкта для досліджень використовували зразки зі сплаву Inconel 718 для випробування механічних властивостей і мікроструктури, отримані методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) на 3D-установці фірми EOS (GmbH Німеччина) з розмірами робочої камери 400×400×400 мм, оснащеної ітербієвим лазером. Фракції гранул, що використовуються для виготовлення зразків по обох аналізованих технологіях, становили 20-53 мкм. Побудова зразків на 3D-принтері здійснювали в горизонтальному і вертикальному напрямках.

Для усунення внутрішньої пористості та підвищення щільності зразків після процесу селективного лазерного сплавлення виконували гаряче ізостатичне пресування і піддавали термічній обробці у вакуумній печі IPSEN T<sup>2</sup>T.

Мікрорентгеноструктурний аналіз показав, що порошок, отриманий газовою атомізацією, характеризується переважно сферичною формою. При цьому в дослідженому обсязі присутня і велика кількість часток нерегулярної форми, а також сателітних частинок.

Порошок, отриманий відцентровим розпилюванням, характеризується значно меншою кількістю частинок нерегулярної (переважно пластивоподібної) форми, практично повною відсутністю сателітних гранул, а також набагато кращою сферичністю.

Рентгеноспектральним мікроаналізом встановлено, що хімічний склад гранул задовільний і знаходиться в межах марочного складу сплаву Inconel 718.

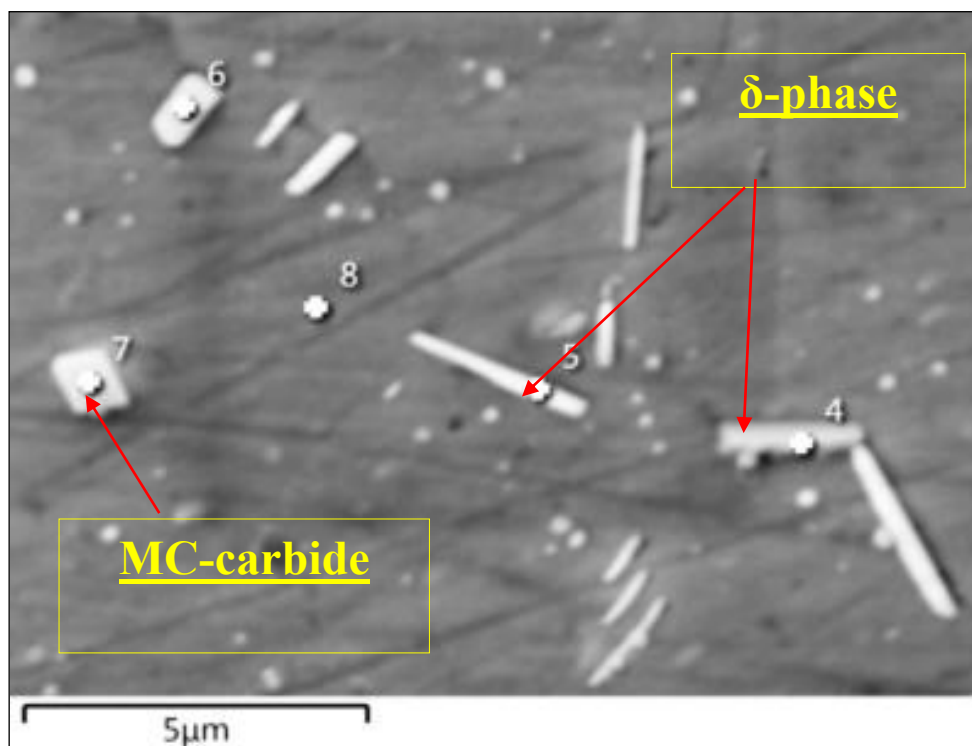
Марочному складу сплаву відповідають як частинки регулярної сферичної форми, так і нерегулярної форми.

Хімічний склад виготовлених зразків також відповідає вимогам стандарту AMS 5662 для досліджуваного сплаву. Угару основних хімічних елементів у процесі селективного лазерного сплавлення не відбулося.

Мікроструктура матеріалу зразків обох досліджуваних варіантів після проведення селективного лазерного сплавлення складається з дендритів, являє собою Ni-Fe-Cr-твердий розчин з наявністю карбідів і карбонітридів та є характерною для сплаву Inconel 718. У мікроструктурі досліджених зразків спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зерен, витягнутих у напрямку зростання зразка при виготовленні. При цьому у зразках чітко проглядаються зони пошарового сплавлення.

Після проведення стандартної термічної обробки в структурі зразків обох досліджених варіантів спостерігається виділення зміцнювальної інтерметалідної  $\gamma''$ -фази, з наявністю карбідів, карбонітридів і виділень  $\delta$ -фази, характерної для сплаву Inconel 718 в нормально термообробленому стані. Слідів перегріву у мікроструктурі не виявлено.

З металографічного дослідження також чітко видно, що в процесі гарячого ізостатичного пресування і подальшої термічної обробки відбувається вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення. При цьому слід зазначити, що зміцнення сплаву Inconel 718 досягається в основному за рахунок виділення впорядкованої  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ )-фази з о.ц.т. структурою, а надлишкова  $\delta$ -фаза росте на виділеннях  $\gamma''$ -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен і всередині них.



Point of analysis	Element content, %							
	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
4	9.24	0.53	0.95	15.89	15.34	47.67	7.39	2.99
5	12.0	0.34	1.16	12.72	12.02	47.77	11.28	2.71
6	10.32	0.30	1.39	11.43	10.88	49.77	13.5	2.42
7	17.89	0.16	5.87	8.23	7.14	17.42	41.86	1.44
8	7.97	0.47	0.98	17.85	17.05	48.0	4.73	2.96

Рис. 2. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу структурних складових в матеріалі дослідних СЛС зразків зі сплаву Inconel 718

Аналіз результатів випробувань механічних властивостей при кімнатній температурі показує, що використання обох технологій виготовлення порошку забезпечує схожі тренди у зміні показників після виконання технологічних переходів. Так, випробування зразків показують, що проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації механічних властивостей порівняно з вихідним варіантом після побудови. ГП і подальша термообробка забезпечують підвищення характеристик пластичності матеріалу.

Встановлено, що для зразків, виготовлених у вертикальному напрямку  $Z$ , в цілому, характерне деяке зниження властивостей міцності ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{02}$ ) і підвищення пластичних ( $\delta$ ,  $\psi$ ,  $KCU$ ) в порівнянні зі значеннями зразків, вирощених в

горизонтальному напрямку ХУ. Виняток становлять характеристики міцності у зразках, отриманих за технологією газової атомізації, де відбулося деяке зниження показників в межах вимог стандарту AMS 5662.

Результати випробування тривалої міцності показують, що час до високотемпературного руйнування, відповідає вимогам стандарту на деформований матеріал AMS 5662. Значно більшим цей показник отримано на зразках, виготовлених у вертикальному напрямку із порошків відцентрового розпилення. Рівень тривалої міцності з порошків, отриманих за технологією газової атомізації, також вище у зразків, виготовлених у вертикальному напрямку. Це можна пояснити тим, що при випробуваннях на тривалу міцність навантаження прикладається до зразка в напрямі, перпендикулярному осі його побудови.

Таким чином, обидві проаналізовані технології виготовлення порошків забезпечують рівень механічних властивостей, що значно перевищує норми існуючих галузевих стандартів, а виготовлені порошки сплаву Inconel 718 придатні для отримання методом селективного лазерного сплавлення відповідальних деталей авіаційних двигунів.

**Квасницька Ю.Г., Максютя І.І., Михнян О.В., Нейма О.В., Квасницька К.Г.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**УМОВИ ЕФЕКТИВНОГО ВИДАЛЕННЯ КРЕМНІЮ ТА СІРКИ З  
РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ВАКУУМНО-  
ІНДУКЦІЙНОМУ ПЛАВЛЕННІ**

E-mail: Neima\_Alex@ukr.net

Врахування ступеня рафінування розплавів жароміцних залізовуглецевих та нікелевих сплавів від газів та шкідливих домішок має великий вплив на якість литих деталей відповідального призначення. Ці домішки, які надходять до сплавів як з первинних, так і зі вторинних (кондиційні відходи) шихтових матеріалів, вогнетривких виробів (тиглі, форми, стрижні) при виплавлянні та розливанні у

вакуумних агрегатах, можуть мати негативний вплив на формування структури та рівень експлуатаційних характеристик.

Так, згідно прийнятому на галузевих підприємствах України технологічному регламенті, при виплавлянні сплавів вакуумно-індукційним методом (ВІ) з шихтових матеріалів з додаванням до 30 (% мас.) власного звороту, в сплав може переходити, наприклад, від 0,010 до 0,10 (% мас.) кремнію та сірки як з шихти, так і з кремнійвмісного зв'язуючого оболонкових форм. На відміну від плавлення на повітрі, де шкідливі домішки можуть видалятися з розплаву завдяки застосуванню, наприклад, шлаків, при виплавлянні у ВІ-печах видалення шляхом випаровування з шихтових матеріалів або шлаків неможливе через низьку пружність пари при температурах процесу.

З науково-технічної літератури та проведених авторами раніш фізико-хімічних досліджень доведено, що підвищення, наприклад, вмісту кремнію у розплаві пов'язано, окрім шихти, перед усім, з досить довгим контактом з керамікою вогнетривів – тиглями, завдяки високому вмісту муліту, формою, стрижнями, фільтрами. При цьому може проходити процес відновлення кремнію з незв'язаного оксиду кремнію, вміст якого у кераміці форми, наприклад, може складати до 10 – 15%, у стрижнях до 2 – 7 (% мас.).

Це сприяє утворенню пластинчастих карбідів типу  $M_6C$  та окрихчувальних топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз і негативно впливає на тривалу міцність сплавів.

Негативний вплив **сірки** на жароміцність і жаростійкість сплавів пов'язаний, з її низькою розчинністю в нікелі, утворенням з нікелем легкоплавкої евтектики NiS з температурою плавлення 643 °С, сульфідів, оксисульфідів. Такого типу неметалеві вкраплення (**НВ**) є концентраторами напружень та ініціюють зародження тріщин при динамічних навантаженнях деталей.

Значну увагу в сучасній науково-патентній літературі приділено роботам, які спрямовані на теоретичне обґрунтування і практичне випробування рафінувального ефекту за рахунок введення до складу сплавів мікролегувальних добавок, наприклад, ітрію, церію, лантану, гафнію. Проведено детальний аналіз



діаграм їх фазового стану при взаємодії з основою сплаву, термодинамічний аналіз продуктів взаємодії добавок з домішками і компонентами сплаву, виявлені кристалографічні особливості цих фаз. Для доцільності застосування мікролегувальних добавок в якості рафінувальних у жароміцних нікелевих сплавах, використані відомості про їх електронегативність, вплив на структуру та властивості сплавів.

Серед рафінувальних добавок найбільш високу дифузійну рухливість має **ітрій**. Нейтралізуючу дію можуть здійснювати й інші елементи з групи РЗМ та лантаноїди, коефіцієнти дифузії яких нижче, ніж у ітрію. Тому їх позитивний вплив має виявлятися на більш пізніх етапах експлуатації.

За допомогою аналізу фізико-хімічних процесів та складених на основі цього теоретичних уявлень, також фізичного та математичного моделювання, було сформовано **МЕТУ** та поставленні **завдання** для виконання роботи, а саме: виявити найбільш ефективні засоби рафінування розплавів від шкідливих домішок, у даному випадку, від кремнію та сірки, а також, технологічні параметри їх втілення в умовах ВІ виплавлення.

Як показує аналіз наукової літератури та результатів попередніх практичних випробувань авторів, найбільш ефективним є поєднання засобів очищення, тобто повної або часткової нейтралізації шкідливих домішок дозованим введенням мікролегувальних елементів до складу сплавів з подальшим рафінуванням розплаву застосуванням фільтруючих пристроїв.

В якості об'єктів досліджень були вибрані розроблені за участю авторів у ФТІМС НАН України жароміцні високохромисті залізовуглецеві та нікелеві сплави (типу ХН60КМЮВТ), та виливки з них для деталей енергомашинобудування.

Температури основних фазових перетворень ( $TS$ ,  $TL$ ) виявляли методом диференціальної сканувальної калориметрії (ДСК) на високочастотному синхронному термічному аналізаторі Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (STA 449F1, німецька фірма NETZSCH, точність вимірювань температур  $\pm 1,5$  °С. На ливарному агрегаті УППФ-2 зі сплавів

отримували циліндричні заготовки, зразки-свідки та робочі деталі для контролю хімічного складу, структурно-фазових особливостей, ступеня рафінованості, а також фізико-механічних характеристик. Швидкість лінійної фільтрації розплаву при заливанні в оболонкову форму складала 0,05–0,1 м/с при висоті стояку 0,1–0,4 м, заливки розплаву у форми від 5 до 12 кг/с. Контроль температури проводили термопарою та оптичним пірометром типу Mikron (модель M-780).

Хімічний склад виливків із запропонованих сплавів визначали за допомогою аналітичного комплексу зі сканувального електронного мікроскопа JSM-35CF фірми «JEOL» (Японія) і рентгенівського спектрометра з дисперсією за енергії рентгенівських квантів (модель INCA Energy-350 фірми «Oxford Instruments», Великобританія).

Температуро-часові залежності протікання кристалізації розплаву отримано за допомогою встановлених на поверхнях керамічної оболонки, а також в середньому перетині вилівка і в піднадливній області, термопарах. Ці дані дали можливість оцінити здатність розплаву до збереження рідкотекучого стану у визначені моменти часу в різних перетинах вилівка зі вбудованим в ливникову систему фільтруючим пристроєм.

Завдяки лабіринтно-комірчастій структурі фільтра заповнення порожнини форми відбувалося в режимі, близькому до ламінарного. Важливою складовою технологічного процесу рафінування був вибір ефективного типу фільтрів (матеріал, поруватість, геометрія), як показано в роботах авторів. Порівняння існуючих функціональних параметрів різних типів фільтруючих вогнетривких матеріалів показує, що для жароміцних сплавів вакуумного виплавляння, високоефективними при внутрішньоформенній фільтрації для вловлювання достатньо дисперсних НВ, можуть бути, перед усім, пінокерамічні фільтри (ПКФ).

Кількість НВ оцінювали за такими параметрами: за сумарною кількістю на кожному з 10 полів зору, в (% мас.) від маси зразка при хімічній екстракції включень різного типу, за густиною НВ (кількість частинок на 1 мм<sup>2</sup>), за довжиною одиничних вкраплень, мкм. Під час кристалізації розплаву **кремній**,

при перевищенні його концентрації в розплаві більш 0,3 (% мас.), сегрегуючи по границях зерен, збільшує кількість евтектичної  $\gamma'$ -фази.

Авторами показано, що ефективним методом для дослідженого типу сплавів може бути зв'язування домішок **кремнію** в тугоплавкі сполуки шляхом мікролегування **ітрієм**, який здатний створювати з кремнієм тугоплавкі сполуки, температура плавлення яких  $\sim 2600$  °С.

За результатами кількісного аналізу НВ було встановлено, що найбільша кількість НВ – у вихідних зливках, які не були рафіновані, після мікролегування та фільтрації розплав при виплавлянні виливків кількість НВ знизилась. Спостерігається також зниження максимального розміру довжини включень: від 92 мкм (середня) до 28 мкм (середня). Концентрація у первинних нерафінованих ВІ-заготовках становила до 0,0022 сірки та кремнію, (% мас.), об'ємна частка НВ у виливках після рафінування первинних ВІ-заготовок, склала від 0,80 до 2,20 (% мас.).

Досліджено, що **лантан**, при введенні до легувального комплексу вибраних сплавів, зв'язує **сірку** у тугоплавкі термодинамічно міцні сульфідні LaS, які частково видаляються з розплав за рахунок як адгезії на стінках плавильного тигля при плавці, так і при фільтрації розплав за допомогою ПКФ при розливанні. При цьому різко знижується вміст легкоплавких сульфідів у виливках, більш впорядкованою та однорідною стає макро- та мікроструктура деталей (рис. 1, 2).

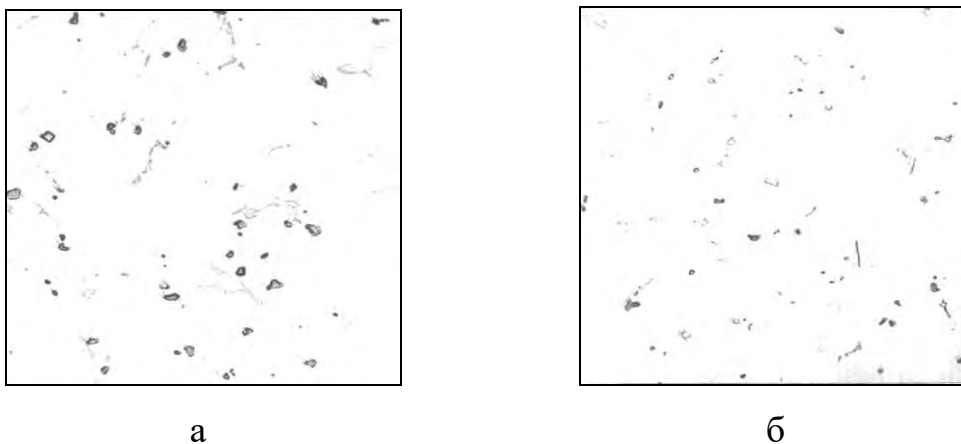


Рис. 1. Вплив мікролегування та рафінування на густину неметалевих вкраплень у виливках дослідних сплавів: а – стан після лиття у вихідних зливків, х800; б – після введення мікролегувальних елементів та рафінування ПКФ, х800



неоднорідності розподілу їх в локальних ділянках твердого розчину структури нерафінованих сплавів, термодинамічна стабільність виливків знижується. Домішки порушують когерентний зв'язок між  $\gamma$ - і  $\gamma'$ -фазами, підвищують дифузійну проникність міжфазних границь. Це призводить до послаблення сили міжатомної взаємодії на міжфазних границях та може сприяти утворенню пор та тріщин на границях зерен і зниженню довговічності деталей.

3. Використання високотехнологічної апаратури показало, що при проведенні повної термічної обробки та подальшому високотемпературному старінні (1000 °С, 500 год), остаточною доля **ітрію та лантану**, що зосереджується на границях зерен, нейтралізує **кремній** та **сірку**, утворюючи пори з високотемпературними хімічно інертними включеннями різної морфології всередині (переважно, сульфід  $\text{LaS}$ , оксиди ітрію). Низьку швидкість перерозподілу остаточних неметалевих вкраплень можливо пояснити зниженням дифузійної проникності міжфазних границь та відновленням сил поверхневого натягу, що сповільнюють зріст пор і розвиток у процесі динамічного напруження тріщин, як це трактують в науковій літературі.

**Кивгило Б.В., Биба Є.Г., Ямшинський М.М., Мініцький А.В., Лук'яненко І.В.**  
*(КІІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*  
**БІМЕТАЛЕВІ ВИЛИВКИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ**  
E-mail: kyvhylo.bohdan@gmail.com

В Україні та в інших країнах світу біметал, як прогресивний вид матеріалу знайшов застосування в багатьох галузях промисловості: у хімічній і нафтопереробній апаратурі, у машинобудуванні та приладобудуванні, у сільському господарстві та інструментальному виробництві. Застосування в різних галузях промисловості біметалів безперервно розширюється, що пов'язано з економією дефіцитних металів та складових компонентів сплавів: нікелю, хрому, міді, титану, молібдену тощо.

Відповідно до широкої номенклатури застосування в даний час біметал виготовляється в різних видах, а саме у вигляді листів, стрічок, смуг, прутків, дротів, тросів, фасонних профілів і труб. З цього переліку видно, що біметал випускається майже у всіх видах, у яких виробляються сталі і сплави широкого застосування.

Вибір тієї чи іншої композиції біметалу залежить від умов його роботи. Зовнішній робочий шар біметалу має бути стійким проти агресивного впливу робочого середовища, а основний повинен забезпечувати необхідну конструкційну міцність і жорсткість виробу. При цьому вартість біметалу, як правило, має бути нижчою за вартість однорідного матеріалу [1-5].

В умовах ринкової економіки при створенні ефективних технологій виробництва конкурентоспроможної продукції, особливої актуальності набуває екологія, ресурсозбереження та залучення у вторинний цикл виробництва металевих брухту та відходів [1, 4].

Одним із завдань, поставленим перед вітчизняною промисловістю, є економія матеріальних ресурсів. У зв'язку з цим комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком ресурсозберігаючих технологій.

Стружка із відходів металообробки є поширеною і недефіцитною сировиною для виготовлення металевих порошків, які можна використовувати у якості каталізаторів у різних хімічних виробництвах, поліграфії, порошковій металургії тощо. Створення енергозберігаючих технологій дозволяє отримувати нові матеріали з меншими витратами. Більш раціональна утилізація стружкових відходів і повторне їх використання у виробництві дозволяє здійснювати комплексні заходи, що направлені на зниження витрат при виробництві продукції.

Нажаль, більшість із зазначених технологічних процесів обмежена, тому в конкретних умовах виробництва обирається найефективніший технологічний процес з точки зору якості поверхні, економічності, енергоємності тощо [1-5].

Метою роботи є створення та дослідження біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки.

На підставі аналізу літератури для дослідження було обрано біметалеві композити на основі алюмінію з додаванням сталеві та бронзові стружки із застосуванням методу інфільтрації за допомогою вакууму.

Отримання біметалевого матричного композиту на основі алюмінію відбувалося шляхом насипання стружки певної висоти у металеву форму. В роботі прийнято наступну висоту засипання стружки у металеву ливарну форму: 40, 60 і 80 мм. Такий підхід дає змогу в майбутньому регулювати щільність отриманої заготовки із наперед заданими властивостями.

Встановлено, що підвищення висоти заповнення стружки не впливає на кристалізаційні процеси під час утворення композиту (рис. 1). Але з іншої сторони це один із параметрів, який дозволяє регулювати товщину конкретного майбутнього виробу під час проектування технології конкретного виливка.

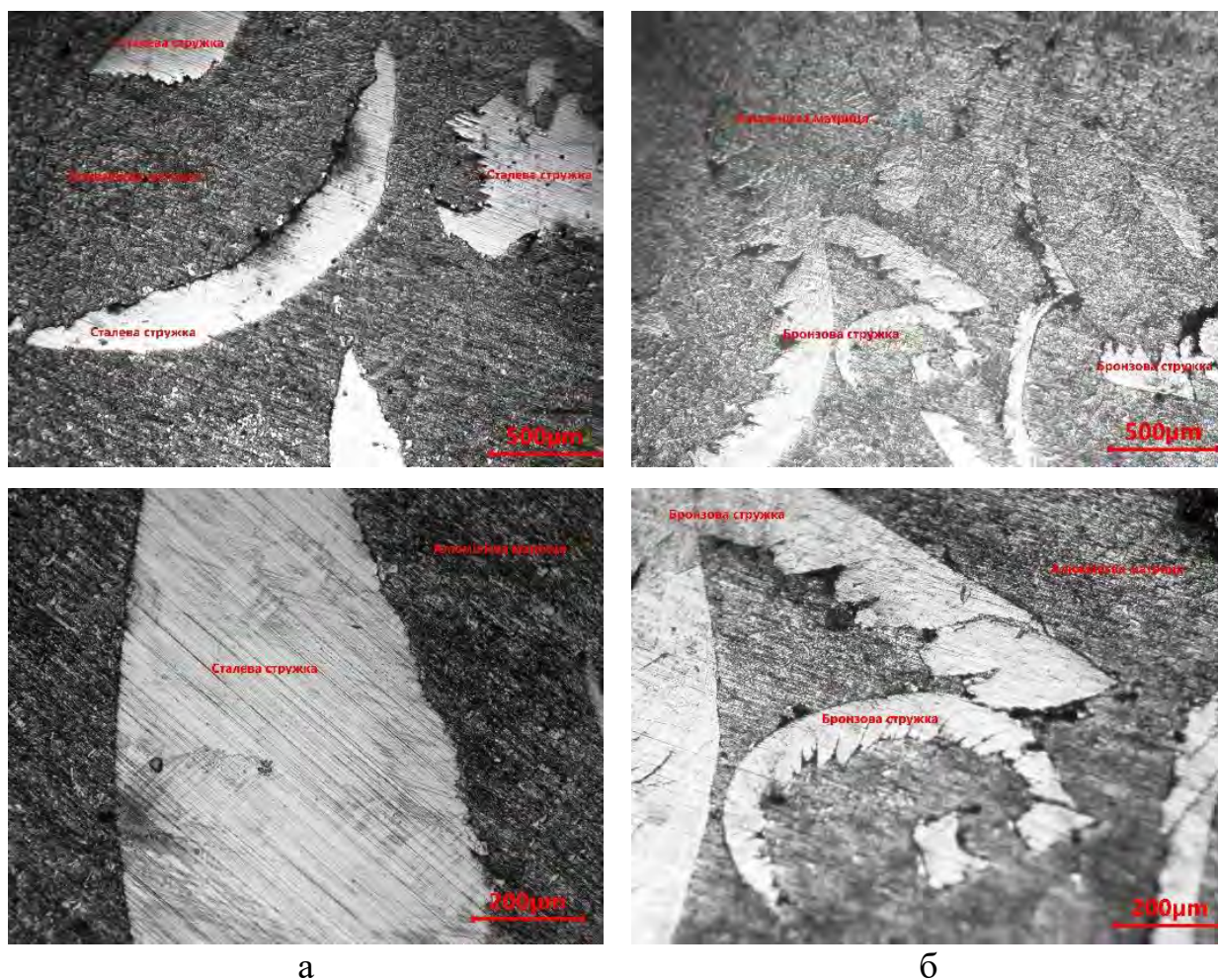


Рис. 1. Мікроструктура біметалевого композиту на основі алюмінію з додаванням сталеві (а) та бронзові (б) стружки

Мікроструктурний аналіз біметалевих композитів дозволив встановити, що алюмінієвий розплав має якісне з'єднання з поверхнею сталеві стружки, тобто спостерігається достатньо висока адгезія армувальної фази, у вигляді стружки, з алюмінієвою матрицею (рис. 1, а). Крім того необхідно відзначити, що в структурі досліджуваного зразка не спостерігається структурних дефектів у вигляді пор та порожнин, та утворюється візуально якісний перехідний шар, що забезпечує високі механічні характеристики композиту.

В результаті металографічного дослідження композиту з бронзовою стружкою (рис. 1 б) можна спостерігати дещо гірше змочування в порівнянні зі сталюю стружкою, що може бути пов'язано з більшим ступенем окиснення бронзові стружки, як і в попередньому випадку значних структурних дефектів в мікроструктурі не виявлено, проте наявні несучільності в місці контакту матриці з армувальним матеріалом.

Також слід зазначити, що слідів взаємодії між матрицею і армувальними добавками у зоні контакту виявлено не було, що свідчить про швидкість просочування, а також невисоку температуру процесу по відношенню до армувальних добавок.

Найбільш високі та стабільні за перерізом виливків властивості досягаються при отриманні однорідної та дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних зерен, тим вище експлуатаційні та технологічні властивості виробів. Одним з найбільш поширених засобів отримання дрібнозернистої структури є швидке охолодження у ливарній формі або просочування рідким металом армувальної фази. Крім того, до методів активного впливу на формування структури виливків можна віднести процеси, пов'язані із застосуванням зовнішнього впливу на розплав під час кристалізації. Для покращання процесів просочування в роботі використовували вакуумування металеві форми.

Для підтвердження металографічних досліджень, було проведено вимірювання щільності зразків з розмірами  $20 \times 20 \times 20$  мм, які вирізали із центральної частини виливка. Результати досліджень показали, що щільність



композитів знаходиться в межах  $4,2 - 4,6 \text{ г/см}^3$  і варіюється залежно від висоти засипки, що обумовлює різне співвідношення матриці і армувальної фази (рис. 2).

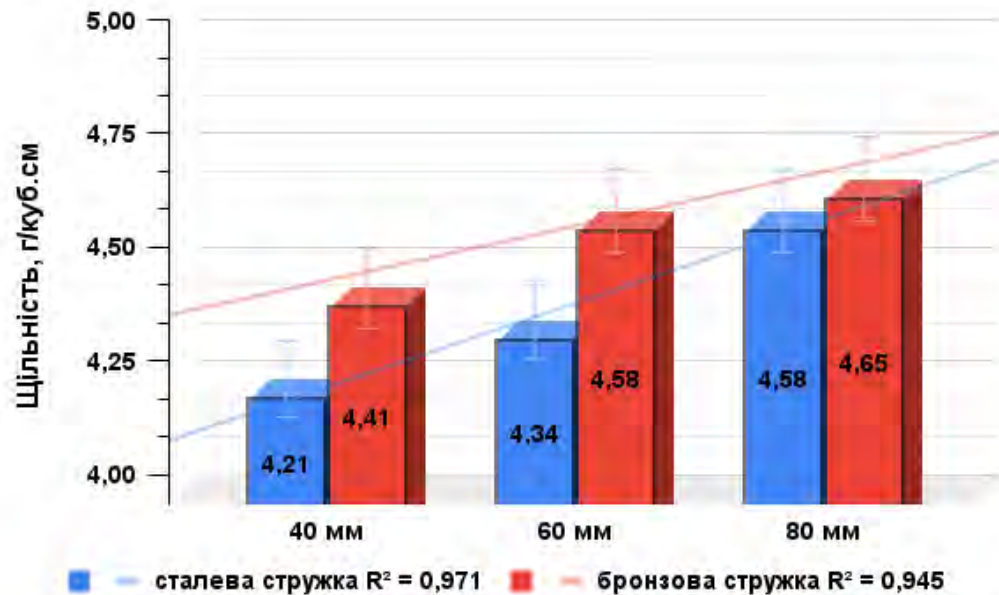


Рис. 2. Щільність біметалевого композиту залежно від матеріалу та висоти заповнення наповнювача

Одним із головних завдань є отримання композиту з низькою питомою вагою, який має високі механічні властивості.

Твердість отриманих біметалевих композитів подібна до твердості алюмінієвої матриці на основі АК7 і відповідає значенням 58-62 МПа, що свідчить про відсутність взаємодії між компонентами матриця-армувальна фаза, Підібрані технологічні параметри забезпечили відсутність інтерметалідних фаз, що можуть окрихчувати композит, що підтверджується металографічними дослідженнями.

Загалом не виникає сумнівів, що впровадження у виробництво біметалевих композиційних матеріалів на основі алюмінію і відходів металообробки сприяє не тільки підвищенню міцності і надійності матеріалу, а й сприяє поліпшенню їх механічних та експлуатаційних характеристик разом із економічним ефектом.

В результаті проведення досліджень біметалевих композитів встановлено:

- алюмінієвий розплав має якісне з'єднання з поверхнею сталеві та дещо гірше з бронзовою стружки;
- в мікроструктурі композитів в умовах вакуумного просочування не спостерігається наявність значної кількості дефектів;
- слідів взаємодії між матрицю і армувальними включеннями не виявлено, що підтверджується металографічними дослідженнями;
- отриманий біметал має високі фізико-механічні характеристики.

#### Література:

1. Lipinski, T. Improvement of mechanical properties of AlSi7Mg alloy with fast cooling homogeneous modifier / T. Lipinski // Archives of foundry engineering. – Katowice ; Gliwice, 2008. – Vol. 8. – Iss. 1 – P. 85–88.
2. Березовский В.В. Применение дисперсно-упрочненных металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC в авиационной промышленности // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/38.pdf>
3. American Composites Manufacturers Association (ACMA) [Електронний ресурс]. Режим доступу : [http:// www.acmanet.org](http://www.acmanet.org).
4. Комиссар О. Н. Композиционные материалы и технологии для аэрокосмической промышленности / О.Н. Комиссар // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4. [Електронний ресурс]. Режим доступу: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/ articles/pdf/32.pdf>
5. Беликов С.Б., Волчок И.П., Митяев А.А., Плескач В.М., Савченко В.А. Композиционные материалы в авиационной промышленности // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №2, 2017 С. 32-40.

**Кивгило Б.В.<sup>1</sup>, Ямшинський М.М.<sup>1</sup>, Мініцький А.В.<sup>1</sup>, Биба Є.Г.<sup>1</sup>,  
Мініцька Н.В.<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>1</sup>, Радчук С.В.<sup>1</sup>, Чистяков О.В.<sup>2</sup>**  
*(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**СТВОРЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО-  
АЛЮМІНІЙ ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ІНФІЛЬТРАЦІЇ ПОРИСТИХ  
КАРКАСІВ**

E-mail: kyvhylo.bohdan@gmail.com

Створення матеріалів, що поєднують в собі комплекс різних характеристик є необхідним для багатьох галузей виробництва, через постійно зростаючі вимоги сучасного промислового комплексу. Розробка технології отримання біметалів на основі системи залізо-алюміній представляє як науковий так і практичний інтерес через високі значення міцності та модуля пружності, високі тепло- та електропровідність і меншу питому вагу таких матеріалів [1]. Існують різні способи отримання біметалів системи залізо – алюміній, серед яких введення в розплав дисперсних частинок та їх перемішування у тигельній вакуумній індукційній печі з подальшим заливанням у форму [2], створення біметалевих частинок Fe/Al із розчинів, що проводиться в кислих умовах, за яких залізо легко осаджується на поверхні алюмінію [3], а також просочування (інфільтрація) пористих каркасів розплавом алюмінію під тиском [4]. При цьому роботи по просочуванню металевих каркасів алюмінієм стосуються переважно пористих нікелю, міді та титану, останній ефективно застосовується для створення композиційних матеріалів медичного призначення [5].

Застосування методу інфільтрації залізних каркасів розплавом алюмінію має практичне обмеження через погану змочуваність заліза алюмінієм. Автори роботи [6] проводили інфільтрацію залізного каркасу алюмінієм шляхом занурення у рідкий розплав. Проте, через активну взаємодію між залізом та алюмінієм, відбувалося утворення інтерметалідних фаз (зокрема FeAl<sub>3</sub>), що приводило до зачинення пор і припинення процесу просочування. У випадку примусового просочування залізного каркасу алюмінієм під тиском 10 МПа шляхом подачі стисненого аргону у камеру автоклаву, відбувалося практично повне заповнення пор розплавом алюмінію, однак в структурі матеріалу

спостерігалось значна кількість інтерметалідних фаз, що підвищило твердість та окрихчило матеріал. Також спостерігалась висока залишкова пористість, що знижує механічні властивості матеріалу. Для покращення заповнення розплавом алюмінію, чавунний каркас попередньо покривали цинком методом електроосадження з отриманням покриття близько 8 мкм [7]. Внаслідок розчинення і дифузії дуже тонкого цинкового покриття, під час затвердіння не спостерігалось агрегації цинку на межі з'єднання. Утворюється реакційний шар з нерегулярною морфологією з середньою товщиною приблизно 1 мкм, який в основному складається з інтерметалідних фаз.

Таким чином, розробка технології виробництва біметалевих матеріалів із залученням методів формування композитів шляхом інфільтрації пористих каркасів металевим розплавом алюмінію, є важливою науковою і технічною задачею, що передбачає використання пористого каркасу, отриманого шляхом переробки відходів стружки із чорних металів.

Метою представленої роботи є дослідження процесів отримання біметалевих матеріалів системи залізо-алюміній з використанням методів порошкової металургії та литва з високими фізико-механічними характеристиками.

Просочування пористих каркасів на основі заліза розплавом технічного алюмінію марки А1, проводили на спеціальному стенді з можливістю створення градієнту тиску. Пористий каркас встановлювали у спеціальну сталеву форму, нагрівали алюміній до температури 760 – 780 °С та заливали у форму із пористим каркасом після чого вмикали форвакуумний насос та проводили просочування при тиску 2 – 4 кПа протягом 5 –10 с.

Пресування частинок стружки показало, що середня пористість пресовок становить 35 – 40% і практично не залежить від прикладеного тиску, інший характер формуємості пресовок із стружки обумовлено фактором форми частинок. Частинки стружки мають лускату не ізометричну форму, це обумовлює низьку схильність до структурної деформації на стадії переукладання (при низьких тисках), що визначає низьке координаційне число такого порошку і,

відповідно, зменшення кількості контактів. Подальше збільшення тиску приводить до значної пластичної деформації частинок, при цьому практично не відбувається об'ємної деформації пресовки, що визначає великі значення пористості.

Просочування пористих залізних каркасів розплавом алюмінію забезпечило отримання безпористих біметалевих композитів. Як видно з мікроструктур, алюміній розподіляється по пористому залізному каркасу, повністю заповнюючи відкриті пори (рис. 1).

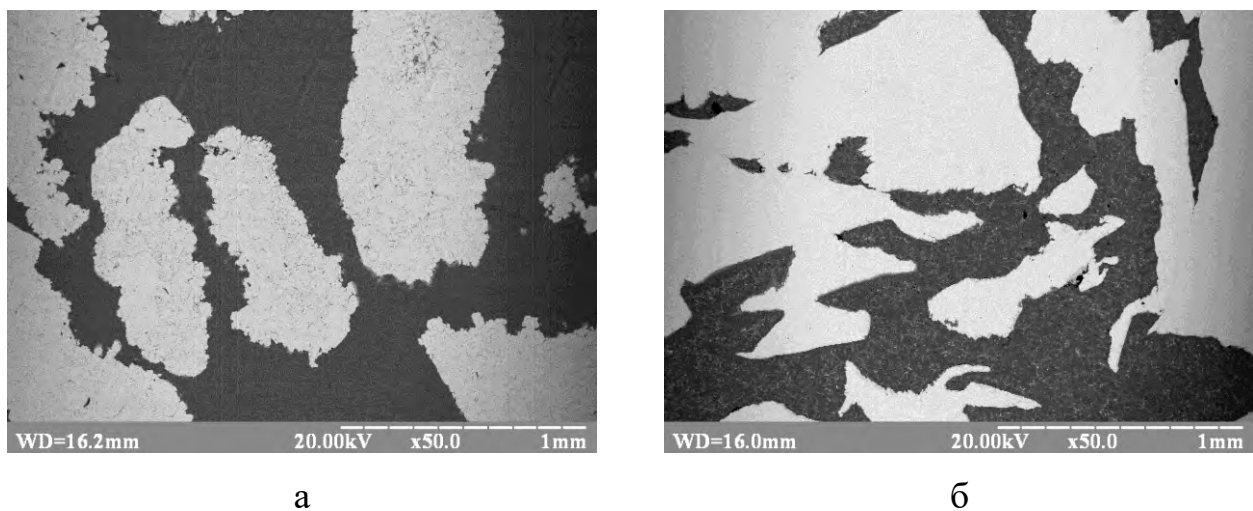


Рис. 1. Мікроструктура зразків після просочення розплавом Al: а – на основі залізного порошку; б – на основі залізної стружки

При цьому, як показали результати рентгенофазового аналізу (рис. 2), фазовий склад отриманих композитів складається із твердих розчинів  $\alpha$ -Fe та Al, тобто в матеріалі відсутні інтерметалідні фази, наявність яких є характерним при отриманні біметалів системи Fe–Al.

Фактична відсутність інтерметалідних фаз в структурі композиту обумовлено тим, що час просочування під вакуумом складає декілька секунд і компоненти не встигають прореагувати між собою. При цьому, металографічний аналіз показує на утворення хімічної сполуки, вміст якої не перевищує 1–2%, що розташовується тонким дискретним прошарком 5–10 мкм на границі взаємодії двох металів. Незначна кількість інтерметалідної фази пояснює її відсутність на

дифрактограмі, проте її наявність на границі металів забезпечує кращу адгезію між розплавом та каркасом.

Дослідження механічних характеристик отриманих композитів проводили визначаючи міцність на стиснення та твердість. Встановлено, що найбільші значення межі міцності спостерігається для зразків з каркасом із стружки (430-450 МПа), що пов'язано із високою площею контактної поверхні частинок стружки, які хаотично переплітаються між собою.

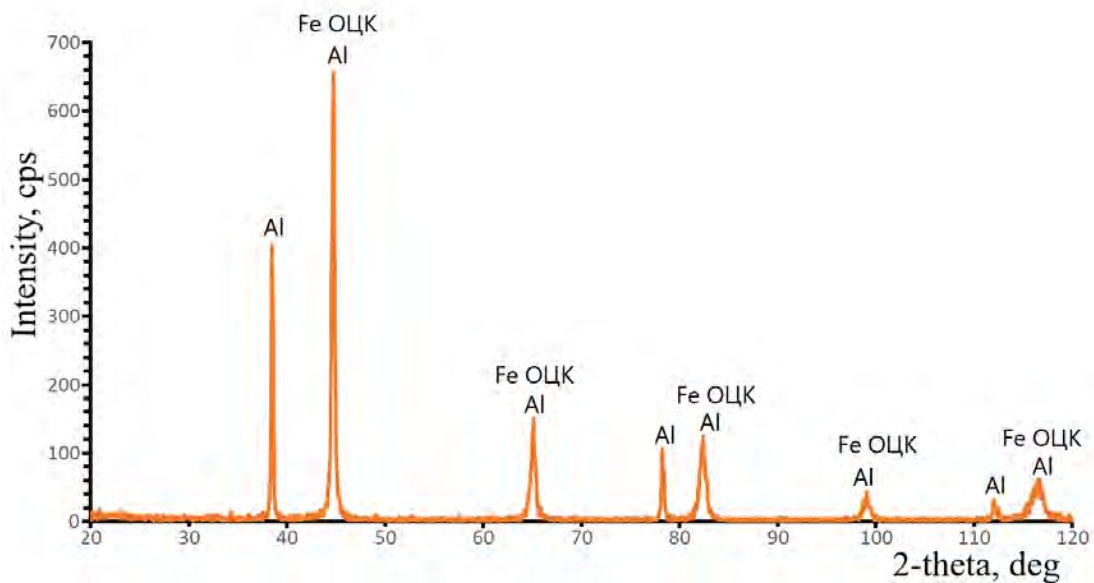


Рис. 2. Спектри рентгенівської дифракції біметалу системи залізо-алюміній

Таким чином, результати досліджень показали перспективність створення біметалів системи Fe-Al з високими значеннями фізико-механічних характеристик.

В результаті роботи розроблено ефективну та економічно рентабельну технологію виробництва біметалів на основі залізо-алюміній з високими фізико-механічними характеристиками із застосуванням утилізації відходів машинобудівних виробництв.

Встановлено можливість створення біметалів процесами інфільтрації із застосуванням відходів металообробки, розплавом алюмінію в умовах градієнту тиску, системи залізо-алюміній без утворення хімічних сполук. Відсутність хімічних сполук в системі Fe-Al в умовах просочування, пояснюється кінетикою

процесу, час просочування не перевищує декілька секунд, через що компоненти не встигають прореагувати між собою.

Література:

1. Loboda P.I., Minitsky A.V., Byba Ye.G., Sysoev M.O., Radchuk S.V. Effect of the Porous Skeletal Iron Structure on the Infiltration of Aluminum Melts // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – Volume 58, Nos.11-12, March 2020, Pages 651–657. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00121-0>

2. Рафальский И.Ф. Получение литейных композиционных материалов из алюминиевых сплавов в гетерофазном состоянии с дисперсными наполнителями // Литье и металлургия, 3(61), 2011. – С. 26–31.

<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2011-3-26-31>

3. Li-Hua Chen, Chang-Chieh Huang, Hsing-Lung Lien. Bimetallic iron-aluminum particles for dechlorination of carbon tetrachloride // Chemosphere. – Volume 73, Issue 5, October 2008, P. 692-697.

<https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2008.07.005>

4. Li, G.Y.; Jiang, W.M.; Yang, W.C. New insights into the characterization and formation of the interface of A356/AZ91D bimetallic composites fabricated by compound casting // Metall. Mater. Trans. A. 2019, 50. – P. 1076–1090.

5. Tayyiba R., Saleem M. Q., Mufti N. A., Noman A., M. Kashif I. and Maham N. Pressure-Assisted Development and Characterization of Al-Fe Interface for Bimetallic Composite Castings: An Experimental and Statistical Investigation for a Low-Pressure Regime // Metals 2021, 11, 1687. <https://doi.org/10.3390/met11111687>

6. Y.B. Choi, K. Matsugi and G. Sasaki. Development of intermetallic compounds reinforced Al alloy composites using reaction of porous nickel and aluminum // Materials Transactions, Vol. 54, No.4 (2013), pp. 595–598 DOI:[10.2320/matertrans.MBW201214](https://doi.org/10.2320/matertrans.MBW201214)

7. Dobranski L.A., Dobranska-Danikiewicz A.D., Gawel T.G., Achtelec-Franczak A. Selective laser sintering and melting of pristine titanium and titanium Ti6Al4V alloy powders and selection of chemical environment for etching of such materials. Archives of Metallurgy and Materials. 2015; 60: pp. 2039–2045. DOI: 10.1515/amm-2015-0346

**Клименко Н.М.**

**(Національний університет «Одеська політехніка», м. Одеса)  
ВИНИКНЕННЯ ПРИПАЛІВ ПРИ ШЛІФУВАННІ ДЕТАЛЕЙ**

E-mail: naniklimenko@gmail.com

Досвід шліфування деталей, виготовлених із цементованих і загартованих сталей, а також деталей, поверхня яких була піддана поверхневому загартуванню, показує, що досить розповсюдженим видом браку при цій операції є теплові дефекти, викликувані високою контактною температурою шліфування – припали й тріщини поверхневого шару.

Ціль дослідження – використовуючи аналітичні й експериментальні можливості, створити модель або математичний опис механізму фазово-структурних перетворень у поверхневому шарі деталі, що шліфується.

1. Проаналізувати фазові й структурні перетворення (ФСП) у поверхневому шарі деталі під дією контактної температури шліфування й причини, що викликають високі значення напружень у поверхневому шарі й причини, які викликають тріщини.

2. Проаналізувати й математично описати механізми утвору (ФСП) у поверхневому шарі деталі.

3. Визначити граничні температури поверхні, які не приводять до ФСП.

**Утворення припалів загартування.** Найбільш часто теплові шліфувальні дефекти утворюються в цементованих високовуглецевих сталях, що поліпшуються, низько й середньолегованих, зі структурою мартенситу або відпущеного мартенситу [1, 2, 3]. При швидкім нагріванні температурою шліфування поверхні, що шліфується деталі із загартованої сталі вище лінії  $A_{c1}$  мартенситна структура поверхневого шару переходить в аустенітну структуру, тобто має місце зворотне мартенситне перетворення. Це перетворення тим більше полегшується, що в результаті більших питомих тисків, надаваних абразивними зернами на поверхню металу, точка  $A_{c1}$  знижується в область низьких температур [1].

Після швидкого нагрівання поверхневого шару впливає його швидке охолодження зі швидкостями, що значно перевищують критичні швидкості



загартування. Точка  $M_K$  у цих сталей здебільшого перебувають нижче  $20\text{ }^\circ\text{C}$ , тобто нижче температури, до якої проохолоджується метал при шліфуванні. У результаті цього мартенситні перетворення відбуваються не повністю, внаслідок чого в поверхневому шарі фіксується структура аустеніту вторинного загартування, що одержало назву шліфувального припалу загартування.

Остаточне охолодження аустенітної структури відбувається в інтервалі температур від  $100$  до  $20\text{ }^\circ\text{C}$ , тобто процес охолодження закінчується між точками  $M_H$  і  $M_K$ , таким чином, температурний інтервал до кінця мартенситного перетворення не перекривається, що обумовлює неповноту цього перетворення й фіксацію значної частини аустеніту.

Припал загартування утворюється за схемою перетворення: мартенсит-нагрів-аустеніт-охолодження-фіксація аустеніту. Зона утворення аустеніту (це припали загартування,  $T_{пз} = 1160\text{ }^\circ\text{C}$ ), зона утворення перлітних структур (це припали відпустки,  $T_{пв} =$  нижче  $727\text{ }^\circ\text{C}$ ).

Якщо розглядати перетворення мартенситу в аустеніт при шліфуванні загартованої сталі, то тут можна виділити дві принципово різні схеми перетворення:

1. Дифузійне перетворення за схемою мартенсит-перліт-аустеніт.
2. Бездифузійне перетворення за схемою мартенсит-аустеніт.

Кристалічні ґрати мартенситу показані на рис. 1.

Перша схема – дифузійне перетворення припускає вихід вуглецю із кристалічних ґрат у зоні температур відпустки.

При подальшій підвищенні температури відбувається  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення й розчинення вуглецю в  $\gamma$  залізі, тобто утворення аустеніту. Мінімальний час, необхідний для виходу атомів вуглецю з тетрагональних ґрат мартенситу вуглецевої нелегованої сталі становить близько  $10^{-6}$  с [5].

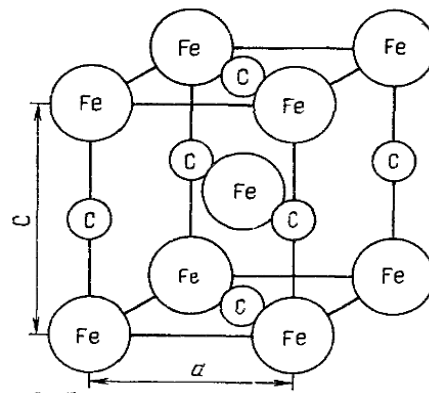


Рис. 1. Об'ємноцентровані тетрагональні ґратки вуглецевого мартенситу. Усі міжвузля по вертикальній осі зайняті атомами вуглецю

Критична середня швидкість нагрівання, при якій ще можливі дифузійні перетворення для евтектоїдних вуглецевих сталей становить  $2,2 \cdot 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$  [1]. Для доевтектоїдних сталей вона трохи нижче, а для заевтектоїдних трохи вище.

Отримано наступні теоретико-експериментальні залежності, для температури утворення аустеніту за дифузійною схемою:

$$T_{A1\text{швид}} = T_{A1} \cdot \nu_u^{0.1}, \quad (1)$$

де  $A_{1\text{швид}}$  – температура точки  $A_1$  при швидкісним нагріванні,  $A_1$  – температура точки  $A_1$  при стаціонарним нагріванні відповідно до діаграми стану  $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\nu_u$  – швидкість переміщення теплового джерела по поверхні деталі.

Бездифузійна схема зворотного мартенситного перетворення припускає тільки зрушення кристалічних ґрат. Час цього зрушення оцінюється в роботі [4] як  $10^{-11}$  с. Отже, припали загартування за цією схемою можливі навіть при мінімальному часі теплового впливу на метал окремих абразивних зерен.

Для температури утворення аустеніту за бездифузійною схемою, можна використовувати вираз [1]:

$$T_{A1\text{швид}} = 20 \cdot \nu_n^{0.025} + T_{A1}, \quad (2)$$

**Утворення припалів відпуску.** Утворення припалів відпуску відбувається під час третього перетворення відпустки, коли вуглець виходить із ґрат мартенситу повністю. З однієї сторони утворюється чистий ферит, а з іншого одночасно протікає реакція вуглецю, що виділився з феритом, у результаті чого виходить цементит. У результаті утворюється ферито-цементитна суміш, яка називається перліт.

Процес утворення перліту з мартенситу можна розглядати як процес зародження перлітних центрів з наступним їхнім ростом.

Вирішуючи диференціальне рівняння дифузії [1], можна визначити температури утворення припалів відпустки залежно від конкретних умов шліфування (рис. 2).

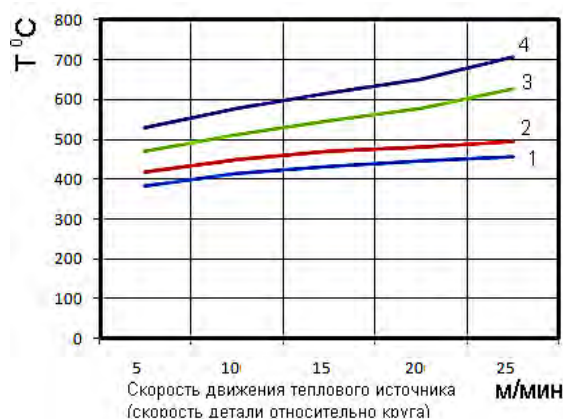


Рис. 2. Залежності температури утворення перліту (температура утворення припалів відпустки) від швидкості руху теплового джерела й хімічного складу сталі, що шліфується: 1 – сталь 45; 2 – В8; 3 – 12Х2Н4А (цементация + загартування); 4 – 9ХС

### Висновки:

1. При швидкому нагріванні температурою шліфування поверхні деталі із загартованої сталі вище лінії  $A_{c1}$ , мартенситна структура поверхневого шару переходить в аустенітну. Після швидкого нагрівання поверхневого шару впливає його швидке охолодження зі швидкостями, що значно перевищують критичні швидкості загартування, однак мартенситні перетворення відбуваються не повністю, оскільки точки  $M_k$  у цих сталей здебільшого перебувають нижче

20 °С, тобто нижче температури, до якої проохолоджується метал при шліфуванні. Внаслідок цього інтервал мартенситного перетворення не перекривається й у поверхневому шарі фіксується структура аустеніту вторинного загартування, що одержало назву шліфувального припалу загартування.

2. Утворення припалів відпустки відбувається під час третього перетворення відпустки, коли вуглець виходить із грат мартенситу повністю. При шліфуванні заевтектоїдних сталей температура третього перетворення вище, чим при шліфуванні доевтектоїдних сталей, особливо якщо ці сталі леговані карбідоутворюючими елементами.

Література:

1. Аль-Аджейлат С.А. Формирование прижогов отпуска при шлифовании направляющих тяжелых прессов кругами из КНБ / С.А. Аль-Аджейлат, В.Г. Лебедев // Одесса, Науково-виробничий журнал. 2007. № 4. – С. 128–150.
2. Лободюк В.А. Мартенситные превращения [Текст] / Лободюк В.А. Эстрин Э.И. – М.: Физмалит. 2009. – С. 352.
3. Биронт В.С. Теория термической обработки [Текст] / Биронт В.С – / СФУ: ИЦМиЗ. – Красноярск, – 2007 – С. 234.
4. Крайнов А.Ю. Основы теплопередачи. Теплопередача через слой вещества: учеб. пособие [Текст] / Крайнов А.Ю. – Томск: SST – 2016 – С. 48.
5. Гуляев А.П. Металловедение, Альянс, 2011, Москва (2011).

**Клименко С.І., Дорошенко В.С.**

**(ФТИМС НАН України, м. Київ)**

**БЛОК-СХЕМА ПОКАЗНИКІВ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ТА ПАРАМЕТРІВ  
УПРАВЛІННЯ ЇХ ЯКІСТЮ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО  
ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

З метою створення багаторівневої системи комплексного контролю та оперативного управління фізико-хімічними та технологічними ливарними процесами в роботі [1] визначено детермінований зв'язок між технологічними об'єктами для процесу лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

За основу показаної на рис. 1 блок-схеми нами взято таку схему з роботи [1] та виконано до неї деякі доповнення, що враховують останні досягнення і розробки відділу проф. О. Й. Шинського. На рис. 1 відображено зв'язки технологічних переділів і використано в якості ядра технологічного ланцюжка ЛГМ виробництво моделей зі спіненого полістиролу (СП), а також класифіковано ознаки якості і параметрів управління технологічними процесами для отримання литих конструкцій із залізобуглецевих сплавів.

З метою досягнення максимальної якості виливків, у тому числі підвищення механічних характеристик, для ливарних форм використовуються такі дисперсні неметалеві наповнювачі: кварцовий, цирконовий та магнезитовий пісок.

Для інтенсифікації теплообміну в контактній зоні «метал – форма» застосовували газоподібні та рідкі холодоагенти, а також накладення високого механічного тиску на рідкий і тверднучий метал. Ці розробки є основою інтенсифікації теплообмінних процесів у вакуумованій формі із заданою теплоаккумулятивною здатністю (блоки 4.1, 4.2, рис. 1). Крім того, в якості методу інтенсифікації теплообміну в контактній зоні «метал – форма» на схемі нами додано розроблені останніми роками способи руху піску навколо гарячого виливка після його тверднення у таких варіантах:

- 1) гравітаційне висипання з форми піску з регульованою швидкістю крізь отвір зі змінною площею проходу;
- 2) створення псевдозрідженого шару піску в ливарній формі шляхом продування повітря крізь дно контейнера (грунтовне дослідження П. Б. Калюжного).

В першому випадку досягається усунення пилоутворення при більш швидкому охолодженні виливка і меншому нагріванні формувального піску, ніж в стоячому піску, одночасно з опустошенням формувального контейнера. В другому випадку можливе гартування виливка з гарячого литого стану безпосередньо у піщаній формі, де його вилито.

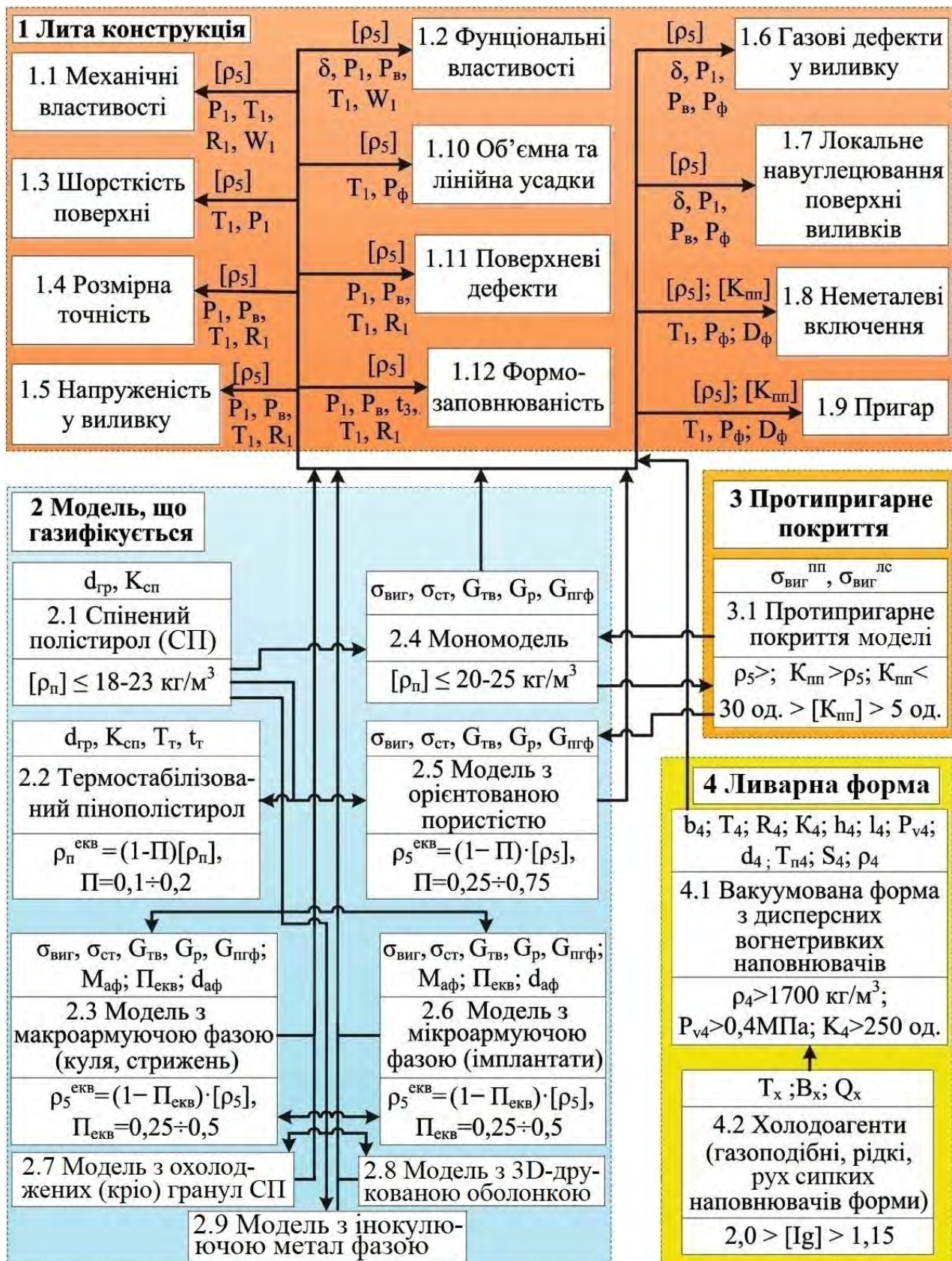


Рис. 1. Основні характеристики якості литих конструкцій та параметри управління якістю виливків при ЛГМ (до схеми з роботи [1] додано блоки 2.7, 2.8, 2.9 і доповнено блок 4.2)

Ефективне підвищення розмірної точності литих конструкцій може бути досягнуте шляхом армування моделей із пінополістиролу (ППС, або СП) металевими та неметалевими тілами, які одночасно є армувальною фазою і виконують функцію внутрішніх холодильників (блок 2.3, рис. 1). Зниження шорсткості виливків забезпечується збільшенням щільності ППС за умови застосування «легких» моделей, що газифікуються, з орієнтованою пористістю (блок 2.5, рис. 1), а також останнім часом застосовуваними ППС-моделями з повною чи частковою 3D-друкованою полімерною оболонкою (блок 2.8, рис. 1) (експериментальні дослідження П.Б. Калюжного, О.В. Нейми).

На доданих (до схеми [1]) нами блоках 2.7, 2.8, 2.9 ознаки якості і параметрів управління технологічними процесами не вказано, вважаємо, що вони аналогічні вказаним для блоків 2.3, 2.4, 2.6. Зокрема, виконані О.А Яковишиним експерименти показали, що охолодження гранул ППС в морозильній камері перед спіненням їх в прес-формі (кріооброблення) (2.7, рис. 1) посилюють їх потенціал до розширення і дозволяють як утворення легких моделей з густиною  $\rho_5 = 18...20 \text{ кг/м}^3$ , так і замішування до 50% мелених відходів ППС з такими гранулами для виготовлення моделі в прес-формі.

Модель з інокулювальною фазою (блок 2.9, рис. 1) вказано на основі досліджень І.А. Небожака, яким показано, що у випадку інокулювання чавунів та алюмінієвих ливарних сплавів за допомогою дисперсно-наповненої ППС-моделі витрати модифікаторів, лігатур й армувальної фази зменшуються в середньому на 25%, проти модифікування чи легування чавунного розплаву відкритим способом у ковші, або композиційному зміцненні алюмінієвих ливарних сплавів шляхом подачі армувальної фази на струмінь металу

Крім перерахованих характеристик якості литої конструкції, також класифіковано [1] й небажані характеристики, набуті в процесі технологічних переділів виготовлення виливків за ЛГМ-процесом, бо наявність дефектів у виливках веде до зниження якості литих конструкцій. Поверхневі дефекти на виливку (раковини) (блок 1.12, рис. 1) виникають за умови порушення

термочасових параметрів заливання металу у форму з моделлю, що газифікується. Також раковини можуть утворюватися від перевищення густини моделі  $\rho_5$  допустимого значення, низької газопроникності покриття  $K_{\text{пп}}$  та форми  $K_{\text{ф}}$ , а також створюваного в ній неприпустимо низького розрідження  $P_{\text{в}}$ . Це знижує швидкість газифікації чи виключає фільтрацію рідких і парогазових продуктів термодеструкції моделі через зазор «метал-модель»  $\delta$ , площа якого та опір міграції цих продуктів з форми залежить від швидкості  $W_1$  ( $W_{5\text{-const}}$ ),  $K_{\text{пп}}$ ,  $K_{\text{ф}}$  [1]. Збільшення об'єму парогазових і рідких продуктів термодеструкції, що утворюються, залежить від швидкості  $W_1$  ( $W_{5\text{-const}}$ ), часу заливання  $t_3$ , температури заливання сплаву  $T_3$ , тиску на метал  $P_1$ , щільності моделі  $\rho_5$ , що газифікується, зазору  $\delta$  та товщини стінки виливка  $R_1$  [1]. Ці фактори стимулюють накопичення продуктів термодеструкції безпосередньо на межі «метал-покриття» при затвердінні виливка.

Утворення специфічного пригару (блок 1.9, рис. 1) на виливках відбувається при недостатньому віброущільненні наповнювача в контейнері. Таке відхилення характеризується низьким показником його насипної густини  $\rho_4$ , високим тиском на рідкий метал  $P_1$ , що характерно при литті під високим тиском, необґрунтовано високою температурою заливання сплаву  $T_3$ . До того ж величина пригару визначається високою газопроникністю покриття  $K_{\text{пп}}$  та форми  $K_4$  і розрідженням у ній  $P_{\text{в}}$ . При цьому утворення пригару при ЛГМ відбувається при проникненні рідкого металу крізь пори в протипригарному покритті під дією градієнта тиску ( $P_1 - P_{\text{в}}$ ). Тобто, ймовірність утворення пригару та його товщина пропорційні збільшенню значення цих показників [1].

Формозаповнюваність (блок 1.12, рис. 1) при литті з використанням моделей з ППС у багатьох випадках залежить від густини моделі  $\rho_5$ , швидкості заповнення форми  $W_1$ , тривалості заливання  $t_3$ , температури сплаву, що заливається,  $T_3$ , тиску на метал  $P_1$  і товщини стінки виливка  $R_1$ . Збільшення густини  $\rho_5$  при одночасному збільшенні швидкості  $W_1$ , часу газифікації моделі в цей період  $t_{\text{г}}$ , веде до нагромадження на фронті потоку металу великої кількості рідких продуктів термодеструкції ППС-моделі. Подальша газифікація цих продуктів відбувається з поглинанням теплоти рідкого металу, що веде до його



переохолодження й формування твердої фази в основній частині потоку, а останнє приводить до передчасної зупинки потоку металу і неповного заповнення ним форми (недолив виливка) [1].

Напруження у виливку (блок 1.5, рис. 1) при ЛГМ виникають переважно у вакуумованій формі. Вони пов'язані з надлишковими тривалістю і рівнем вакуумування наповнювача в контейнері ( $P_1$ ,  $t_b$ ) у період затвердіння й охолодження виливка, що усуває піддатливість форми. Це створює умови для збільшення напружень у виливках аж до їхнього жолоблення та утворення тріщин. Для зниження рівня або зняття напружень у виливках необхідно оптимізувати тривалість вакуумування форми [1].

Ливарна усадка (блок 1.10, рис. 1) при ЛГМ збільшується при високій піддатливості наповнювача форми в період затвердіння виливка після зняття вакууму з контейнера (контейнерної опоки). Для стабілізації рівня ливарної усадки виливків необхідно оптимізувати величину  $P_1$  та тривалість  $t_b$  вакуумування форми [1].

#### Література:

1. Принципи побудови та ідентифікації багаторівневої системи контролю параметрів технологічного циклу одержання литих конструкцій / О. Й. Шинський, І. А. Шалевська, В. О. Шинський, П. Б. Калюжний, Т. В. Лисенко та ін. // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2018. – С. 25-32.

**Клименко С.І., Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

### **ПРИКЛАД ОТРИМАННЯ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ЧАВУНУ З ВИСОКИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Нині більше чверті всіх виливків у світі складають виливки з високоміцного чавуну (ВЧ). При цьому зростання виробництва ВЧ сталось саме за рахунок найміцніших його марок [1]. Незважаючи на кризові явища у світі, зростання виробництва ВЧ в останні десятиліття має сталу динаміку, що важливо як для

ливарників-практиків (позаяк дозволяє прогнозувати зростання попиту на ВЧ у найближчі роки), так і для вчених-фахівців з чавуну, адже доводить актуальність поглиблених досліджень по тематиці ВЧ. Вочевидь, зараз відбувається своєрідне «друге народження» чавунів у сенсі переорієнтації областей їх застосування на вельми навантажені деталі машин у найвідповідальніших областях техніки: автомобілебудуванні, залізничному, трубопровідному транспорті, верстатобудуванні, суднобудуванні.

Крім вже давно і добре відомих виробів типу блоків циліндрів, поршневих кілець, колінчастих і розподільчих валів, з'явилися нові приклади деталей, для яких конструктори ще недавно навіть не припускали використання ВЧ. За кордоном ВЧ масово застосовується для виготовлення шестерень головної передачі автомобільної трансмісії важких вантажівок фірм «Форд», «Крайслер», деталей підвіски залізничних вагонів (компанія «Zanardi»), ґрунтообробного інструменту тощо [1]. Очевидна цікава ситуація – литий матеріал за рахунок кращої технологічності та високих характеристик міцності витісняє легований сталевий прокат, що пройшов кілька металургійних переділів, причому це відбувається в самих передових галузях машинобудування [1, 2]. Серед країн, найбільших виробників литва з ВЧ, нині, безумовно, лідирує з великим відривом Китай – 50% світового виробництва, далі йдуть США – 13%, Японія – 7%, Німеччина – 7%, Індія – 5%.

Нинішній етап розширення областей застосування ВЧ пов'язаний з формування мікроструктури металевої матриці не «класичного» типу у вигляді ферито-перлітної суміші, а все частіше - поєднання бейніту та залишкового аустеніту, одержуваних за рахунок спеціальної термічної обробки (ТО).

За західною термінологією цей новий клас чавунів називають Austempering Ductile Iron (ADI) – ВЧ, загартований на аусферитну структуру. Вітчизняні ливарники нерідко за старою термінологією називають цей тип чавунів «бейнітними» [1, 2]. Перші публікації з аустеніто-бейнітного чавуну відносяться до 50-х років ХХ століття. Після того, як на дослідних зразках було досягнуто значення межі міцності при розтягуванні на рівні 1500 МПа та відносного

подовження до 10%, почалося стрімке освоєння високоміцного бейнітного чавуну. Показова в цьому сенсі діаграма (рис. 1), на якій зіставлена хронологія вдосконалення мікроструктури цього класу ВЧ з характеристиками міцності.

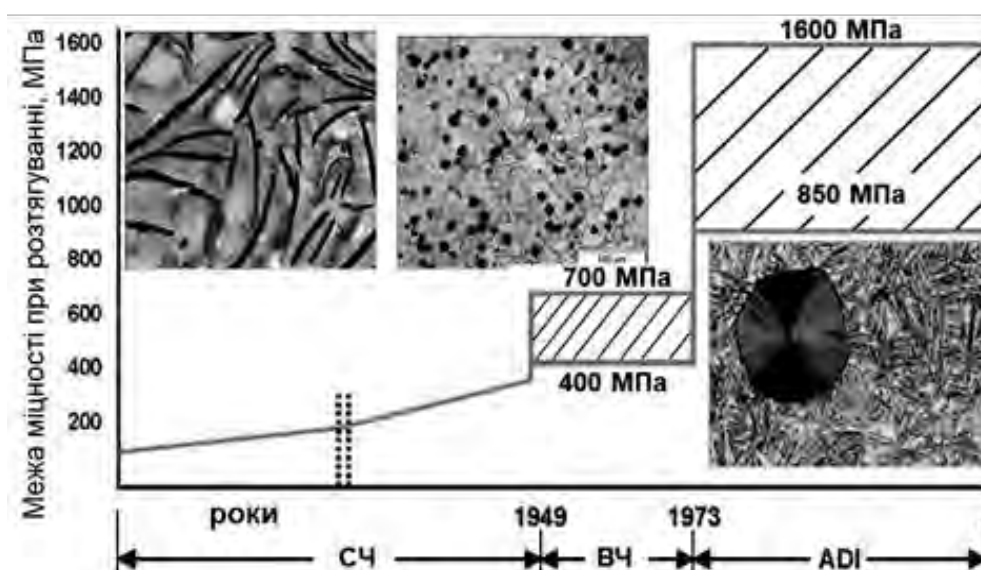


Рис. 1. Хронологія вдосконалення структури чавунів зі зростанням міцності ВЧ (із презентації А. Nofal, CMRDI, Єгипет)

Діаграма ілюструє, що з 70-х років домінують чавуни з міцністю 850-1600 МПа, що сприяє зростанню попиту у світі та випуску високоякісних ВЧ. Однак неминучою «платою» за підвищені характеристики ADI-чавунів є дві серйозні проблеми: потреба у додатковому легуванні та складна ТО з багатогодинною ізотермічною витримкою. Для збільшення прожарювання та стабілізації аустеніту зазвичай використовується класична тріада легуючих елементів: Ni, Cu, Mo; тенденція світових цін на металеву сировину яких має щорічне стійке зростання (рис. 2) [1].

Сьогодні найбільш уживаний інтервал легування ADI-чавунів наступний: С – 3,2–3,8 мас.%; Si – 2,0–2,4; Mn – 0,2–0,5; Ni – 0,8–2,5; Cu – 0,5–1,5; Mo – 0,2–0,8 мас. %. Таким чином, сумарний вміст найдорожчих легувальних елементів (Mo, Ni, Cu) може сягати 5%. Причому, якщо намагатися знижувати вміст ключових елементів, то у разі реалізації класичної технології (лиття модифікованого ВЧ + аустенізація + ізотермічне загартування в соляних ваннах) неминучі втрати у механічних властивостях [1].

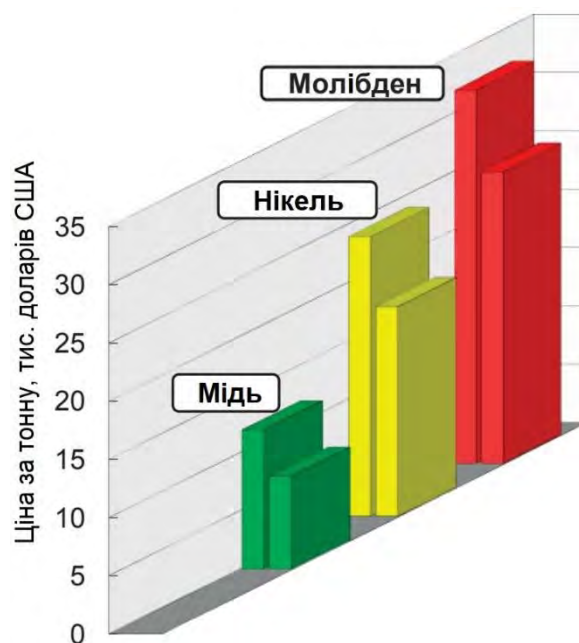


Рис. 2. Порівняння середньорічних цін на молібден, нікель, мідь за 2020 р. (діаграми на передньому плані) та за 2021 р. (на задньому плані)

Високі механічні характеристики ADI дозволяють його застосування в деталях передач, підвісок, рейок, гальмівних колодках та інших конструкціях, що вимагають високого контактного навантаження, де зносостійкість ADI має вирішальне значення. Цікавими є приклад дослідження ADI, легованого міддю (1 мас. % Cu) [3], оскільки мідь є нерідкісною та найбільш дешевою легуючою добавкою до чавуну з трьох вищевказаних. Вона відома як стабілізатор аустеніту, що може затримати початок перлітного перетворення.

У роботі [3] з чавуну з хімічним складом (мас. %): C – 3,42; Si – 1,93; Mn – 0,24; P – 0,05; S – 0,02; Cu – 1,01; Fe – решта, отримали ВЧ при модифікуванні лігатурою з Mg. Зразки ВЧ виливали в піщаній формі, потім вирізали з них диски діаметром 20 мм і товщиною 3 мм для випробування на зношування. Для кожного експерименту готували три зразки. Хімічний склад ВЧ аналізували за допомогою оптичної спектроскопії тліючого розряду (GDOS).

Литі зразки нагрівали в печі, витримували при 910 °С протягом 1,5 год (аустенізували), а потім гартували в соляній ванні для ізотермічної витримки.

Зокрема, зразки окремо піддавалися ізотермічній витримці при 300 °С та 360 °С протягом різної тривалості (1, 5 і 10 годин) для отримання ADI з різними показниками. Зразки позначалися як 300-1 год, 300-5 год, 300-10 год, 360-1 год, 360-5 год і 360-10 год, відповідно (рис. 3).

На рис. 3, а показано порівняння значень твердості для литого ВЧ та ADI. Твердість ADI (31–45 HRC) була значно вищою, ніж у литого ВЧ (16 HRC). Серед ADI твердість загартованого зразка при 300 °С, була вищою, ніж при 360 °С. Це пояснюється тим, що перший має більш щільну голчасту аусферитну мікроструктуру, нижчий вміст залишкового аустеніту та вищий вміст вуглецю в аустеніті. Збільшення тривалості витримки зразків ADI зменшує кількість залишкового аустеніту та призводить до вищого рівня твердості. Зразок 300-10 год ADI показав максимальне значення твердості 45 HRC.

На рис. 3, б показано порівняння інтенсивності зношування литого ВЧ та різних ADI після випробувань на сухе зношування. Видно, що швидкість зносу ADI була значно нижчою, ніж ВЧ. Також вважають доцільним застосовувати механізм підвищеної зносостійкості ADI, пов'язаний з наявністю залишкового аустеніту в мікроструктурі, який генерує мартенситне перетворення під навантаженням. На рис. 3 помітно залежність, що зі збільшенням твердості зменшується інтенсивність зношування [3].

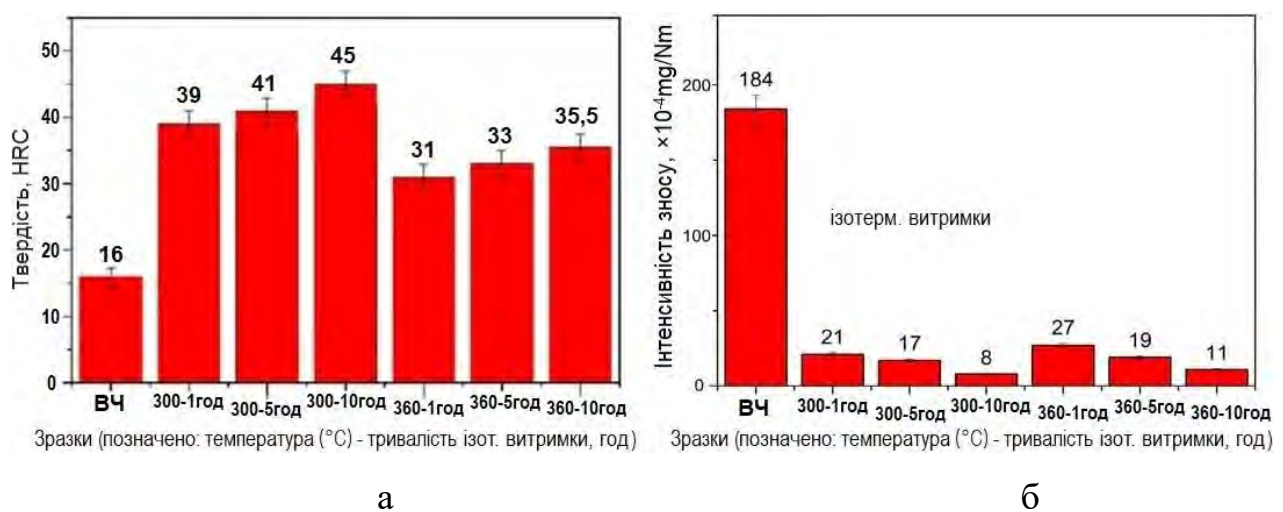


Рис. 3. Порівняння значень твердості (а) та інтенсивності зношування (б) зразків між литими з ВЧ та після ізотермічного гартування з ADI з маркуванням зразків «температура – тривалість ізотермічної витримки»

Таким чином, приклад з роботи [3] показує, що ADI має набагато вищу твердість, ніж литий ВЧ (31-45 проти 16 HRC). На твердість ADI впливала температура ізотермічної витримки, причому при 300 °С ADI був твердішим, ніж при 360 °С. Серед усіх зразків «ADI 300–10 год» мав найвище значення твердості (45 HRC). Витримка з температурою нижнього бейніту і довшим часом підвищують зносостійкість ADI. Так, ADI після ізотермічного гартування з 10-годинною витримкою при 300 °С показав найвищу зносостійкість.

Література:

1. Покровский А.И. Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов // *Литье и металлургия*, 2022. № 4. С. 29-37.
2. Найдек В.Л., Гаврилюк В.П., Неижко И.Г. Бейнитный высокопрочный чугун. Киев: Национальная академия наук Украины, ФТИМС, 2008. –140 с.
3. Cheng-Hsun Hsu, Chun-Yin Lin, Wei-Shih You. Microstructure and Dry/Wet Tribological Behaviors of 1% Cu-Alloyed Austempered Ductile Iron. *Materials* 2023, 16(6), 2284. URL:<https://www.mdpi.com/1996-1944/16/6/2284>.

**Клименко С.І.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>1</sup>, Калюжний П.Б.<sup>1</sup>, Янченко О.Б.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФТИМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>Вінницький нац. техн. ун-т., м. Вінниця)**  
**СПОСОБИ ВИЛИВАННЯ ЛЕМЕХІВ ПЛУГІВ ПРИ ВИДАЛЕННІ ЇХ З**  
**ЛИВАРНОЇ ФОРМИ В ГАРЯМОМУ СТАНІ ДЛЯ ТЕРМООБРОБКИ**  
E-mail:doro55v@gmail.com

Використання сучасних ґрунтообробних машин дозволяє істотно підвищити продуктивність, якість і ефективність обробки ґрунту. В той же час робочі органи багатьох з них мають вкрай малий ресурс. Так, зокрема, у роботі [1] показано, що напрацювання на відмову лемехів чи доліт плуга при обробці ґрунтів різного виду та фізичного стану становить менше 20 га.

За останньою технічною інформацією, порівняно з поширеними лемехами зі сталевого прокату, ефективніше вилити їх із високоміцного чавуну (ВЧ), що дозволяє отримувати виливки складної геометрії. Нині для ВЧ виявлено значний потенціал підняття його зносостійкості за рахунок формування структур, що містять, поряд з графітовими, тверді включення ледебуриту, бейнітну чи мартенситну металеву основу [2-4]. Саме за рахунок застосування термообробленого ВЧ, що пройшов здебільш ізотермічне гартування (ІГ) та отримав такі структури і відбувається зростання виробництва ВЧ в останні десятиліття. ІГ значно збільшує механічні характеристики ВЧ утворенням мікроструктури металевої матриці не традиційного литого типу ферито-перлітної суміші, а у виді поєднання бейніту, залишкового аустеніту та мартенситу. При цьому за різних температуро-часових режимів ІГ на поверхні одного і того ж вилівка з ВЧ можна отримати різні значення твердості [5].

Також врахували те, що плуговий лемех при експлуатації не буде тупитися, якщо одна його сторона буде твердіша за іншу, і при його сточуванні край з твердішої сторони завжди залишатиметься твердим та гострим, що є ефектом самозаточування. На цій основі у відділі проф. О. Й. Шинського створено спосіб ІГ лемеха з ВЧ з різною твердістю на його двох різних плоских поверхнях за рахунок того, що одну сторону лемеха при гартуванні у воді короткочасно охолоджують нижче температури мартенситного перетворення  $M_n$ , а другу сторону утримують вище цієї температури і мартенситне перетворення в ній не відбувається, після чого вилівок проходить ізотермічну витримку в інтервалі температур бейнітного перетворення [5]. Для створення такого режиму ІГ застосували ідею авторства І.Г. Неїжка з патенту 19545 UA (опубл. 25.12.1997, власник ФТІМС НАН України), в якому описано, що центральна частина стінки вилівка при гартуванні в воді має значно вищу температуру, ніж поверхня стінки, яку можна охолоджувати до температури утворення в поверхневому прошарку переважно мартенситної структури.

Гартування в воді сприяє отриманню диференційованих значень твердості, бо вона викликає високий перепад температур по товщині стінки вилівка. Це

експериментально підтверджено (рис. 1) [6], при охолодженні в різних середовищах найбільший температурний перепад (між центром і поверхнею) зразка циліндричної форми ( $\varnothing$  50 мм і довжиною 150 мм) зі сталі X18H9Г1, нагрітого в печі до 1000 °С, спостерігається для води.

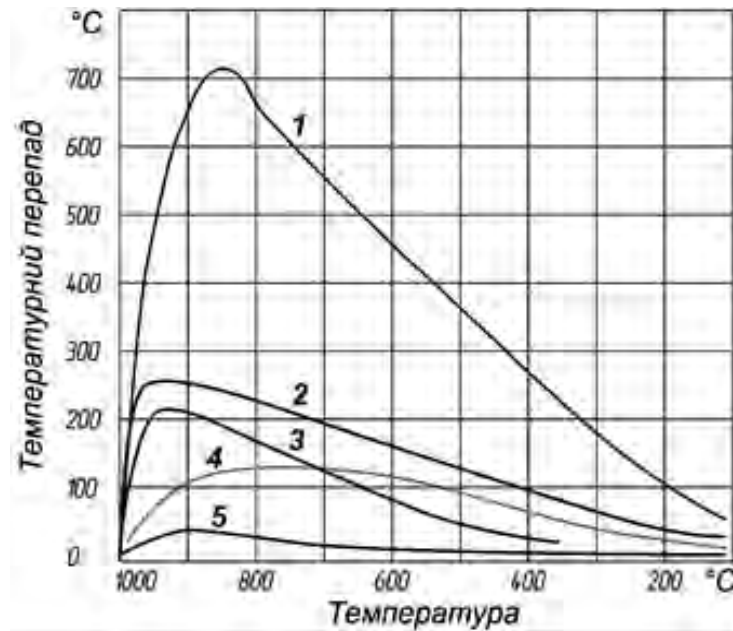


Рис. 1. Температурний перепад між центром і поверхнею зразка залежно від температури його центру: 1 – охолодження у воді; 2 – в оливі; 3 – у селітрі (300 °С); 4 – в псевдозрідженому шарі корундового піску; 5 – на повітрі

З практики лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), в цеху ФТІМС НАНУ на рис. 2, а показано положення виливків лемехів на прикладі куща разових моделей (при виді збоку). На рис. 2, б, в – запропоновано схеми склеювання таких моделей лемехів в кущі (при виді зверху) з чотирьох (верхній ряд) і двох моделей (нижній ряд) та збирання двох кожного виду металевих кущів при скручуванні виливків між собою сталевим дротом для наступного ІГ.



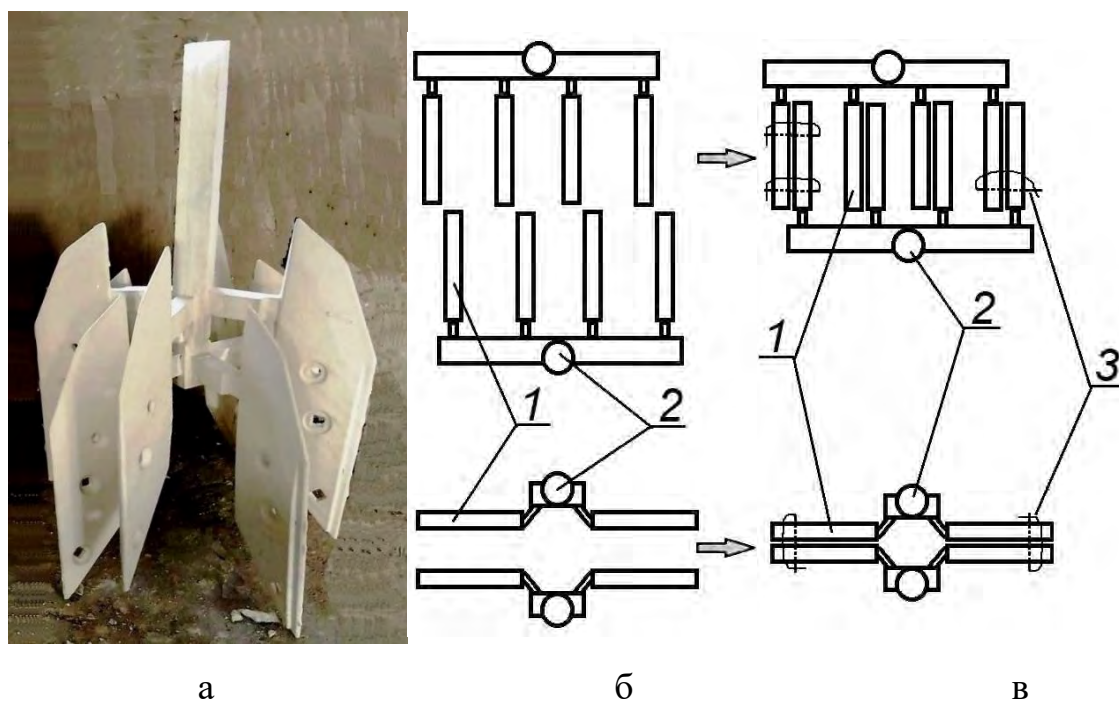


Рис. 2. Куцц (кластер) разових моделей з цеху ФТІМС [5] (а); схеми склеювання моделей лемехів в куцці (вид зверху) з чотирьох (у верхньому ряду) і двох моделей (нижній ряд) (б); та збирання (по стрілці) і скручування дротом між собою двох вилитих куцців з ВЧ: 1 – лемех; 2 – стояк; 3 – скрутка дротом

При склеюванні моделей у куцці (рис. 2, б) їх збирають за шаблоном так, щоб збіглися отвори моделей (видні на рис. 2, а) при скручуванні металевих куцців. Куцці моделей (рис. 2, б) слід формувати в сухому піску і заливати металом попарно в одній формі. Після заливання вакуумованої форми, затвердіння виливків, відключення вакуумування від форми і нетривалого охолодження куцців виливків їх практично при однаковій температурі (від 950 до 850 °С для різних режимів ПГ) видаляють краном з сухого піску, на піщаному плацу збирають та скручують дротом чи іншими фіксаторами. Потім контролюють їх температуру, витримують до заданої і гартують у воді за вказаним патентом І. Г. Неїжка. Зовнішня сторона виливків охолоджується нижче температури  $M_n$ , а ближчі до стику прошарки залишаються вище температури мартенситного перетворення. Поверхня виливка на стику наче переводиться в середину гарячого «зібраного виливка» з температурою не нижче 300 °С. Зразу після припинення кипіння води

на зовнішній поверхні виливків їх видаляють з води і піддають ізотермічній витримці при 400 °С, після якої одну поверхню лемеха з ВЧ отримують твердішою за іншу за рахунок того, що після ізотермічної витримки (в інтервалі температур бейнітного перетворення) в дотичному до неї прошарку залишаються вільні карбіди (більший відсоток карбідів). Твердіша поверхня лемеха мала твердість 360 НВ і вище, а друга поверхня стику зі структурою переважно верхнього бейніту – 300-320 НВ [5].

Література:

1. Новиков В.С. Обеспечение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин: автореф. дис. докт. техн. наук. М., 2008. 38 с.
2. Brandenberg K., Nayrynen K. Applications of Austempered Ductile Iron // Proceedings of the 2002 World Conference on ADI, Louisville, USA, 2002.
3. Kostyleva L.V., Ovchinnikov A.S., Gapich D.S., Fomin S.D. Gradient hardening chisel plow from nodular iron // ARPN journal of engineering and applied sciences. – 2017. – No. 12(7). – P. 2085-2091.
4. Patil S.A., Pathak S.U., Likhite Ajay. Development and Wear Analysis of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI) // Int. Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology. – 2014. – Vol. 3 (2). – P. 9652-9656.
5. Калюжний П.Б., Дорошенко В.С. Методи зовнішнього впливу на чавунні виливки для отримання їх диференційованих механічних властивостей // Метал і лиття України. – 2022. – № 3. – С. 88-95.
6. Муравьёв В.И., Курбатов В.П. Закалка инструментальных сталей в кипящем слое // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – №2. – С. 46-48.

**Клімова А.Г., Кагляк О.Д., Головка Л.Ф.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **ТЕРМОЦИКЛУВАННЯ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ 40ХН2МА ІМПУЛЬСНИМ ЛАЗЕРНИМ ВИПРОМІНЮВАННЯМ**

Використання плазмових покриттів має на меті підвищення зносостійкості, однак, слабким місцем покриттів, в тому числі і плазмових, є межа розділу основа-покриття. Тому існує необхідність розроблення способів посилення дифузійних процесів між матеріалом основи та покриттям. Для досягнення цієї мети, пропонується використання лазерної циклічної обробки.

Лазерне термоциклування покриттів спрямоване на підвищення адгезійної міцності а також може покращувати рівномірність розподілу хімічних елементів в покритті та зниження пористості в ньому.

Експериментальні дослідження проводилися на імпульсному твердотільному YAG:Nd лазері ALM-300 ALPHALASER GmbH: довжина хвилі випромінювання  $\lambda = 1,06$  мкм, тривалість імпульсу  $\tau = 5 \dots 20$  мс, енергія в імпульсі  $E_i = 90$  Дж, частота імпульсів – до 100 Гц, з можливістю варіювання форми імпульсів. Термоциклуванню піддавалися зразки із сталі 40ХН2МА, з нанесеним плазмовим покриттям ХТН (12Х18Н10Т+TiB<sub>2</sub>+CrB<sub>2</sub>), режими обробки представлені в табл. 1.

Режим обробки підбирався таким, щоб температура покриття під час обробки не перевищувала  $0,75 \cdot T_{пл}$ . При даній температурі активізуються процеси дифузії на границі покриття-основа.

З масиву оброблених зразків, слід виділити зразок з товщиною плазмового покриття 50-60 мкм при 4-х проходах (швидкість переміщення, 20 мм/с; тривалість імпульсу, 5 мс; частота імпульсів, 20 Гц; енергія в імпульсі, 8,95 Дж, середня потужність, 179 Вт) та зразок з такими ж умовами обробки але з покриттям товщиною 100 мкм. За таких умов спостерігається перерозподіл легувальних елементів між покриттям та основою. Однак, в першому випадку спостерігалася нестабільність покриття по товщині, на відміну від другого випадку, де товщина була рівномірною.

Таблиця 1 – Умови і результати опромінення зразків сталі 40ХН2МА з плазмовим покриттям ХТН імпульсним лазерним випромінюванням

Товщина покриття, мкм	n проходів	Швидкість переміщення мм/с	Тривалість імпульсу мс	Частота імпульсів Гц	Енергія в імпульсі Дж	Середня потужність Вт	Ширина ЗТВ	Глибина ЗТВ
50-60	1	20	5	20	8,95	179	2,07	0,19
	2	20	5	20	8,95	179	2,34	0,22
	3	20	5	20	8,95	179	2,47	0,24
	4	20	5	20	8,95	179	2,45	0,32
60-70	1	20	5	20	8,95	179	1,9	0,21
	2	20	5	20	8,95	179	2,1	0,25
	3	20	5	20	8,95	179	2,2	0,25
	4	20	5	20	8,95	179	2,7	0,27
80-90	1	15	5	20	8,95	179	2,33	0,21
	2	15	5	20	8,95	179	2,46	0,22
	3	15	5	20	8,95	179	2,58	0,22
	4	15	5	20	8,95	179	2,8	0,25
100	1	15	20	20	12,48	249,6	2,1	0,27
	2	15	20	20	12,48	249,6	2,2	0,30
	3	15	20	20	12,48	249,6	2,28	0,32
	4	15	20	20	12,48	249,6	2,30	0,35

В обох випадках утворювався перехідний шар, при чому, спостерігався перехід Ti та Ni із сталі в покриття, натомість Cr рухався із покриття в сталь. Формування такого перерозподілу легуючих елементів сприяє суттєвому підвищенню міцності зчеплення плазмового покриття з основою.

Дослідження характеристик покриття, за допомогою штифтового методу, показало, що міцність зчеплення покриття з основою зростає з 14-18 МПа до 80-110 МПа. В той же час, мікротвердість дещо знижується з 1150-1200 МПа до 1050-1100 МПа, що є відносно невеликим значенням. Слід зазначити що знижується, також, і пористість покриття з 10-12% до 7-8%, що однозначно є позитивним фактором стосовно міцності покриття.

Зразки з плазмовим покриттям різної товщини оброблялися по паралельним доріжкам без перекриття. На кожній доріжці була різна кількість проходів, від 1 до 4 (рис. 1).

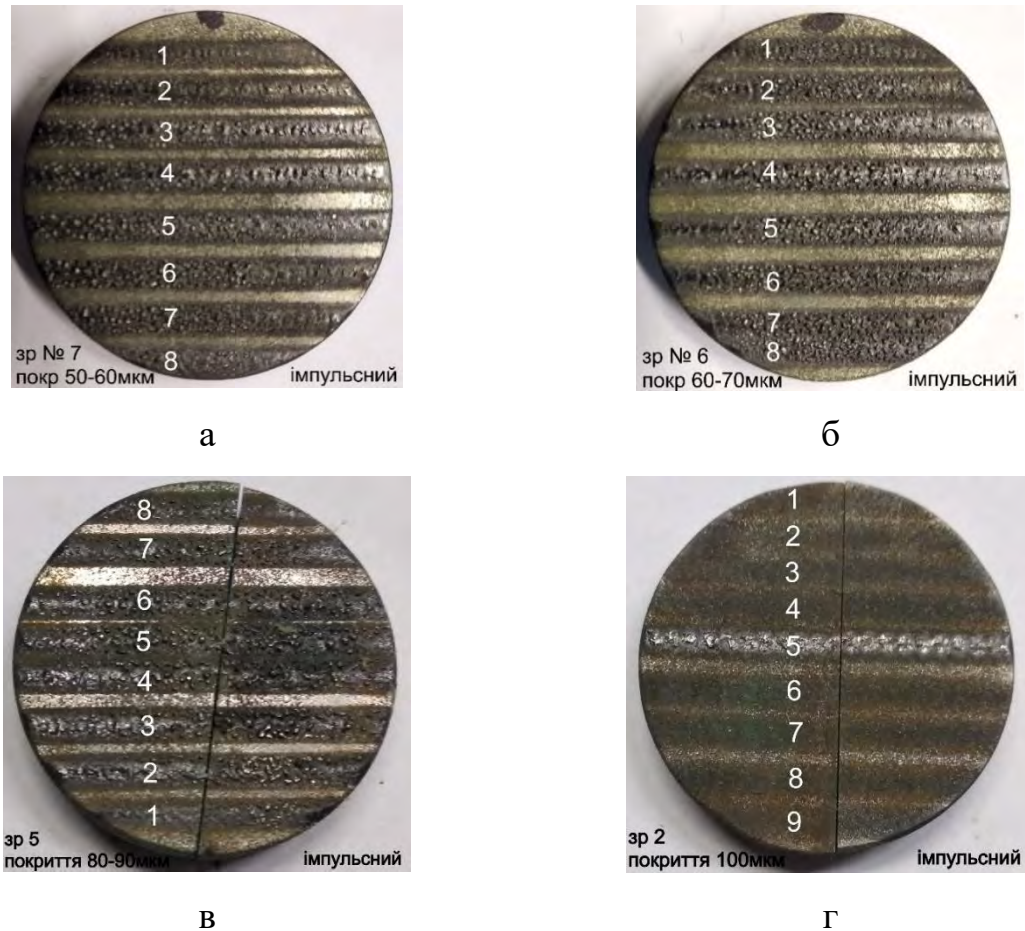


Рис. 1. Оброблені зразки (сталь 40ХН2МА з плазмовим покриттям ХТН (12Х18Н10Т+TiB<sub>2</sub>+CrB<sub>2</sub>)) після лазерної термоциклічної обробки імпульсним випромінюванням: а – покриття 50-60 мкм; б – покриття 60-70 мкм; в – покриття 80-90 мкм; г – покриття 100 мкм

Отже, підсумовуючи, можна сказати, що лазерне термоциклування плазмових покриттів типу ХТН на виробках зі сталі 40ХН2МА, дозволяє сформувати перехідний шар із взаємною дифузією елементів з покриття в основу та з основи в покриття. Внаслідок цього вдається досягти підвищення міцності зчеплення покриття з основою в 4-5 раз (з 14-18 МПа до 80-110 МПа) та знизити пористість покриття.

**Костецький Ю.В.<sup>1</sup>, Зайцев В.А.<sup>1</sup>, Тацький Є.В.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**АНАЛІЗ ПРОБЛЕМ ВИПЛАВКИ ТА РОЗЛИВАННЯ НАДМІЦНИХ  
ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛІННЯ**

E-Mail: ye.tatskyi@kpi.ua

Як показує практика, основні проблеми, що виникають під час виплавки високомарганцевих AHSS-сталей обумовлені їх хімічним складом [1]. Для них характерний надзвичайно високий вміст марганцю (до 30%), підвищений вміст кремнію (до 6%) у поєднанні з відносно невеликим вмістом вуглецю, для більшості марок. Якщо у хімічному складі сталі присутній алюміній, його вміст також достатньо високий (від 3 до 10%), у порівнянні з традиційними конструкційними сталями. Зазначені елементи мають високу спорідненість до кисню й активно взаємодіють зі шлаком, атмосферою та футерівкою під час плавки. Окрім того, марганець є летючим при високих температурах, що зумовлює певні втрати з випаровуванням. Забезпечення визначеного кінцевого вмісту вуглецю в металі також є непростим завданням за необхідності витрати значної кількості феросплавів на легування, що обмежує вибір шихтових матеріалів і, відповідно, збільшує витрати [1].

Однією з основних проблем є марганцеві феросплави, які необхідні для виплавки сталі. Використання низьковуглецевого феромарганцю та силікомарганцю для легування є не раціональним через їх обмежену доступність і вартість, яка іноді перевищує ціну на електролітичний металевий марганець. Окрім вуглецю, стандартні феромарганець і силікомарганець часто містять до 1% фосфору і через це не підходять для використання. Надмірний вміст фосфору негативно позначається на зварюваності та механічних властивостях високомарганцевої сталі [2]. За даними досліджень, при вмісті фосфору більшому за 0,06%, високотемпературна пластичність сталі різко падає та посилюється схильність до гарячого розтріскування при розливанні. Однак через високий вміст мангану і кремнію в металі видалити фосфор з розплаву під час плавки та

наступного позапічного рафінування проблематично. Тож необхідно обмежувати його вміст в шихтових матеріалах.

Одним з варіантів розв'язання цієї проблеми може бути використання спеціально виробленого феромарганцю з ультра низьким вмістом фосфору (до 0,05%) [3]. Між іншим, таке рішення не є універсальним і не завжди є економічно доцільним. Використання економічно вигідного джерела марганцю з прийнятним рівнем домішок має важливе значення для комерційно успішного виробництва високомарганцевих сталей.

У сталеплавильному виробництві накопичений значний досвід виплавки традиційних марок сталі з високим вмістом марганцю [4, 5] з використанням феромарганцю, силікомарганцю та електролітичного металевого марганцю. Проте висока вартість легування останнім робить неприйнятним його широке застосування.

Необхідність введення значної кількості феросплавів також вимагає вироблення певних технологічних рішень. Зазвичай феросплави з метою легування додають або під час позапічної обробки сталі в ковші, або безпосередньо в плавильний агрегат [6]. Можливості агрегату ківш-піч обмежені та дозволяють без надмірного затягування обробки отримувати лише сталь з вмістом марганцю до 1%, внаслідок втрати температури металом після введення легувальних матеріалів. Тож вочевидь під час виробництва високоманганевих сталей основну частину феросплавів слід вводити в плавильний агрегат. Альтернативою може бути використання легувального матеріалу, попередньо розплавленого в іншому агрегаті перед додаванням [6].

Технологічні рішення з легуванням марганцем безпосередньо в ДСП передбачають завантажування феромарганцю, феросиліцію та марганцевої руди у ДСП разом з брухтом, плавлення і наступне зневуглицювання високомарганцевого розплаву на агрегаті AOD або VOD з додаванням силікомарганцю для відновлення марганцю, що окислився. Основними недоліками цих технологій є підвищений знос футерівки ДСП, необхідність ретельного контролю складу шлаку та втрати марганцю з випаровуванням. Під

час плавки необхідно створювати рідкоплинні шлаки та обмежувати видалення шлаку, щоб мінімізувати втрати легуючих елементів з ним. Перевагою є можливість використовувати дешевих високо- та середньовуглецевих феромарганцю та силікомарганцю завдяки залученню до технологічного ланцюга агрегатів позапічного зневуглецювання [7].

Аналіз технологічних варіантів виплавки високомарганцевих сталей на базі ДСП показує, що технології, які передбачають використання вакуумної обробки, не мають принципових обмежень щодо кінцевого вмісту кремнію та вуглецю. Хоча видалення під час позапічної обробки на вакууматорі, або в конверторі AOD значної кількості вуглецю, може бути економічно не вигідним. Тож все одно треба використовувати силікомарганець з меншим вмістом вуглецю.

Проблема хімічного складу силікомарганцю, призначеного для легування високомарганцевих сталей, стосується не тільки вмісту вуглецю [6]. Використання типового феросиліцію з відношенням  $[Mn]/[Si] \approx 4$  є не дуже зручним через необхідність на певному етапі плавки проводити рафінування металевого розплаву від надлишкового кремнію. Ця операція пов'язана з утворенням великої кількості шлаку, прискореним зносом вогнетривкої футерівки, необхідністю залучення додаткових ківшів і т. і. Наприклад, при видаленні 2,5% кремнію зі 100 тону рідкої сталі, що у перерахунку складає 2,5 т кремнію, утворюється 5,4 т  $SiO_2$ , який надходить у шлак. Приблизно стільки ж вапна потрібно додати, щоб забезпечити необхідну основність і зменшити вміст  $MnO$  у шлаку. Окрім того, до шлаку треба додати інші розріджувачі. Отже, внаслідок проведення десилікації утвориться не менше 15 т шлаку.

Тож бажано використовувати феросиліцій зі скорегованим співвідношенням  $[Mn]/[Si] \geq 8$ , який спеціально виготовляється на феросплавному заводі з урахуванням цільового хімічного складу сталі. Використання спеціалізованого феросплаву суттєво спрощує і здешевлює виплавку сталі на сталеплавильному заводі. При цьому, як і для феромарганцю, також важливо мінімізувати вміст фосфору у феросплаві, бо корегувати його вміст в сталі за високих концентрацій марганцю і силіцію неможливо. Дана схема наскрізного технологічного процесу є



перспективною для реалізації в умовах України, враховуючи наявність власного виробництва марганцевих феросплавів.

Добре відомо, що високолеговані марганцеві сталі є складними для розливання [1]. Зокрема, вони є схильними до гарячого розтріскування, утворення грубої структури, розвитку макро і мікро ліквациї [8]. Вільна лінійна усадка марганцевої сталі становить 2,4-3,0% і є набагато більшою, ніж у вуглецевих сталей. У той час як теплопровідність складає лише 1/4-1/6 від теплопровідності традиційних вуглецевих сталей [9]. Внаслідок цього, при охолодженні під час розливання у затверділому металі виникають значні перепади температур і термічні напруження, які спричиняють утворення гарячих тріщин. Через меншу теплопровідність високомарганцева сталь також має зменшену швидкість затвердіння, що прогнозовано погіршує параметри процесу розливання та визначає схильність до утворення грубозернистої структури та великих стовпчастих кристалів [1], що також сприяє легкому термічному розтріскуванню, зокрема, під час гарячого деформування. Як результат цього, сталь Mn13, як правило, виробляють з розливанням у злитки. У високомарганцевих AHSS сталях вміст марганцю не тільки набагато більший, ніж в сталі Гадфільда, але додатково присутній у значній кількості алюміній і кремній, що значно ускладнює процес розливання.

Конкретні труднощі, про які повідомляється в літературі, включають:

- гаряче розтріскування та схильність до розриву внаслідок високотемпературної крихкості;
- неможливість використання традиційних розливальних флюсів через їх активну хімічну взаємодію з рідким металом в кристалізаторі, яке спричиняє швидке накопичення  $Al_2O_3$  у флюсі та погіршення його технологічних властивостей, що призводить до погіршення якості поверхні та утворення тріщин в заготівлі;
- складність здійснення випрямлення, м'якого обтискання та коригування розміру заготівлі на виході через високі показники високотемпературної міцності та швидкості деформаційного зміцнення у високомарганцевих сталей AHSS;

– значна схильність до розвитку мікро- і макросегрегації під час затвердіння розплаву, яка призводить до утворення неоднорідностей структури та ускладнює подальшу обробку;

– потрібно забезпечувати дуже високий рівень чистоти сталі перед розливанням та ретельно запобігати її окисненню під час розливання, щоб уникнути утворення великої кількості неметалевих включень, які суттєво впливають на властивості розливої сталі та на прояву ефекту заростання сталерозливних стаканів під час розливання через високий вміст алюмінію;

– висока схильність до утворення окалини призводить до утворення поверхневих дефектів та зменшення виходу придатного під час розливання та прокатування.

Незважаючи на вказані проблеми, протягом минулого десятиріччя виробникам вдалося здійснити розливання сталі AHSS 2-го і 3-го покоління в пілотному та комерційному масштабах шляхом впровадження вдосконалених технологій розливання, або завдяки створенню абсолютно нових технологій лиття. Наприклад, китайська металургійна компанія Zhongyuan Special Steel Co. у співпраці з Університетом науки й технології Пекіна розробила й успішно впровадила технологічну схему виробництва плит з низьковуглецевих (<0,05%) високомарганцевих (25-26% Mn) TWIP сталей з використанням AOD для зневуглицювання розплаву і його розливанням у злитки масою 13 тон з наступним електрошлаковим переплавом [1].

Для подолання ливарних проблем, характерних для TWIP-сталі, відливання злитків здійснювали з високим перегрівом. Внаслідок цього лита структура отриманих злитків була грубою і неоднорідною, в основному складалася з довгих стовпчастих і неорієнтованих дендритів [11]. За високого вмісту алюмінію в сталі включення  $Al_2O_3$  легко утворюються в розплавленій сталі. З метою зменшення окислення використовували захист розплаву аргоном. Після електрошлакового переплаву з низьким струмом кристалічна структура та однорідність металу значно покращувалась. Електрошлаковий переплав також забезпечував зменшення кількості грубих неметалевих включень у готовому металі.

Особливості та характер процесу кристалізації AHSS-сталей досліджували з метою розробки заходів, які б забезпечили підвищення якості литої структури в процесі розливання [11, 12, 13]. Зокрема було встановлено, що сталь Fe-Mn-C-Al затвердіває з високою схильністю до тріщин, характерною до гіперперитектичних сталей [13]. Також було встановлено, що вміст вуглецю і марганцю в металі мають значний вплив на характер процесу кристалізації. Як показали спеціальні дослідження швидкість охолодження значно впливає на розподіл марганцю на макро і мікрорівнях та на параметри дендритної структури сплаву [14]. Збільшення швидкості затвердіння сприяє отриманню більш однорідної структури [12, 13], але забезпечити потрібну швидкість охолодження одночасно по всьому перерізу зливка практично неможливо.

З метою покращення литої структури сталей системи Fe-C-Mn-Al було запропоновано впливати на утворення кристалічної структури в процесі затвердіння через утворення в об'ємі рідкого металу додаткових центрів кристалізації [15, 16, 17]. Подрібнення зерна литої структури аустенітних сталей можливе за наявності великої кількості активних твердих зародків при затвердінні. Вони можуть утворюватися безпосередньо в рідкому сплаві, завдяки реакціям між перехідними металами (Ti, Zr, Nb і Hf) і металоїдними елементами (C, S, O і N), які розчинені в розплаві. Дослідження показали дієвість такого підходу. Однак дані щодо комерційного використання цих рішень в літературі відсутні.

Таким чином, отримання якісної заготовки для наступної обробки тиском розливанням у традиційні злитки вимагає використання процесу переплаву для покращення кристалічної структури та хімічної однорідності литого металу. Беззаперечно така схема у більшості випадків не може бути конкурентною порівняно з виробництвом на базі технології безперервного розливання.

Компанія POSCO була першою у світі, яка з успіхом реалізувала процес безперервного розливання TWIP-сталі [2, 18]. Для цього було зроблено багато удосконалень процесу. Зокрема, замість флюсів порошкового типу перейшли на використання у кристалізаторі флюсів рідкого типу, а також було забезпечено

ретельний контроль процесу розливання для зменшення утворення оксидної плівки [2].

Пізніше, китайські виробники сталі, компанії Ansteel та Baosteel, також заявили про успіх у комерційному виробництві високомарганцевої сталі з використанням безперервного розливання слябів і отриманням широкого асортименту холодного і гарячекатаного прокату [19]. Удосконалена технологія безперервного розливання дозволяє отримувати сляби для подальшого прокатування, які дозволяють отримувати кінцеву металопродукцію, яка відповідає поточним вимогам [20].

Процес безперервного розливання високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінієвої дуже чутливий до параметрів лиття [21]. Властивості покривного флюсу у кристалізаторі є вирішальним чинником, що впливає на показники лиття. Відсутність ретельного контролю за станом флюсу у кристалізаторі під час розливання призводить до частого спрацювання системи прогнозування проривів.

Під час безперервного лиття сталі з високим вмістом алюмінію, завдяки взаємодії алюмінію сталі з  $\text{SiO}_2$  флюсу, концентрація останнього у флюсі поступово зменшується, тоді як вміст оксиду алюмінію збільшується до досягнення динамічної рівноваги, на яку впливають подавання порошкової суміші, витрата, швидкість реакції та масообмін у рідкому флюсі [22].

Вказана зміна складу змінює властивості флюсу (температуру плавлення, в'язкість, характер кристалізації тощо) і відбивається на змашуванні, швидкості витрати флюсу та теплопередачі у мідну стінку кристалізатора і в решті-решт спричиняє погані характеристики лиття та погану якість поверхні литого сляба [21, 23]. Через вищеописану реакцію традиційно використовувані флюси типу  $\text{CaO-SiO}_2$  поступово змінюються на флюси системи  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$  з невеликою кількістю  $\text{SiO}_2$ .

Проведена низка досліджень з метою розробки нових флюсів для забезпечення розливання високоміцних марганцевих сталей нового покоління. У публікаціях [21, 24] проаналізований останній прогрес у розробці таких флюсів

для розливання. Активно досліджувались в'язкість та структура розплаву зі зміною величини співвідношення  $(\%SiO_2)/(\%Al_2O_3)$  [31]. Досліджували також і характер кристалізації флюсів, оскільки через вплив на процес теплопередачі він впливає на початок застигання сталі в кристалізаторі [27]. Було розглянуто низку варіантів корекції хімічного складу флюсів для розливання сталей з високим вмістом Mn-Al. Наприклад, для зниження температури початку кристалізації флюсу та покращення характеру його кристалізації до складу додавали  $B_2O_3$  [28]. Для зменшення в'язкості та оптимізації процесу кристалізації додавали  $Na_2O$  [32]. Для стримування кристалізації та зниження температури плавлення до флюсу додавали  $Li_2O$  [29]. Дослідження з додаванням різних оксидних компонентів до складу флюсу спрямовані на пошук оптимального хімічного складу і визначення закономірностей, що визначають вибір оптимального складу флюсу для конкретних умов виробництва. Поки що ці пошуки не закінчено.

Певні дослідження і випробування було здійснено в напрямку створення альтернативних процесів безперервного розливання високомарганцевих сталей. Компанії POSCO, ThyssenKrupp і Baosteel, з певним успіхом працюють над комерціалізацією технології розливання високо марганцевої сталі процесом twin-roll casting (TRC) [30]. Даний процес забезпечує значно менше споживання енергії у порівнянні зі звичайними процесами безперервного розливання, внаслідок зменшення об'єму операцій з прокатування і розігрівання, та більш сприятливі умови кристалізації розплаву с точки зору запобігання утворенню грубої литої структури та розвинутої ліквациї [20].

Після тривалих досліджень і випробувань для виробництва високо марганцевої сталі компанії SMS Siemag і Salzgitter Flachstahl успішно впровадили процес BCT®, різновид процесу горизонтального однострічкового лиття Direct Strip Casting [31]. Процес вимагає набагато менших капітальних і операційних витрат у порівнянні зі звичайним безперервним розливанням та, на додаток, технічно підходить для лиття високо марганцевої сталі [14]. Процес реалізується на машині горизонтального розливання де рідка сталь подається на інтенсивно охолоджуваний рухомий металевий ремінь, що обертається. На охолоджуваний

поверхні металевого ременя рідка сталь миттєво кристалізується у захисній атмосфері аргону з утворенням стрічки товщиною близько 10 мм, яка безпосередньо подається на прокатку. Завдяки зменшенню витрат на гарячу прокатку і розігрівання можна досягти значної економії енергії в порівнянні зі звичайним литтям плит.

Таким чином, проблему розливання надміцних високомарганцевих сталей нового покоління можна вважати принципово вирішеною. З початку освоєння процесу їх виробництва створені та впроваджені як технології виробництва з розливанням у злитки, так і варіанти з розливанням на агрегатах безперервного розливання за різними схемами. Однак залишаються технологічні проблеми, які пов'язані з комерціалізацією розроблених технологій, їх подальшим удосконаленням та розширенням марочного сортаменту.

#### Література:

1. Li, K. Zhuang, C. Liu, J. and et al.: «Smelting and casting technologies of Fe-25Mn-3Al-3Si twinning induced plasticity steel for automobiles», Journal of Iron and Steel Research International, 2015, Vol. 22, No. S1, 75 –79.
2. Hils, G. Newirkowez, A. Kroker, M. and et al.: «Conventional and tailored Mn-bearing alloying agents for the production of high manganese steels», Steel research international, 2015, Vol. 86, No. 4, 411–421.
3. Lee Y. E. and Min D. S.: «Development of Mn alloys for steelmaking process», Proc. 1st Int. Conf. on «High Mn steel», Seoul, Korea, May 2011, The Korean Institute of Metals and Materials, 125.
4. Vdovin, K.N. Feoktistov, N.A. Sinitskii, E.V. and et al.: «Production of high-manganese steel in arc furnaces. Part 1», Steel in Translation, 2015, Vol. 45, No. 10, 729–732.
5. Vdovin, K. N. Vdovin, N. A. Feoktistov, E. V. Sinitskii, E.V. and et al.: «Production of high-manganese steel in arc furnaces. Part 2», Steel in Translation, 2016, Vol. 46, No. 1, 16–20.

6. Redeker, C. F. Schoettler, J. Spitzer, D. Rohrberg, Newirkowez, A. Acharya, S. Nyström, R and Hahlin, P.: «Cost-efficient metallurgy for the production of novel ultra-high strength deep drawable steel grades with high Mn contents from 10 to 25 wt. %», European Commission – Research Fund for Coal and Steel, Luxembourg, 2008, 125.
7. Georgeou, Z. Schöttler, J. Rohrberg, D. Spitzer, K. H. Newirkowez, A. and Nyström, R.: «Metallurgical methods for the production of steels with high manganese contents», Stahl und Eisen, 2012, 132(8), 29-36.
8. Zhuang, C. Liu, J. Li, C. and Tang, D.: «Study on high temperature solidification behavior and crack sensitivity of Fe-Mn-C-Al TWIP steel», Scientific Reports, 2019, Vol. 9, No. 1, 15962-15977.
9. Lan, P. and Zhang, J.: «Thermophysical properties and solidification defects of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel», Steel research international, 2016, Vol. 87, No. 2, 250–261.
10. J. Liu, C. Zhuang, S. Li, Q. Zhang, C. Lei, and K. Zhang: «Technologies for Low Carbon FeMnSiAl TWIP Steel Smelting», 18th National Conference on Steel Metallurgy (China), Xi'an, China, 2014.
11. Lan, P. Tang, H. and Zhang, J.: «Solidification microstructure, segregation, and shrinkage of Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel by simulation and experiment», Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, Vol. 47, No. 6, 2964–2984.
12. Shen, Y. Liu, J. Yang, S. and et al.: «Dendrite growth behavior in directionally solidified Fe–C–Mn–Al alloys», Journal of Crystal Growth, 2019, Vol. 511, 118–126.
13. Lee, C.-Y. and Lee, Y.-K.: «The solidification mode of Fe-Mn-Al-C lightweight steel», JOM, 2014, Vol. 66, No. 9, 1794–1799.
14. Shen, Y. Yang, S. Liu and et al.: «Study on micro segregation of high alloy Fe–Mn–C–Al steel», Steel Research International, 2019, Vol. 90, No. 5, 2963-2975.
15. Lekakh, S. N. Ge, J. Richards V. and et al.: «Optimization of melt treatment for austenitic steel grain refinement», Metallurgical and Materials Transactions B, 2017, Vol. 48, No. 1, 406–419.

16. Penna, Vaz R. Bartlett, L. N. and O'Malley, R.: «Influence of TiN additions on the microstructure of a lightweight Fe–Mn–Al steel», *International Journal of Metalcasting*, 2020, Vol. 14, No. 2, 342–355.
17. Lekakh, S. Richards, V. Schulte, A. and Aken, Van D.: «Fe-Mn-Al-C austenitic steels treated by Ca and Ce», *John Wiley & Sons*, 2010, 489–496.
18. Nam, J.-B.: «Development of New Auto Steels and Application Technology», *Transactions of Materials Processing*, 2013, Volume 26, Issue 4, 246-259.
19. Yang, J. Ruan, X. Wang, R. Zhu, K. Li, C. Fan, Z. Wang, Y. Wang, Y. Jiang, X. and Shi, H.: «Basic Research on Continuous Casting of Medium and High Manganese Steel», 18th National Conference on Steel Metallurgy (China), Xi'an, China, 2015.
20. Wang, Y.: «Solidification structure, non-metallic inclusions and hot ductility of continuously cast high manganese TWIP steel slab», *ISIJ International*, 2019, Vol. 59, No. 5, 872-879.
21. Yang, J. Wang, L. Wang, Q. and et al.: «Challenges in the mold flux design: development of f-free fluxes and fluxes for casting of high-Al steel», *Steel research international*, 2021, 2100-2123.
22. Kim, M.-S. Park, M.-S. Kang, S.-E. Park, J.-K. and Kang, Y.-B.: «A Reaction between High Mn–High Al Steel and CaO–SiO<sub>2</sub>-Type Molten Mold Flux: Reaction Mechanism Change by High Al Content ([pct Al]<sub>0</sub> = 5.2) in the Steel and Accumulation of Reaction Product at the Reaction Interface», *ISIJ Int.*, 2018, vol. 58, 686–695.
23. Cho, J.-W. Blazek, K. Frazee, M. Yin, H. Park, J.H. and Moon, S.-W.: «Assessment of CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> based mold flux system for high aluminum TRIP casting», *ISIJ Int.*, 2013, vol. 53, 62–70.
24. Wang, W. Lu, B. and Xiao, D.: «A Review of Mold Flux Development for the Casting of High-Al Steels», *Metall. Mater. Trans. B*, 2016, vol. 47B, 384–89.
25. Yu, Z.G. Leng, H.Y. Wang, L.J. and Chou, K.C.: «Computational study on various properties of CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub> mold flux», *Ceram. Int.*, 2019, vol. 45, 7180–7187.
26. Liao, J. Zhang, Y. Sridhar, S. Wang, X. and Zhang, Z.: «Effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiO<sub>2</sub> ratio on the viscosity and structure of slags», *ISIJ Int.*, 2012, vol. 52, 753–758.



27. Shi, C.-B. Seo, M.-D. Cho, J.-W. and Kim, S.-H.: «Crystallization Behaviors of. CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>O-CaF<sub>2</sub>-(Li<sub>2</sub>O-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) Mold Fluxes», Metall. Mater. Trans. B, 2014, vol. 45B, 1081–1097.
28. Kim, M.-S. Park, M.-S. and Kang, Y.-B.: «A reaction between high mn–high al steel and CaO-SiO<sub>2</sub>-type molten mold flux: reduction of additive oxide components in mold flux by al in steel», Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, Vol. 50, No. 5, 2077–2082.
29. Lu, B. Chen, K. Wang, W. and Jiang, B.: «Effects of Li<sub>2</sub>O and Na<sub>2</sub>O on the Crystallization Behavior of Lime-Alumina-Based Mold Flux for Casting High-Al Steels», Metall. Mater. Trans. B, 2014, vol. 45B, 1496–1509.
30. Ha, M.-j. Jeong, S.-i. Choi, J.-t. Kim, W.-s. Kang, T.-w. and Kwon, O.-d.: «Casting roll for twin roll strip caster», Patent, United States, 12/31/2009, 2009.
31. Wang, S. H. Liu, Z. Y. Zhang, W. N. Wang, G. D. Liu, J. L. and Liang, G. F.: «Microstructure and Mechanical Property of Strip in Fe–23Mn–3Si–3Al TWIP Steel by Twin Roll Casting», ISIJ International, 2009, 49(9), 1340-1346.
32. Spitzer, K.-H. Rüppel, F. Višcorová, R. and et al.: «Direct strip casting (dsc) - an option for the production of new steel grades», Steel research international, 2003, Vol. 74, No. 11–12, 724–731.
33. Wans, J. Geerkens, C. Cremers H. and et al: «BELT casting technology – experiences based on the worldwide first bet caster», São Paulo: Editora Blucher, 2017, 111–117.

**Крахмальов О.В.**

*(НТУ «ХПІ», м. Харків)*

**ВОГНЕСТІЙКІСТЬ РІДИНИ ДЛЯ ГІДРАВЛІЧНИХ СИСТЕМ**

E-mail: krakhmalyov1@gmail.com

В гідравлічних системах застосовуються неспалахуючі рідини: водно-мастильні емульсії (вміст води 40%) та водно-гліколеві рідини (вміст води 35%). Неспалахуваність емульсій і водно-гліколевих рідин обумовлена тим, що вода,

яка випаровується, гасить і охолоджує компоненти, які можуть спалахнути. Вогнестійкість водних розчинів залежить від складу води, який, зазвичай, складає 35 – 50% по об'єму. Для пожежної безпеки вогнестійкі рідини повинні містити не менш 40% води. При випаровуванні води залишок може спалахнути від піднесеного джерела вогню, причому горіння обмежується невеликим полум'ям.

В водно-гліколевих рідинах резина менш розбухає, аніж в мінеральних мастилах, завдяки чому підвищується термін служби резинових кілець для ущільнення. В'язкість водно-гліколевих рідин практично не змінюється при механічній деструкції, але змінюється при випаровуванні води. Водно-гліколеві рідини мають більший ніж мінеральні мастила об'ємний модуль пружності, який практично дорівнює модулю пружності води ( $\approx 21000 \text{ кг/см}^2$ ). Вони мають також найвищу із усіх вогнестійких рідин питому теплоємність. Однак вони не сумісні (не перемішуються) з іншими робочими рідинами гідравлічних систем. Вони також не можуть бути рекомендовані для застосування в гідросистемах, що мають насоси і гідромотори з підшипниками ковзання.

Діапазон робочих температур при використанні їх у відкритих гідросистемах складає від  $-65$  до  $+80$  °C. При більш високих температурах для запобігання випаровування води система повинна бути закритою. При випаровуванні води в'язкість суміші підвищується, а вогнестійкість знижується. Для пожежонебезпечних гідросистем, що не мають впливу низьких і високих температур застосовується вода з добавкою (присадкою) для зменшення корозійності і підвищення змащувальних властивостей мастила (емульсола) в кількості 1 – 2% від об'єму. Емульсол містить 85% веретенного мастила і 15% асідола. Застосовуються також і інші присадки. Ці рідини мають високі температурно-в'язкісні показники, однак вони можуть застосовуватись у відносно низькому діапазоні температур, нижня величина якого обмежена температурою замерзання води, а верхня (зазвичай, не вище  $70$  °C) – інтенсивним випаровуванням води. При контакті рідин на водній основі з металевими деталями відбуваються електролітичні процеси, які можуть призвести до значної ерозії деталей.

Гідросистеми багатьох машин також працюють при високих температурах, що досягають 300 °С і вище. При таких високих температурах мінеральні мастила гідросистем та їх суміші непридатні до використання (найкращі мінеральні рідини придатні для роботи при температурах не вище 150 °С). Застосуванням в гідросистемі інертних газів температуру можна підвищити до  $\approx 180$  °С. При більш високих температурах мінеральні рідини вступають у реакцію з киснем повітря і розкладаються з виділенням твердих плівок та смолистих залишків, які порушують функціонування гідросистеми. Окрім того, підвищення температури супроводжується підвищенням тиску насичених парів рідини, що сприяє виникненню кавітаційного режиму. Застосування мінеральних мастил при високих температурах обмежено пожежною небезпекою.

Через це при високих температурах (150 °С і вище) можна застосовувати без спеціальних охолоджуючих пристроїв лише високотемпературні синтетичні рідини, зокрема, полісілоксанові (сіліконові) їх марки, які поєднують в собі високотемпературні і низькотемпературні властивості, а також мають інші властивості, що відповідають високотемпературним умовам роботи. На практиці широко застосовуються полісілоксанові рідини, які мають гарні високотемпературні характеристики в широкому температурному діапазоні та мають високу термічну стабільність, зберігаючи її навіть при нагріві з присутністю кисню повітря. При контакті з повітрям вони витримують тривале нагрівання при температурах до 250 °С. В закритих системах їх можна тривало використовувати при температурі до 370 °С. Одночасно ці рідини придатні до експлуатації при температурах – 60 °С. Вони мають стабільні вязкісні характеристики під час роботи, діелектричні властивості та є вогнестійкими.

**Кудь І.В., Крушинська Л.А., Медюх Р.М., Мисливченко О.М., Литвин Р.В.,  
Згалат-Лозинський О.Б.**

*(Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ)*

### **СИНТЕЗ ДРІБНОДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО ПОРОШКУ**

**Mo<sub>0,9</sub>Cr<sub>0,1</sub>Si<sub>2</sub> – Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>**

E-mail: rovalit@ukr.net

В роботі вивчали вплив фазового складу реакційних сумішей на синтез композиційного порошку Mo<sub>0,9</sub>Cr<sub>0,1</sub>Si<sub>2</sub> – Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Досліджено два варіанти вихідних сумішей: (1) Mo + Cr + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; (2) твердий розчин Mo(Cr) + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Вихідними матеріалами суміші (1) були мікронні порошки β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, молибдену марки ПМ 99,95 і хрому марки ПХ1С. Одержання твердого розчину хрому в молибдені проводили шляхом механосинтезу (механолегування) в планетарному млині Pulverisette-6 в середовищі аргону, та низькотемпературного відпалу в вакуумі. Встановлено, що механолегування не дозволяє отримати твердий розчин Mo<sub>0,9</sub>Cr<sub>0,1</sub> та призводить до значного намелу заліза від 0,7 до 2,8% (мас.) в залежності від тривалості обробки (2-10 годин). Успішне отримання твердого розчину відбувається при застосуванні вакуумного відпалу попередньо механоактивованої суміші Mo – Cr за температури 700 °С протягом 1 год (рис. 1).

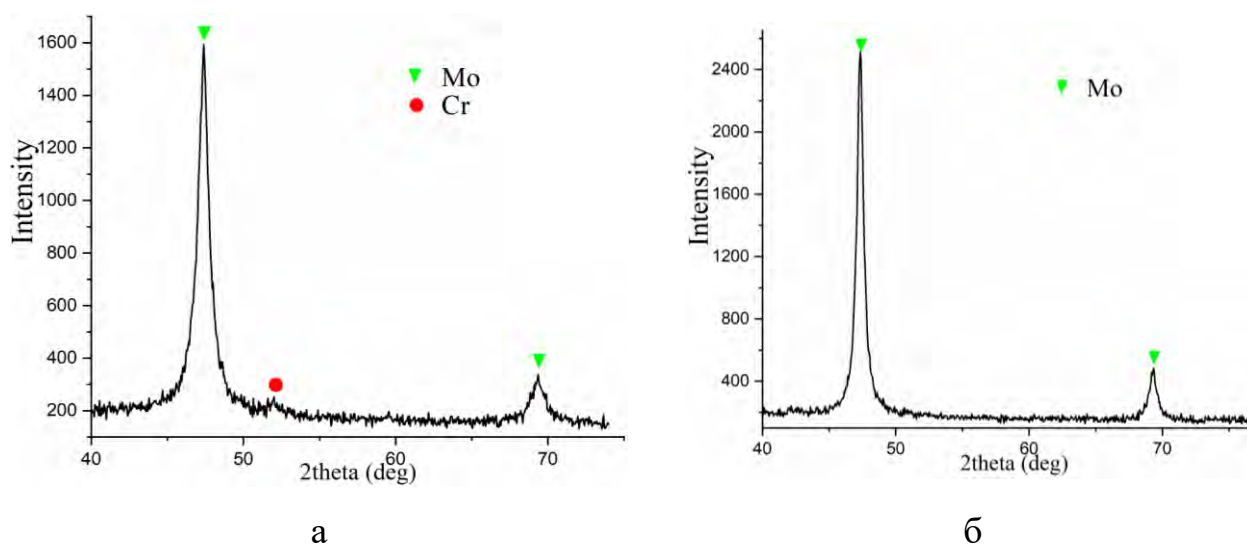


Рис. 1. Дифрактограми продуктів механолегування та наступного відпалу при температурі 700 °С протягом 1 год: а – механолегування; б – відпал

В цьому випадку утворюється однофазний твердий розчин на основі молібдену з періодом ґратки  $a = 0,315$  нм. Одержаний твердий розчин використали для приготування реакційної суміші (2)  $\text{Mo}(\text{Cr}) + \text{Si}_3\text{N}_4$  з надлишком нітриду кремнію 30% (мас.).

Синтез композиційного порошку  $\text{Mo}_{0,9}\text{Cr}_{0,1}\text{Si}_2 - \text{Si}_3\text{N}_4$  проводили за температури  $1400^\circ\text{C}$  у вакуумі протягом 2 год. Згідно даних РФА, продукт синтезу з реакційної суміші (1) являє собою композиційний порошок складу  $\text{MoSi}_2 - \text{CrSi} - \text{CrN}$  (рис. 2, а). Дисиліцид молібдену утворюється в інтервалі температур  $(1100 - 1400)^\circ\text{C}$  через проміжні стадії синтезу нижчих силіцидів, також відбувся розпад нітриду кремнію та утворення  $\text{CrSi}$  та  $\text{CrN}$ . Продукт синтезу з реакційної суміші (2) являє собою композиційний порошок  $\text{Mo}_{0,9}\text{Cr}_{0,1}\text{Si}_2 - 8\%$  (мас.)  $\text{Si}_3\text{N}_4$  з періодами ґратки  $a = 0,321$  нм та  $c = 0,789$  нм (рис. 2, б).

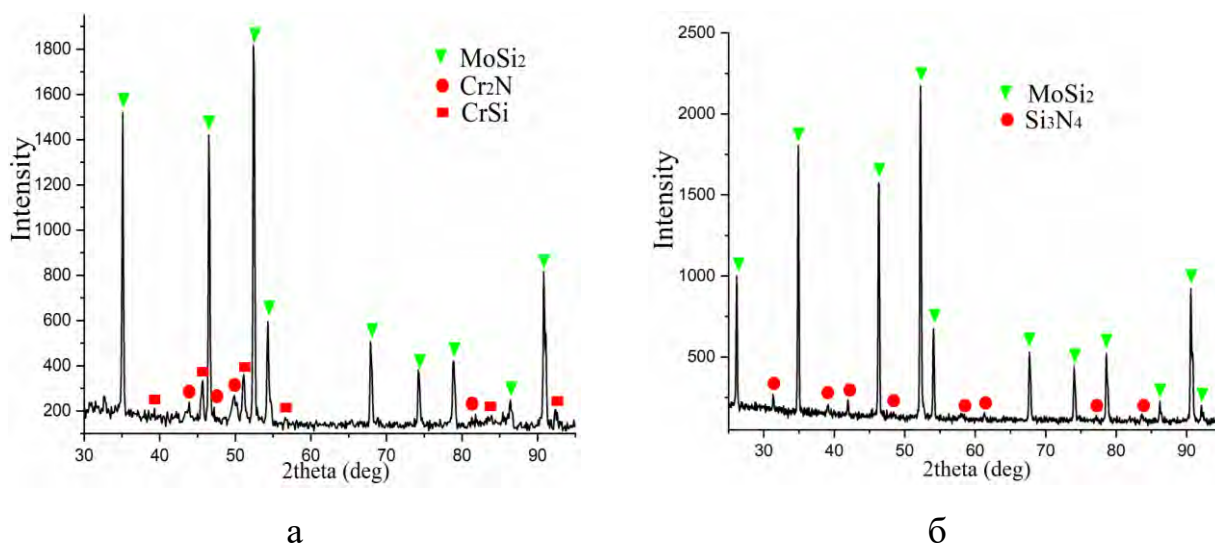


Рис. 2. Дифрактограми продуктів синтезу: а – реакційна суміш (1); б – реакційна суміш (2)

Запропонована методика з використанням попередньо синтезованого твердого розчину хрому у молібдені дозволила отримати композиційний порошок цільового складу  $\text{Mo}_{0,9}\text{Cr}_{0,1}\text{Si}_2 - \text{Si}_3\text{N}_4$  з середнім розміром частинок 5,3 мкм.

**Кузнецов М.О.**

*(ІПМаш НАН України, м. Харків)*

**ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНА МЕТОДИКА РАЦІОНАЛЬНОГО ВИБОРУ  
ПОВІТРЯНИХ ТЕПЛОВИХ НАСОСІВ У БІВАЛЕНТНИХ СИСТЕМАХ  
ТЕПЛОПОСТАЧАННЯ**

E-mail: childeric1975@gmail.com

Значне зростання світових цін на дефіцитне органічне паливо та відчутне зменшення його запасів робить проблему енергозбереження та використання відновлюваних джерел енергії не лише актуальною для України як енергодефіцитної країни, а й життєво необхідною. Тепловий насос, що переносить теплоту з низького на більш високий температурний рівень, витрачаючи при цьому в кілька разів менше енергії, ніж віддає споживачеві, дозволяє суттєво економити паливо та зменшувати теплове забруднення навколишнього середовища.

Одна з основних проблем на шляху раціонального вибору теплонасосного обладнання, що пропонується на ринку, полягає в правильному підборі його теплопродуктивності. Очевидно, що вибирати порівняно дорогий тепловий насос для покриття максимального теплового навантаження на будинок з економічного погляду нераціонально, оскільки кількість годин з мінімальною температурою навколишнього середовища протягом опалювального сезону є відносно невеликою.

Виникає задача доцільного розподілу опалювального теплового навантаження між тепловим насосом та доводчиком теплоти – дешевшим електро- або газовим котлом, який використовується для покриття пікових теплових навантажень на будівлю та може працювати паралельно з тепловим насосом або окремо. Така схема теплопостачання називається бівалентною, а рівність теплового навантаження на об'єкт та теплопродуктивності теплового насоса – точкою бівалентності, якій відповідає певна температура навколишнього середовища – температура бівалентності.

Для проектування або модернізації бівалентних теплонасосних систем теплопостачання було розроблено техніко-економічну методику, яка дозволяє проводити раціональний вибір запропонованого на ринку теплонасосного обладнання типу «повітря – вода» або «повітря – повітря» за заданими заводом-виробником технічними характеристиками з урахуванням зміни коефіцієнта перетворення теплового насоса та змінних теплових навантажень на систему за опалювальний сезон у кліматичних умовах конкретного регіону.

Основою методики є представлення кількості виробленої теплоти та витраченої електроенергії за розрахунковий період, а також вартості теплових насосів з модельного ряду, що розглядається, у вигляді інтерполяційних функцій від відповідної кожної температури бівалентності часової координати. Остання розраховується для кожного теплового насоса з модельного ряду, що розглядається, при заданому тепловому навантаженні на будівлю і приймається як оптимізуючий фактор.

Як цільова функція прийняті зведені витрати. Підсумком розрахунку є побудова графіка залежності зведених витрат від значень часової координати для аналізованої кількості опалювальних сезонів і прийнятого тарифу на електроенергію. По мінімуму зведених витрат визначається оптимальна часова координата бівалентності та вибирається раціональна модель теплового насоса з модельного ряду, що розглядається.

Таким чином, дана методика передбачає отримання однозначного аналітичного розв'язання щодо вибору найбільш раціонального варіанту теплового насоса з метою забезпечення мінімального рівня зведених витрат на його придбання та експлуатацію, що призводить до зменшення терміну його окупності.

Працездатність методики перевірена при підборі раціональних моделей теплових насосів «повітря – вода» італійської фірми Clivet та теплових насосів «повітря – повітря» японської фірми MitsubishiElectric.

**Кусков Ю.М.<sup>1</sup>, Фесенко М.А.<sup>2</sup>**

**(<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; <sup>2</sup>ДНДІ МВС України, м. Київ)  
МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВАЛКОВИХ  
ХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ, НАПЛАВЛЕНИХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ  
СПОСОБОМ У СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ**

E-mail: fesmak@ukr.net

При експлуатації прокатні валки піддаються різним видам механічного впливу та зношування. В результаті працездатність валків визначається їхньою міцністю та зносостійкістю.

Одним із ефективних способів забезпечення при експлуатації валків обох показників є виготовлення валків у біметалевому варіанті – з в'язкою та міцною сталеву серцевиною та зносостійким чавунним робочим шаром підвищеної міцності [1].

Технологічно валки такого виконання найбільш просто виготовити за допомогою електрошлакового наплавлення дискретним наплавленим матеріалом із використанням розробленого в ІЕЗ ім. Є.О. Патона так званого струмопідвідного кристалізатора [2].

Застосування при наплавленні дискретної присадки з хромистого чавуну (наплавленого дробу) дає змогу в широких межах регулювати структуру та властивості наплавленого металу.

Як показали дослідження, хромистий чавун, наплавлений дробом, має значно більші міцнісні властивості у порівнянні з литим чавуном аналогічного складу, як при нормальних, так і підвищених температурах.

У табл. 1 представлені деякі механічні властивості наплавлених валкових хромистих чавунів з різним вмістом хрому та литого хромистого чавуну.



Таблиця 1 – Механічні властивості наплавлених валкових хромистих чавунів з різним вмістом хрому

Номер валка	Механічні властивості				
	$a_k$ , кг·м/см <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{виг.}}$ , МПа	f, мм	$\sigma_b$ , МПа при температурах, °С	
				20	600
1	0,43	740	0,72	607	796
2	1,37	1453	2,35	776	793
3	-	-	-	400	380

**Примітка.** f – стріла прогину зразка 10×10×50 мм при дії зосередженого навантаження та відстані між опорами 50 мм; №1 і 2 наплавлені чавуни з 18 та 28% Cr відповідно; №3 – литий чавун із 18%

Таким чином, в залежності від умов експлуатації прокатних валків, які виготовлялися електрошлаковою наплавкою в струмопідвідному кристалізаторі, можна отримувати зносостійкі робочі шари з різними механічними властивостями, що забезпечують їх підвищену працездатність.

Ці висновки були підтверджені для валків типу 1, коли обтискання металу, що прокочується, було збільшено на 15-20% порівняно з обтисканням чавунними валками без виникнення будь-яких дефектів в робочому шарі наплавлених валків.

#### Література:

1. Твердження металів і металевих композицій / В.О. Лейбензон, В.Л. Пілюшенко, В.М. Кондратенко, В.Є. Хричиков та ін. // Підручник для вищих навчальних закладів. Видання друге, доопрацьоване. – Київ: Науково-виробниче підприємство «Видавництво “Наукова думка” НАН України», 2009. 446 с.

2. Струмопідвідний кристалізатор в електрошлакових технологіях / Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, В.А. Жданов, Л.Л. Окопник // Автоматичне зварювання, 2022. – №7. – С. 49–52.

**Лаврись С.М.<sup>1</sup>, Погрелюк І.М.<sup>1</sup>, Шляхетка Х.С.<sup>1</sup>, Скребцов А.А.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФМІ НАН України, м. Львів; <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**ОЦІНКА КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СПЛАВУ VT20, ВИГОТОВЛЕНОГО**  
**ЗА АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ**

E-mail: lavrys@gmail.com

Оцінювали корозійну поведінку псевдо  $\alpha$  титанового сплаву VT20, виготовленого за адитивними технологіями (АТ) у 20% розчині HCl. В якості АТ було вибрано методи електронно-променевого вирощування (ЕПВ) та лазерного осадження металу (ЛОМ) [1]. Отримані результати порівнювали з результатами після аналогічних електрохімічних випробувань сплаву, отриманого за традиційною технологією (ТТ).

Металографічний аналіз показав, що під час адитивного виготовлення у сплаві формується переважно  $\alpha'$  мартенситна нерівноважна структура. Результати електрохімічних досліджень засвідчили, що корозійна тривкість сплаву, виготовленого за АТ є нижчою, ніж для ТТ. Це пояснюється зменшенням (або відсутністю)  $\beta$ -фази та збільшенням кількості  $\alpha'$ -фази в структурі сплаву, виготовленого АТ, оскільки  $\beta$ -фаза характеризується вищою корозійною тривкістю, ніж  $\alpha$  та  $\alpha'$  мартенситна фази.

Щодо методу АТ, то сплав виготовлений методом ЕПВ має вищу корозійну тривкість, ніж – ЛОМ. Це пояснюється тим, що під час ЕПВ окрім  $\alpha'$ -фази у структурі формується незначна кількість корозійно стабільної  $\beta$ -фази. Натомість структура сплаву, виготовленого ЛОМ, складається лише з голчастої  $\alpha'$ -фази, що й пояснює нижчу корозійну тривкість.

Література:

1. Порошкові титанові сплави для адитивних технологій: структура, властивості, моделювання / О.В. Овчинников, З.А. Дурягіна, Т.Є. Романова та ін. – Київ: Наукова думка, 2021. – 196 с.

**Лисенко Т.В., Деревянченко О.Г., Крейцер К.О., Козішкурт Є.М., Черевченко К.**  
*(НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)*

**ОЦІНКА НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ У ВИЛИВКАХ З МАГНІЄВИХ  
СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОГО  
МЕТАЛОГРАФІЧНОГО АНАЛІЗУ**

E-mail: dakerkir@gmail.com

Інтелектуальні (цифрові, комп'ютерні) технології стрімко розвиваються у всіх галузях сучасного машинобудування і, зокрема, у сучасному ливарному виробництві та матеріалознавстві [1].

Сучасна металографія широко використовує комп'ютерні мікроскопи та методи цифрової обробки зображень [2].

Огляд наукових статей свідчить про перспективність застосування методів комп'ютерного кількісного і якісного металографічного аналізу з метою оцінки якості нових матеріалів [3].

У сучасній техніці дуже актуальним є розвиток магнієвого виробництва. Магній за останнє десятиліття з рідкісного матеріалу для космічної індустрії, став третім металом, що найчастіше використовується, після сталі і алюмінію.

Незважаючи на всі переваги магнію, він має низку недоліків, які стримують його впровадження. Однією з головних проблем є його спалах при взаємодії з атмосферою цеху. Істотною проблемою при виготовленні виливків із магнієвих сплавів є наявність неметалевих вкраплень, що призводять до зниження експлуатаційних властивостей виробів.

Метою дослідження був попередній кількісний аналіз мікроструктур сплавів. Аналіз проведено з використанням комп'ютерної металографії для оцінки кількості неметалевих вкраплень у виливках магнієвого сплаву AZ91D. Виливки отримані за двома різними технологіями (ноюю – з використанням газового захисту та старою – з використанням флюсового захисту).

Дослідження проводили з використанням трьох шліфів, показаних на рис. 1.

Шліфи № 1, 2 – сплав, виготовлений за старою технологією.

Шліф № 3 – сплав, виготовлений за новою технологією.

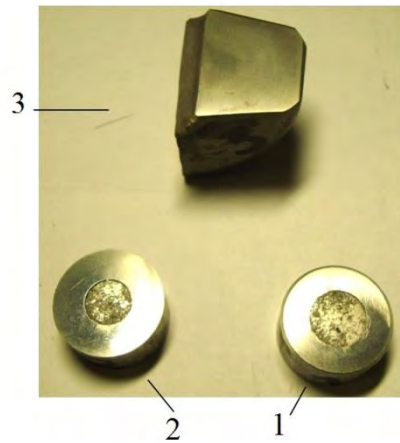
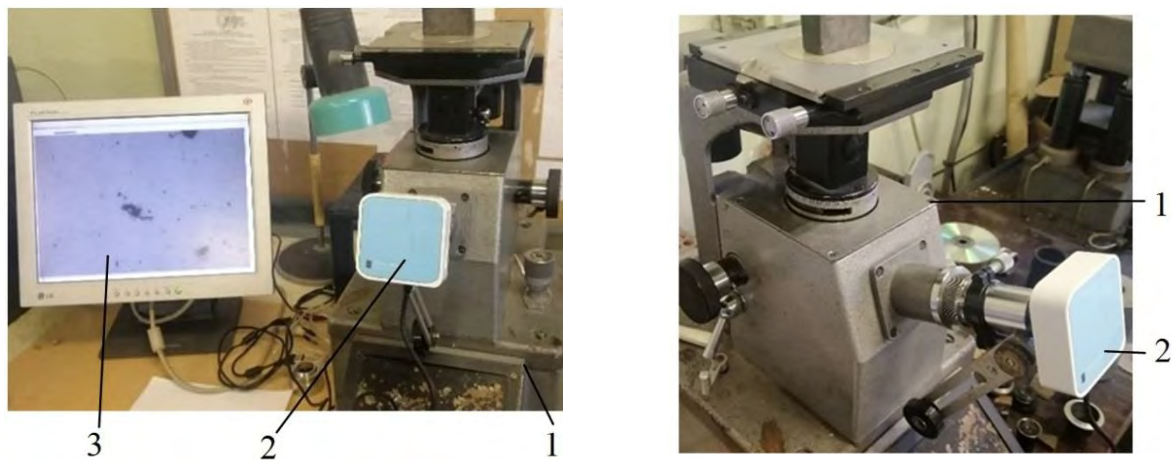


Рис. 1. Зображення шліфів литих магнієвих сплавів, виготовлених за старою (1, 2) та за новою (3) технологіями

Металографічні дослідження шліфів проводилися за допомогою комп'ютерного мікроскопа – результат оснащення мікроскопа МІМ-7 системою зору (рис. 2).



1 – мікроскоп МІМ – 7; 2 – цифрова камера; 3 – монітор із зображенням зони неметалевих вкраплень

Рис. 2. Зображення комп'ютерного мікроскопа, створеного на основі металографічного мікроскопа МІМ – 7

Використовувалися збільшення не більше 100 – 300.

Попередні спостереження показали, що мікроструктура сплаву, виплавленого за новою технологією, містить легкі круглі зерна, оточені менш контрастними дрібними неметалевими вкрапленнями.

На поверхні сплаву, виплавленого за новою технологією, при зазначеному збільшенні неметалевих вкраплень розміром більше 0,5 мкм не виявлено.

Метою кількісного аналізу є визначення загальної площі дефектів та її порівняння з площею зображення. Для цього потрібна операція виділення контурів всіх дефектів та визначення набору параметрів.

Для кількісного аналізу як основні характеристики компонентів використовувалися геометричні ознаки, зазначені в таблицях даних.

Для кожного дефекту в цій системі визначаються загальні розміри, периметр, площа, координати центру тяжіння (центр Y, центр X), радіус вписаних та описаних кіл (внутрішній, зовнішній).

Відношення загальної площі виділених неметалевих включень (рис. 3, а) до площі зображення (рис. 3, б) є попередньою кількісною характеристикою мікроструктури, що вивчається.

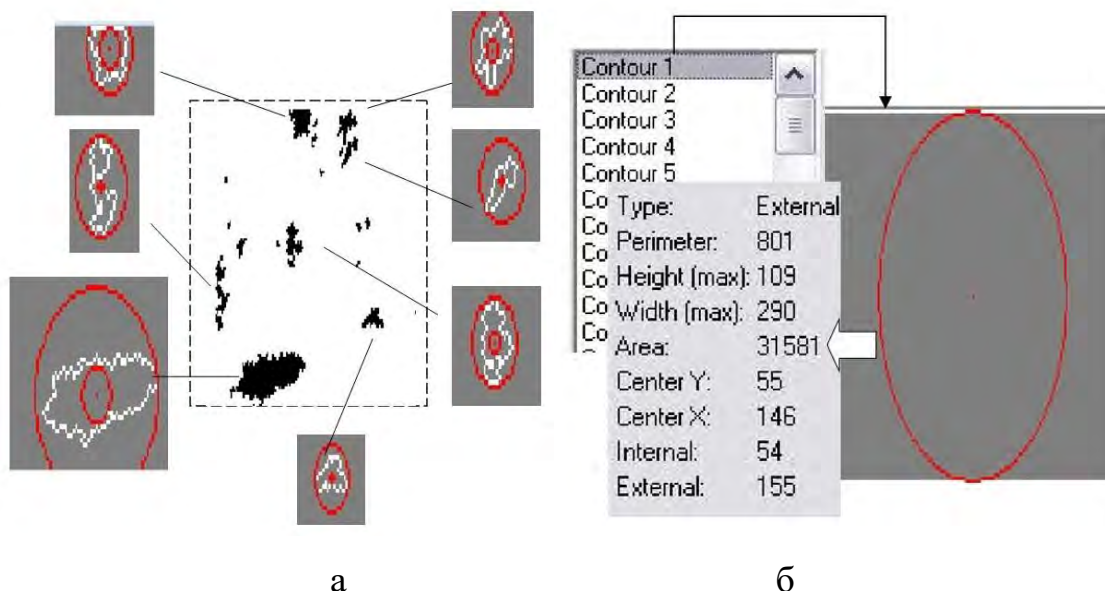


Рис. 3. Виділені контури неметалевих вкраплень – шліф 1 (а) та визначення загальної площі аналізованого зображення (б)

При порівнянні результатів дослідження неметалевих включень за новою технологією при збільшеннях у 100 та 300 разів у зразках неметалевих включень розмірами понад 0,5 мкм не виявлено.

Загальний результат попереднього кількісного аналізу: він показав значно вищу якість металу, отриманого за новою технологією.

Нині розробляється програмне забезпечення визначення наборів вторинних ознак компонентів структур матеріалів, формування просторів класів і автоматичного багаторівневого розпізнавання. Зменшення розмірності простору класів здійснюватиметься з використанням технологій генетичних алгоритмів.

#### Література:

1. Tokody D. Digitizing the European industry – Holonic systems approach. *Procedia Manufacturing*. Volume 22, 2018, P. 1015-1022.

DOI: 10.1016/j.promfg.2018.03.144

2. Decost B.L. A computer vision approach for automated analysis and classification of microstructural image data / Decost, B.L., Holm E.A. // *Computational Materials Science*. Volume 110, 29, December 2015, P. 126-133. DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.08.011.

3. Sato N. A. change and prospect of quantitative evaluation of microstructure Morphology/ Sato, N., Sadamatsu S. // *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. Volume 100, Issue 10, 2014, P. 1182-1190. DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.1182.

**Ліхаський І.Ф., Ворон М.М.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

### **РОЗРОБКА ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ ТА СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ**

E-mail: likhatskyi8@gmail

Високоентропійні сплави (ВЕС) з'явилися в переліку передових матеріалів не так давно, про їх успішну розробку було оголошено у 2004 році [1, 2], після

чого вони стали важливим об'єктом для досліджень і застосування в різних галузях промисловості.

За останні кілька років інтерес до ВЕС стабільно зростає, що підтверджується збільшенням кількості наукових публікацій, присвячених цим матеріалам. За даними бази даних Scopus, до квітня 2021 року було опубліковано 3541 наукову публікацію, в яких розглядалися різні аспекти ВЕС, що свідчить про високу актуальність та потенціал досліджень в цій галузі [3].

ВЕС визначаються як сплави, що містять від 5 до 13 головних елементів, з атомним відсотком кожного елемента від 5% до 35%. Залежно від складу сплаву, ВЕС мають тенденцію утворювати прості фази твердого розчину, такі як ГЦК та ОЦК фази. З термодинаміки відомо, що система намагається мінімізувати свою вільну енергію Гіббса ( $\Delta G_{зміш}$ ) для досягнення стабільного або метастабільного стану рівноваги.  $\Delta G_{зміш}$  визначається як:

$$\Delta G_{зміш} = \Delta H_{зміш} - T\Delta S_{зміш}, \quad (1)$$

де  $\Delta H_{зміш}$  – ентальпія змішування,  $\Delta S_{зміш}$  – ентропія змішування,  $T$  – температура.

Зменшення ентальпії змішування або збільшення ентропії змішування може зменшити вільну енергію Гіббса.  $\Delta S_{зміш}$  має чотири основні внески, такі як конфігураційний, вібраційний, магнітний диполь та електронна випадковість. У порівнянні зі звичайними сплавами, які зазвичай містять один або два основні елементи, конфігураційна ентропія в ВЕС значно вища.

Утворення простих багатоелементних твердих розчинів в високоентропійних сплавах залежить від конкуренції між ентальпією та ентропією ( $\Delta H$  та  $T\Delta S$ ). При високих температурах  $T\Delta S$  стає визначальним фактором і розглядається як основна причина утворення твердих розчинів в ВЕС.

Ентропія досягає максимуму, коли сплав має еквіатомне співвідношення, і виражається у рівнянні:

$$\Delta S_{\text{зміш}} = R \ln n, \quad (2)$$

де  $R$  газова стала, ( $R = 8,314$  Дж/К/моль), а  $n$  – кількість елементів.

З рівняння можна побачити, що конфігураційна ентропія зростає зі збільшенням кількості елементів. Після 13 елементів подальше збільшення їх кількості дає обмежений внесок в ентропію змішування. Конфігураційна ентропія сплаву з п'ятьма елементами в ідеальному випадку становить  $1,61 R$ . Висока ентропія змішування ефективно зменшує кількість фаз і збільшує взаємну розчинність між складовими елементами [4].

ВЕС визначаються як сплави, у яких конфігураційна ентропія у випадковому стані більше або дорівнює  $1,5 R$ . Висока ентропія необхідна для утворення єдиного твердого розчину і запобігання утворенню багатофазних або інтерметалічні сполук. За допомогою конфігураційної ентропії ми також можемо визначити сплави із середньою та низькою ентропією, як  $1,5 R$  це межа поділу між сплавом з високою та середньою ентропією, а  $1,0 R$  – це межа поділу між низькоентропійними та середньоентропійними сплавами. Рис. 1 показує типи сплавів в залежності від  $\Delta S_{\text{зміш}}$  [5].

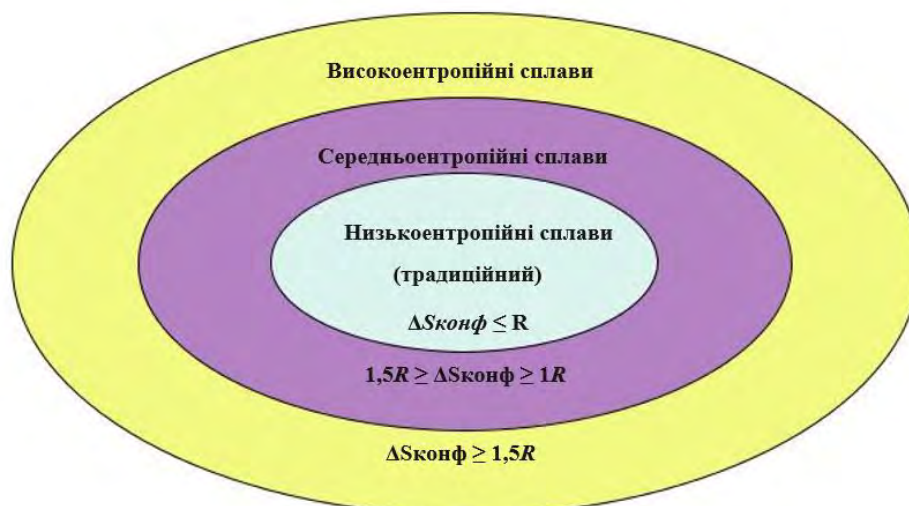


Рис. 1. Типи сплавів на основі конфігураційної ентропії [4]



Застосування високоентропійних сплавів обумовлене поєднанням високих механічних та спеціальних властивостей, але їх виробництво наразі залишається дорогим, складним та не має промислових об'ємів. Одним з перспективних шляхів виготовлення комерційних високоентропійних та середньоентропійних сплавів є створення композицій на основі алюмінію. Цей метал має багато евтектичних діаграм стану з багатьма елементами періодичної системи, та має достатню розчинність тугоплавких компонентів у рідкому стані до температур 800-900 °С. Це свідчить про можливість масштабного виробництва таких сплавів та виробів з них.

Хоча алюміній є сам по собі пластичним елементом, збільшення його вмісту може фактично зміцнити ВЕС. На рис. 2 зображено, що у сплаві  $Al_xCoCrCuFeNi$  значно підвищується твердість з додаванням алюмінію. Частково це пов'язано з утворенням твердої ОЦК-фази, а частково через сильніший когезійний зв'язок між алюмінієм та іншими елементами.

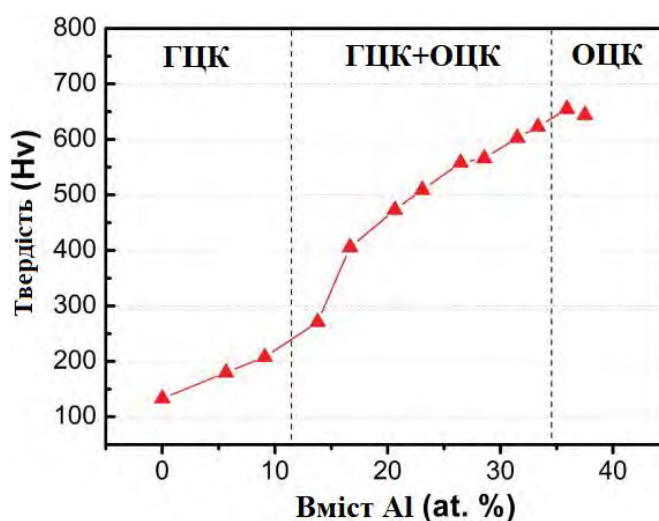


Рис. 2. Твердість сплавів  $Al_xCoCrCuFeNi$ , залежно від вмісту Al [6]

Ідея створення високоентропійних алюмінієвих сплавів базується головним чином на додаванні елементів, які сприятимуть утворенню упорядкованих, або частково упорядкованих інтерметалідів всередині алюмінієвої матриці [7, 8]. Зазвичай мають на увазі наступні елементи: Cu, Co, Cr, Fe, Ni, Ti, Zr, Mo, V, а також, нечасто і в малих кількостях – деякі РЗМ. Алюмінієві сплави з такими

компонентами характеризуються утворенням широкого ряду сполук та структурно-фазових елементів, які здатні утворювати когерентні суміші з ОЦК або ГЦК структурою, або з надструктурою типу B2 (ОЦК). Така надструктура, в даному випадку, може бути представлена попарно взаємопроникаючими ґратками типу DO<sub>3</sub> та L1<sub>2</sub> або DO<sub>22</sub> та L1<sub>2</sub>. Саме формування таких надструктур може забезпечити поєднання вкрай високих механічних та експлуатаційних характеристик високоентропійних алюмінієвих сплавів.

#### Література:

1. J.-W. Yeh, et al. (2004). Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. Vol. 6, no. 5, pp. 299–303, May 2004, doi: 10.1002/adem.200300567.
2. B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight, and A. J. B. Vincent. (2004) Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering*. Vol. 375–377, pp. 213–218, Jul. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
3. A. D. Akinwekomi and F. Akhtar. (2022) Bibliometric mapping of literature on highentropy/multicomponent alloys and systematic review of emerging applications. *Entropy*. Vol. 24, no. 3, pp. 329, Feb. 2022, doi: 10.3390/e24030329.
4. J.-W. Yeh.(2013) Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*. Vol. 65, no. 12, pp. 1759–1771. doi: 10.1007/s11837-013-0761-6.
5. Z. Y. Zhang. (2016) High-Entropy Alloys. *Cham: Springer International Publishing*. doi: 10.1007/978-3-319-27013-5.
6. Wang, Shaoqing. (2013). Atomic Structure Modeling of Multi-Principal-Element Alloys by the Principle of Maximum Entropy. *Entropy*. pp. 5536–5548.
7. Santodonato L. J., Liaw P. K., Unocic R. R., Bei H., Morris J. R. (2018). Predictive multiphase evolution in Al-containing high-entropy alloys. *Nature communications*. 9:4520. doi: 10.1038/s41467-018-06757-2
8. Miracle D. B., Senkov O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. Vol. 122. pp. 448–511.

**Ліхацький Р. Ф.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ХРОМ-ЦИРКОНІЄВОЇ БРОНЗИ**  
**ЛЕГОВАНОЇ ВАНАДІЄМ ТА ГАФНІЄМ**  
 E-mail: richardlihatkyi@gmail.com

Хром-цирконієві бронзи широко використовуються в електротехніці як сплави, що поєднують високі механічні та електропровідні властивості. Більшість легувальних добавок сильно знижують провідні властивості мідних сплавів, тому їх підбір з метою покращення міцнісних характеристик повинен враховувати цей вплив (рис. 1) [1].

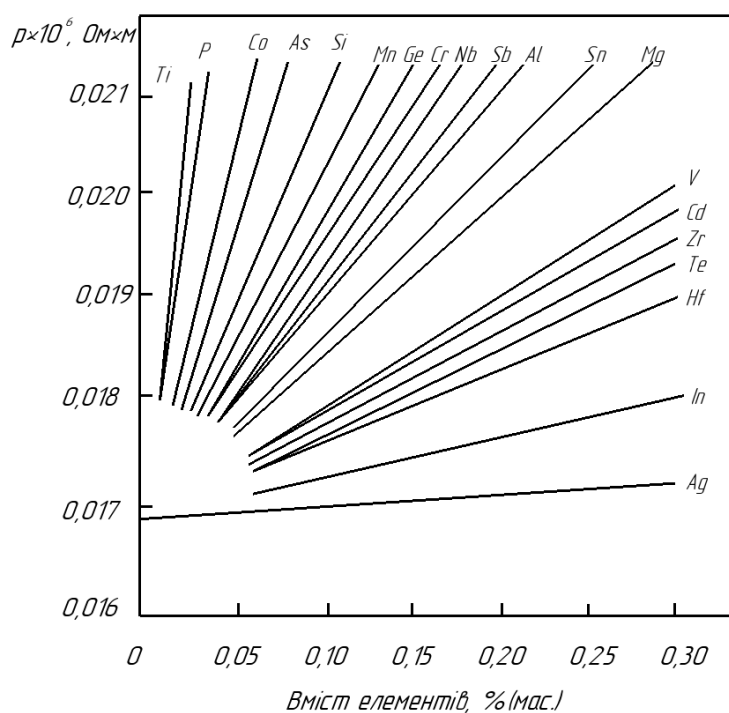


Рис. 1. Вплив домішок і легувальних елементів на електричний опір міді

Хром та цирконій здатні забезпечувати дисперсійне зміцнення міді, але, як можна помітити з рис. 1, додавання хрому різко знижуватиме провідність отриманого сплаву. Тому оптимальним варіантом є додавання хрому в комплексі з цирконієм у мінімальних кількостях [2]. Це також призводитиме до зменшення розмірів скупчень хрому та покращенню його розподілу в розплаві в цілому.

Окрім меншого впливу на електропровідність менший розмір частинок хрому зумовить покращення міцності на розтяг отриманого сплаву [3, 4].

Гафній має схожі з цирконієм властивості щодо впливу на мікроструктуру і властивості міді. Головною відмінністю між ними є більша розчинність в міді гафнію (до 0,4% ат.) у порівнянні з цирконієм (0,12% ат.) [5]. Теоретично це дозволить досягнути кращого зміцнення сплавів без значного зниження провідності. Однак, отримання такого сплаву поступатиметься в плані економічної доцільності своїм аналогам, легованих цирконієм.

Легування ванадієм подібних сплавів практично не досліджувалось, проте в роботах [6, 7] показано можливість ефективного введення ванадію в мідь в умовах електронно-променевої ливарної технології. Одержані виливки характеризувалися досить рівномірним розподілом сферичних дрібнодисперсних (до 0,5-1,0 мкм) вкраплень ванадію.

Враховуючи велику різницю температур плавлення хрому, ванадію, гафнію та міді, такі сплави доцільно виплавляти з використанням концентрованих джерел нагріву. Тому плавлення проводили в електронно-променевої установці у вакуумі. Для одержання гомогенного розплаву застосовували електромагнітне переміщення рідкометалевої ванни. На рис. 2 зображено вилівок отриманого сплаву хром-цирконієвої бронзи, легований гафнієм та ванадієм. Вміст всіх легувальних елементів знаходився на рівні 0,1% мас.



Рис. 2. Отриманий зразок сплаву Cu-Cr-Zr-V-Hf

Мікроструктура та розподіл елементів сплаву (рис. 3) показує рівномірну структуру та засвоєння всіх компонентів. Хром проявляє рівномірний розподіл та відсутність сигрегацій. Цирконій виступає у вигляді дрібних скупчень по межах зерен. Ванадій та гафній рівномірно розподілились по об'єму сплаву у вигляді дрібнозернистих вкраплень.

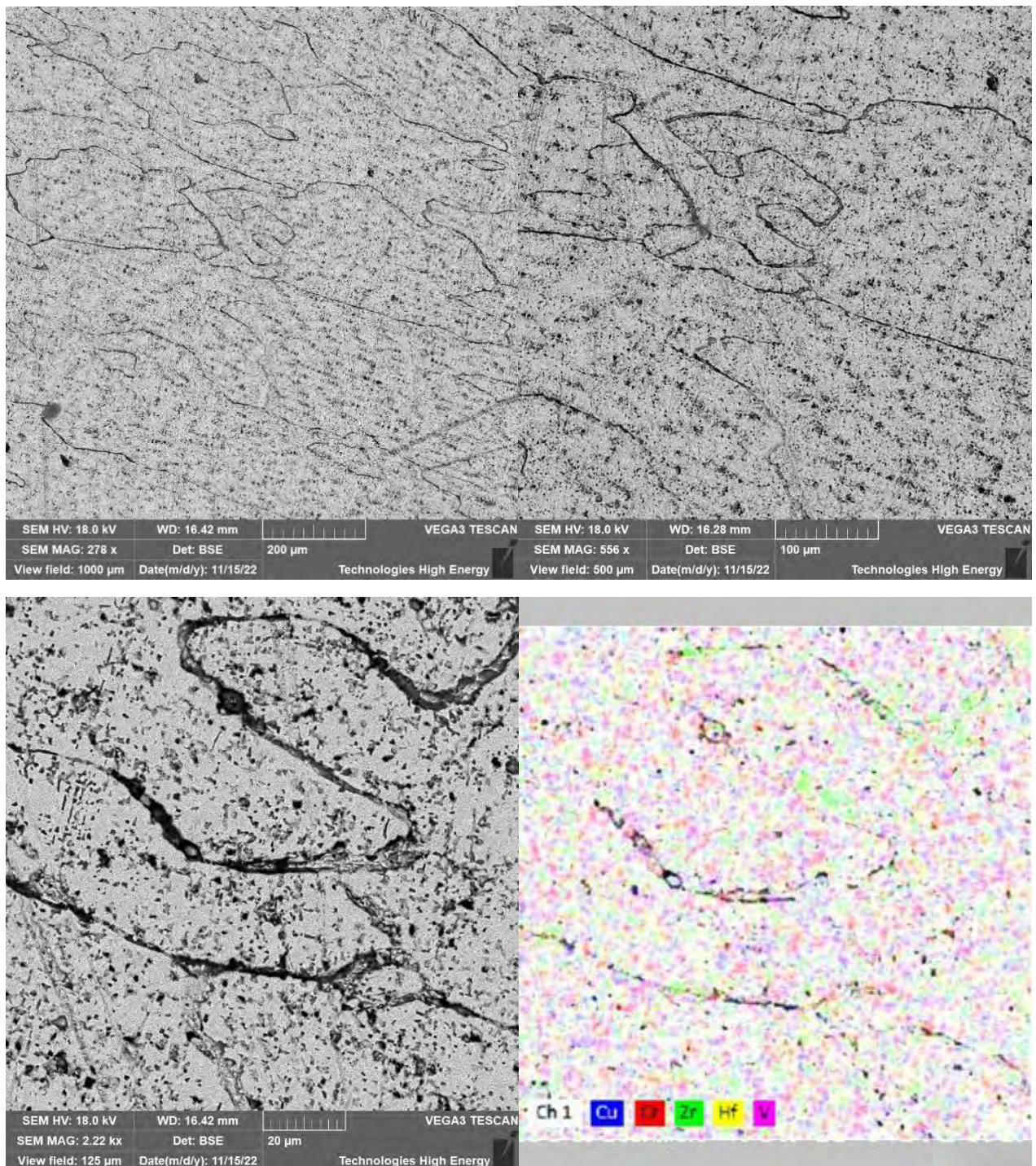


Рис. 3. Мікроструктура та розподіл елементів сплаву Cu-Cr-Zr-V-Hf

Додавання гафнію в сплави систем Cu-Cr може більше покращувати механічні властивості при збереженні електропровідності в порівнянні з цирконієм. На межах зерен його вміст перевищує в 2-3 рази вміст цирконію, що має позитивно впливати на гальмування рекристалізації та підвищенні, таким чином, жароміцності. Ванадій підвищує дрібнодисперсність хром-вмісних включень і при цьому сам знаходиться в вигляді дрібних частинок розмірами до 0,5 мкм і мінімально знижує електропровідність. Таким чином вдається реалізувати одночасне зерноподрібнення та зміцнення за рахунок знаходження дисперсних нерозчинних частинок в середині зерен і на їх границях.

#### Література:

1. Pohja, R., Vestman, H., Jauhiainen, P., & Hänninen, H. (2003). *Narrow Gap Arc Welding Experiments of Thick Copper Sections*. Olkiluoto, Finland. ISBN: 951-652-123-1.
2. Shaojian, Zh., Rengeng, L., Huijun, K., Zongning, Ch., Wei, W., Cunlei, Z., Tingju, L., & Tongmin, W. (2017). A high strength and high electrical conductivity Cu-Cr-Zr alloy fabricated by cryorolling and intermediate aging treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 680(1), 108-114.
3. Hang, W., Liukui, G., Jinfa, L., Huiming, Ch., Weibin, X., & Bin, Y. (2018). Retaining meta-stable fcc-Cr phase by restraining nucleation of equilibrium bcc-Cr phase in CuCrZrTi alloys during ageing. *Journal of Alloys and Compounds Volume*, 749(1), 140-145.
4. Yin, Y., Gui, K., & Rengeng, L. (2022). Optimizing the Electrical and Mechanical Properties of Cu-Cr Alloys by Hf Microalloying. *Metals*, 12(3).
5. Okamoto, H., Schlesinger, M. E., & Mueller, E. M. (2016). *Alloy Phase Diagrams*, ASM handbook (Vol. 3). ASM International.
6. Ліхацький, Р. Ф. (2020). Спеціальні сплави та композити на основі міді та методи їх одержання. *Процеси лиття*, 1(139), 61-68.
7. Ліхацький, Р. Ф., & Ворон, М. М. (2021). Механічні властивості сплавів системи Cu-V отриманих в умовах електронно-променевої ливарної технології. *XVII Міжнародна НПК Литво. Металургія. Запоріжжя*, 111-113.

**Любименко О.М.<sup>1</sup>, Фельдман Е.П.<sup>2</sup>**  
(<sup>1</sup>Донецький національний технічний університет, м. Луцьк; <sup>2</sup>Інститут геотехнічної механіки НАН України, м. Дніпро)

**МОДЕЛЮВАННЯ ПОВЕДІНКИ ЗМІНИ ФОРМИ ПАЛАДІЄВОГО  
КАНТИЛЕВЕРА ПІД ЧАС ВЗАЄМОДІЇ З ВОДНЕМ**

E-mail: e.n.lyubimenko@gmail.com

Моделювання поведінки зміни форми кантилевера є дуже важливим процесом при прогнозуванні терміну придатності елементів, які працюють в сенсорах по контролю водню в водневій енергетиці. До таких виробів ставляться високі вимоги по кількості відпрацьованих циклів наводнення-дегазація, без зміни властивостей сенсора як у зовнішньому вигляді так і в структурі самого матеріалу, бо може спостерігатися утворення градієнтних сплавів паладію з воднем. Паладій сильно поглинає водень, в результаті матеріал може подовжуватися ( $\varepsilon_c$ ), і це подовження безпосередньо залежить від концентрації атомарного водню ( $c$ ).

Проведемо моделювання, однієї з ситуації, а саме насичення паладію воднем при якому спостерігається зміна форми досліджуваного металевого виробу. В якості моделі візьмемо пластину з паладію, закріплену з одного боку (рис. 1), яка контактує з воднем. У пластині виникають пружні напруження при неоднорідному розподілі водню.

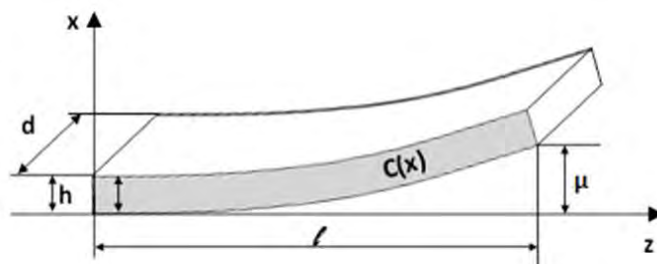


Рис. 1. Схема вигину кантилевера:  $d$  – ширина пластини;  $\mu$  – відхилення кантилевера;  $l$  – довжина пластини;  $c(x)$  – концентрація,  $h$  – товщина пластини

Розрахунок воднево пружних напружень проведемо для випадку, коли концентрація водню залежить від координати ( $x$ ) поперек пластини  $c = c(x)$ , будучи однорідною вздовж пластини ( $z$ ) і вздовж бічної координати ( $y$ ). При малих концентраціях водню коефіцієнт дифузії залежить від концентрації. На початку і в

кінці процесу насичення воднем пружні напруження відсутні, оскільки концентрація і в тому і в іншому випадку – константа, градієнти концентрації дорівнюють нулю. По мірі заповнення паладієвого кантилеверу воднем пружні напруження перерозподіляються таким чином, що сумарна сила, що діє на кантилевер, в будь-який момент часу дорівнює нулю, а сумарний момент згинає пластину таким чином, що її вільний кінець піднімається.

На експерименті вимірюють залежність відхилення  $\mu(t)$  кінчика кантилевера від часу ( $t$ ) (рис. 2), а змодельована залежність, представлено на рис. 3.

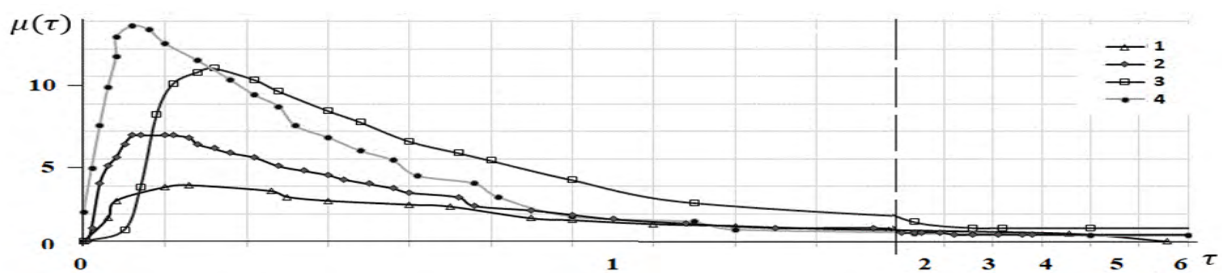


Рис. 2. Залежність експериментального вигину кантилевера від часу при 200 °С при швидкості подачі водню: 1 – для 13 с; 2 – 9 с; 3 – 16 с; 4 – 7 с

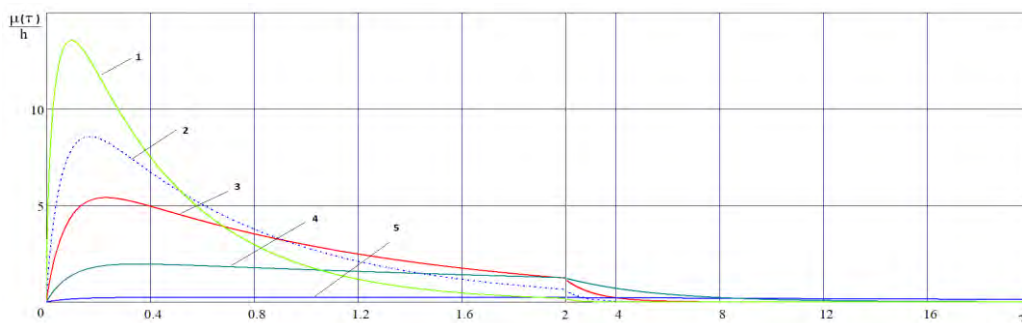


Рис. 3. Змодельована залежність зміни стріли вигину (відхилення) кантилевера, коли: 1- $\rho = 0,01$ ; 2- $\rho = 0,1$ ; 3-  $\rho = 0,25$ ; 4-  $\rho = 1$ ; 5- $\rho = 10$  [1]

З цих графіків видно, що максимальне значення відхилення, як і швидкість досягнення цього максимуму, в основному обернено пропорційно параметру  $\rho$ , тобто прямо пропорційна швидкості  $\gamma$  проникнення водню в паладій.

#### Література:

1. E. P. Feldman, E. N. Lyubimenko, K. V. Gumennyk, J. of Applied Physics, 127, 245104, 2020. <https://doi.org/10.1063/5.0011826>



**Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В.**

**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

**СТРИЖНЕВА СУМІШ БАГАТОРАЗОВОГО ВИКОРИСТАННЯ**

E-mail: rvl2005@ukr.net

Фосфати натрію є принципово новими зв'язувальними матеріалами для ливарного виробництва. У наших попередніх дослідженнях визначено фізико-хімічні особливості їх отримання [1], а також комплекс основних показників стрижневих сумішей з ними [2]. Відзначено високу міцність, на рівні з синтетичними смолами і рідким склом, а також низьку схильність до утворення пригару на виливках із сталі та чавуну.

З іншого боку, фосфати натрію є водорозчинними, і теоретично можливим є вилучення стрижнів із виливків за допомогою води. В такому разі слід унеможливити потрапляння цих фосфатів до водних екосистем, що призводить до ряду відомих негативних наслідків [3, 4]. Це можливо реалізувати у два способи: забезпечити систему захисту від витоку шкідливих речовин, або дослідити можливості повторного використання фосфатів натрію.

Для отримання фосфатного зв'язувального компонента використано ортофосфорну кислоту концентрацією 85% (1 мас. ч.) та триполіфосфат натрію  $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$  технічної чистоти (5 мас. ч.), суміш із яких витримано протягом 1 год при температурі 150 °С. Після хімічної взаємодії матеріал складається із триполіфосфату натрію  $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$  та двозаміщеного пірофосфату натрію  $\text{Na}_2\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7$ .

До складу суміші увійшло 5% вказаного ЗК, 5% води, решта – кварцовий пісок. Зразки попередньо сушили в лабораторній камерній електропечі при температурі 150 °С. Після цього їх нагрівали в муфельній печі до різних температур від 400 до 900 °С, з витримкою 30 хв.

Після охолодження зразки було поміщено в холодну воду. Спершу розміщували зразки, які було нагріто до 400 °С, та визначали тривалість їх знеміцнення у воді. Момент знеміцнення фіксували, коли зразки руйнувались у водному середовищі без додаткового навантаження, після доторкання до них.

Після цього в воді розміщували зразки, які було нагріто до 500 °С, і всі наступні партії.

Установлено, що зразки суміші, нагріті до температур 400 і 500 °С, повністю знеміцнілись у холодній воді впродовж 1...2 хв. Після нагрівання до температур в межах 600...700 °С зразки розчиняються впродовж 5 хв. Зразки, нагріті до 800 °С, знеміцнюються впродовж 10...15 хв, нагріті до 900 °С – за 30...40 хв.

Це означає, що для виливків із будь-яких сплавів, незважаючи на високу залишкову міцність цієї суміші, можна рекомендувати вилучення стрижнів водним способом.

Стрижневу суміш після нагрівання та витримки у воді перевірено на предмет повторного зміцнення. Наявність у складі оборотної суміші залишків зразків, які були нагріті до різних температур, наближає дослідження до реальних умов, у яких стрижні прогриваються нерівномірно. Результати визначення міцності зразків наведено на рис. 1.

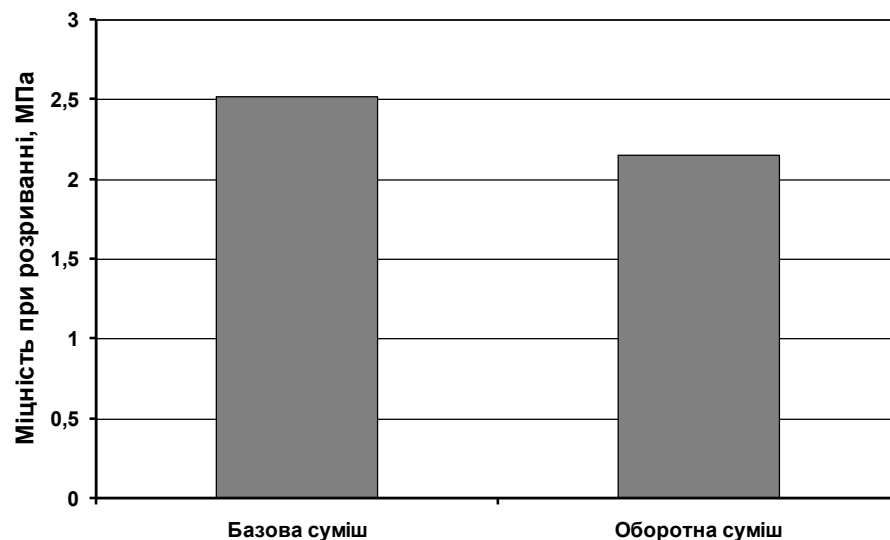


Рис. 1. Порівняльна діаграма міцності базової та оборотної сумішей

Із порівняльної діаграми стає очевидним, що після повторного виготовлення зразків міцність суміші майже ідентична початковим показникам. Це означає, що наявні у складі зв'язувального компонента фосфати натрію після

високотемпературного нагрівання, незважаючи на ряд фізико-хімічних перетворень у їхньому складі, здатні зберігати свою зв'язувальну здатність. Це дає змогу повторно використовувати оборотну суміш після вилучення стрижнів водним способом.

Встановлений ефект сприяє економії зв'язувального компонента, а головним чином – його ізоляції в замкненому циклі виробництва без потрапляння у водні екосистеми. Для повторного виготовлення стрижнів добавка свіжого зв'язувального компонента має бути мінімальною.

В результаті проведених досліджень вперше підтверджено можливість повторного використання зв'язувального компонента, зокрема фосфатів натрію, в складі стрижневих сумішей.

#### Література:

1. *Liutyi R., Tyshkovets M., Liuta D., Sheiko O.* Physical and chemical fundamentals of sodium phosphate use in foundry production // *Physics and chemistry of solid state*. - 2020. - V. 21, N4. - P. 756-763.

2. *Liutyi R., Petryk I., Tyshkovets M., Myslyvchenko O., Liuta D., Fyodorov M.* Investigating sodium phosphate binders for foundry production // *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, 2022. – <https://doi.org/10.1016/j.aime.2022.100082>

3. *Крижановський Є.М.* Дослідження тенденцій використання фосфатних миючих засобів [Електронний ресурс] / [Крижановський Є.М., Гурко О.В., Жак А.В.] // Збірник наукових статей “III-го Всеукраїнського з'їзду екологів з міжнародною участю”. – Вінниця, 2011. – Том.1. – С.216–219.

4. *Почапський В. Є.* Дослідження впливу фосфатів синтетичних миючих засобів на процеси евтрофікації / *В. Є. Почапський, С. О. Осипенко* // Міжнародна науково-практична конференція «Екологічні проблеми навколишнього середовища та раціонального природокористування в контексті сталого розвитку». – Полтава, 2019. – С. 90–94.

**Лютий Р.В.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **РУСЬКА МОВА ТА ЇЇ МІЖНАРОДНИЙ ПРАВОВИЙ СТАТУС**

Україна зазнала несподіваного воєнного нападу з боку країни терориста. Як у 1939 р. Польщу було атаковано гітлерівськими військами, як у 1941 було атаковано Радянський Союз, 11 вересня 2001 р. – Сполучені Штати. Україна – 24 лютого 2022 року.

Президент США Д. Байден напередодні нападу заявляв, що небезпечно конфліктувати з «другою армією світу». В цих словах була величезна доля істини, але він, як і решта політиків світу, не повною мірою розумів, яка найбільш небезпечна зброя цієї терористичної країни. Це не танки, яких уже майже не залишилось. Не літаки, які вже декілька місяців бояться піднятися в небо. І не артилерія, яка і зараз залишається ще дуже потужною. Навіть не нафта і не газ, якими терористи шантажують всю європейську й азійську спільноту.

Їхня справжня зброя – ментальна. Те, що неможливо ні перемогти, ні знищити на полі бою. Називається вона «Російська мова». Там, де вона є, туди поступово спрямовує свої пазурі «русскій мір». Там же обов'язково знаходяться його адепти, які «запрошують» себе визволити.

Чи здатні принести позитивний результат радикальні рішення щодо заборони російської мови та спілкування нею? Щодо державних установ, державних службовців та документації – немає жодного сумніву, що всі вони, як прийнято в цивілізованих країнах, мають повністю перейти на державну українську мову.

При цьому залишаються люди, особливо старші за 70 років, які, на жаль, вже ніколи рідну мову не вивчать. Є національні меншинства (угорці, кримські татари, німці, поляки, литовці та інші), яким буде і надалі дозволено спілкуватися своїми рідними мовами та вивчати їх в школах. У цьому плані заборону «терористичної» мови можливо дійсно представити як дискримінацію.

Історія нам нагадує, що в 1930-х рр. вивчення німецької мови в СРСР вважали пріоритетним, а перед 1812 р. (напад Наполеона I) в росії інтелігенти

розмовляли не руською, а французькою мовою. В Україні ще наприкінці 2021 р. майже половина населення розмовляла «російською». Ніяких історичних аналогій? Зло рветься туди, де воно відчуває себе комфортно!

В процесі історичного становлення мов виникла важлива термінологічна помилка. **Руська** мова – це мова Київської Русі. Цю мову після багатостадійної реорганізації використовують зараз як церковно-слов'янську в храмах багатьох слов'янських країн. Московський патріархат також використовує її, але як зброю: багато вірян не переносять перехід церкви на українську, внаслідок чого шукають належного прихистку і захисту в московських попів.

Слід однозначно визнати, що слово «русська» мова не має жодного відношення до слова «**російська**». Російська імперія виникла у 1721 році, а Київська Русь – більш ніж на 1000 років раніше. І мова, якою зараз говорять у москві, історично **ЇЙ НЕ НАЛЕЖИТЬ!** Однак, на превеликий жаль, саме цю зброю вони використовують проти всього світу: захищають «русськоговорящих», тобто «русських», від чого тільки завгодно, навіть від повітря, яким ті дихають. Під час цього захисту кількість загиблих «русськоговорящих» завжди перевищує кількість тих, хто їх «ображає».

Москву необхідно обов'язково позбавити інструменту маніпулювання «російською» мовою. В такому разі світ врятує не тільки «русськоговорящих» у країнах колишнього СРСР, а також і у країнах колишнього Варшавського договору, відбере найпотужнішу зброю у «другої армії світу». Натомість руська мова, мова Київської Русі та України, має жити як культурна спадщина і нею мають користуватися вільні люди.

У світу є багато механізмів закріплення інтелектуальної власності та культурної спадщини за окремими особами та цілими народами. Якщо композитор склав мелодію – вона належить виключно йому, якщо поет написав вірші – вони належать поетові. Мова є культурним надбанням цілого народу, і у випадку руської мови цей народ однозначно не московський.

**Висновок:** Необхідно прийняти кардинальних заходів, щоб на міжнародному рівні закріпити руську мову як культурну спадщину Українського народу. Це може бути виконано через структури ЮНЕСКО, ООН, можливо через

механізм міжнародного патентування щодо права інтелектуальної власності на це культурне надбання. В такому разі мова перестане «належати», як вони завжди вважали, московському народові, і у нього не залишиться жодних приводів для нападу на будь-яку країну. Ментальну зброю буде переможено. Така перемога не менш важлива, ніж реальна на полі бою.

**Барабаш М.Ю.<sup>1,2</sup>, Колесніченко А.А.<sup>1</sup>, Писаревський Б.Ю.<sup>1</sup>, Литвин Р.В.<sup>1,2,3</sup>,  
Сезоненко А.Ю.<sup>1</sup>, Лук'яненко І.В.<sup>1,2</sup>, Биба Є.Г.<sup>1,2</sup>, Ямшинський М.М.<sup>1,2</sup>,  
Мініцька Н.В.<sup>1,2</sup>, Петришин М.М.<sup>1,2</sup>, Ромашкіна М.А.<sup>1</sup>, Бобошко Є.М.<sup>1,2</sup>  
(<sup>1</sup>ТЦ НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>3</sup>ІПМ ім. І.М. Францевича, НАН  
України, м. Київ)**

### **ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКИХ ПЛІВОК МІДІ НА СКЛЯНИХ ПІДЛОЖЖЯХ**

E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

У теперішній час отримання тонких плівок металів і напівпровідників стає все більш актуальним завданням. Сучасна мікроелектроніка ґрунтується саме на тонкоплівкових технологіях [1]. Одними з найпоширеніших методів нанесення тонких плівок та шарів товщиною близько сотень і тисяч нанометрів є методи вакуумного напилення. Такі методи забезпечують одержання плівок заданого складу та геометричного профілю з високою відтворюваністю. Острівцевими плівками прийнято називати тонкі конденсати, які складаються з безлічі ізольованих один від одного мікрочастинок. Важливою особливістю острівцевих плівок, отриманих в умовах високих перенасичень, є істотно нерівноважний характер їх форми та структури [2]. Еволюція структурно-морфологічних параметрів спричиняє нестабільність електрофізичних характеристик плівкових систем.

Тонкі плівки міді отримано за допомогою модернізованого вакуумного поста ВУП-5М методом термічного випаровування у вакуумі. Достовірну інформацію про структуру плівок металів одержано в результаті здійснення комплексних електронно-мікроскопічних та рентгеноструктурних досліджень, виконаних з використанням стандартних методик, детально описаних в [3].

Аналіз результатів електронно-мікроскопічних (рис.1) та рентгеноструктурних досліджень свідчить, що плівки, вирощені за описаною вище технологією утворення, є острівцевими з однорідною полікристалічною структурою металу без переважаючої орієнтації кристалітів.

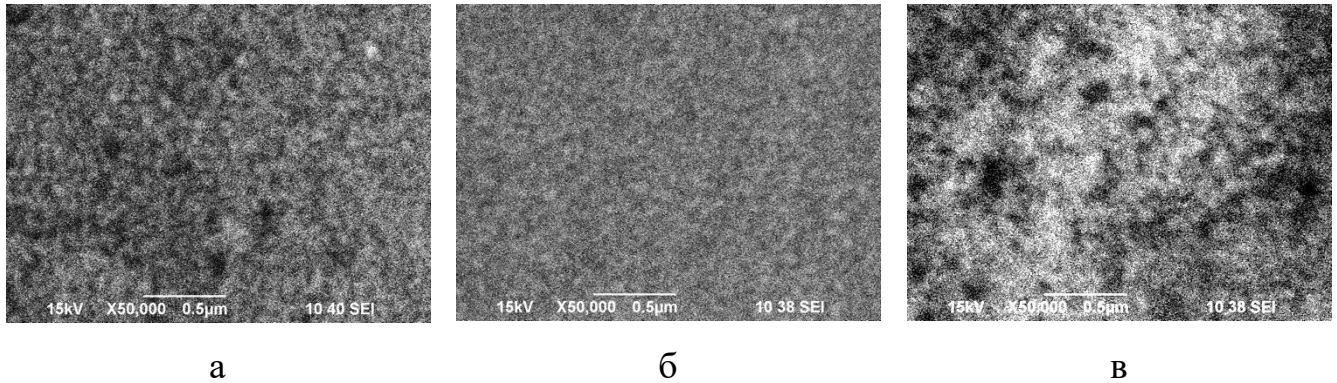


Рис. 1. Мікроструктура плівок міді різної товщини осаджених на чисте підложжя: *а* – ( $d_{Cu} = 80$  нм), *б* – ( $d_{Cu} = 200$  нм), *в* – ( $d_{Cu} = 300$  нм)

Плівки утворюється із багатьох дискретних зародків, їх орієнтація та зміщення відносно один одного призводить до утворення дислокацій та сітки вакансій в області контакту островків, а також до пружних напружень у плівці. Таким чином, структура границі розділу для даної пари плівка-підложжя залежить і від стадії кристалізації. Морфологічні зміни острівцевих плівок мають складний характер. Результат перетворення структури визначається енергією взаємодії атомів плівки між собою та з підложжям, а також фізико-технологічними параметрами конденсації та наступною обробкою, в особливості температурним режимом осадження та відпалу.

#### Література:

1. М.Ю. Барабаш. Идентификация плазмонно-резонансных характеристик тонких металлических пленок // *Журнал Нано- та Електронної фізики*. – Том 10№1, 01025(5сс), (2018). DOI: 10.21272/jnep.10(1).01025.
2. Л.И. Трусов, В.А. Холмянский *Островковые металлические пленки*. М., «Металлургия», 1973, 320 с.
3. Ю.А. Куницький, Я.І. Купина, *Електронна мікроскопія* (Київ: Либідь:1998).

**Мазур В.Л.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ПРОБЛЕМИ СТАНДАРТИЗАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ГАЛЬМОВИХ**  
**КОЛОДОК ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ**  
E-mail: prof.vlm@ukr.net

Гальмові колодки є одним із найважливіших елементів гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Матеріали, які використовують для виготовлення гальмових колодок, мають забезпечувати високі і стабільні коефіцієнти тертя при різних швидкостях руху потягів, навантаженнях, температурах, інших умовах експлуатації, гарантувати санітарну та екологічну безпеку. До недавнього часу класичним матеріалом для виготовлення гальмових колодок вважали чавун. У зв'язку з підвищенням швидкості руху залізничних потягів і намаганням покращити техніко-економічні показники їх експлуатації, в усіх країнах проводяться пошуки нових матеріалів (полімерних, керамічних тощо) для виготовлення гальмових колодок. Найбільшого поширення у цій сфері набули гальмові колодки з так званого «композиційного» матеріалу (гумосуміші різного складу). В стандартах, технічних умовах, іншій нормативно-технічній документації на гальмові колодки з композиційного матеріалу склад не вказується. Залишаються невідомими самі інгредієнти, їх кількість і відсотковий вміст у суміші, хімічний склад, властивості та інші показники. Немає методики контролю відсоткового вмісту інгредієнтів, їх хімічного складу у композиційному матеріалі колодок. Цим самим порушується законодавство України, зокрема ГОСТ 2.114-95 щодо побудови технічних умов на будь-які вироби, в тому числі й на гальмові колодки з композиційного матеріалу. Хімічний склад композиційного матеріалу повинен бути обов'язково зафіксований безпосередньо в технічних умовах на колодки чи в кресленнях цих виробів [1].

Суттєвим недоліком гальмових колодок з композиційного матеріалу є їх низька теплопровідність порівняно з чавунними колодками. Оснащення композиційних колодок вставками з чавуну не рятує ситуацію. Композиційні гальмові колодки більшою мірою пошкоджують робочу поверхню катання коліс транспортних засобів і це збільшує експлуатаційні витрати залізничників на



демонтаж-монтаж та ремонт колісних пар. Композиційні колодки при зношуванні в процесі експлуатації забруднюють довкілля шкідливими для здоров'я людей речовинами при їх експлуатації, здійснюють негативний екологічний вплив на природне середовище внаслідок утворення шкідливого для людей смогу під час тертя колодок о колеса рухомого складу. Композиційний матеріал гальмових колодок, які використовуються в Україні, неможливо ідентифікувати згідно з нормативною документацією, що діє в Європейському Союзі. Незважаючи на розширення у майбутньому використання колодок, виготовлених з полімерних, металокерамічних та інших матеріалів, чавунні гальмові колодки будуть ще довгий час використовуватися для оснащення рухомого складу залізниці. Перспективним напрямом удосконалення якості чавунних гальмових колодок є впровадження технології їх виробництва з частково графітізованого чавуну.

В Технічних умовах на гальмові колодки композиційні з чавунними вставками ТУ У 23.9-35046274-053:2015 і ТУ У 30.2-35046274-059:2016 не регламентовано ні хімічний склад композиту, ні хімічний склад чавуну, з якого виготовлені вставки. Надано посилання тільки на ГОСТ 1412-85. Але в цьому стандарті представлено дев'ять марок чавуну від СЧ10 до СЧ35. І чавун кожної марки має свій конкретний хімічний склад, свої особливі мікроструктуру, механічні та інші властивості. Це призводить до різних величин коефіцієнта тертя чавунних вставок і загалом колодок композиційних з чавунними вставками [2]. Все зазначене ставить питання щодо легітимності зазначених технічних умов. Нестабільність коефіцієнту тертя композиційних гальмових колодок є недоліком, позбавитися від якого можна і необхідно шляхом регламентації відсоткового вмісту компонентів композиційного матеріалу, їх хімічного складу в технічних умовах на колодки, а також хімічного складу та властивостей чавунних вставок. Твердження, що виробник композиційних гальмових колодок має право не вказувати в технічній документації, зокрема у Технічних умовах цих виробів, які підлягають загальному поширенню, відсотковий вміст компонентів композиційного матеріалу та їхній хімічний склад, бо це інтелектуальна власність виробника, не витримує критики.

У ГОСТ 2.114-95 чітко зазначено, що в підрозділі «Основні параметри і характеристики («властивості») технічних умов» розміщують вимоги до складу (хімічного, фракційного, концентрації домішок, вмісту компонентів тощо) і структури та інших властивостей (міцності, твердості, теплостійкості, зносостійкості та ін.). Особливо підкреслюємо: якщо у виробках, зокрема у композиційних колодках (матеріалі композиційних колодок) використані винаходи, то в технічних умовах на ці колодки наприкінці вступної частини, в останньому абзаці мають бути наведені відомості про використані винаходи, патенти. Цим самим захищається інтелектуальна власність на склад будь-якого композиційного матеріалу.

Регламентация в технічних умовах хімічного складу матеріалу будь-яких гальмових колодок однозначно в інтересах Укрзалізниці. Саме це забезпечує залізничникам можливість контролювати (перевіряти) відповідність якості колодок вимогам, визначеним у Технічних умовах.

При порівнянні стандартів, технічних умов, іншої нормативно-правової документації на гальмові колодки з чавуну і композиційного матеріалу необхідно прискіпливо аналізувати положення, що регламентують санітарно-епідеміологічні та екологічні вимоги до матеріалу колодок. В розгорнутому експертному висновку Державного підприємства «Український науково-дослідний інститут медицини транспорту» (ДП УКРНДІ МТ) стверджується, що композиційні колодки із гумосуміші неконтрольованого складу негативно впливають на здоров'я людей, навколишнє середовище і не відповідають вимогам діючого санітарного законодавства України [3, 4]. Такий однозначний Експертний висновок, наданий спеціалізованим Державним підприємством Міністерства охорони здоров'я України за результатами детальних аналізу нормативно-технічної документації та комплексних гігієнічних, токсикологічних, екологічних досліджень з встановленням параметрів небезпечної дії матеріалу композиційних (гумоазбестових і гумобезазбестових) гальмових колодок рухомого складу Укрзалізниці, безумовно викликає тривогу.

Незважаючи на висловлені зауваження, гальмові колодки з композиційного матеріалу та металокерамічні колодки мають перспективу розширення їх

використання. При цьому і чавунні колодки будуть ще довго застосовуватися у гальмівних системах рухомого складу залізниці. Внесення доповнень до діючих Технічних умов на композиційні колодки, які будуть визначати компоненти і хімічний склад композиційного матеріалу, не складає будь-яких технічних труднощів та при позитивному підході до цього Укрзалізниці може бути виконано невідкладно. Підкреслюємо, що висловлена позиція стосується загальнодержавного підходу до стандартизації хімічного складу як композиційних, так й чавунних колодок без посилань на будь-якого конкретного виробника цієї продукції.

#### Література:

1. Мазур В. Л., Найдек В. Л., Попов Є. С. Порівняння чавунних і композиційних з чавунними вставками гальмових колодок для рухомого складу залізниці. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29. № 2 (325). С. 80–89. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.080>.

2. Мазур В.Л., Сіренко К.А. Механізм тертя гальмових колодок з чавуну та композиційного матеріалу по поверхні коліс залізничного транспорту // *Матеріалознавство та обробка металів*. 2023. № 1. С. 18–33.

3. Шафран Л.М. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 1. Міграція шкідливих речовин у довкілля / Л.М. Шафран, В.Л. Мазур, Д.В. Большой, О.Г. Пихтеева, О.В. Третьякова, Є.А. Потапов, О.М. Третьяков, С.Г. Міхалькова // *Актуальні проблеми транспортної медицини*, 2022. № 1 (67). С. 7–18. Частина 2. Забруднення довкілля важкими металами та азбестом. *Актуальні проблеми транспортної медицини*. 2022. № 2 (68). С. 15–26.

4. Мазур В.Л., Сіренко К.А. Економічні та екологічні аспекти використання гальмових колодок з чавуну чи композиційного матеріалу для залізничного транспорту // *Процеси лиття*. 2022. Том 149. № 3. С. 52–62.

**Міщенко В.Г., Тонконог Д.М.**  
**(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА НА ВТОРИННУ ТВЕРДІСТЬ**  
**РОЗРОБЛЕНОЇ СТАЛІ ТИПУ 09ХЗНМЗФБч**  
 E-mail: mishchen4@gmail.com

Відомі середньолеговані цементовані сталі 14ХГСН2МА (ДИЗА), 13ХЗНВМ2Ф (ВКС-4), 16ХЗНВМФБ (ВКС-5), 13ХЗНЗМ2ВФБ (ВКС-10) і М50 NiL на сьогодні не відповідають сучасним вимогам до матеріалів для важконавантажених зубчастих коліс. Зокрема, сталі 14ХГСН2МА і 16ХЗНВМФБ мають недостатній рівень теплостійкості ( $\leq 300$  °С), а сталі 13ХЗНВМ2Ф і М50 NiL характеризуються підвищеною твердістю серцевини, що ускладнює їх механічну обробку, а всі вони мають низькі показники контактної витривалості [1].

З метою розв'язання цих проблем було розроблено склад вториннотвердіючої сталі 09ХЗНМЗФБч, що цементується [2]. Порівняльні механічні й експлуатаційні властивості розробленої сталі 09ХЗНМЗФБч та її аналогів наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Механічні й експлуатаційні властивості сталей, що цементуються [1]

Марка сталі	Властивості серцевини			Властивості цементованої сталі	Контактна витривалість при $\sigma_{Zmax} = 2300$ МПа	Температура експлуатації (макс.)
	$\sigma_B^{20}$ , МПа	HRC	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	HRC	N <sub>50</sub> , 10 <sup>6</sup> циклів	t, °С
ХТО на первинну твердість						
14ХГСН2МА	980...1050	38...41	0,95...1,05	$\geq 58$	20	180
16ХЗНВМФБ	1220...1280	42...44	0,78...0,85	$\geq 62$	23	300
ХТО на вторинну твердість						
М50 NiL	1300...1400	42...46	-	60...64	-	400
13ХЗНВМ2Ф	1150...1300	42...44	0,50...0,77	60...62	39	450
09ХЗНМЗФБч	1282...1405	38...44	0,85...1,19	61...63	$\leq 101^*$	450

\*Максимальні контактні напруження  $\sigma_{Zmax} = 3500$  МПа.

Для підвищення теплостійкості досліджуваної сталі було обрано режим цементації, що забезпечує її вторинне твердіння [1, 3]. Цементацію нормалізованих зразків проводили у твердому карбюризаторі (ГОСТ 2407-83) у контейнері при температурі  $1030 \pm 10$  °С протягом 10 год із наступним безпосереднім гартуванням в індустріальній олії та 5-кратним відпусканням за температур:  $500 \pm 5$  °С,  $520 \pm 5$  °С,  $540 \pm 5$  °С. Для дослідження механічних властивостей ( $\sigma_B$ , HRC) серцевини сталей використовували зразки, які піддавали термічній обробці за режимом: загартування з температури  $1030 \pm 10$  °С в індустріальній олії та наступний 4-кратне відпускання за температури  $540$  °С протягом 1 год.

Після отримання аустенітної структури вибирали температуру та достатню кількість відпусків з метою забезпечення оптимального впливу ефекту вторинного твердіння на формування структури та кінцевих властивостей дифузійного шару зразка (табл. 2).

Таблиця 2 – Вплив режимів термічної обробки на твердість сталі після ХТО

Температура відпуску	Твердість поверхневого шару після цементації, загартування та наступних відпусків, HRC				
	I	II	III	IV	V
$500 \pm 5$	55...57	61...62,5	61,5...63	61,5...63	61,5...63
$520 \pm 5$	50...54,5	60...61	61...63	62...63	62...63
$540 \pm 5$	54...57	60...62,5	61...63	61...63	61...62,5

Результати досліджень показують, що вже після 3–4 відпусків формується стабільна структура дифузійного шару та досягається його максимальна твердість, яка не змінюється при проведенні подальших відпусків. Це дає можливість спростити технологію ХТО в порівнянні з аналогами (4–5 відпусків)

та уможлиблює використовувати досліджувану сталь за високих температур експлуатації – до 450 °С [1, 3].

Отже, перевага твердості розробленої вториннодіючої цементованої сталі 09ХЗНМЗФБч (61-63 HRC) у порівнянні з 13ХЗНВМ2ВФБ позитивно впливає на її експлуатаційні властивості, а додатковий контроль якості ХТО гарантує потрібну структуру шару та забезпечує безвідмовну роботу зубчастих коліс. Оскільки максимальні температури експлуатації вказаних сталей досягають 250...450 °С, то для виготовлення важконавантажених та високошвидкісних деталей редукторів газотурбінних двигунів доцільно використовувати вториннотвердіючі цементовані сталі.

У результаті дослідження встановлено переваги хіміко-термічної обробки на вторинну твердість розробленої сталі 09ХЗНМЗФБч у порівнянні з аналогами, обробленими на первинну та вторинну твердість.

#### Література:

1. Лазечный И.Н., Банас И.П. Формирование при ХТО структуры и свойств цементируемых сталей различной теплостойкости // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – №1 (2005). – С. 37–44.

2. Пат. 108582 Україна, МПК С22С38/44, С22С38/46, С22С38/48. Цементована сталь / Міщенко В.Г., Панченко О.І., Лютий О.П., Єдинович А.Б., Меньяло О.І., Милосердов О.Б., Олійников В.І.; заявник та патентовласник Запорізький національний університет. – № а201404953; заявл. 12.05.2014 ; опубл. 12.02.2015, Бюл. №9.

3. Ervin V. Rolling Bearing Steels – A Technical and Historical Perspective (NASA/TM – 2012-217445, National Aeronautics and Space Administration, Gler Research Center, Cleveland, Ohio 44135, 2012).

**Небожак І.А.<sup>1</sup>, Дерв'янка О.В.<sup>2</sup>, Верховлюк А.М.<sup>1</sup>**  
(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>ІПМ НАН України, м. Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ПО ОТРИМАННЮ ДВОМІРНОГО ЛИТОГО  
КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ СИСТЕМИ [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]**

E-mail: <sup>1</sup>nebozhak@ukr.net, <sup>2</sup>alederevyanko@gmail.com, <sup>1</sup>anatoliiverkhovliuk@gmail.com

Багатьом галузям народного господарства і промисловості для реалізації новітніх технологічних процесів, за потреби, можуть бути потрібними вироби з металу із фізико-механічними і спеціальними властивостями, які були б неоднорідними по поверхні чи об'єму. Це, перш за все, обумовлено умовами експлуатації деталей, собівартістю та деякими іншими чинниками. І тільки із диференційованими й спеціальними властивостями (ВДСВ) вироби (виливки) можуть відповідати такому комплексу потреб. Проте, виготовлення ВДСВ традиційними методами є, у цілому, процесом складним, тривалим та неекономічним.

Виробництво ВДСВ методом лиття, насамперед, і дозволяє уникнути недоліків при застосуванні традиційного отримання виробів. Найперспективнішим методом виготовлення ВДСВ є лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес). Головна особливість його – це можливість застосування дисперсно-наповненої газомоделі, яка не виймається перед заповненням ливарної форми (ЛФ) рідким металом. Це й визначає основні переваги висунутого на обговорення технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття.

У ФТІМС НАН України за ЛГМ-процесом одержано вилівки двомірного литого композиційного матеріалу (ЛКМ) системи [СЧ300–Ст3–ЧХ3]. Результати металографічного аналізу (рис. 1) та механічних випробувань (рис. 2) після розрізання вилівка натемплети показали, що досліджуваний литий зразок має оптимальну мікроструктуру й номінальну твердість в функціональних шарах. Наявність розмитих границь розділу між суміжними фазами та перехідних зон між функціональними шарами завтовшки 0,15...0,18 мм говорить про існування у системі [СЧ300–Ст3–ЧХ3] дифузійного зв'язку. Графічна інтерпретація за

результатами досліджень дозволила з'ясувати, що твердість функціональних шарів двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] залежить від висоти КОМПЗИТНОГО ВИЛИВКА.

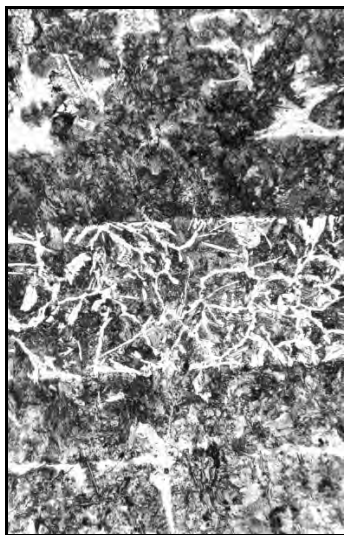


Рис. 1. Мікроструктура ( $\times 100$ ) двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]

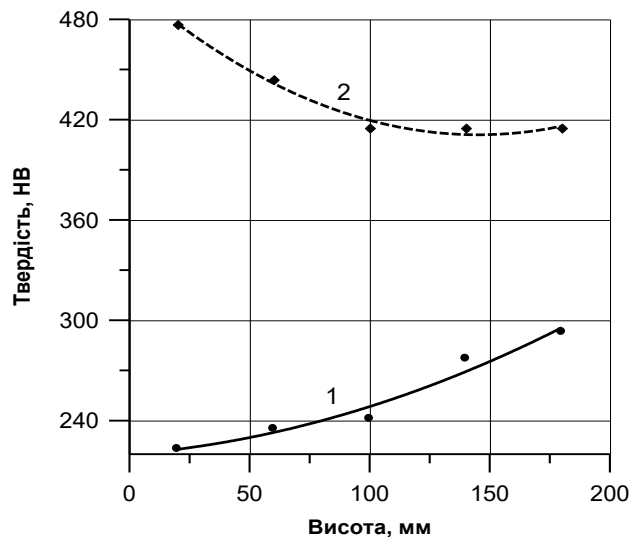


Рис. 2. Зміна твердості виливка по висоті: 1 – сірий чавун СЧ300; 2 – жарозносостійкий чавун ЧХ3

Тип графічних ліній на рис. 2 пояснюється гідродинамікою процесу формозаповнення і рухом циркуляційних потоків у “порожнині” ЛФ, які безпосередньо впливають на розподіл  $Si$  та  $Cr$  в об’ємі металічної ванни. На практиці від їх концентрації в матеріалі кожного функціонального шару ЛКМ системи [СЧ300–Ст3–ЧХ3] залежить структура шарів. Так при верхньому підведенні розплаву у “порожнину” ЛФ твердість чавуну марки СЧ300 (ДСТУ 8833:2019) плавно підвищується, натомість твердість хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 (ДСТУ 8851:2019) поступово знижується по висоті виливка.



**Недужий А.М., Вернидуб А.Г.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВАННЯ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ  
НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО  
СПЛАВУ АК5М2 З ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 2%**

**E-mail: onmlptima@ukr.net**

На сьогоднішній день виливки із промислових алюмінієвих сплавів виготовляють переважно із вторинної сировини (брухту, виробничих та побутових відходів). При виробництві виливків із такої сировини, при численних її переплавах, відбувається насичення алюмінієвих розплавів різними домішками, зокрема, залізом. Відомо, що залізо в промислових ливарних алюмінієвих сплавах є небажаною домішкою, оскільки зазвичай в структурі вказаних сплавів воно кристалізується у вигляді  $\beta$ -фази ( $\text{FeSiAl}_5$ ), що має вигляд тонких голкоподібних кристалів, які значно знижують механічні властивості силумінів. Дещо рідше залізо в алюмінієвих сплавах кристалізується у вигляді  $\alpha$ -фаз –  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  та  $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ . В промисловому алюмінієвому сплаві АК5М2, який широко використовується в ливарному виробництві, є доволі багато залізовмісних фаз, але найбільш часто в структурі вказаного сплаву можна спостерігати залізовмісні –  $\beta$ -фазу та  $\alpha$ -фазу. Відомо також, що температура заливки розплаву ( $T_{\text{зал}}$ ) і швидкість охолодження розплаву ( $V_{\text{охол}}$ ) суттєво впливають на макро- та мікроструктуру ливарних алюмінієвих сплавів. При цьому вплив вказаних технологічних факторів на морфологію залізовмісних фаз в промислових алюмінієвих сплавах в літературних джерелах описано не в повному обсязі. Метою роботи було для алюмінієвого сплаву АК5М2 з вмістом заліза близько 2% (мас. частка елемента) встановити вплив температури заливки розплаву та швидкості охолодження розплаву на макро- та мікроструктуру твердого розчину алюмінію, а також на морфологію залізовмісних  $\beta$ - та  $\alpha$ -фаз.

В якості змінних значень  $T_{\text{зал}}$  вибрали: 650, 700, 750, 800 та 850 °С. Алюмінієвий розплав заливали в циліндричні сталеві форми, які забезпечували швидкість охолодження розплаву в рідко-твердому стані – 0,35 °С/с та 2 °С/с. Для

дослідження механічних властивостей сплаву, розплав заливали у витрушувальний сталевий кокіль, який дозволяв одержати два однакові зразки для випробувань вказаних властивостей. В якості контрольованих параметрів експериментів було обрано величину дендритного параметра  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію та площу залізовмісної  $\alpha$ -фази ( $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$ ). Досліджуваний алюмінієвий сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою. Температура ліквідуса сплаву становила близько  $625^\circ\text{C}$ . Температуру алюмінієвого розплаву вимірювали термопарамитипу К з діаметром дроту  $0,3\text{ мм}$ . Після розплавлення досліджуваного сплаву, розплав із плавильної печі для заливки в кокілі відбирали розливальним ковшем, в якому була встановлена термопара. При досягненні необхідної температури заливки, розплав із ковша заливали в сталеві кокілі, які забезпечували вищевказані швидкості охолодження розплаву, а також в кокіль для одержання зразків для механічних випробувань. Перед заливкою розплаву, в кокілях для дослідження макро- та мікроструктури сплаву встановлювали термопари для запису кривих охолодження сплаву. Із одержаних виливків, упоперек їх поверхні, вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Досліджували макро- та мікроструктуру сплаву.

Проведені експериментальні дослідження дозволили зробити наступні висновки. Встановлено, що при заливці розплаву в кокілі від  $T_{\text{зал}} = 650^\circ\text{C}$  та  $700^\circ\text{C}$ , макроструктура сплаву АК5М2 представлена тільки рівновісними кристалами твердого розчину алюмінію. Рівновісні кристали були однорідними та рівномірно розподіленими по перетину виливків. Стовпчасті кристали первинної алюмінієвої фази з'являються в макроструктурі сплаву при заливці розплаву від  $T_{\text{зал}} = 750^\circ\text{C}$ ,  $800^\circ\text{C}$  та  $850^\circ\text{C}$ . Встановлено також, що з підвищенням  $T_{\text{зал}}$  від  $650^\circ\text{C}$  до  $850^\circ\text{C}$  розмір макрозерен збільшується для обох досліджуваних  $V_{\text{охол}}$  розплаву. Показано, що зі збільшенням  $T_{\text{зал}}$  від  $650^\circ\text{C}$  до  $850^\circ\text{C}$  величина дендритного параметра  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію поступово збільшується для обох вказаних  $V_{\text{охол}}$  розплаву. Встановлено, що з підвищенням  $T_{\text{зал}}$  від  $650^\circ\text{C}$  до  $850^\circ\text{C}$  в структурі сплаву зменшується кількість тонкої голкоподібної

залізовмісної  $\beta$ -фази ( $\text{FeSiAl}_5$ ) і спостерігається тенденція до збільшення площі залізовмісної  $\alpha$ -фази ( $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$ ), яка є більш компактною, оскільки кристалізується у вигляді «китайських ієрогліфів». При металографічних дослідженнях в структурі сплаву спостерігали також залізовмісну  $\alpha$ -фазу ( $\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  у вигляді багатогранних кристалів та залізовмісну  $\pi$ -фазу ( $\text{FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$ ). Механічні властивості досліджуваного сплаву без проведення термічної обробки складали:  $\sigma_B = 139 - 197$  МПа,  $\delta = 0,21 - 0,44$  % та  $\psi = 0,21 - 0,44$  %.

**Нейма О. В., Калюжний П. Б., Дорошенко В.С.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**СПОСОБИ ЛИТТЯ ТРУБЧАСТИХ ДЕТАЛЕЙ ЗА ДРУКОВАНИМИ  
МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Вирішальним фактором формування нового стану ливарного виробництва є цифрові інновації, важливою складовою яких вважають 3D-друк, що сприяє революціонізації виробництва. Прогрес у технології 3D-друку може істотно змінити і вдосконалити спосіб виробництва продукції та виготовляти товари з локалізацією засобу друку по всьому світу. Об'єкт сканується чи конструюється, за допомогою програмного забезпечення оптимізується як конструкція і при автоматизованому проектуванню «нарізається» програмою на тонкі шари, які потім можна друкувати, утворюючи суцільний об'ємний виріб. 3D-друк забезпечить підприємству та окремій особі швидке виготовлення практично в будь-якому розмірі чи масштабі вироб, геометрія якого обмежена лише їхньою уявою. З іншого боку, 3D-друк є надійним і повторюваним засібом виробництва продукції на замовлення, який ще можна зробити недорогим за рахунок процесів автоматизації та розподілу виробничих потреб.

3D-друк ливарних моделей для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), відкриває перспективи отримання моделей складної геометрії, які навіть неможливо було б виготовити в прес-формах чи вирізанням з пінополістиролу

(ППС) на 3D-фрезерах. Порівняно з ППС-моделями друковані моделі мають вищу чистоту поверхні та точність, менше відходів, спрощують сам процес точного лиття металу з мінімумом витрат на ливарну оснастку.

Проте для технічних ливарних виробів друковані моделі нині ще не досягли рівня, придатного для ЛГМ, не доведена технологія друку моделей низької питомої ваги до рівня, конкурентного з моделями з ППС і низькою зольністю при газифікації у ливарній формі протягом заливання в неї металу. Тому за кордоном ллють метал головним чином способом QuickCast за друкованими моделями, що випалюються в печах з керамічних форм, які виготовляють подібно до лиття за моделями, що витоплюються.

Технологія QuickCast запатентована компанією 3D Systems (<https://www.3dsystems.com>) і полягає у створенні на поверхні друкованої моделі багат шарової (до семи шарів) керамічної оболонкової форми, що проходить ряд операцій сушіння, як правило, відповідно до кожного нанесеного прошарку, а також кінцеве прожарювання. При цьому важливе запобігання утворення тріщин в оболонці, як основного з можливих дефектів. Тому виготовлення оболонкової форми може тривати не менше кількох днів з застосуванням спеціальних недешевих матеріалів і ступінчастих режимів нагрівання. Цей спосіб значно дорожчий за вартістю виливків (проти ЛГМ у вакуумованих формах з сухого піску), енергоємний і тривалий за часом саме від виготовлення таких форм з періодичною сушкою та їх прожарюванням в печі.

У відділі проф. О. Й. Шинського було експериментально перевірено ЛГМ-процес чавуну у вакуумованій формі за моделями з ППС у вигляді патрубків (маса моделі патрубка 5,8 г при густині ППС 30 кг/м<sup>3</sup>) з насадженими на них друкованими кільцями з чотирьох видів пластиків PLA, HIPS, PLA+Al, PLA+Cu (два останні з додаванням порошків металів). І хоч маси (г) таких кілець склали 7,79; 6,61; 7,88 і 8,52, відповідно, і вони були важчими за модель патрубка ППС, але виливки було отримано без дефектів. Це підтвердило перспективність застосування комбінованих моделей з ППС і друкованими пластиковими елементами, як варіант виконання складної конфігурації друком і простої – з ППС

на литих металовиробах, що розширює можливості ЛГМ. Також перевірено, що друкowana насадка на патрубки з ППС на 20...43% їх довжини з масою в кілька разів більшою, ніж деталь з ППС, дозволяє застосовувати їх в якості моделей для ЛГМ при виливанні з сірого чавуну.

В цьому циклі експериментів також розроблено способи отримання подібних виливків патрубків за моделями з суцільним покриттям патрубків з ППС друкowanними кільцями-оболонками по всій зовнішній циліндричній поверхні. Проте під покриттям друкovаною оболонкою в тілі моделі з ППС вирішено виконати кілька повздовжніх каналів розмірами (мм) в перерізі від 3×3 до 5×5, вони можуть виглядати як поверхневі рівчаки на стінці патрубка з ППС. У випорі з ППС висотою від 30 до 300 мм, що приклеюється до верхнього (при формовці в піску) торця патрубка, також виконують (пропалюванням чи свердленням) повздовжній вентиляційний канал, який поєднують принаймні з одним з каналів в тілі патрубка. Цей випор не фарбують, а його канал ззовні закривають ваткою так, щоб в канал пісок не попадав, а гази могли виходити крізь пісок ливарної форми, чому сприяє її вакуумування. Таким способом модель отримає направлену вентиляцію знизу вверх при положенні моделі патрубка у піщаній формі з вертикальним розташуванням осі його каналу, а випор на верхньому торці матиме імпровізовану венту для ослаблення тиску газів над металом при заливанні його у форму. Відсутність фарби на випорі сприятиме впливу вакууму форми (з ефектом засмоктування) на винесення у випор можливих сажових продуктів з металу патрубка.

Також для виготовлення моделі майже цілком з друкovаних деталей розроблено спосіб збирання моделі патрубка, наприклад, висотою 170 мм з двох вертикальних стопок з кілець (товщиною по 1-2 мм і висотою по 30 мм), які монтують склеюванням устик торцями так, щоб внутрішні вужчі по діаметру кільця утворювали суцільний циліндричний канал патрубка діаметром 30 мм, а ширші по діаметру – зовнішню циліндричну поверхню діаметром 53 мм. При склеюванні моделі циліндра знизу і зверху слід приклеїти по кільцю з ППС у вигляді шайби товщиною до 10 мм, до яких потім приклеювати знизу моделі

живильників, а зверху – випора з вентиляційним каналом і верхньою вентою. При склеюванні тіла моделі патрубк набором у циліндричні стопки друкованих кілець в проміжок між внутрішньою і зовнішньою стопками вставляють однакової довжини розпірки з ППС – стовпчики в перерізі з розміром (мм)  $\approx 10 \times 10$ , які фіксують як геометрію циліндричної зовнішньої поверхні моделі патрубк, так і його трубчастого отвору. Моделі фарбують, а верхній випор з каналом і вентою не фарбують. Отримуємо модель патрубк з подвійною стінкою, тобто, стінкою з суцільною повздовжньою порожниною, пронизаною розпірками та сполученою з каналом випора для вентиляції.

Інтенсивність відводу газів від термодеструкції моделі регулюють рівнями газопроникності нанесеної на модель фарби (найбільш проста для регулювання величина, також полімерну оболонку можна зовсім не фарбувати, лише натирати графітом тощо) та піску форми (його гранулометричним складом і ступенем внесення свіжого піску в оборотний), товщиною вентиляційних каналів і ступенем проникності вентилів на випорі, способом вентиляції моделі (крізь випор з каналом чи без нього в пісок форми чи на поверхню її контрладу), рівнем вакууму (за вакуумметром), діаметром трубопроводу від форми до вакуумного насосу, відстанню вакуум-фільтрів у формі до поверхні моделі, а також температурою розплаву металу, його теплоємністю та густиною. Вакуум форми активно сприяє вентиляції моделі.

Створення «армованої» розпірками з ППС порожнинної друкованої моделі наближає масу моделі на одиницю об'єму до такого показника для моделей з ППС та створює умови виведення газів, навіть якщо їх утворюється більше ніж в моделі з ППС. Такий метод монтажу трубчастої моделі придатний також і для коробчастих моделей, або не круглої форми в перерізі чи патрубків вигнутих, трійників тощо.

Крім того, нами розробляються сумісні варіанти вирізання заготовки моделі з ППС і друку на ній гладкої плівки чи кірки. Оскільки типовий розплавлений філамент з принтера FDM плавить ППС, то на нього доцільно приклеїти тонку термостійку плівку, наприклад, поліпропіленову чи з іншого матеріалу, які

газифікувались би металом при ЛГМ. Розглядаються варіанти способів зволоження поверхні заготовки ППС водним аерозолем з клейовими добавками чи будівельними матеріалами типу «рідка плівка», охолодження заготовки з ППС в морозильній камері для наступного на ній друку тощо. Також триває пошук нами легкоплавких філаментів, які б не плавили заготовку з ППС, в тому числі виготовлення філаменту з відходів ППС, зокрема за пат. 151359 UA (отримано відділом О.Й. Шинського 13.07.2022, бюл. № 28).

**Нейма О.В., Дорошенко В.С., Клименко С.І.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

### **СВІТОВИЙ РИНОК АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ВИРІС ДО НОВОГО РЕКОРДНОГО ЗНАЧЕННЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Аддитивне виробництво (АВ) у 2022 р. знову зросло. За інформацією [www.k-zeitung.de](http://www.k-zeitung.de) за 23.03.2023 (рис. 1) з посиланням на дослідження Ampower, світовий ринок АВ в ринкових умовах після пандемії виріс до нового рекордного значення 9,53 млрд євро в 2022 р. з річним темпом зростання (CAGR) 14,4%. Інвестиції у нове обладнання збільшилися, але багато компаній переключили свою увагу на оптимізацію існуючого виробництва, а не на інвестиції у нове обладнання.



Рис. 1. Глобальний ринок АВ металів і полімерів у 2020-2022 рр. і прогноз на 2027 р. у мільярдах євро показує стійке двозначне зростання

За обсягом продажів майже 4 млрд євро виробництво деталей залишається найбільшим сегментом ринку в цілому, незважаючи на зростання всього на 11% у 2022 р. Прогнози постачальників практично не змінилися порівняно з попереднім роком, CAGR становитиме близько 18% протягом наступних п'яти років. Однак користувачі трохи знизили свої прогнози і менш охоче вкладають кошти в АВ.

Як пояснює Ampower, тенденція відчутного зростання АВ металевих компонентів, що є рушійною силою усієї галузі, продовжується. Наприклад, ринок АВ, пов'язаного з металами, виріс більш ніж на 20%, тоді як ринок полімерів показав лише близько половини цього зростання. Тим не менш, ринок полімерів залишається більшим з більш ніж дворазовим обсягом.

Ринок США залишається найбільш ємким регіоном продажів машин у світі (33%), за ним слідує Китай. Однак західні постачальники інформують про ускладнення ринкових умов у Китаї, що після дуже успішних продажів за останні десять років практично унеможлиблює суттєві продажі. З іншого боку, китайські постачальники машин повідомили про значне зростання, особливо на материковому Китаї. Крім того, експортна діяльність китайських постачальників зростає у всіх сегментах, особливо на європейських ринках.

Сучасний розвиток промисловості світу, в цілому, та ливарно-металургійного комплексу, зокрема, характеризується активним освоєнням цифрових технологій та впровадженням інформаційно-інтелектуальних систем. Одним з найважливіших напрямів цифровізації ливарного виробництва є розширення сфер використання АВ-процесу пошарового вирощування (синтезу) об'єктів, для якого сьогодні визначилися такі чотири сфери: 3D-друк пластикової модельної оснастки для виготовлення разових ливарних форм; друк моделей, що виплавляються чи випалюються; «вирощування» ливарних форм та стрижнів; та отримання пілотних металевих виробів наплавленням прутка або сплавленням металевого порошку. Головними завданнями сьогодні для ливарників, застосовуючи АВ, є завдання прототипування, прискорення процесів підготовки виробництва та отримання пілотного вилівка, що особливо важливо в, авіа-, аерокосмічній та оборонній промисловостях, атомній індустрії, медицині та інших галузях, де характерним є дрібносерійне, штучне виробництво високоякісних литих виробів у найкоротший термін.



**Нестерук О.П., Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Моїсєєва Н.П.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ЩОДО ПИТАННЯ РЕГУЛЮВАННЯ СТРУКТУРОЮ ТА  
ВЛАСТИВОСТЯМИ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ**

E-mail: [otdel.vch@gmail.com](mailto:otdel.vch@gmail.com)

Високоміцний чавун має широке застосування в сучасному машинобудуванні завдяки своїм унікальним властивостям та оптимальному поєднанню ливарних, фізико-механічних, експлуатаційних властивостей та економічності виробництва.

На сьогоднішній день основними напрямками розвитку технологій високоміцного чавуну є:

- розроблення нових методів та засобів впливу на рідкий метал для цілеспрямованого управління структуроутворенням;
- розроблення нових марок високоміцних чавунів заданого функціонального призначення та виробничих технологій їх отримання;
- використання новітніх методів лиття, що забезпечують отримання виливків з високою точністю;
- впровадження економних режимів термічного оброблення, що дозволяють покращити механічні та експлуатаційні характеристики виробів;
- застосування комп'ютерного моделювання та моніторингу в технологіях виробництва високоміцного чавуну.

Стабільність технологій високоміцного чавуну базується на сталості металургійної якості розплаву від плавки до плавки, умов проведення модифікувального оброблення і якості модифікаторів. Технології високоміцного чавуну розвиваються в напрямку подальшої оптимізації металургійних та ливарних процесів, підвищення комплексу механічних і спеціальних властивостей виробів при зменшенні їх маси, енерго- і ресурсозбереженні в сфері виробництва та експлуатації.

ефективним шляхом економії матеріальних, енергетичних та інших видів ресурсів при виробництві виливків із високоміцного чавуну є застосування

позаковшових пізніх методів модифікування у ливарній формі. в результаті скорочення до мінімуму проміжку часу між модифікуванням розплаву та його кристалізацією досягається більш високий ефект модифікувального впливу на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну, усувається проблема втрати ефекту модифікування і досягається висока стабільність структури та фізико-механічних властивостей виливків, оскільки кожна форма вміщує певну кількість розплаву, який обробляється дозованою кількістю модифікатора. до основних технологічних вимог цього методу відносяться:

– використання шихтових матеріалів із вмістом сірки менше 0,02% та фосфору менше 0,1%;

– використання високоякісних модифікаторів.

За рахунок використання вказаних технологічних рішень був розроблений економнолегований високоміцний чавун із зменшеним у 2-2,5 рази вмістом міді та підвищеним (0,70-0,85%) вмістом марганцю. Аналіз результатів механічних випробувань показав, що при зміні вмісту вуглецю від 3,1 до 3,4% та кремнію від 2,0 до 2,6% технологія забезпечує отримання тимчасового опору під час розтягування  $\sigma_B = 726-820$  МПа, умовної границі плинності  $\sigma_{0,2} = 560-680$  МПа при відносному видовженні  $\delta = 3,2-6,4\%$ . Технологія забезпечує отримання високоміцного чавуну з перлітною (П90-П95) металевою основою без структурно-вільного цементиту із заданим рівнем механічних властивостей в литому стані.

**Никитенко Ю.О., Шаповалов В.О., Якуша В.В., Гніздило О.М.**

*(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)*

**РОЗВИТОК ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОЇ 3-D ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ СУПЕРВЕЛИКИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ**

E-mail: nikyu80@gmail.com

Вольфрам характеризується стабільними механічними і фізичними властивостями в широкому діапазоні температур при тому, що він є одним із самих тугоплавких елементів. Висока теплостійкість з низьким коефіцієнтом

теплового розширення, хімічна стійкість до агресивних середовищ, стабільність при нейтронному навантаженні, значна щільність та відсутність схильності до поглинання газів дає перспективу на застосування в багатьох сферах. Вироби з вольфраму знайшли впровадження як широкоформатний прокат (лист, теплові екрани, заготовки для виробів), у рентгенотехніці (антикатоди), електроніці (мішені для розпилення, тиглі для вирощування активних н/п), електротехнічній промисловості (контакти та провід), лазерній техніці (дзеркала для оптичних та рентгенівських лазерів), ядерній енергетиці (термоємні перетворювачі космічних станцій та супутників, конструкції елементів активної частини реакторів), аерокосмічній техніці (сопла).

Особливо яскраво деякі властивості вольфраму виявляються, коли метал знаходиться у монокристалічному стані. Традиційно монокристали вольфраму вирощують у вигляді стержнів діаметром до 25 мм. Спроби виростити якісні кристали більшого діаметра закінчилися невдачею. Причина – негативний вплив масштабного фактора, який неможливо знівелювати існуючими технологіями.

Ураховуючи високу температуру плавлення W (3690 K), для вирощування монокристалів з вольфраму застосовують висококонцентровані джерела електронагріву – електронний промінь або низькотемпературну плазмову дугу. При збільшенні лінійних розмірів монокристалів з'являються дві проблеми – утримання на поверхні ванни розплаву, яка наплавляється та високі термомеханічні напруження в тілі монокристала. Температурні градієнти створюють у кристалі термічні напруження, які в критичних випадках можуть зруйнувати кристал. Високі термомеханічні напруження сприяють генерації додаткової кількості дислокацій (щільність дислокацій може досягати  $10^7$ – $10^8$  см<sup>-2</sup>) та дезорієнтації субзерен, що значно погіршує якість структури монокристалів.

Для розв'язання проблеми вирощування великих та якісних монокристалів вольфраму була поставлено завдання створення відповідної технології. Ідея одночасного застосування двох різних джерел електронагріву – плазмового та індукційного вперше була запропонована спеціалістами Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Кожне з указаних джерел

нагріву виконує свої функції: 1 – плазмово-дугове створює на грані кристала, що наплавляється, рухому локальну металеву ванну, переплавляє витратні прутки, які подаються в зону плавлення, та формує тіло монокристала заданої конфігурації; 2 – індукційне утримує локальну металеву ванну від проливів і створює задане температурне поле в тілі кристала.

Додатковий нагрів кристала значно зменшує радіальний та осьовий температурні градієнти, що сприяє зниженню щільності дислокацій та внутрішніх напружень та формуванню більш досконалої структури.

Сутність методу полягає в тому, що плазмотрон, здійснюючи зворотно-поступальний рух, переміщує металеву ванну, яка, отримуючи підживлення від переплавлення прутків, формує кристал шар за шаром, нагадуючи за своєю суттю адитивне дугове наплавлення. Після кожного проходу плазмотрона монокристал опускається униз на висоту наплавленого шару, забезпечуючи, таким чином, стабільні умови процесу нарощування (рис.1).

Раніше, використовуючи цей спосіб, було створено обладнання (рис. 2) та технологію вирощування профільованих монокристалів тугоплавких металів (вольфраму та молібдену) у вигляді пластин (рис. 3).

Кристал формується в умовах нагріву високочастотним полем індуктора до температур, характерних для діапазону гарячої деформації. Як відомо, при цих температурах переміщення дислокацій відбувається під дією одночасно зовнішніх напружень і температурного впливу. Дислокації виявляються не прив'язані жорстко до «своїї» площини ковзання і можуть переходити з однієї площини в іншу, вибираючи собі найлегший шлях. Це розглядається, як додатковий ступінь свободи у дислокацій.

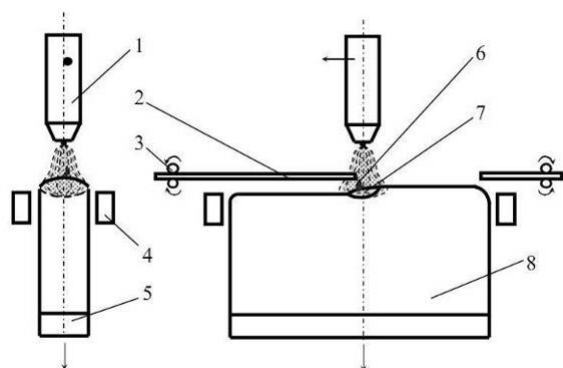


Рис. 1. Схема установки для адитивного вирощування монокристалів тугоплавких металів із застосуванням плазмово-індукційного способу: 1 – плазмотрон; 2 – витратний пруток; 3 – механізм подачі прутків; 4 – індуктор; 5 – зародковий кристал; 6 – плазмова дуга; 7 – локальна ванна; 8 – монокристал



Рис. 2 Установа для вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді пластин

Розроблена адитивна технологія вирощування великих монокристалів тугоплавких металів технічної чистоти базується на проведених тривалих ґрунтовних дослідженнях, які дозволили встановити та вивчити:

При такому нерегульованому русі дислокацій збільшується ймовірність їх зустрічей і тому зростає, з одного боку, кількість випадків їх анігіляції (зменшується щільність дислокацій), а з іншого – схильність до утворення регулярних дислокаційних структур, для яких характерне об'єднання дислокацій в малокутові межі. Умови, в яких відбувається формування монокристала, забезпечують більш високу якість монокристалічної структури, ніж при способах, в яких не використовується додатковий підігрів (електронно-променевої та плазмово-дугової).

Кристали, вирощені із застосуванням указанного способу, мають менш гладку бічну поверхню, але це не перешкоджає їх використанню без додаткової механічної обробки як заготовок для широкоформатного прокату.



Рис. 3. Зовнішній вигляд плоских монокристалів вольфраму 170x160x20 мм

Подальше вивчення процесу дозволило на тих же засадах створити новітню установку для 3-D вирощування супервеликих монокристалів вольфраму у вигляді тіл обертання (рис. 4).

Створене обладнання є якісно новим поколінням устаткування, що відрізняється повністю комп'ютеризованою системою керування виконуючими механізмами, датчиками переміщення та контролю процесом росту монокристалу. При проектуванні закладено можливість вирощування монокристалів у вигляді тіл обертання (циліндр або пустотілий циліндр) зовнішнім діаметром до 100 мм. Зараз створено тепловий вузол та йде відпрацювання технології вирощування монокристалів вольфраму діаметром 85 мм.

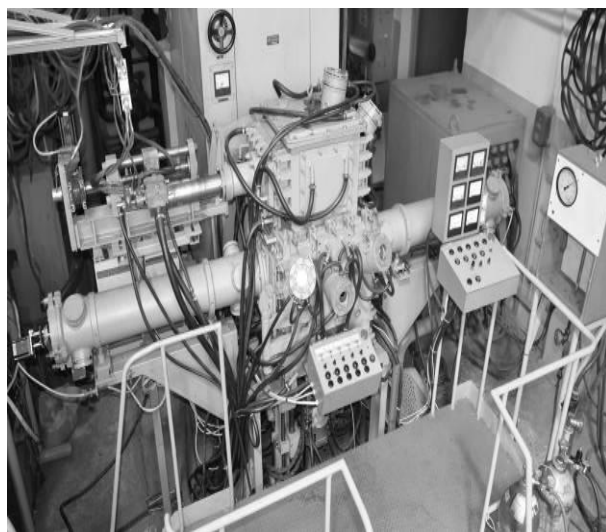


Рис. 4. Новітня установка з комп'ютерним керуванням для вирощування монокристалів тугоплавких металів у вигляді тіл обертання

Принципово технологія вирощування циліндричних монокристалів базується на технології вирощування плоских монокристалів, однак у новітній установці кристал безперервно обертається навколо вертикальної осі. У якості

зародкового кристала використовується циліндрична заготовка, виготовлена з

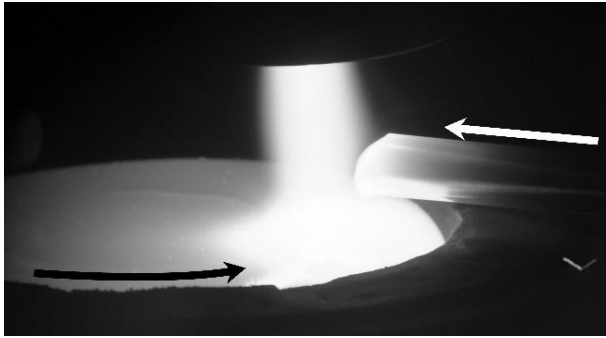


Рис. 5. Процес вирощування монокристала вольфраму у вигляді тіла обертання

плоского монокристалу заданої орієнтації. На рис. 5 представлено фото процесу вирощування монокристала, де стрілками наведено напрямок подачі витратного прутка у зону плавлення плазмової дуги та напрямок обертання монокристала.

Нарощування відбувається пошарово за рахунок переміщення локальної ванни і плазмотрона з

центральної частини до периферійної таким чином щоб рідка ванна перекривала всю поверхню та попередній наплавлений шар. Після наплавлення шару на всю верхню поверхню кристала він опускається до низу. Устаткування дозволяє подавати прутки з обох боків, як по центру злитка, так і з радіальним зміщенням відносно центра. На рис. 6 наведено кристал вольфраму  $\varnothing$  85 мм, з нарощеними

шарами 90 мм.



Рис. 6. Зовнішній вигляд кристалу вольфраму діаметром 85 мм

На даному етапі після відпрацювання технології було проведено попередню оцінку монокристальності отриманого злитка за допомогою хімічного травлення поверхні у суміші рівних об'ємних частин плавикової та азотної кислот. Протравлена у такий спосіб поверхня злитка мала характерні для монокристалів повздовжні (вертикальні) матові та блискучі смуги, які змінювали одна одну. Характер розподілу

смуг засвідчив про задану зародковим кристалом спадковість монокристалічної структури та відсутність на бічній поверхні зливка субблоків з іншою кристалографічною орієнтацією.

Наступним етапом розвитку технологій вирощування супервеликих монокристалів вольфраму стала спроба виростити кристал у вигляді порожнистого циліндра, як заготовка для виготовлення тиглів та труб. Результатом стало, що уперше в Світі за новітньою 3D-технологією, вирощено кристал вольфраму у вигляді порожнистого циліндра на суцільному монокристалічному зародковому кристалі діаметром 85 мм. Вирощений кристал має заввишки 68 мм наплавленої стінки, товщиною 20-22 мм (рис. 7).

Поверхневий огляд після травлення хімічними реагентами злитка показав спадковість структури від монокристалічного зародкового кристала та всі ознаки монокристалічної структури у всьому кристалі.



Рис. 7. Загальний вигляд монокристалу вольфраму у вигляді порожнистого тіла обертання  $\varnothing$  85 мм

#### Висновки:

- використання наукових і технологічних засад процесу вирощування крупних монокристалічних пластин дозволило створити обладнання і отримати перші великогабаритні злитки у вигляді тіл обертання – стрижні і тиглі;
- попереднє дослідження виробів показало, що стрижні і тиглі мають монокристалічну структуру;
- наступні дослідження мають бути направлені на вивчення умов формоутворення циліндричних монокристалів при збільшенні їх розмірів – вплив масштабного фактору на форму поверхні, що нарощується, і досконалість структури кристалів.



**Ноговіцин О.В., Баранов І.Р., Школярєнко В.П., Пригунов С.В.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ЗАЛЕЖНОСТІ ВПЛИВУ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА  
ТЕМПЕРАТУР ВАЛКОВОГО ЛИТТЯ-ПРОКАТКИ АЛЮМІНІЄВИХ  
СПЛАВІВ НА ЇХ СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ**

E-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

Алюмінієві сплави та металопрокат на їх основі є основними конструкційними матеріалами в авіаційній, аерокосмічній, автомобілебудівній та харчових галузях. В Україні успішно використовується в авіабудуванні високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, що зміцнюються термічною обробкою і сплави середньої та підвищеної міцності системи Al-Mg-Cu. Вони виконують функцію основного конструкційного матеріалу для обшивки і внутрішніх силових елементів планера літака (фюзеляж, крило, тощо). Основна промислова технологія, яка застосовується для отримання листового прокату зі сплавів на основі алюмінію, полягає в отриманні зливка (заготовки) та його подальшої механічної та термічної обробки. Традиційні технології одержання виробів з алюмінієвих сплавів методами лиття або прокатування заготовок не забезпечують високих функціональних властивостей прокату. Тому, розробка перспективних технологій, зокрема валкового лиття-прокатування, є актуальною задачею.

Для автомобілебудування та авіації найбільший інтерес становлять високоміцні термозміцнювані сплави систем Al-Cu та Al-Zn. Однак, технологія отримання смуг (листів) товщиною 2-4 мм з вказаних матеріалів методом валкової розливки-прокатки до теперішнього часу не розроблена [1-7]. Це пов'язано з високою швидкістю охолодження ( $\geq 1000$  °C/c) і великим ( $\geq 100$  °C) інтервалом кристалізації сплавів цих систем. Тому, метою даного дослідження є вивчення впливу швидкості охолодження і величини інтервалу кристалізації алюмінієвих сплавів на формування структури литих заготовок.

У якості матеріалу (шихти) для експериментальних досліджень використано сплави АД35, АМг5, Д16 та В95. Визначення температурних параметрів фазових

перетворень досліджуваних зразків сплавів проводилось на приладі Derivatograph Q-1500-D. У роботі використано методи оптичної мікроскопії, механічні випробування, статистичні методи оброблення та аналізу отриманих результатів, у тому числі стандартні методи [8-10].

Експерименти проведено на обладнанні ФТІМС НАН України. Фото двовалкової ливарної машини та алюмінієвої стрічки в процесі лиття-прокатки наведено на рис. 1.



Рис. 1. Фото двовалкової ливарної машини (а) та результат лиття (б)

Результати аналізу дозволили визначити температури солідусу ( $T_{\text{сол}}$ ) і ліквідусу ( $T_{\text{лік}}$ ), значення яких наведені в табл. 1. Отримані значення температур добре збігаються з літературними даними [1]. Для забезпечення різної швидкості охолодження при отриманні зразків виливків застосовували ливарні форми з матеріалів з різною тепловідбірною здатністю (графіт, фторфлогопіт, кварцове скло).

Таблиця 1– Температури тверднення досліджуваних сплавів

Сплав (ГОСТ)	Аналог (EN)	Температура, °C		
		ліквідус	солідус	інтервал кристалізації
В95	7075	630	470	160
АМг5	5086	632	567	35
Д16	2024	635	503	132
АД35	6082	641	564	77

Зміни температури зразків під час твердіння вимірювали хромель-алюмелевими термопарами. За допомогою аналого-цифрового перетворювача WAD AIK BUS показники термопар фіксувались у цифровому вигляді з частотою 8 Гц і передавались на комп'ютер для побудови кривих охолодження. Подальша обробка цих даних дозволила розрахувати швидкість охолодження сплаву у проміжок часу між температурою перегріву розплаву та температурою ліквідусу. Значення швидкостей охолодження отриманих у ході описаного експерименту показують, що вдалося охопити діапазон швидкостей від 2,5 до 154 °C/с. Для визначення впливу швидкостей охолодження на структуру алюмінієвих сплавів в більш широкому діапазоні були додатково відібрані зразки отримані валковим розливанням. Швидкість охолодження при валковому розливання досягала  $\approx 1000$  °C/с. Фотографії мікроструктур алюмінієвих сплавів після кристалізації з різною швидкістю охолодження наведено на рис. 2.

Встановлено, що по мірі зростання швидкості охолодження розмір зерна  $\alpha$ -фази в алюмінієвих сплавах зменшується з 120 до 200 мкм при швидкості охолодження 2...8 °C/с до 10...40 мкм при швидкості охолодження 1000 °C/с.

Структура зразків, що досліджувались складається з первинних кристалів  $\alpha$ -фази різної дисперсності: кристали, з перетином в полі зору шліфа 180...250 мкм і середнім розміром дендритів 50 мкм; кристали з перетином 25...50 мкм і дендритів не більше 8 мкм.

Також у структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис. 1, б, має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис. 2).

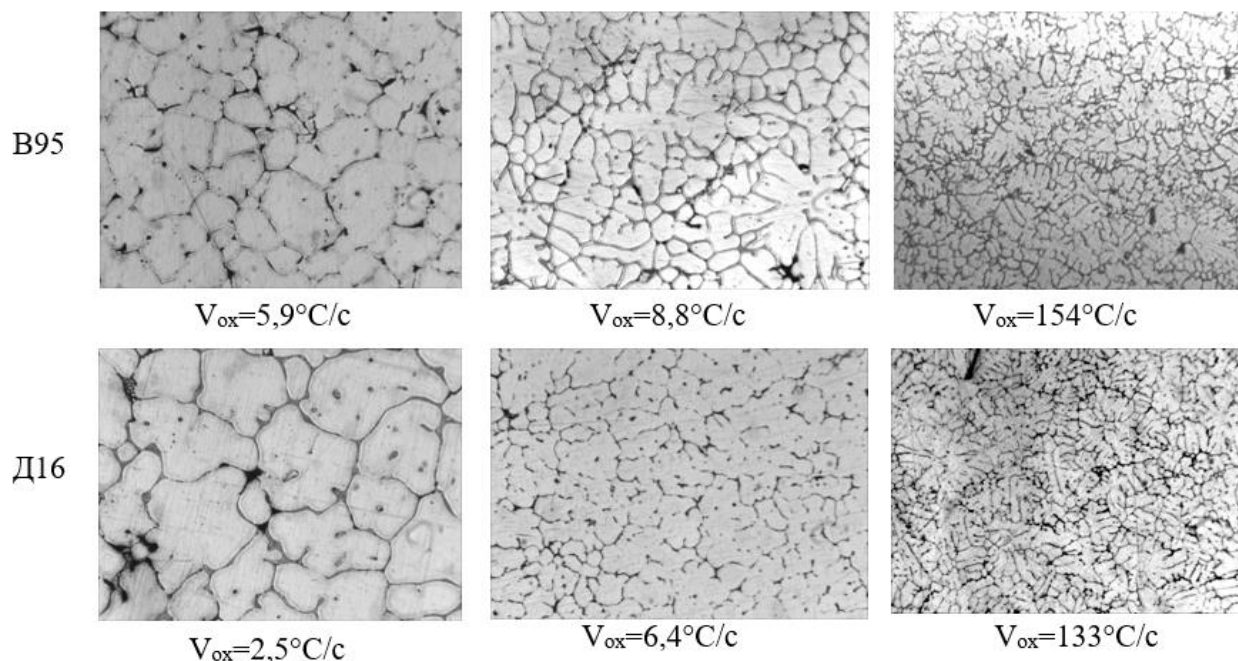


Рис. 2. Мікроструктури зразків алюмінієвих сплавів, отриманих з різною швидкістю охолодження під час кристалізації (x200)

Також в структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис. 1, б, має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис. 3).



Рис. 3. Мікроструктура зразка алюмінієвого сплаву Д16, отриманого методом валкового лиття-прокатування (x100)

Вплив швидкості охолодження сплавів АД35, АМГ5, Д16 та В95 на час їх тверднення добре описується ступеневою функцією. Характер залежностей ідентичний для усіх чотирьох досліджених сплавів. Тверднення сплавів у

графітовій формі триває 2,6...6,8 с, у фторфлогопітовій 22...42 с, у кварцовій трубці 170...360 с. Екстраполяція результатів у бік більш високих швидкостей охолодження характерних для валкового розливання показує (рис. 4), що при швидкості охолодження, характерної для валкової розливки, час тверднення усіх досліджених сплавів становить доли секунди, що є прийнятним для забезпечення стабільного технологічного процесу.

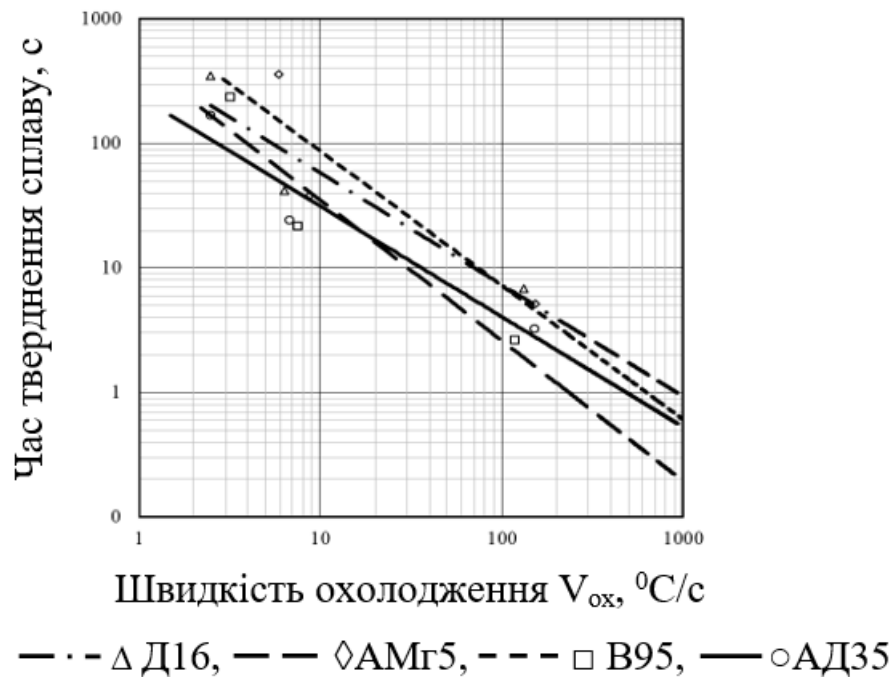


Рис. 4. Графіки залежності часу тверднення алюмінієвих сплавів від швидкості охолодження в діапазоні швидкостей охолодження  $\geq 6000$  C/c

Таким чином, у роботі визначено вплив швидкості охолодження при кристалізації алюмінієвих сплавів В95, АМГ5, Д16, АД35 на структуру, розмір зерна первинної  $\alpha$ -фази, твердість зразків сплавів.

### Висновки:

1. Обґрунтовано, що основними параметрами стабільного технологічного процесу отримання якісного прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів у ливарно-прокатних машинах є: температура перегріву сплаву, швидкість розливання та рівень розплаву в міжвалковому просторі.

2. Встановлено, що із зростанням швидкості охолодження розплаву розмір зерна  $\alpha$ -фази зменшується з 120 до 200 мкм (при швидкості 2...8 °C/c) до 10...40 мкм (при швидкості 1000 °C/c); час тверднення у різних ливарних формах триває: 2,6...6,8 с (графітова); 22...42 (фторфлогопітова); 170...360 с (кварцова); підвищується твердість сплавів від 45 до 56 НВ (сплав АД35), від 80 до 103 НВ (сплав В95), від 60 до 68 НВ (сплав АМГ5), від 69 до 88 НВ (сплав Д16).

3. Виявлено спільні закономірності впливу швидкості охолодження розплаву різних марок алюмінієвих сплавів на структуру і механічні властивості.

4. Отримані результати дозволяють розраховувати швидкісні режими роботи валкових ливарних машин для отримання бездефектного прокату алюмінієвих сплавів з широким інтервалом кристалізації ( $\geq 100$  °C), а також прогнозувати структуру прокату та механічні властивості при різних режимах охолодження литої заготовки.

#### Література:

1. Aluminum and Aluminum Alloys, AMS International, 1993. Handbook of Aluminum: Vol. 1, ed. G. E. Totten, D. S. MacKenzie.

2. Ноговицын А.В. Технология получения листового проката из сплава Д16 на валковой разливочной установке / А.В. Ноговицын, А.В. Наривский, И.Р. Баранов, В.П. Школяренко, В.Н. Шаповал // Процессы литья. 2017. №3(23). С.37-42.

3. Кондратюк С.Е. Влияние параметров кристаллизации и горячей деформации на характеристики структуры сталей при валковом прокатывании / С.Е. Кондратюк, О.В. Ноговицын, О.М. Стоянова, И.Р. Баранов, Ж.В. Пархомчук // Металлознание та обробка металів. 2016. №3. С. 10-17.

4. Ноговицын А.В. Расчет температуры полосы при валковой разливки стали / А.В. Ноговицын, И.Р. Баранов // Процессы литья. 2014. №4(106). С.30-38.

5. Прыгунова А.Г. Влияние гомогенизации на структуру сплава Д16 после литья-прокатки / Прыгунова А.Г. Ноговицын А.В., Баранов И.Р. // Материалы XI

международной научно-практической конференции «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019», Киев. 2019. С.154-155.

6. Ноговицын А.В. Особенности затвердевания алюминия в процессе двухвалковой разливки-прокатки / А.В. Ноговицын, И.Р. Баранов // Материалы международной научно-практической конференции «Горизонты науки: материаловедение и металлургия». Грозный, Чеченская респ., 2018. С.27-33.

7. Ноговицын А.В. Прогнозирование скорости разливки на валковых ЛПА / А.В. Ноговицын, И.Р. Баранов // Материалы II Международной научно-технической конференции «Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экология». Киев ФТИМС. 2012. С.225-226.

8. Белов А.Ф., Бочвар А.А. Металловедение и обработка цветных сплавов, Москва: Наука, 1992. – 229 с.

9. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019 (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT) Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування. – 16 с.

10. Натапов Б. С. Металловедение. – Москва: Металлургиздат, 1956. – 344 с.

**Пригунов С.В., Баранов І.Р., Гончаров О.Л., Сіренко К.А.**

**(ФТИМС НАН України, м. Київ)**

**ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ПРЕСОВАНИХ ПРОФІЛІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Mg-Si НА ЇХ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ**

E-mail: s.prigunov@gmail.com

Пресовані профілі з алюмінієвих сплавів широко використовується в різних галузях промисловості, житловому та промисловому будівництві, аерокосмічній техніці, що зумовлено поєднанням їх високих фізико-механічних властивостей, корозійної стійкості з невеликою питомою вагою. Значна частка (до 80%) пресованих профілів виготовляється зі сплавів системи Al-Mg-Si (серія бxxx). На властивості цих профілів впливає весь цикл термічних операцій, включаючи

нагрівання заготовки перед гарячою деформацією, але найбільше значення має остаточно термічна обробка.

Механічні характеристики профілів залежать від швидкості охолодження в лінії преса. Для сплавів, що термічно оброблюються охолодженням в лінії преса (гартування на пресі), існує певний час, за який метал повинен охолонути до «критичної» температури. Деякі міцні сплави вимагають охолодження до "критичної" температури за декілька секунд. Однак інтенсивне охолодження не завжди достатньо для отримання якісного профілю, оскільки супроводжується збільшенням внутрішніх напружень. Виходячи з цього, для промислових алюмінієвих сплавів визначена «критична» швидкість охолодження, яка залежить від їх хімічного складу і тим більша, чим більше вміст інтерметалідів у сплаві.

У сплавах серії бxxx при збільшенні швидкості охолодження та зниженні температури завершення гартування на пресі розмір інтерметалідів зменшується від 2,5 мкм до 0,25 мкм. Тому охолодження водою відразу ж після пресування профілю дозволяє отримувати вищі механічні властивості в порівнянні з охолодженням на повітрі. Але підвищення температури нагріву заготовки посилює ефект гартування при порівняно низьких швидкостях охолодження, що дозволяє отримувати профілі з досить високими механічними властивостями.

Подальше підвищення механічних властивостей у пресованих напівфабрикатах зі сплавів серії бxxx досягається після тривалого штучного старіння – 10-12 год, при температурі 160-170 °С. Найбільш високі властивості міцності пресовані алюмінієві напівфабрикати зі сплавів системи Al-Mg-Si мають після гарту з температури 525-530 °С. Зниження температури гартування до 515-520 °С призводить до зниження міцності на 2-3 МПа, що зумовлено зменшенням ступеня пересиченості твердого розчину на основі алюмінію – зменшенням концентрації легувальних елементів у ньому.



**Пригунова А.Г.<sup>1</sup>, Белік В.І.<sup>1</sup>, Кошелєв М.В.<sup>1</sup>, Шеневідько Л.Г.<sup>1</sup>, Аболіхіна О.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>ДП «Антонов», м. Київ)**

**ВПЛИВ ЗАЛІЗА І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА  
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВУ АК15**

E-mail: adel\_nayka@ukr.net

Поршневі алюмінієво-кремнієві сплави є важливим конструкційним матеріалом, який широко використовується в автомобілебудуванні. Найбільш розповсюдженими в Україні є сплави евтектичного типу АК12ММгН і АК12М2МгН (11-13% Si), леговані міддю, магнієм, нікелем. Вони характеризуються високими механічними властивостями при кімнатній і підвищених температурах, при досить великому коефіцієнті термічного розширення. Останнє гальмує їх використання в форсованих двигунах внутрішнього згоряння і пояснює світову тенденцію щодо заміни поршневих до- і евтектичних силумінів на заевтектичні.

Відомо про негативний вплив заліза на механічні властивості сплавів системи Al-Si внаслідок утворення пластинчатих, голкоподібних у перерізі, залізовмісних фаз кристалізаційного походження, які є концентраторами напружень і причиною руйнування виробів. Тому найбільш поширені в практиці світового автомобілебудування алюмінієві поршневі сплави мають обмеження за вмістом заліза –  $\leq 0,5-0,7\%$ . Разом з тим, залізо є ефективним елементом підвищення жароміцності, що використовується в ливарному виробництві, зокрема, для лиття під тиском. Для нейтралізації шкідливої дії заліза використовуються елементи-компенсатори (Mn, Cr, V, Mo тощо), вплив яких доволі детально вивчено на до- і евтектичних алюмінієвих сплавах і недостатньо повно на заевтектичних, в яких проблема управління фазовим складом залізовмісних інтерметалідів тісно пов'язана з процесами формування первинних кристалів кремнію. Це значно ускладнює одержання високозалізних поршневих сплавів з необхідним рівнем фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. В ідеалі потрібно створення економнолегованого заевтектичного силуміну з розгалуженою морфологією залізовмісних фаз, стійкого до високотемпературних

навантажень, з дрібнокристалічними первинними кристалами кремнію як головного чинника зниження теплового розширення поршнів. Вирішення цієї багатофакторної задачі залежить не тільки від вмісту заліза і кремнію в сплаві, але і від багатьох технологічних факторів (температури, швидкості охолодження, способів виплавки, легування, модифікування тощо). Визначення закономірностей їх дії на особливості формування структури, фазового складу має як наукове, так і практичне значення.

У роботі досліджено вплив концентрації заліза і швидкості охолодження на процеси структуроутворення та фазовий склад експериментального сплаву типу АК15. В якості елемента-компенсатора шкідливого впливу заліза вибрано марганець. Розрахований хімічний склад базового сплаву наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад базового сплаву АК15, мас. %

Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Al
16	2	1	0,5	0,2	залишок

Залізо додавали у вигляді порошку в кількості, мас. %: 0,7; 1; 1,2. Важливою характеристикою впливу на склад і морфологію кристалів залізозмісних фаз має співвідношення Mn/Fe. При незмінній концентрації марганцю 0,5%, в залежності від вмісту заліза в сплаві, вони склали відповідно 0,7; 0,5 і 0,4.

Зміну умов тверднення розплаву досягали охолодженням у клиновидній та ступінчастій (рис. 1, а; 2) пробницях із записом кривих охолодження, по яких розраховували швидкості охолодження сплаву в інтервалі температур його кристалізації. Конструкцію та розміри чавунного кокілю для одержання ступінчастої проби (рис. 2, а) підбрано таким чином, щоб забезпечити реалізацію швидкостей охолодження, співмірних з реальними умовами охолодження виливка поршня в різних його перетинах, °C/с: 1 – 50; 2 – 30; 3 – 20.

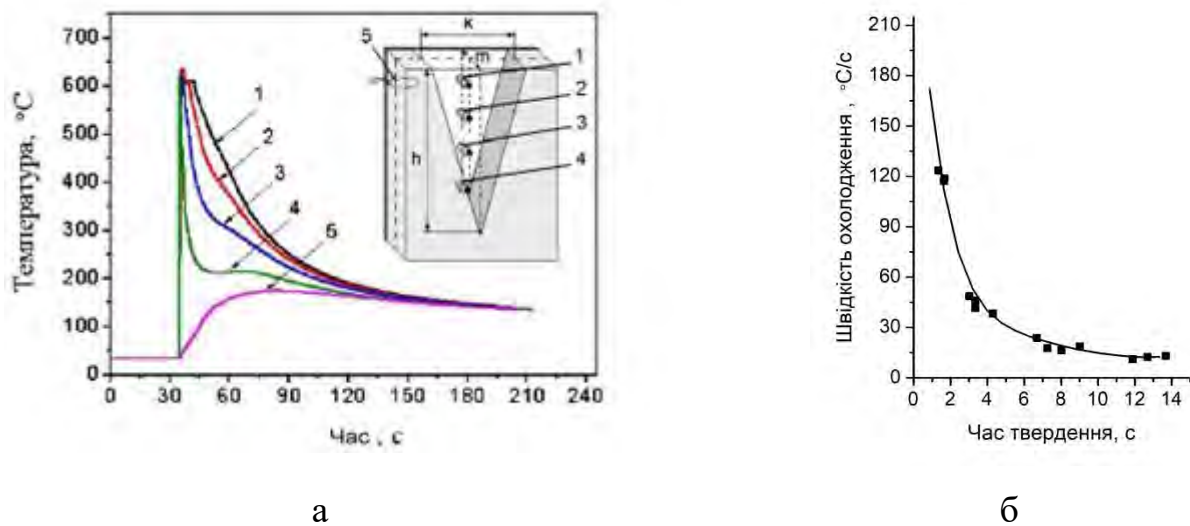


Рис. 1. Схема клиновидної пробниці з місцями розташування термопар і записаними кривими охолодження (а), зміна швидкості охолодження та часу тверднення по висоті клину (б)

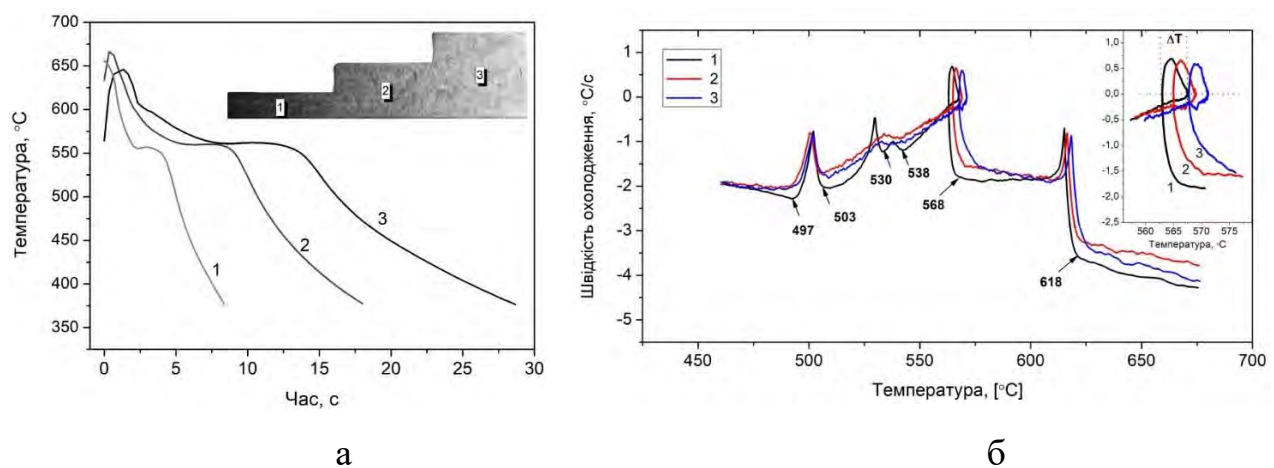


Рис. 2. Ступінчаста проба та криві охолодження при твердненні розплаву в різних за висотою перетинах проби (а) та криві ТА сплаву АК15: 1 – 0,7% Fe, 2 – 1,0% Fe, 3 – 1,2% Fe (б), розшифровку результатів ТА наведено в табл. 2

Таблиця 2 – Параметри кристалізації сплаву АК15 з різним вмістом заліза

Мас. % Fe	$T_{нл}$	$T_2$	$\Delta T_{евт}$	$T_3$	$T_4$	$T_5$	$T_{нс}$	$\Delta T$	$\Delta \tau$
1 – 0,7	617,7	567,7	4,47	538,2	530	503	485,4	132,7	162
2 – 1,0	623,8	568,9	3,96	538,6	–	504,9	486,7	137,1	171
3 – 1,2	628	571,1	3,61	537,9	–	505,7	486,5	141,5	172

**Примітка:**  $T_{\text{нл}}$  – температура нерівноважного ліквідусу, °C;  $T_2, T_3, T_4, T_5$  – температури фазових перетворень, °C;  $T_{\text{нс}}$  – температура нерівноважного солідусу, °C;  $\Delta T_{\text{евт}}$  – переохолодження евтектики, °C;  $\Delta T$  – інтервал кристалізації, °C;  $\Delta \tau$  – час кристалізації, с

Аналіз даних ТА показав, що збільшення вмісту заліза призводить до підвищення температури початку кристалізації первинних кристалів Si, яка відповідає температурі нерівноважного ліквідусу ( $T_{\text{нл}}$ ). Порівняно зі сплавом з 0,7% Fe це підвищення склало 6,1 °C (1,0% Fe) і 10,3 °C (1,2% Fe). Аналогічна тенденція зберігається при формуванні Al-Si евтектик, до складу яких входять залізовмісні фази ( $T_2$ ). Причому з підвищенням концентрації заліза зменшується величини переохолодження  $\Delta T_{\text{евт}}$  – див. рис. 2, б (вставка). Температури  $T_3, T_4, T_5$ , найбільш ймовірно, пов'язані з утворенням мідь- і магнійвмісних фаз. При 1,0% Fe температура нерівноважного солідусу на 1,3 °C вища, ніж при 0,7% Fe, і практично не відрізняється від сплаву з 1,2% Fe. Збільшення вмісту заліза призводить до підвищення як інтервалу ( $\Delta T$ ), так і часу ( $\Delta \tau$ ) кристалізації сплаву.

За даними металографічного та рентгеноспектрального аналізу встановлено, що практично у всіх досліджених заевтектичних сплавах утворюються фази:  $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ ,  $\beta\text{-FeSi}_2\text{Al}_5$ ,  $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_3$ ,  $\omega\text{-CuMg}_3\text{Si}_4\text{Al}_4$ ,  $\theta\text{-CuAl}_2$ ,  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ . Кількість, морфологія, співвідношення фаз залежать від вмісту заліза та швидкості охолодження. Найбільша об'ємна частка припадає на первинну та евтектичну фази  $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  які відрізняються не тільки формами зростання, але і співвідношенням елементів у фазі (табл. 3).

Таблиця 3 – Хімічний склад фази  $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  в сплаві АК15 з 1% Fe

Вид фази $\alpha$	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Mg
Первинна	59,61	10,16	12,79	16,5	0,94	-
Евтектична	65,3	8,89	6,52	14,27	4,5	0,5

У грубій первинній фазі  $\alpha$ -(Fe,Mn,Cu)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub> порівняно з евтектичною, перш за все, більший вміст марганцю та заліза, у евтектичній – міді та алюмінію. Зі збільшенням швидкості охолодження простежується тенденція заміни первинної фази на евтектичну. Найкраща мікроструктура у сплаву з 1% Fe (Mn/Fe = 0,5), в якому залізовмісна фаза  $\alpha$  переважно у вигляді евтектичних розгалужених кристалів. При концентрації заліза 0,7% (Mn/Fe = 0,7) утворюються як первинні, так і евтектичні кристали (рис. 3, а), що свідчить про необхідність зниження концентрації марганцю. В сплаві з 1,2% Fe присутня велика кількість фази  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, що вказує на його недостатність.

Первинний кремній є однією з основних фаз, яка визначає властивості заевтектичних силумінів. Ентропія його плавлення ( $\Delta S$ ) дорівнює 7,4 кал/моль·град, критерій стійкості  $K < 1$ . Згідно з критерієм Джексона ( $\Delta S > 4$ ,  $K < 1$ ) кремній відноситься до типових речовин з плоскогранними формами росту. Його кристали зростають за тангенціальним механізмом і схильні до двійникування (рис. 3, 4).

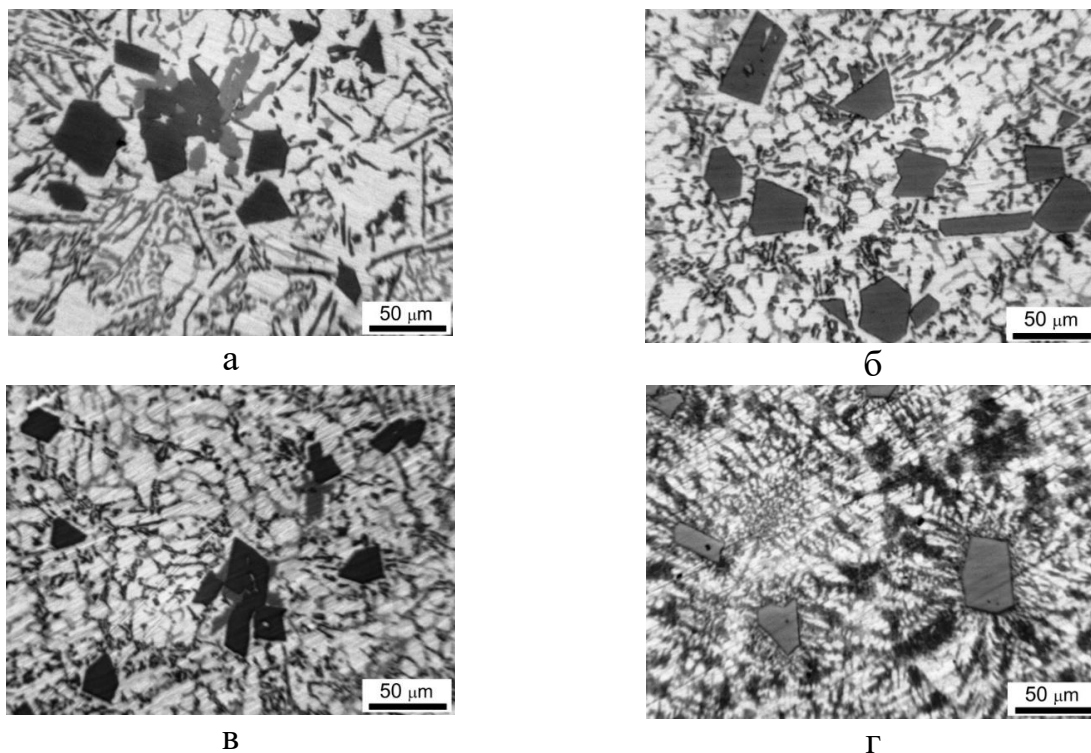


Рис. 3. Мікроструктура сплаву АК15 з 0,7% Fe при швидкостях охолодження, °C/с: а – 12; б – 20; в – 50; г – 180

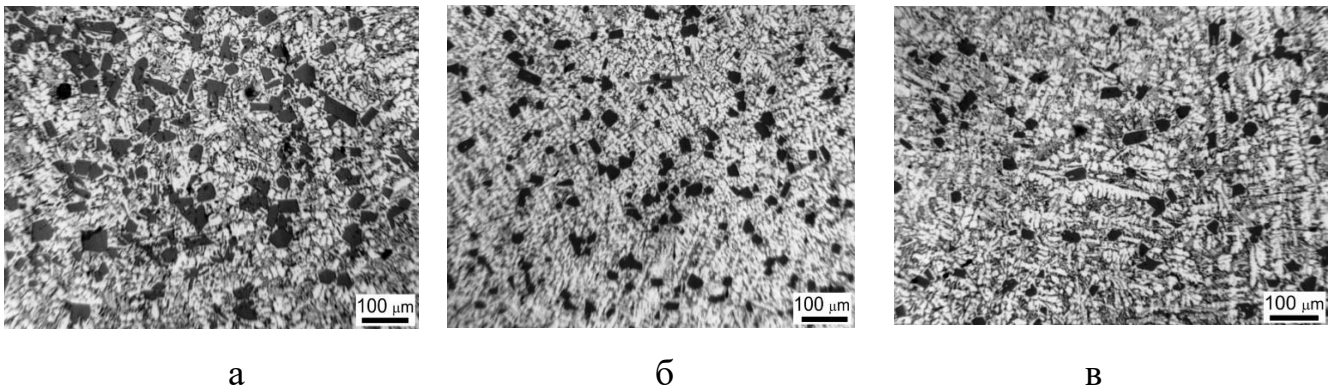


Рис. 4. Мікроструктура сплаву АК15 при швидкості охолодження 50 °C/c у залежності від концентрації заліза, мас. %: а – 0,7; б – 1,0; в – 1,2

З підвищенням швидкості охолодження ( $V_{\text{охол.}}$ ) спостерігається тенденція зменшення розміру первинних кристалів кремнію (див. рис. 3). Але ці зміни не пропорційні інтенсивності охолодження розплаву. Так, середній розмір кристалів кремнію в сплаві АК15 з 0,7% Fe при швидкостях охолодження 12, 20, 50, 180 °C/c, складають відповідно 40,4; 40; 31,1; 18,4 мкм. Тобто, збільшення швидкості охолодження з 12 °C/c до 180 °C/c (в 15 разів) сприяє зменшенню розміру первинних кристалів кремнію лише у 2,2 рази. При цьому в структурі сплаву, охолодженого з максимальною швидкістю (рис. 3, г) виявлено кристали розміром 50 мкм, що перевищує середній розмір первинного кремнію при  $V_{\text{охол.}} = 12$  °C/c. До деякого зменшення розміру первинних кристалів кремнію та інших структурних складових призводить додавання до сплаву 1% Fe (рис. 4).

При збільшенні швидкості охолодження утворюються колонії кооперативної Al-Si евтектики (див. рис. 3). В евтектиці плоскогранні кристали кремнію слабо реагують на зовнішні зміни. Разом з тим, алюміній, який кристалізується з округлою межею розділу, забезпечує квазітропне розгалуження, що є важливою умовою високого ступеня кооперативності парного зростання [1]. Це добре простежується на мікроструктурі, що сформувалася за умов великого переохолодження при  $V_{\text{охол.}} = 180$  °C/c, (див. рис. 3, г), де спостерігаються колонії сфероподібної евтектики.

Швидкісне охолодження збільшує розчинність легувальних елементів у алюмінії та кремнії. Зокрема, при  $V_{\text{охол.}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  (1% Fe) в твердому розчині на основі алюмінію виявлено, мас. %: Si – 2,29; Cu – 0,75; Ti – 0,21. У кремнії – 2,53 мас. % Al, тоді як у рівноважному стані – <0,05%. Можна стверджувати, що розширення області твердих розчинів на основі алюмінію та кремнію в литому стані стане додатковим фактором підвищення механічних властивостей заевтектичних силумінів при їх подальшій термічній обробці.

Література:

1. Таран Ю.М., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

**Пригунова А.Г.<sup>1</sup>, Цуркін В.М.<sup>2</sup>, Шейгам В.Ю.<sup>1</sup>, Шеневідько Л.Г.<sup>1</sup> Вернидуб А.Г.<sup>1</sup>**  
(<sup>1</sup>ФТИМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>ІПТ НАН України, м. Миколаїв)

**ВПЛИВ ВІБРУЮЧОГО СТРИЖНЯ В НАДЛИВІ НА ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ**

E-mail: adel\_nayka@ukr.net

Сучасні способи отримання литих виробів з максимальним подрібненням кристалічної структури передбачають застосування зовнішніх впливів на рідкий та тверднучий метал, серед яких: теплові, барометричні, електромагнітні, гравітаційні, механічні, високоенергетичні. З позицій ефективності та економічності виробництва представляє інтерес комбінація методів регульованого тепловідведення і вібраційної низькочастотної обробки, які мають істотний вплив на процеси тверднення. Передача імпульсу рідкому або тверднучому металу через стінку ливарної форми пов'язана з енергетичними втратами. Тому найбільш вигідним є спрямування імпульсу безпосередньо до розплаву через занурений в нього вібруючий хвилевід. Реалізація такого способу дозволяє використовувати його для отримання виливків в піщано-глинистих формах, які легко руйнуються.

Тверднення виливків в таких формах супроводжується живленням їх рідким металом з відкритим надливом.

У роботі [1] вивчено можливість управління структурою виливка через відкриту поверхню надливу з використанням віброуючого кристалізатора, зануреного в поверхневий шар розплаву у формі з низькими теплофізичними характеристиками. Фізичне моделювання, проведене на сплаві органічної речовини: камфен – 90%, трициклен – 10%, дозволило спостерігати та фіксувати зародження, зростання кристалів на нерухомому сталевому кристалізаторі, заглибленому на 8-10 мм під дзеркало розплаву. А також зародження, зростання та відрив кристалів від кристалізатора, який вібрував з частотою 50 Гц та амплітудою 0,5 мм, осідання їх на дно форми під дією сил гравітації з утворенням «конуса осадження», що створює відповідні умови для формування дрібнокристалічної структури при твердненні.

Перевірку встановлених при фізичному моделюванні закономірностей здійснено на розплавленому алюмінію А7 з використанням аналогічних режимів вібрації у ливарній формі з волограну, теплопровідність якого становить 0,16 Вт/(м·К), теплоємність 1,185 кДж/(кг·К). Дві серії експериментів, проведених в умовах природного охолодження від температури 670 °С на повітрі з нерухомим і віброуючим кристалізатором, показали, що обробка металу, що твердне, віброуючим кристалізатором сприяє 16-кратному зменшенню розміру макрозерна в порівнянні з виливками, отриманими при об'ємному твердненні в відсутності кристалізатора. Присутність у розплаві нерухомого кристалізатора призводить до зменшення щільності виливка на 0,42%, віброуючого – до збільшення щільності на 1,2%. Використання віброуючого кристалізатора забезпечує підвищення характеристик міцності в 1,87 рази в порівнянні з виливками, отриманими у волограновій формі без кристалізатора і при його нерухомому положенні. Пластичність зразків при цьому підвищується більш ніж у 3 рази.

Суттєвим фактором впливу на процес тверднення та структуру виливка має гідродинамічне перемішування усього об'єму розплаву, яке виникає при вібрації



кристалізатора в його поверхневому шарі. Для визначення ефективних параметрів оброблення в роботі проведено оцінку цього впливу.

Обурення від вібруючого кристалізатора поширюється в частині розплаву, що не затвердіває, у вигляді усіченого конуса 1, аналогічно тому, як це спостерігається при ультразвуковій, електрогідроімпульсній і магнітно-імпульсній обробці [2, 3] (рис. 1). З рівняння Бернуллі випливає умова перебігу розплаву в «трубі змінного перерізу» (конусі):

$$P \cdot V \cdot S = \text{const.} \quad (1)$$

Тобто, питома потужність ( $P \cdot V = W$ ) у конусі з відстанню (від торця до низу) падає за законом:

$$\frac{W_1}{W_2} = \frac{S_2}{S_1}, \quad (2)$$

де індекс 1 відноситься до вершини конуса, а індекс 2 – до його основи.

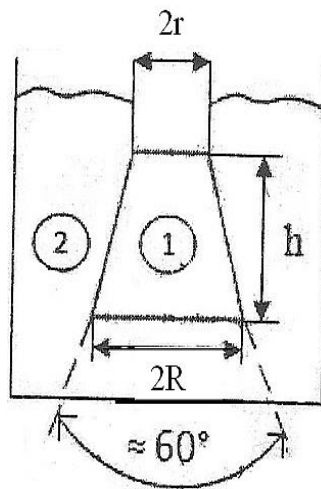


Рис. 1. Схема збудження від торця кристалізатора, що вібрує

Зону 1 (рис. 1) назвемо зоною максимального впливу, а зону 2 – зоною вторинного впливу. Завдання полягає в тому, щоб перемішати розплав, оброблений в зоні 1 з необробленим в зоні 2. Оцінимо мінімальний час обробки всього розплаву. Кристалізатор (див. рис. 1) здійснює коливання з амплітудою А

та періодом  $T$ . Тоді максимальна швидкість руху кристалізатора і відповідно розплаву складе:  $v = A/(0,25T)$ .

За час, що дорівнює напівперіоду коливання  $0,5T$ , потік розплаву переміститься від торця кристалізатора в зону 2. Потім кристалізатор переміщується у зворотному напрямку, при цьому частково змішується оброблений та необроблений розплави.

Логічно прийняти, що в зоні 1  $W_1/W_2 \approx e$  або  $S_2/S_1 \approx e$ , тоді  $R/r = \sqrt{e} = 1,64$ . Нескладно показати, що  $h = (R-r)/\text{tg}30^\circ = 1,1r$ . У свою чергу, об'єм зони 1:

$$V_k = \frac{1}{3} \pi h (R^2 + Rr + r^2) = 6,14r^3.$$

Якщо прийняти, що  $r = 4 \cdot 10^{-3}$  м;  $T = 0,02$  с, щільність розплаву  $\rho = 2400$  кг/м<sup>3</sup>; маса розплаву  $M = 0,5$  кг, максимальна амплітуда переміщення торця кристалізатора визначається геометричними розмірами ексцентрика, що створює вібрації кристалізатора при обертанні. Візьмемо  $A = 5 \cdot 10^{-4}$  м. Тоді обсяг всього розплаву  $V_p = 0,5/2400 = 2,1 \cdot 10^{-4}$  м<sup>3</sup>,  $V_k = 3,93 \cdot 10^{-7}$  м<sup>3</sup>. Їхнє відношення може відповідати мінімальній кількості циклів навантаження, за які необроблений розплав потрапляє в зону 1. Але це ідеальний випадок. У цьому випадку кількість циклів можна оцінити таким значенням:

$$N_{\text{ци}} = V_p / V_k = 2,1 \cdot 10^{-4} / 3,93 \cdot 10^{-7} = 535.$$

Як показано у роботі [3], це число циклів доцільно потроїти. Тоді мінімальний час обробки розплаву, що рекомендується, при вибраних параметрах кристалізатора і розплаву складе величину:

$$\tau_{\text{min}} = N_{\text{ци}} \cdot T = 1605 \cdot 0,02 = 33 \text{ с.}$$

При цьому максимальна швидкість переміщення торця кристалізатора і розплаву складе  $A/(0,25T) = 0,1$  м/с.

Таким чином, в процесі віброобробки кристалізатором розплаву, в якому починають утворюватися частинки твердої фази, розвиваються гідродинамічні

потоки, що сприяють перемішуванню розплаву і розповсюдженню в його об'ємі кристалів, які утворилися на кристалізаторі. Представлений алгоритм розрахунку часу обробки розплаву вібруючим кристалізатором показує, що ефективність обробки залежить від радіусу кристалізатора  $r$ , максимальної його амплітуди  $A$ , періоду коливань  $T$  та об'єму розплаву.

Література:

1. Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Кошелєв М.В., Нурадінов А.С., Дука В.М., Шеневідько Л.К., Вернидуб А.Г. Управління структурою виливка через відкриту поверхню надливу // Процеси лиття, 2021. – №4. – С.30-39.
2. Воздействие мощного ультразвука на межфазную поверхность металлов / О.В. Абрамов, В.И. Добаткин, В.Ф. Казанцев и др. – М.: Наука, 1986. – 275 с.
3. Tsurkin V.N., Ivanov A.V., Cherepovskii S.S., Vasyanovich N.A. Comparative analysis of functional possibilities of methods of pulse treatment of a melt // Surf. Eng. Appl. Electrochem, 2016. – Volume 52(№2). – P. 181–185.

**Прилипко О.О, Радзієвська А.А., Шепелюк Ю.А.**

*(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ)*

**ВПЛИВ ГЛИБИНИ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ ХІМІЧНОГО  
СКЛАДУ ШВА ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПІД ВОДОЮ**

E-mail: ead56@ukr.net

В системах водного транспорту значна частина його елементів (плавзасоби, портові споруди, системи трубопроводів і т. і.) експлуатуються безпосередньо у воді, що за підвищеного ризику їх відмови ускладнює роботу з ними. Тому підводне зварювання є незамінною технологією для монтажних, аварійно-ремонтних та профілактичних робіт.

В світовій практиці переважно використовується метод "сухого" зварювання, коли місце зварювання ізолюється від зовнішнього водного середовища за допомогою кесонів або боксів.

Такий метод є дуже дорогим та трудовитратним і, що важливіше, потребує значного часу для виконання робіт. Для аварійно-рятувальних робіт ця особливість практично виключає можливість використання «сухого» підводного зварювання.

Альтернативним методом є «мокре» підводне зварювання, за якого електрична дуга запалюється безпосередньо у водному середовищі. Зрозуміло, що такий метод незамінний для аварійно-рятувальних робіт, завдяки своїй оперативності і має великі перспективи, бо значно дешевший за «сухе» зварювання.

Нажаль, «мокре» підводне зварювання має суттєві недоліки, обумовлені впливом середовища. Зокрема, це – утворення холодних тріщин в зоні термічного впливу. Одним з напрямів вирішення цієї проблеми може бути використання нових електродних матеріалів, які забезпечують достатню якість шва.

Зварні шви сучасних підводних металоконструкцій відповідального призначення часто за рівнем механічних властивостей не повинні поступатися швам, виконаним на суші. У той же час фізико-хімічні та металургійні процеси при зварюванні під водою протікають в важких, екстремальних умовах, що обумовлює складність отримання якісних з'єднань.

Попередні досліді з використанням спеціального порошкового дроту підтвердили ефективність цього напрямку.

Але чутливість технології до хімічного складу сталі та навіть незначних відхилень умов зварювання (солоня чи прісна вода, її температура, глибина зварювання та інше) викликають необхідність спеціальних досліджень [1,2].

При підводному мокрому зварюванні підвищена схильність швів до утворення пір стосується в основному з неминуче високою насиченістю металу зварювальної ванни воднем.

При порушенні нормального перебігу процесу зварювання можливі виникнення різних дефектів у будові шва, які знижують механічні властивості шва та загалом, особливо їх міцність. Цей процес протікає тим сильніше,

що більший гідростатичний тиск. Зміна умов зварювання істотно змінює структуру зварного з'єднання [3-6].

Хімічний склад матеріалу областей зварного з'єднання вивчали методом оптичного емісійного спектрального аналізу. Цей метод дає можливість вивчення хімічного складу в локальних ділянках зразка, що дуже важливо в аспекті макрота мікронеоднорідності структури. Хімічний аналіз виконували по чотирьох основних легувальних елементах (Cr, Mn, Si, Ni), притаманних як сталі 17Г1С, так і електроду.

Дані, отримані при аналізі наплавки та зони термічного впливу (ЗТВ), представлені на рис. 1. Зведені на одну діаграму значення вмісту легувальних елементів переконливо демонструють суттєвий вплив глибини зварювання на формування хімічного складу наплавленого металу та металу ЗТВ.

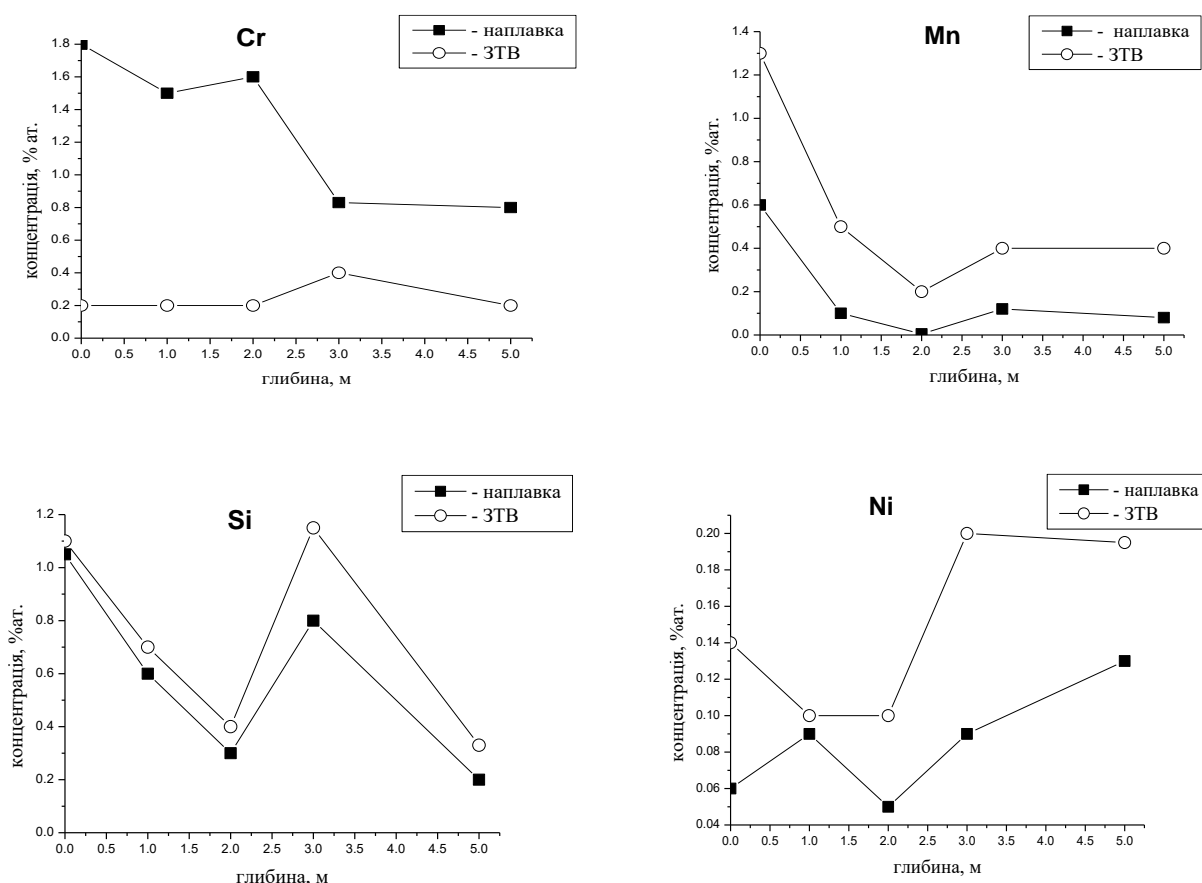


Рис. 1. Залежності вмісту легувальних елементів від глибини підводного зварювання в області наплавки (◆) та ЗТВ (○)

В той же час в ЗТВ перерозподіл хімічних елементів відбувається повільніше, ніж в наплавці. Можна зазначити, глибина зварювання дуже змінює вміст нікелю, якій зростає з глибиною зварювання. Дивним є поведінка кремнію, вміст якого екстремально зростає при глибині зварювання  $h = 30$  м.

Таким чином, формується складна картина перерозподілу хімічних елементів в наплавці та ЗТВ. Детальне вивчення механізму перерозподілу лежить за межами даного дослідження, але отримані результати дозволяють висунути робочу гіпотезу.

Досить просте пояснення різниці між напавкою та ЗТВ полягає в тому, що в першому випадку зміни хімічного складу відбуваються шляхом розбавлення розплавленого матеріалу електроду залізом та іншими складовими сталі 17Г1С, а в другому – шляхом дифузійного масоперенесення.

Зрозуміло, що дифузійний процес в твердому тілі значно повільніший, ніж розчинення та конвективний масообмін в рідкому розплаві. Якщо врахувати, що в сталі нікелю та хрому майже немає, а в електроді вони є суттєвою складовою, то стає зрозумілим зростання їх концентрацій в ЗТВ. Те ж саме стосується марганцю, який навпаки присутній в сталі та майже відсутній в складі електроду.

Ці прості пояснення не враховують впливу глибини зварювання, яка досить суттєво впливає як на абсолютний вміст легуючих елементів, так і на співвідношення їх концентрацій.

Можливий механізм впливу полягає в значному збільшенні концентрації розчинених газів в зварювальній ванні рідкого металу при підвищенні зовнішнього тиску. Розчинені гази можуть змінювати в'язкість розплаву (вірогідно, збільшуючи її), що, безумовно, впливає на конвективне масоперенесення і, тим самим, на розчинення матеріалу основи (сталі). Додатковим фактором є процес видалення газів з рідкої ванни.

#### Література:

1. Аснис А.С. Подводная сварка и резка металлов. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР. – 1980. – 96 с.

2. Коттон Х.К., Харт П.Х., Грабе С.Е. Подводная сварка морских сооружений. - Судостроение. - 1983. - 128 с.
3. Мельник Ю.П., Савич И.М., Глухова Е.В. Особенности термического цикла сварки низкоуглеродистой стали под водой // Автоматическая сварка. - 1976. -№1.
4. Грецкий Ю.Я., Максимов С.Ю., Кравченко Н.В. Содержание водорода в металле шва при подводной сварке электродами с флюоритно-карбонатным покрытием // Автоматическая сварка. -1994. -№4. -С.57.
5. Герцрикен С. Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе // С. Д. Герцрикен, И. Я. Дехтяр. – М.: Физматгиз. -1960. – 38 с.
6. Влияние скорости охлаждения на искажение кристаллической решетки при сварке под водой и на воздухе / И.М.Савич, Н.Л.Карета, А.А.Гришанов, В.Н.Сладкова // Автомат сварка, 1982, №5. С.8-9.

**Присяжнюк П.М., Шлапак Л.С., Гавкалюк В.І.**

**(ІФНТУГ, м. Івано-Франківськ)**

**МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ РОЗЧИНЕНОГО ВОДНЮ НА ПРУЖНІ  
ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРИТУ**

E-mail: pavlo1752010@gmail.com

Явище водневого окрихчення конструкційних сталей на даний час інтенсивно досліджується як із теоретичної, так із експериментальної точки зору. Зокрема у праці [1] проведено аналіз існуючих концепцій щодо його причин виникнення та наведено моделі, які дозволяють проводити ефективно прогнозування рівня фізико-механічних характеристик наводнених сталей із застосуванням методів механіки деформівного середовища. Серед вихідних даних для такого роду розрахунків важливе значення має рівень пружних констант, який визначається напруженим станом кристалічної структури за рівноважних та нерівноважних умов. Серед відомих методів моделювання кристалічної структури для умов взаємодії сталей із водневмісними середовищами раціонально

використовувати методи, які враховують проходження хімічних реакцій. До таких методів відноситься моделювання із використанням реакційноздатного потенціалу ReaxFF [2], інтегрованого у програмний пакет Amsterdam Modelling Suite (AMS), який дозволяє проводити оптимізацію геометрії із одночасним розрахунком тензора пружності. У даному дослідженні кристалічну структуру наводненого фериту моделювали у вигляді надгратки із 432 атомами Fe, а також 6 атомами C та 4 атомами H, які розміщували в октаедричних порожнинах, симетрично розташованих відносно центрального атома Fe. Результати розрахунку модулів пружності для даної структури, а також для чистого  $\alpha$ -Fe та фериту наведено на рис. 1 та показують, хорошу відповідність між розрахованими та експериментальними даними [3]. Із розрахованих даних видно також, що за наявності розчиненого водню спостерігається підвищення значення усіх пружних констант типове для першої стадії наводнення низьколегованих сталей [1], відповідно запропонований метод оцінки властивостей може бути використаний для ширшого кола конструкційних матеріалів, що експлуатуються у водневовмісних середовищах.

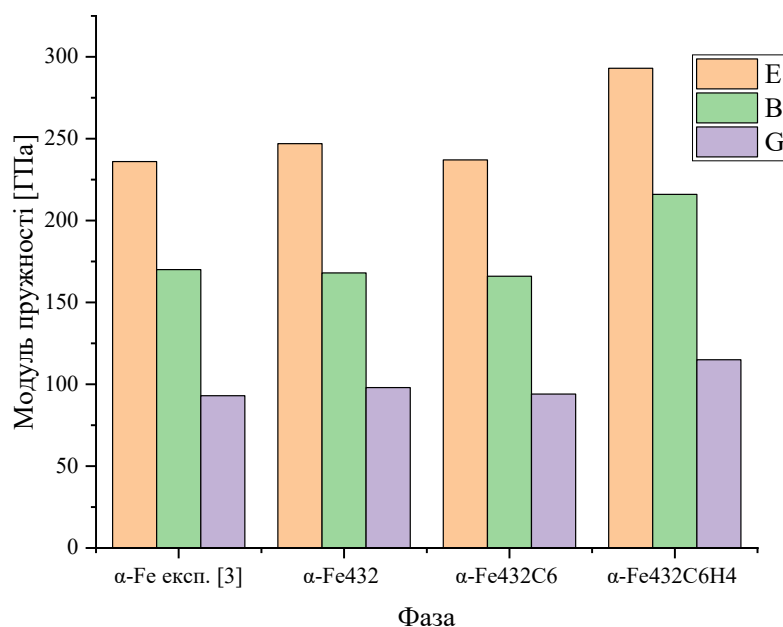


Рис. 1. Значення модулів пружності для  $\alpha$ -Fe та фериту різного формульного складу за результатами розрахунку та за даними [3]



Література:

1. Панасюк В. Концепція декогезивного впливу водню на метали // *Фізико-Хімічна Механіка Матеріалів*, no. 50, № 2, pp. 7–15, 2014.
2. van Duin A. C. T., Dasgupta S., Lorant F., Goddard W. A. ReaxFF: A Reactive Force Field for Hydrocarbons // *J. Phys. Chem. A*, vol. 105, no. 41, pp. 9396–9409, 2001, doi: 10.1021/jp004368u.
3. Wang Z., Shi X., Yang X.-S., Liu Z., Shi S.-Q., Ma X. The Effects of Hydrogen Distribution on the Elastic Properties and Hydrogen-Induced Hardening and Softening of  $\alpha$ -Fe // *Appl. Sci.*, vol. 10, no. 24, 8958, 2020, doi: 10.3390/app10248958.

**Псярнецька Т. О.<sup>1</sup>, Цисар М. О.<sup>1</sup>, Бабак А. М.<sup>2</sup>**

**(<sup>1</sup>ІНМ ім. Бакуля НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

**КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЯК БАЗА ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ  
ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНЖЕКЦІЙНОГО ЛИТТЯ ЗАГОТОВОК  
З ПЛАСТИФІКОВАНИХ КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ У ФОРМІ КУЛІ**

E-mail: ps\_tetiana@ukr.net

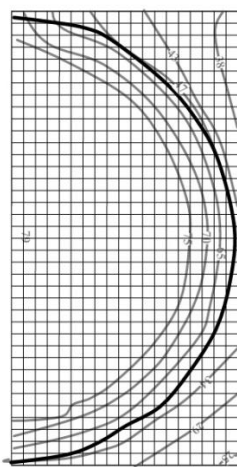
Важливою частиною виготовлення якісних заготовок з пластифікованих керамічних матеріалів методом інжекційного формування є підтримка стабільного температурного градієнту [1]. Оскільки процес заповнення форми і остигання відбувається в закритому середовищі, то дослідити його можливо лише за рахунок комп'ютерного моделювання. Так задача моделювання при розрахунку температурних полів розглядає лише половину кулі і вважається вісесиметричною, відповідно достатньо провести розрахунок для сегменту і симетрично його відобразити [2]. Експериментальне підтвердження комп'ютерних розрахунків пов'язано з випробовуваними на перерізах зразків у вигляді кулі, що проходять крізь вісь обертання. Дослідження проводились методом мікроіндентування, як непрямим, оскільки він є достатньо чутливим для визначення ущільнення матеріалу в результаті процесу заповнення форми [3].

При постановці експериментальної задачі було зроблено ряд припущень:

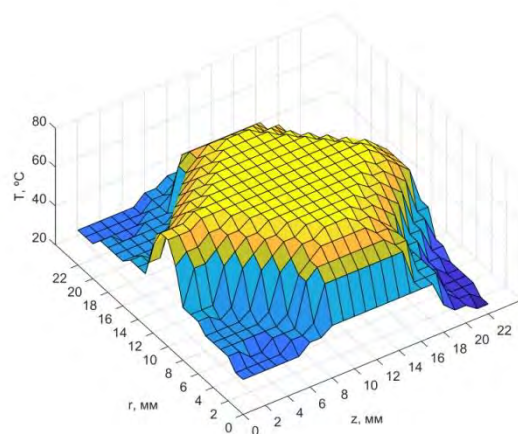
– максимальне ущільнення є в центральній зоні осевого перерізу сформованої заготовки в формі кулі, де мають місце максимальне значення температури (див. рис. 1, б, з) і, відповідно, найповільніше остигання;

– заповнення є рівномірним без можливого відриву застиглих частинок термопластичної маси біля стінок прес-форми в результаті дії гідравлічного удару;

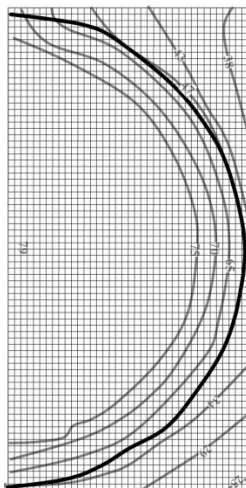
– при отриманні полів твердості треба чітко враховувати вісь кулі, що проходить крізь точку інжектування, для врахування впливу гравітації на однорідність пластифікованих керамічних матеріалів.



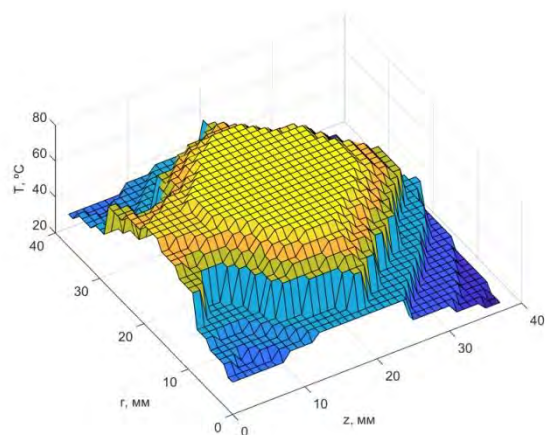
а



б



в



г

Рис. 1. Поле температури через 7 с після інжектування: 2D-зображення Ø22 (а), 3D-зображення Ø22 (б), 2D-зображення Ø36 (в), 3D-зображення Ø36 (г)

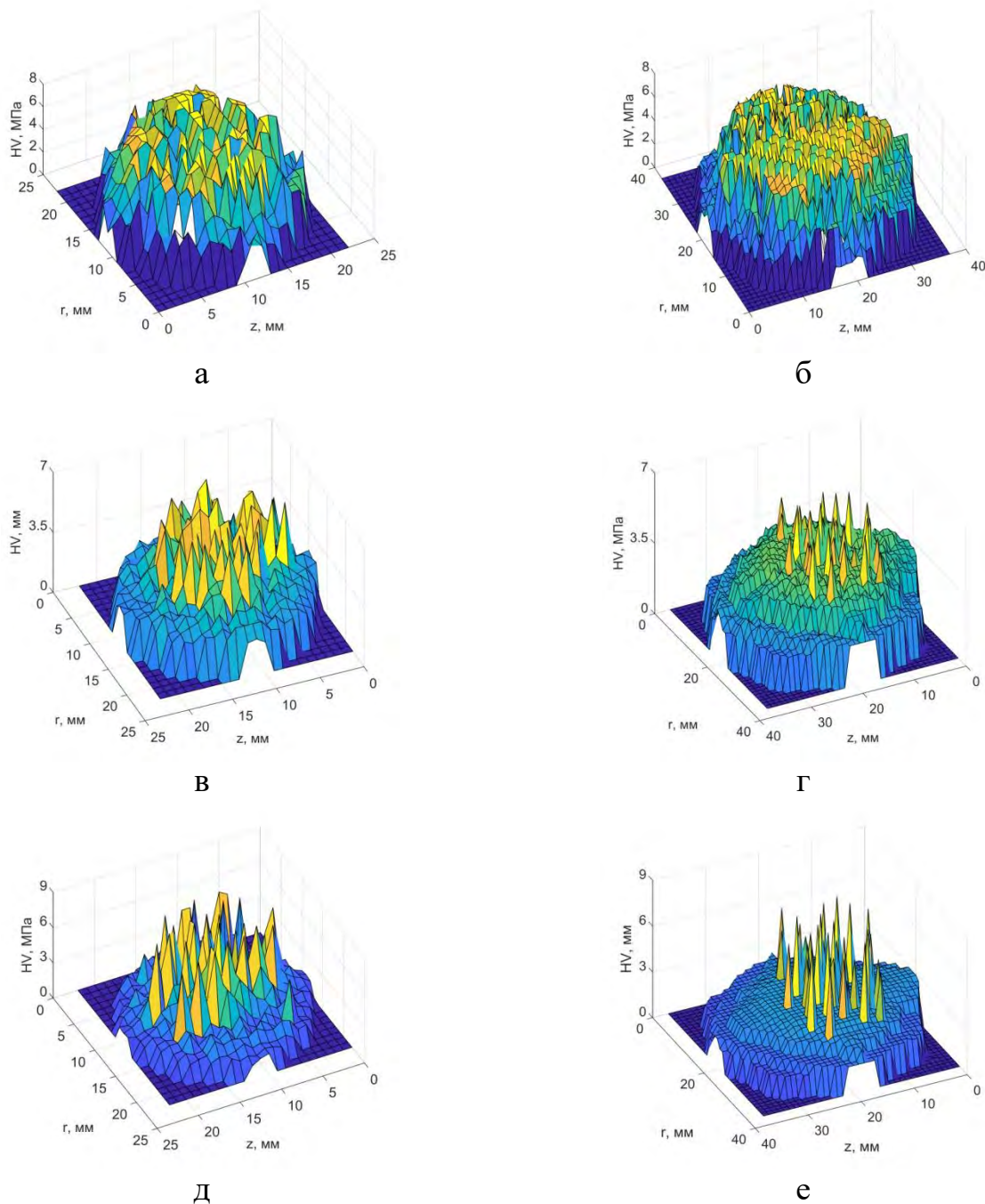


Рис. 2. 3D-зображення поля мікротвердості в площині осевого перерізу заготовки в формі кулі: а – пластифіковані керамічні матеріали на основі SiC Ø22; б – пластифіковані керамічні матеріали на основі SiC Ø36; в – пластифіковані керамічні матеріали на основі AlN Ø22; г – пластифіковані керамічні матеріали на основі AlN Ø36; д – пластифіковані керамічні матеріали на основі WC Ø22; е – пластифіковані керамічні матеріали на основі WC Ø36

Попередньо для даних матеріалів було проведено процедуру калібрування, згідно якої було встановлено оптимальне навантаження на індентор, а також крок між уколами. Оскільки переміщення зразку відносно індентора здійснювалось за допомогою мікрометричних гвинтів крок можна було варіювати в широких діапазонах із точністю до 5 мкм. Було прийнято рішення провести серію уколів по всій поверхні перерізів із кроком 500 мкм. Перерахунок параметрів відбитка при заданому зусиллі дозволив сформувати матрицю мікротвердості та побудувати 3D-мапу розподілу по площині осьового перерізу зразка (рис. 2).

Як видно, максимальні значення мікротвердості мають місце в зоні найповільнішого застигання (див. рис. 2), що відповідає максимальному ущільненню пластифікованого керамічного матеріалу заготовки при її застиганні в прес-формі. Таким чином, утримання тиску в прес-формі протягом декількох десятків секунд після інжектування є рекомендованим технологічним рішенням, що забезпечує допресовку термопластичної маси для заготовок в формі кулі. Також було показано, що у випадку куль більшого діаметру навіть для дрібнодисперсних порошків, як у випадку AlN, WC, агломерати знаходяться в більшості в нижній частині сформованого напівфабрикату, що пов'язано із гравітаційним впливом. Більш наглядним і очевидним є випадок для зразків в формі кулі діаметром 36 мм виготовлених з пластифікованих керамічних матеріалів на основі SiC, як можна побачити з рис. 2, б основна концентрація таких агломератів є саме в нижній частині дослідних зразків, що підтверджує гравітаційну теорію, та можливо пов'язано із більш повільним застиганням пластифікованих керамічних матеріалів ніж показано в розрахунках. Середнє значення мікротвердості по перерізу наведено у таблиці.

Таблиця 1 – Середнє значення мікротвердості\* по перерізу для пластифікованих керамічних матеріалів на основі SiC, SiC, WC

Діаметр кулі, мм	SiC	AlN	WC
22	2,4	2,5	1,9
36	2,5	2,4	1,7

\*– значення в таблиці наведено в МПа.

Література:

1. Визначення параметрів процесу інжекційного формування на основі комп'ютерного моделювання / Т.О. Цисар // Вісн. НТУУ «КПІ». Сер. Машинобудування. – 2010. – №58. – С.116-121.
2. Розробка технології інжекційного лиття керамічних виробів з використанням комп'ютерного моделювання / Т.О. Псярнецька, О.Г. Кіркова, О.О. Лещук, М.Б. Штерн, В.В. Івженко // Порошк. металургія, 2021. – №3/4. – С.28-44.
3. Мікротвердість кільцевих виробів з керамічного матеріалу на основі SiC після інжекційного лиття / Т.О. Псярнецька, М.О. Цисар, О.О. Лещук, Т.О. Косенчук, В.В. Івженко, В.І. Шидловський // Інструментальне матеріалознавство, 2021. – вип. 24. – С. 400-407.

**Руденький С.О.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ВПЛИВ  $TiO_2$  НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТУ  
 $Al_2O_3-SiO_2-MgO-TiO_2$  НА ОСНОВІ ОКСИДУ АЛЮМІНІЮ**

E-mail: ruserg@ukr.net

Сучасний стан розвитку техніки і технологій пов'язаний з удосконаленням існуючих і створенням нових матеріалів [1]. Отримання таких матеріалів можливо при застосуванні сучасних технологій, що суттєво відрізняються від традиційних. Тому в роботі застосовувались методи порошкової металургії, що дозволяють отримувати матеріали з складним поєднанням властивостей, які іншими методами отримувати практично неможливо [2].

При наявності, в більшості випадків, переваг у властивостях кераміки на основі  $Al_2O_3$  і доступності вихідної сировини, одним з основних її недоліків залишається велика енергоємність виготовлення, зокрема висока температура спікання – 1650-1750 °С, що потребує значних енерго- і матеріальних затрат при її промисловому виробництві. Загальна тенденція по енергозбереженню зумовлює,

при виготовленні такої кераміки, необхідність вибору такого складу матеріалу і застосування вихідних порошків з підвищеною активністю, які давали б можливість знизити температури її спікання і одночасно забезпечити високі фізико-механічні властивості [3].

Тому метою даної роботи є дослідження формування структури композиту  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MgO-TiO}_2$  на основі оксиду алюмінію в від вмісту добавки порошку  $\text{TiO}_2$  (2, 4, 6, 8% мас.), впливу нанопорошку  $\text{MgO}$  і технологічних факторів для отримання композиту з регульованою щільністю при понижений температурі спікання (менше  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ ). А також встановлення його основних властивостей – щільності, пористості, мікротвердості.

Важливим при формуванні структури такого складу композиту є утворення титанату алюмінію – тіаліта  $\text{Al}_2\text{TiO}_3$ . В кераміці при збільшені вмісту титанату алюмінію зменшується зменшується температурний коефіцієнт лінійного розширення.

В роботі досліджувався композиту складу  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 3\%$ ;  $\text{SiO}_2 - 1,5\%$ ;  $\text{MgO}$ ,  $\text{TiO}_2$  при зміні вмісту  $\text{TiO}_2 - 2, 4, 6, 8\%$  мас.

Вихідні порошки оксидів  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  після механічного подрібнення мали розмір частинок порядку 10-15 мкм, а розмір  $\text{MgO}$  не перевищував 90-100 нм.

Приготування шихти матеріалу проводилось в барабанному млині протягом 3-4 годин. При змішуванні в шихту вводивсь пластифікатор – 2,5% розчин полівінілового спирту (ПВС) в дистильованій воді.

Після змішування шихта просівають через сито 02 з метою її грануляції і покращення текучості.

Формування пресовок діаметром 10 мм і висотою 10 мм проводилось в сталій прес-формі на гідравлічному пресі в інтервалі тисків від 50 до 250 МПа, з кроком 50 МПа.

Після пресування пресовки тримали в сушильній шафі при температурі  $80\text{--}90\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 1-2 годин з метою підвищення їх міцності за рахунок полімеризації пластифікатора.

Спінання спресованого матеріалу проводилось в камерній печі опору СВК «Емітрон» при температурі 1400 °С при часі ізотермічної витримки 2 години.

Мікроструктуру спеченого композиту складу  $Al_2O_3-SiO_2-MgO-TiO_2$  досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И, фазовий склад – рентгенівського дифрактометра Ultima IV фірми Rigaku. Мікротвердість матеріалу за Вікерсом, HV, визначали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 при навантаженні  $F = 1$  Н за стандартною методикою. Щільність та пористість зразків композиту визначали за стандартними методиками та з застосуванням гідростатичного зважування.

Мікроструктури спечених зразків композиту наведені на рис.1.

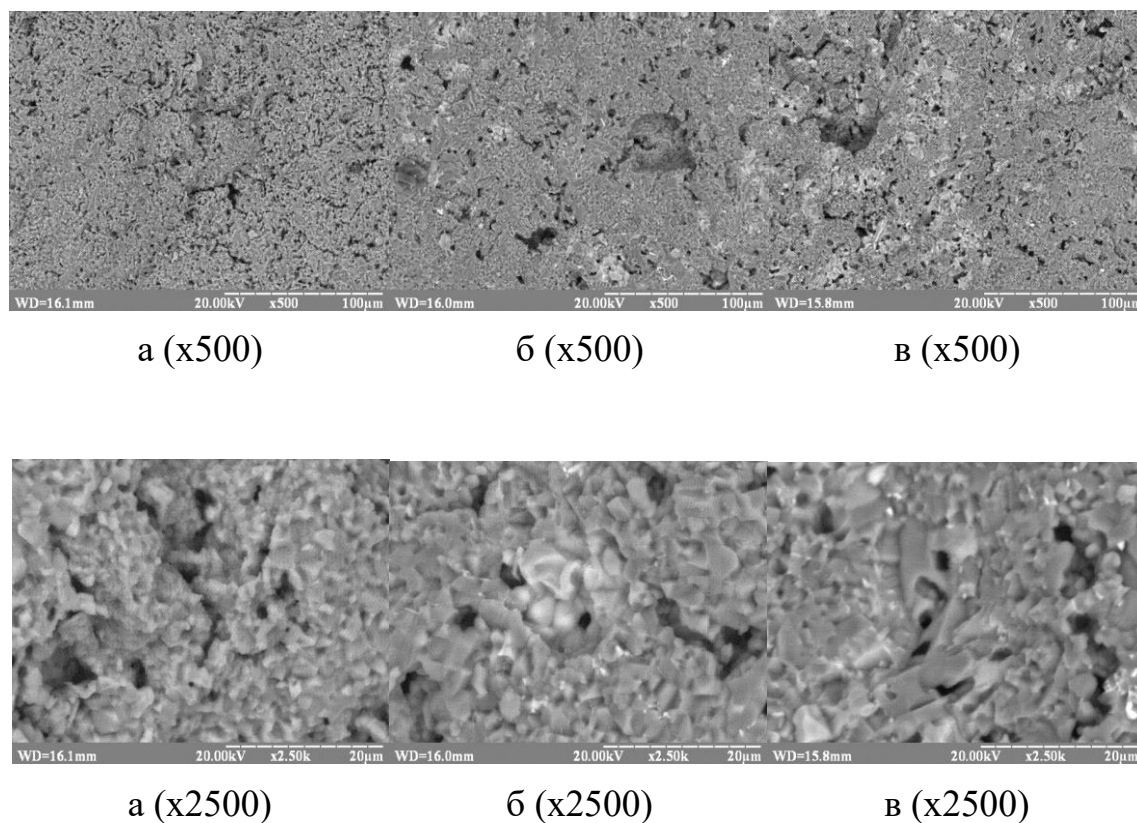
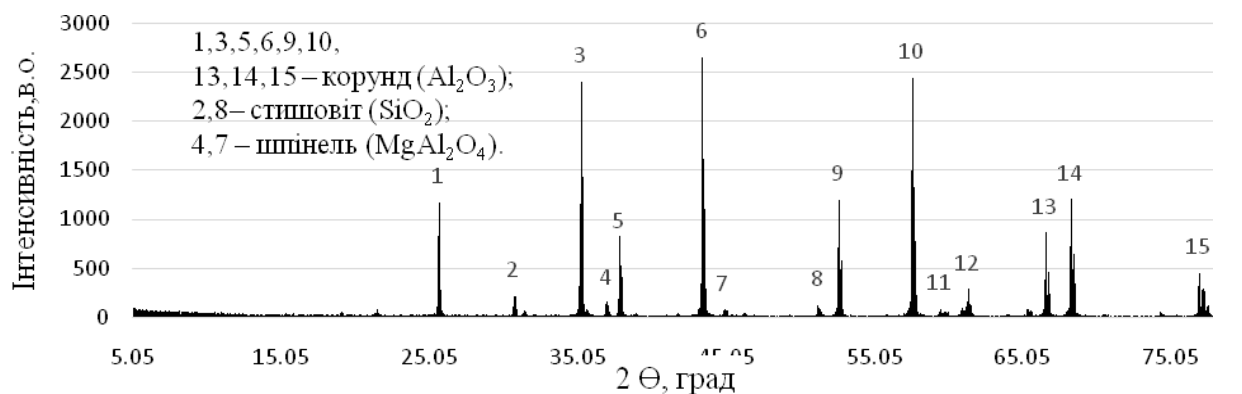
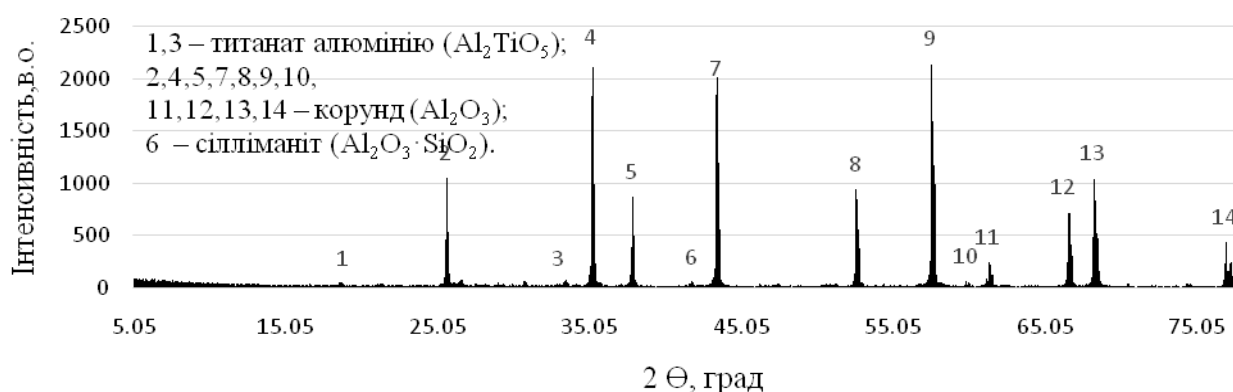


Рис. 1. Мікроструктури зразків спечених композитів  $Al_2O_3-SiO_2-MgO-TiO_2$  при вмісті  $TiO_2$ : а – 2%, б – 4%, в – 6%

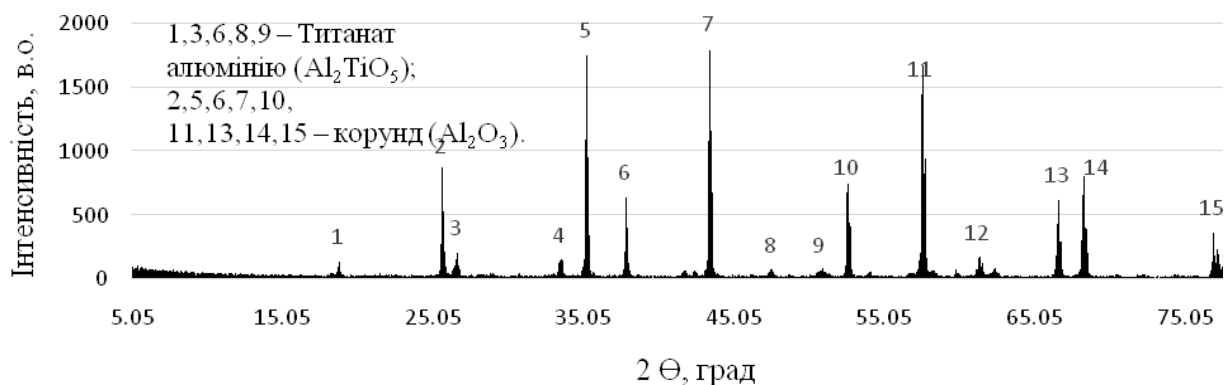
Ренгенофазовий аналіз композиту проводився на рентгенівській установці фірми Rigaku. Його результати приведені на рис. 2.



а



б



в

Рис. 2. Рентгенофазовий склад композиту  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MgO-TiO}_2$  при вмісті  $\text{TiO}_2$ : а – 2 %, б – 4% , в – 6%

Як показали результати досліджень в інтервалі тисків 50-250 МПа щільність при спіканні зразків кераміки при температурі 1400 °С зростає, а об'ємна усадка



зменшується зі зростанням тиску пресування в цьому інтервалі тисків. Що відповідає закономірностям формування структури матеріалу в залежності від тиску пресування. При цьому зростає вміст закритої пористості, яка уповільнює усадку і не сприяє ущільненості зразків композиту. Одночасно найкращі властивості по щільності зразки матеріалу мають уже при тисках 100-150 МПа. Як показують результати, для різних складів композиту в залежності від вмісту  $\text{TiO}_2$  спостерігається зміна величини об'ємної усадки. При отриманій максимальній щільності композиту вона спостерігалась порядку 35-40%.

З літературних джерел [1, 2] відомо, що  $\text{TiO}_2$  в невеликих кількостях зменшує температуру спікання оксидних керамік, що підтверджувалось результатами в роботі. Було встановлено, що  $\text{TiO}_2$  в складі зразків композиту суттєво впливає на активізацію ущільнення матеріалу підчас спікання при його вмісті близько 4%. Далі збільшення його вмісту практично не впливає на зростання щільності зразків. При цьому збільшення вмісту  $\text{TiO}_2$  сприяє росту зерна. Що, як правило, приводить до зменшення міцності і мікротвердості.

Також на активацію усадки має вплив нанопорошок  $\text{MgO}$ , який виступає активатором дифузійних процесів. Домішка нанопорошку  $\text{MgO}$  в кількості 1,5% знижує здатність  $\text{Al}_2\text{O}_3$  до рекристалізації, підвищує ступінь спікання, однак при цьому мало впливає на зниження температури спікання композиту.

Як видно з результатів електронної мікроскопії мікроструктури (рис. 1, зокрема 1, б), відбувається значне зменшення пористості при вмісті  $\text{TiO}_2$  до 4%, та збільшення щільності. Що може бути пов'язано з активним впливом добавки на дифузійні процеси в такій кількості.

Зі збільшенням вмісту  $\text{TiO}_2$  більше 4% спостерігається сповільнення усадки і помітний ріст зерна структури композиту. Це може бути пов'язано з тим, що при цьому утворюється твердий розчин  $\text{TiO}_2$  в  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – титанат алюмінію ( $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ), що викликає спотворення кристалічної решітки корунду і, як наслідок, більш активне спікання і рекристалізацію. Ще однією з причин зменшення усадки і уповільнення зменшення пористості може бути зростання внутрішнього кристалічного тиску

при утворенні більшої кількості закритих пор при застосуванні більшого тиску пресування.

При зростанні вмісту  $\text{TiO}_2$  більше 4% сповільнюється процес усадки. В той же час для зразків композиту з вмістом більше 4%  $\text{TiO}_2$  спостерігається уповільнення усадки і при збільшенні тиску пресування. Що може бути пов'язано також з активним ростом зерна (кристалітів) в композиті.

Результати рентгенофазового аналізу представлені на рис. 2. Із рентгенограм видно, що при 2%  $\text{TiO}_2$  (рис. 2), наявність шпінелі та стишовіту, які при збільшенні вмісту до 4% і більше, переходять у інші фази такі, як муліт і тіаліт –  $\text{Al}_2\text{TiO}_3$ . Також помітно, що збільшення вмісту  $\text{TiO}_2$ , призводить до збільшення відповідної кількості титанату алюмінію, який впливає на щільність спеченого композиту.

Дослідження мікротвердості показало, що найбільший показник мікротвердості (близько 9,1 ГПа) має зразок з вмістом 4%  $\text{TiO}_2$ . Для композиту з цим вмістом  $\text{TiO}_2$  спостерігається найбільша відносна щільність 0,92-0,93 та найменша пористість 7-8% за даних умов. Одночасно збільшення його вмісту призводить до поступового зменшення мікротвердості.

Можна стверджувати, що добавка  $\text{TiO}_2$  істотно впливає на температуру спікання матеріалу – знижує її. Але її оптимальний вміст при цьому складає не більше 4%. Водночас результати показують, що зі збільшенням вмісту  $\text{TiO}_2$  не відбувається помітне збільшення щільності зразків композиту, при цьому спостерігається зменшення усадки. За температури спікання 1400 °C і часі витримки 2 год досягнуто відносної щільності 0,92-0,93 композиту складу  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MgO-TiO}_2$  з вмістом  $\text{TiO}_2$  близько 4%.

Одночасно на максимальне ущільнення після спікання зразків композиту має тиск пресування. Тому більш доцільно формувати кераміку в оптимальному інтервалі тисків пресування – 100-150 МПа.

Потребує подальших дослідження як вплив вмісту нанопорошку  $\text{MgO}$  так і вплив інших компонентів з меншим розміром частинок на спікання композиту і його властивості.

Література:

1. Семченко Г.Д. Конструкционная керамика и огнеупоры. – Харьков: Штрих, 2000, – 304 с.
2. Красулин Ю. Л. Конструкционная керамика / Ю. Л. Красулин, С. М. Тимофеев, С. М. Баринов. – М.: Металлургия, 1980. – 100 с.
3. Лукин С. Е. Оксидная керамика нового поколения и области ее применения / С. Е. Лукин, Н. А. Макаров, А. И. Козлов и др. // Стекло и керамика, 2008. – №10. – С. 27 – 31.

**Садовенко С.Г.**

*(ВСП «Дніпровський фаховий коледж інженерії та педагогіки» ДВНЗ УДХТУ,  
м. Кам'янське)*

**РОЛЬ НЕФОРМАЛЬНОЇ ОСВІТИ У ПІДВИЩЕННІ КВАЛІФІКАЦІЇ  
ВИКЛАДАЧІВ СПЕЦІАЛЬНИХ ДИСЦИПЛІН ТЕХНІЧНОГО КОЛЕДЖУ**

E-mail: svetlana.sad71@gmail.com

У сучасній освіті проблема професійного розвитку, підвищення кваліфікації викладача, зокрема й спеціальних дисциплін технічного коледжу, є нагальною та тісно пов'язана з поняттями формальної, інформальної та неформальної освіти. Точаться дискусії щодо ефективності, доцільності, принципів використання нових можливостей, які надають різноманітні установи, освітянські платформи щодо оволодіння педагогом інноваційними прийомами та методами. Тож розглянемо ознаки кожної цих форм освіти.

**Формальна освіта** – це освіта, яка «здобувається відповідно до освітніх ліцензованих програм закладів післядипломної освіти і передбачає досягнення здобувачами освіти заздалегідь визначених результатів навчання. Вона розширює й доповнює знання з фаху, методики викладання предмету, психології, які отримав викладач, здобуваючи вищу освіту» [1]. Зазвичай таке підвищення кваліфікації рекомендується вчителям шкіл та викладачам загальноосвітніх дисциплін, а навчальні групи формуються відповідно допредмету, що

викладається педагогічним працівником (математика, географія тощо). Для викладачів, наприклад, механічних дисциплін, подібних форм роботи, як правило, не передбачається.

Під інформальною освітою розуміється самоосвіта, «яка передбачає само організоване здобуття особою певних компетентностей. Така навчальна діяльність не обов'язково цілеспрямована та структурована, не фіксується документально, але сприяє розширенню професійних знань та умінь і є однією з ключових компетентностей особистості» [1].

Особливістю та привабливістю такої форми підвищення кваліфікації є можливість самостійно визначати траєкторію свого професійного розвитку. Проте на ранніх етапах педагогічної діяльності відсутність чіткого розуміння викладачем власних професійних потреб, недоліків і слабких сторін своєї роботи може привести до незбалансованості отриманої інформації. Брак структурованості цього процесу, слабкий зворотний зв'язок між здобувачем освіти і тьютором, не завжди висока кваліфікація тих, хто навчає, може привести до накопичення різноманітних сертифікатів, даремної витрати часу і розчарування.

Неформальна освіта «здобувається, як правило, за освітніми програмами та не передбачає присудження визнаних державою освітніх кваліфікацій за рівнями освіти, але може завершуватися присвоєнням професійних та/або присудженням часткових освітніх кваліфікацій» [2], тому **здобуття неформальної освіти** є можливістю для викладача своєчасно опанувати й розвинути необхідні компетентності відповідно до власних потреб.

На думку вітчизняних науковців суттєвими характеристиками неформальної освіти є: «наявність сприятливого психологічного середовища для спілкування, навчання та взаємодії; відповідність потребам учасників і, відповідно, спрямованість на подолання дефіциту певних компетентностей; використання різноманітних форм і методів організації процесу навчання (переважання інтерактивних методів, можливість урахування особливостей фізичного і психічного стану учасників); орієнтація на потреби учасників; практико орієнтованість; цілеспрямованість діяльності учасників, усвідомленість ними потреб та очікуваних результатів від процесу навчання; варіативність програм і термінів навчання; гнучкість змісту, форм і методів навчання» [3, с.17].

Основними принципами неформальної освіти зазвичай установлюють: «навчатися в дії, вчитися співпраці, навчитися вчитися» [4]. Застосування першого принципу означає синтез теоретичної та практичної складової освітнього процесу, формування та розвиток нових компетентностей у практичній діяльності. У системі науково-методичної роботи технічного коледжу організація та проведення практично орієнтованих форм роботи є найбільш ефективним. Майстер-класи, тренінги, спецкурси надають можливість «відпрацювати» отримані теоретичні знання, усвідомити недоліки й переваги методичних прийомів та форм роботи.

Другий принцип передбачає спроможність до групової роботи, до ефективної діяльності в команді. Використання форм роботи у малих групах, організація роботи циклових комісій є дієвими, вчать працювати у колективі, вирішувати спільні завдання при роботі на проектами, підготовці до відкритих заходів, акредитації освітніх програм тощо. Третій є здатністю особистості до самоосвіти, пошуку нових знань, застосування набутої інформації у різних умовах. Викладач має постійно вдосконалюватись, опановувати нові навички, вміти їх використовувати у своїй професійній діяльності.

Отже, роль неформальної освіти у підвищенні кваліфікації викладача надзвичайно важлива при ефективному функціонуванні системи науково-методичної роботи технічного коледжу.

#### Література:

1. Формальна, неформальна та інформальна освіта: що вибрати та як поєднати? <http://teachhub.com/formalna-neformalna-ta-informalna-osvita-vchitelya/>
2. Закон України «Про освіту».  
URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2145-19#top>
3. Павлик Н. Теорія і практика організації неформальної освіти молоді: навч. посібник. – Житомир: Вид-во ЖДУ ім. І. Франка, 2017. – 162 с.
4. Пекар І. Роль неформальної освіти в сучасному суспільстві. URL: <http://iqholding.com.ua/articles/rol-neformalno%D1%97-osv%D1%96ti-u-suchasnomu-susp%D1%96lstv%D1%96>

**Сєрікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>, Крютченко Д.В.<sup>1,2</sup>**  
*(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСНИХ ЧАСТОТ КОЛИВАНЬ ДЛЯ ПОРОЖНІХ ТА  
ЗАПОВНЕНИХ ЕКОЛОГІЧНО НЕБЕЗПЕЧНОЮ РІДИНОЮ  
ЦИЛІНДРИЧНИХ ПРУЖНИХ РЕЗЕРВУАРІВ**

E-mail: sierikova\_olena@ukr.net

Резервуари для збереження нафти, питної води, хімічних речовин зазвичай мають форму циліндричних оболонок. Актуальним питанням є визначення міцності таких резервуарів, особливо при дії раптово прикладених навантажень для попередження екологічно небезпечних впливів на довкілля та попередження надзвичайних ситуацій. Це можуть бути сейсмічні впливи, або ударні навантаження внаслідок вибухів, падінь літаків та ін. Найчастіше вказані резервуари моделюються як жорсткі оболонки. Але на практиці ці резервуари спираються на пружний фундамент, що сприяє зменшенню вібрацій при зовнішніх впливах [1-4].

В зазначених резервуарах при дії раптових навантажень відбуваються інтенсивні плескання рідини. Дослідженню цього явища присвячена велика кількість наукових публікацій [2-6] та ін. Для гасіння плескань використовують різні пристрої. Так, в [5] пропонуються встановити горизонтальні або вертикальні перегородки. В [6] встановлено, що при деяких геометричних параметрах частоти коливань пружних стінок можуть наближатися до частот коливань вільної поверхні, що створює загрозу для безаварійної експлуатації резервуарів. В [7-8] запропоновано використання нанокомпозитних матеріалів у резервуарах для підвищення їх міцносних характеристик в умовах сейсмічних навантажень. Тому важливими є дослідження задач коливань резервуарів в зв'язаному формулюванні, з урахуванням пружності стінок та плескань заповнювача. Треба зазначити, що частоти коливань пружних циліндричних стінок є зазвичай вищими, ніж частоти коливань днища. Тому актуальним є питання вибору характеристик пружного днища резервуара за метою зниження вібрацій. Для цього використовують різні моделі пружних основ [9].

Розв'язання задач динаміки оболонкових конструкцій при взаємодії з середовищем потребує створення нових ефективних методів комп'ютерного моделювання. Серед них зазначимо методи інтегральних рівнянь у сполученні з розкладеннями в ряди Фур'є, метод граничних елементів, метод скінченних об'ємів, метод скінченних елементів.

В роботі було досліджено коливання циліндричної оболонки на пружній основі Вінклера. Вважається, що резервуар частково заповнений ідеальною нестисливою рідиною. Задача полягає в визначенні частот та форм такої оболонки з врахуванням плескань вільної поверхні та коливань пружного днища. Наявність пружної основи дає змогу наближено враховувати взаємодію з ґрунтом.

У табл. 1 наведені числові значення власних частот коливань для порожніх та заповнених рідиною циліндричних пружних резервуарів, без врахування впливу пружної основи. Тут коефіцієнти  $n_S$ ,  $n_L$  вказують на кількість форм оболонки та рідини, що враховуються в зв'язаних коливаннях,  $J$  - номер зв'язаної форми коливань. Для числового моделювання використано чотири форми коливань оболонки та п'ять форм плескань.

Таблиця 1 – Частоти порожніх та наповнених рідиною пружних резервуарів,  $n = 0,1$ , Гц

$J$	$n = 0$				$n = 1$			
	$n_S$	$n_L$	оболонка без рідини	оболонка з рідиною	$n_S$	$n_L$	оболонка без рідини	оболонка з рідиною
1		1		0,9739		1		0,6418
2		2		1,3208		2		1,1509
3		3		1,5909		3		1,4564
4		4		1,8209		4		1,7054
5		5		2,0249		5		1,9212
6	1	1,2	23,233	7,6591	1, 2		48,520	21,902
7	2, 1		91,101	43,308	2, 1		139,70	79,712
8	3, 2		205,25	117,03	3, 2, 1		232,44	178,42
9	4, 3, 2		365,79	230,31	4, 3		277,30	210,00

Ці дані показують різницю між частотами заповнених та порожніх оболонок. Зі збільшенням номера частоти ця різниця поступово зменшується. Частоти коливань, що відносяться до пружних стінок, істотно перевищують частоти, пов'язані з плесканнями.

Література:

1. Сєрікова О. М., Стрельнікова О. О. Вплив резервуарів для збереження отруйних та легкозаймистих рідин на навколишнє середовище. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма VII Всеукраїнської науковотехнічної конференції (м. Суми, 21–24 квітня 2020 р.) С. 238-239.

2. Sierikova O., Strelnikova E., Degtyarev K. Strength Characteristics of Liquid Storage Tanks with Nanocomposites as Reservoir Materials. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), **2022**. P. 151-157.

**doi:** [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369)

3. Degtyariov K., Gnitko V., Kononenko Y., Kriutchenko D., Sierikova O., Strelnikova E. Fuzzy Methods for Modelling Earthquake Induced Sloshing in Rigid Reservoirs. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), **2022**. P. 297-302. **doi:** [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466)

4. Sierikova O., Strelnikova E., Kriutchenko D., Gnitko V. Reducing Environmental Hazards of Prismatic Storage Tanks under Vibrations. WSEAS Transactions on Circuits and Systems, Vol. 21. **2022**. P. 249-257.

DOI: [10.37394/23201.2022.21.27](https://doi.org/10.37394/23201.2022.21.27)

5. Sierikova O., Koloskov V., Degtyarev K., Strelnikova E. Improving the Mechanical Properties of Liquid Hydrocarbon Storage Tank Materials. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1068, **2022**. P. 223-229. **doi:** [10.4028/p-888232](https://doi.org/10.4028/p-888232)

6. Sierikova O., Koloskov V., Degtyarev K., Strelnikova O. The Deformable and Strength Characteristics of Nanocomposites Improving. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1038. 2021, p. 144-153.

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1038.144>



7. Sierikova E., Strelnikova E., Kryutchenko D. Seismic loads estimation on the storage tanks for toxic and flammable liquids. Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems» issue 51, 2021. pp. 70–80.

<https://doi.org/10.26565/2304-6201-2021-51>

8. O. Sierikova, E. Strelnikova, V. Gnitko and K. Degtyarev. Boundary Calculation Models for Elastic Properties Clarification of Three-dimensional Nanocomposites Based on the Combination of Finite and Boundary Element Methods. 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2021, pp. 351-356, doi: 10.1109/KhPIWeek53812.2021.9570086

9. Sierikova E., Strelnikova E., Koloskov V., Degtyarev K. The Effective Elastic Parameters Determining of Threedimensional Matrix Composites with Nanoinclusions. Problems of Emergency Situations: Proc. of International Scientific-practical Conference. Kharkiv: NUCDU, 2021, pp. 327–328.

**Серікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)**  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ЧАСТОТ РЕЗЕРВУАРІВ ДЛЯ РІЗНОЇ**  
**ТОВЩИНИ ОБОЛОНКИ ПРИ СЕЙСМІЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ**  
E-mail: sierikova\_olena@ukr.net

Зазначимо, що динамічні характеристики оболонкових конструкцій з відсіками, частково заповненими рідиною, найбільш точно можуть бути визначені експериментальним шляхом. Але проведення таких натурних експериментів є коштовною і не завжди безпечною процедурою [1-4]. Тому стає актуальним проведення віртуальних комп'ютерних випробувань. В цьому дослідженні запропоновано новий ефективний метод для визначення частот та форм резервуарів, частково заповнених рідиною, з урахуванням різних факторів, таких як взаємний вплив плескань рідини та коливань пружних стінок, вплив параметрів пружної основи, рівня заповнення резервуару рідиною [5-7].

Метою дослідження є розробка ефективного методу розрахунку частот та форм коливань резервуарів з рідиною на пружній основі Вінклера з урахуванням пружності днища та плескань вільної поверхні.

Зменшення товщини оболонки призводить до зменшення частот пружних стінок [8, 9]. Частоти порожніх та заповнених рідиною резервуарів для різної товщини наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Залежність частот від товщини оболонки

<i>J</i>	Порожня оболонка, Гц				Оболонка з рідиною, Гц			
	<i>h</i> , м							
	0,01	0,005	0,003	0,0015	0,01	0,005	0,003	0,0015
6	23,233	11,838	7,1805	3,6308	5,5213	2,8187	1,7096	0,8644
7	40,482	20,612	12,495	6,3132	15,172	7,9277	4,8058	1,5780
8	91,101	46,271	28,023	14,153	43,769	22,249	13,479	7,0064
9	205,25	100,01	62,922	31,747	119,14	58,148	36,587	15,716
10	213,55	109,10	66,127	31,778	168,05	85,909	52,069	18,692

Результати свідчать про те, що найнижчі частоти пружних оболонок зменшуються зі зменшенням товщини. Отже, для дуже тонких пружних стінок резервуара перша частота коливань пружних стінок може бути набагато меншою, ніж частота коливань рідини в оболонці з жорсткими стінками. Зі збільшенням товщини стінки резервуара цей ефект стає незначним.

#### Література:

1. Серікова О. М., Стрельнікова О. О. Вплив резервуарів для збереження отруйних та легкозаймистих рідин на навколишнє середовище. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма VII Всеукраїнської науковотехнічної конференції (м. Суми, 21–24 квітня 2020 р.) С. 238-239.

2. Sierikova O., Strelnikova E., Degtyarev K. Strength Characteristics of Liquid Storage Tanks with Nanocomposites as Reservoir Materials. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2022. P. 151-157.

doi: [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369)

3. Degtyariov K., Gnitko V., Kononenko Y., Kriutchenko D., Sierikova O., Strelnikova E. Fuzzy Methods for Modelling Earthquake Induced Sloshing in Rigid Reservoirs. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2022. P. 297-302. doi: [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466)

4. Sierikova O., Strelnikova E., Kriutchenko D., Gnitko V. Reducing Environmental Hazards of Prismatic Storage Tanks under Vibrations. WSEAS Transactions on Circuits and Systems, Vol. 21. 2022. P. 249-257.

DOI: 10.37394/23201.2022.21.27

5. Sierikova O., Koloskov V., Degtyarev K., Strelnikova E. Improving the Mechanical Properties of Liquid Hydrocarbon Storage Tank Materials. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1068, 2022. P. 223-229. [doi:10.4028/p-888232](https://doi.org/10.4028/p-888232)

6. Sierikova E., Strelnikova E., Kryutchenko D. Seismic loads estimation on the storage tanks for toxic and flammable liquids. Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems» issue 51, 2021. pp. 70–80.

<https://doi.org/10.26565/2304-6201-2021-51>

7. Sierikova O., Strelnikova E., Gnitko V. and Degtyarev K. Boundary Calculation Models for Elastic Properties Clarification of Three-dimensional Nanocomposites Based on the Combination of Finite and Boundary Element Methods. 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2021, pp. 351-356, doi: 10.1109/KhPIWeek53812.2021.9570086

8. Sierikova E., Strelnikova E., Koloskov V., Degtyarev K. The Effective Elastic Parameters Determining of Threedimensional Matrix Composites with Nanoinclusions. Problems of Emergency Situations: Proc. of International Scientific-practical Conference. Kharkiv: NUCDU, 2021, pp. 327–328.

9. Sierikova O, Koloskov V, Degtyarev K, Strelnikova O. The Deformable and Strength Characteristics of Nanocomposites Improving. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1038. 2021, p. 144-153.

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1038.144>

**Сєрікова О. М.<sup>1</sup>, Стрельнікова О. О.<sup>2</sup>, Верушкін І.<sup>2</sup>**  
*(<sup>1</sup>НУЦЗУ; <sup>2</sup>ІПМаш ім. А. М. Підгорного НАН України, м. Харків)*  
**ВРАХУВАННЯ ВПЛИВУ ҐРУНТУ ЯК ПРУЖНОЇ ОСНОВИ ВІНКЛЕРА ПРИ**  
**КОЛИВАННЯХ ЦИЛІНДРИЧНОГО РЕЗЕРВУАРА, ЩО ЗАЗНАЄ**  
**СЕЙСМІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ**

E-mail: sierikova\_olena@ukr.net

Побудуємо модель резервуара як жорсткої циліндричної оболонки радіусу  $R$  з пружним днищем на пружній основі Вінклера. Вважаємо, що резервуар частково заповнений ідеальною нестисливою рідиною на висоту  $H$ , рис.1. Позначимо як  $S_0$  вільну поверхню рідини, як  $S_1$  – жорстку циліндричну поверхню,  $S_{bot}$  – пружну поверхню днища [1-4].

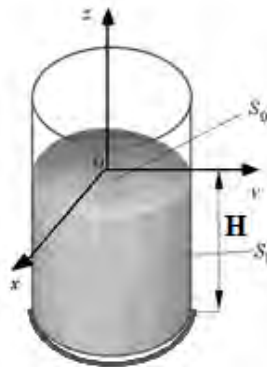


Рис. 1. Циліндричний резервуар з пружним днищем на пружній основі Вінклера

В табл. 1 наведені найнижчі частоти аксіально-симетричних коливань пружної оболонки ( $n = 0$ ) на пружній основі Вінклера [5-7].

Таблиця 1 – Частоти аксіально-симетричних коливань пружної оболонки на пружній основі Вінклера

$J$	Порожня оболонка, Гц				Оболонка з рідиною, Гц			
	$h, \text{ м}$							
	0,01	0,005	0,003	0,0015	0,01	0,005	0,003	0,0015
6	25,336	13,254	12,692	18,353	6,381	3,330	3,305	4,634
7	42,132	21,793	15,852	15,558	15,974	8,0714	5,8718	5,7621
8	92,081	47,429	29,406	23,073	43,769	22,589	14,003	10,984

З результатів, наведених в табл. 1, робимо висновок про те, що при врахуванні пружної основи Вінклера відбувається збільшення найнижчих частот пружних стінок, й не спостерігається явище небезпечного зближення частот коливань пружних стінок та плескань рідини. Тому, при дослідженні коливань тонких оболонок, частково заповнених рідиною, доцільно використовувати методи, що дозволяють наближено враховувати вплив ґрунту [8, 9].

#### Література:

1. Сєрікова О. М., Стрельнікова О. О. Вплив резервуарів для збереження отруйних та легкозаймистих рідин на навколишнє середовище. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма VII Всеукраїнської науковотехнічної конференції (м. Суми, 21–24 квітня 2020 р.) С. 238-239.

2. Sierikova O., Strelnikova E., Degtyarev K. Srength Characteristics of Liquid Storage Tanks with Nanocomposites as Reservoir Materials. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2022. P. 151-157.

doi: [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916369)

3. Degtyariov K., Gnitko V., Kononenko Y., Kriutchenko D., Sierikova O., Strelnikova E. Fuzzy Methods for Modelling Earthquake Induced Sloshing in Rigid Reservoirs. 2022 IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2022. P. 297-302. doi: [10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466](https://doi.org/10.1109/KhPIWeek57572.2022.9916466)

4. Sierikova O., Strelnikova E., Kriutchenko D., Gnitko V. Reducing Environmental Hazards of Prismatic Storage Tanks under Vibrations. WSEAS Transactions on Circuits and Systems, Vol. 21. 2022. P. 249-257. DOI: 10.37394/23201.2022.21.27

5. Sierikova O., Koloskov V., Degtyarev K., Strelnikova E. Improving the Mechanical Properties of Liquid Hydrocarbon Storage Tank Materials. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1068, 2022. P. 223-229. doi:[10.4028/p-888232](https://doi.org/10.4028/p-888232)

6. Sierikova E., Strelnikova E., Kryutchenko D. Seismic loads estimation on the storage tanks for toxic and flammable liquids. Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv

National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems» issue 51, 2021. pp. 70–80.

<https://doi.org/10.26565/2304-6201-2021-51>

7. Sierikova O., Strelnikova E., Gnitko V. and Degtyarev K. Boundary Calculation Models for Elastic Properties Clarification of Three-dimensional Nanocomposites Based on the Combination of Finite and Boundary Element Methods. 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek), 2021, pp. 351-356, doi: 10.1109/KhPIWeek53812.2021.9570086

8. Sierikova E., Strelnikova E., Koloskov V., Degtyarev K. The Effective Elastic Parameters Determining of Threedimensional Matrix Composites with Nanoinclusions. Problems of Emergency Situations: Proc. of International Scientific-practical Conference. Kharkiv: NUCDU, 2021, pp. 327–328.

9. Sierikova O, Koloskov V, Degtyarev K, Strelnikova O. The Deformable and Strength Characteristics of Nanocomposites Improving. Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. Vol. 1038. 2021, p. 144-153.

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1038.144>

**Сідун К.Ю., Продайко С.Д., Ашихміна А.В., Кочерга А.С.,  
Данилейко О.О., Лесик Д.А.  
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ РОБОТИЗОВАНОГО 3D ЛАЗЕРНОГО  
ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ  
СТАЛІ 45**

E-mail: lesyk\_d@ukr.net

Для забезпечення якості поверхневого шару сталевих виробів, розробка та вдосконалення технологій механічного та термічного зміцнення є актуальним завданням на сьогодні. Метод лазерного термозміцнення є ефективним термічним обробленням сталевих виробів оскільки не приводить зміни геометричних параметрів рельєфу та хімічного складу обробленої поверхні. Відомо, що лазерне термозміцнення полягає у формуванні аустенітної мікроструктури під час

швидкого нагрівання та її подальшому перетворенні в мартенситну мікроструктуру під час охолодження [1].

Лазерне термічне оброблення (ЛТО) може бути реалізоване дистанційно за допомогою робота або обладнання з числовим програмним керуванням. Крім того, ЛТО з використанням програмованої сканувальної оптики і системи контролю температури нагрівання оброблюваної поверхні в зоні дії лазерного променя дозволяє значно інтенсифікувати процес лазерного поверхневого термозміцнення в порівнянні із зміцненням плазмою або електронним променем [2]. У результаті ЛТО дозволяє формувати ціленаправлено структуру поверхневого шару із заданим комплексом властивостей.

Метою даної роботи є дослідити вплив роботизованого ЛТО сталі 45 з використанням дискового лазера TRUMPF TruDisk 8002 (потужність лазера 1,35–2,55 кВт) та сканувальної оптики, яка була встановлена в році робота FANUC M-710iC-50.

Враховуючи приведені результати шорсткості та твердості поверхні сталі 45 (рис. 1), оптимальними режимами ЛТО дисковим лазером в поєднанні із сканувальною оптикою є потужність лазера 1,5–1,8 кВт, швидкість переміщення зразка 11–13 мм/с при швидкості сканування лазерного променя 20 м/с, амплітуді сканування 10 мм та діаметрі лазерного променя 1 мм.

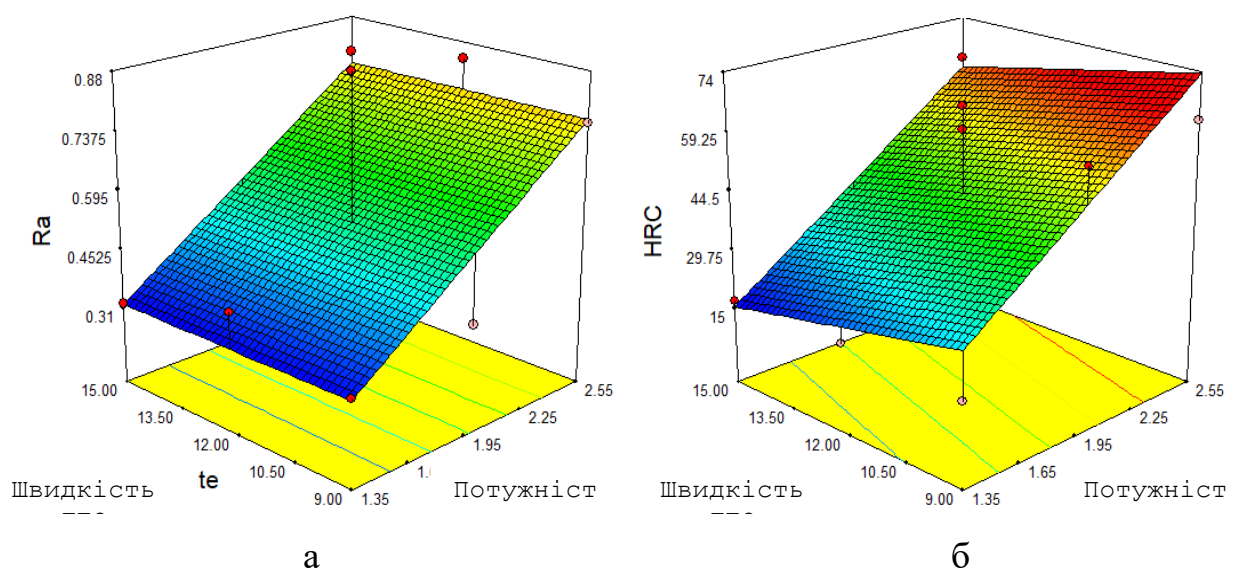


Рис. 1. Шорсткість (а) і твердість (б) поверхні сталі 45 після ЛТО дисковим лазером

Визначені режими ЛТО ведуть до уникнення оплавлення поверхневого шару, збільшуючи твердість поверхні до 60–65 HRC<sub>5</sub>.

Література:

1. E. Kennedy, et al. (2004) A review of the use of high power diode lasers in surface hardening, *J. Mater. Proc. Tech.*, 155–156: 1855–1860.
2. D.A. Lesyk, et al. (2020) Influence of combined laser heat treatment and ultrasonic impact treatment on microstructure and corrosion behavior of AISI 1045 steel, *Surf. Coat. Technol.*, 401: 126275.

**Сіренко К.А.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ШЛЯХИ ВРАХУВАННЯ НЕСТАБІЛЬНОСТІ ВМІСТУ ХІМІЧНИХ  
ЕЛЕМЕНТІВ У КОМПОНЕНТАХ ШИХТИ ДЛЯ ВИПЛАВЛЕННЯ ЧАВУНУ**

E-mail: thermoexp.metal@gmail.com

При розгляді методики визначення шихти для виплавлення чавуну в індукційних тигельних печах перш за все зазначимо, що задача прогнозування вмісту хімічних елементів у складі чавуну на підставі кількісного розрахунку необхідних компонентів шихти значно складніша, ніж регулювання хімічного складу розплаву чавуну, який коригують за результатами контролю вмісту хімічних елементів у металі відібраної з розплаву проби. При цьому, набір матеріалів (феросплавів, карбюризаторів), які використовують для регулювання вмісту хімічних елементів в чавуні, є заздалегідь відомим. Тобто умови для вирішення задачі забезпечення заданого вмісту хімічного складу розплаву чавуну є повністю визначеними і саму задачу можна кваліфікувати як задачу з повною інформацією.

Визначення шихти для виплавлення чавуну заданого хімічного складу є задачею з неповною вхідною (початковою) інформацією. Перш за все,



невизначеність стосується основного компонента шихти – металобрухту, його хімічного складу, забрудненості, вмісту в ньому шлаку, окалини тощо. На практиці насипна маса сталевих брухту складає  $0,35...0,5 \text{ т/м}^3$ . По-друге, невизначеність задачі пов'язана з технологією плавки.

В роботі [1, с. 158] зазначено, що при розрахунках складу шихти для виплавлення чавуну використовують різні методи – аналітичний, графічний, графоаналітичний та метод підбору. У вигляді прикладу в цій роботі розглянуто розрахунки складу шихти для виплавлення чавуну з використанням методу лінійного програмування. За критерій оптимальності приймалася мінімальна вартість шихти. Слід зазначити, що при позитивному відношенні в цілому до цього критерію визначення оптимального складу шихти, він ніяк не враховує фізико-хімічні характеристики компонентів у її складі, які мають вирішальний вплив на техніко-економічні показники процесу плавки чавуну та на якість і, відповідно, вартість ливарної продукції, виготовленої з чавуну. В результаті при такому критерії оптимальності складу шихти може виникати ситуація, коли вартість шихти буде мінімальною, але собівартість ливарних виробів мінімальною не буде внаслідок завищених витрат на виплавку чавуну.

При визначенні складу шихти для виплавлення чавуну будь-якого сортаменту необхідно враховувати угар хімічних елементів під час плавлення, перш за все вуглецю, кремнію, марганцю. На відміну від процедури регулювання складу чавуну на підставі результатів хімічного аналізу проби металу, відібраної безпосередньо з розплаву, коли відомо, скільки не вистачає вмісту конкретного елемента в чавуні, то при корекції складу шихти за вхідну інформацію щодо *Mn* і *Si* слід приймати вимоги стандарту до вмісту цих елементів у продукції, яка буде виготовлятися з виплавленого чавуну.

Необхідно зазначити, що дана операція, ускладнюється в промисловій практиці за рахунок того, що металобрухт, який постачається на підприємства, нерідко має значну неоднорідність і нестабільність хімічного складу. Феросплави із зазначенням основних елементів згідно з сертифікатом якості, також мають широкий інтервал вмісту елементів.

Розроблено методику коригування шихти, яка дозволяє суттєво знизити негативні ефекти, пов'язані з нестабільністю хімічного складу металобрухту, феросплавів та інших її компонентів шляхом врахування в ймовірнісному аспекті нестабільності хімічного складу компонентів шихти. В розрахунках маси компонентів у складі шихти, зокрема феросплавів, застосовано математичну модель, представлену в наших роботах [2, 3]. Процедура визначення маси феросплавів передбачає оцінку у ймовірнісному підході з використанням методу Монте-Карло впливу їх нестабільності на хімічний склад чавуну.

Введено поняття «домінуючий хімічний елемент», «коефіцієнти вагомості», які характеризують відносний ступінь важливості кожного з хімічних елементів при регулюванні їх вмісту у складі чавуну в процесі його виплавлення та поняття «точок прицілювання» при корекції хімічного складу розплаву в процесі плавки для забезпечення вмісту заданих елементів поблизу верхньої або нижньої границь їх діапазонів, регламентованих стандартами на зазначені ливарні вироби. Запропоновано критерій оцінки результату математичного моделювання процесу коригування хімічного складу чавуну при його виплавленні.

#### Література:

1. Худокормов Д.Н. Производство отливок из чугуна. – Минск: Высшая школа, 1987. – 198 с.
2. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Ідеологія коригування хімічного складу синтетичного чавуну в процесі виготовлення литва // Метал та лиття України, 2021. – Т. 29. № 4 (327). – С. 44–54.
3. Сіренко К.А. Удосконалення технології коригування хімічного складу чавуну під час плавки в індукційних тигельних печах // Процеси лиття, 2022. – №1 (147). – С. 3–10. Doi: <https://doi.org/10.15407/plit2022.01.003>.

**Смірнов О.М.<sup>1</sup>, Семірягін С.В.<sup>2</sup>, Скоробагатько Ю.П.<sup>1</sup>, Горюк М.С.<sup>1</sup>,  
Семенко А.Ю.<sup>1</sup>, Гойда Д.І.<sup>1</sup>**

*(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ;*

*<sup>2</sup>ТОВ НВП «Дніпроенергосталь», м. Запоріжжя)*

## **ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ВІБРОІМПУЛЬСНОГО ВПЛИВУ НА ПОКРАЩЕННЯ СТРУКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

Алюмінієві сплави системи Al-Si завдяки поєднанню високих ливарних, механічних та спеціальних властивостей широко використовуються у різних галузях промисловості. Однак розвиток високотехнологічної техніки зумовлює необхідність постійного підвищення рівня їх властивостей.

З цією метою вдосконалюють процеси обробки сплавів та кристалізації виливків. В даний час традиційні способи вирішення цієї проблеми себе вичерпали, тому ведеться активний пошук нових, у тому числі заснованих на використанні зовнішніх впливів на рідкий метал. При цьому до найбільш перспективних з них відносяться ті, в яких застосовуються фізичні способи обробки металевих розплавів.

При використанні фізичних полів на рідкий сплав виявляється тепловий і силовий вплив як на макрорівні (нагрів, рух (перемішування та транспортування), надання форми), так і на мікрорівні (вплив на структурні неоднорідності, рідкі та тверді включення, окремі компоненти сплаву). Вид введеної енергії може бути різним – теплова, механічна, акустична, електрична, електромагнітна – і, відповідно, основна керуюча дія й ефект від її введення можуть бути різними. У загальному вигляді схему фізичної обробки металевих розплавів можна представити таким чином. Незалежно від виду енергії, що вводиться в розплав, її джерелом (генератором) є будь-який електротехнологічний пристрій (ЕТП), який подає електричну енергію на пристрій-перетворювач, що формує необхідний вид енергії, та забезпечує задану потужність її потоку (рис. 1). Такий пристрій-перетворювач може бути змінним і мати різні модифікації в залежності від конкретних цілей обробки.

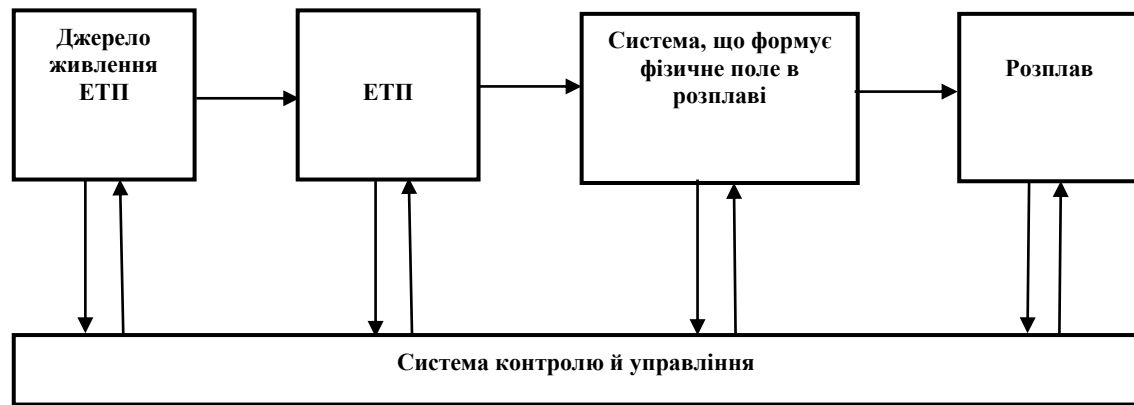


Рис. 1. Загальна схема обробки розплаву фізичними полями

У процесі такої фізичної обробки енергія, що вводиться в розплав, розподіляється наступним чином. В ідеалі, таку систему для фізичної обробки намагаються сконструювати таким чином, щоб по-перше, мінімізувати втрати енергії в ЕТП, по-друге, збільшити ККД передачі енергії в розплав і, в-третьєх, максимально зменшити втрати енергії в самому розплаві. На практиці, через велику різноманітність застосовуваних для обробки видів енергії, конструкція конкретних пристроїв і перерозподіл енергії в них можуть сильно відрізнятись. Так, конструктивно найлегше ввести в розплав механічну енергію (обертання, вібрація). Однак найбільш концентроване і потужне виділення енергії в обсязі рідкого металу досягається при створенні в ньому акустичних ударних хвиль, аж до кавітації (ультразвукова та електрогідроімпульсна обробка). У той же час максимальна повнота передачі енергії в розплав має місце при використанні електричних і електромагнітних полів. Для фізичної дії на рідкометалеві системи застосовують також пристрої, що надають розплаву рух, наприклад, центрифугування або механічну вібрацію.

Ефект вібраційної та пульсаційної дії на рідину в рідкій ванні необхідно розглядати як у площині примусового регламентованого перемішування, так і з точки зору прояву деяких відомих ефектів. Диференціація цих ефектів стосовно розплавленого металу видається вкрай скрутною в технічному плані.

У загальному вигляді основна мета фізичного моделювання процесів затвердіння при пульсаційному та вібраційному впливі визначена як якісна та

порівняльна кількісна оцінка характеру зростання частинок твердої фази, ідентифікація джерел утворення частинок твердої фази у розплаві та ступеня їх впливу на процеси затвердіння.

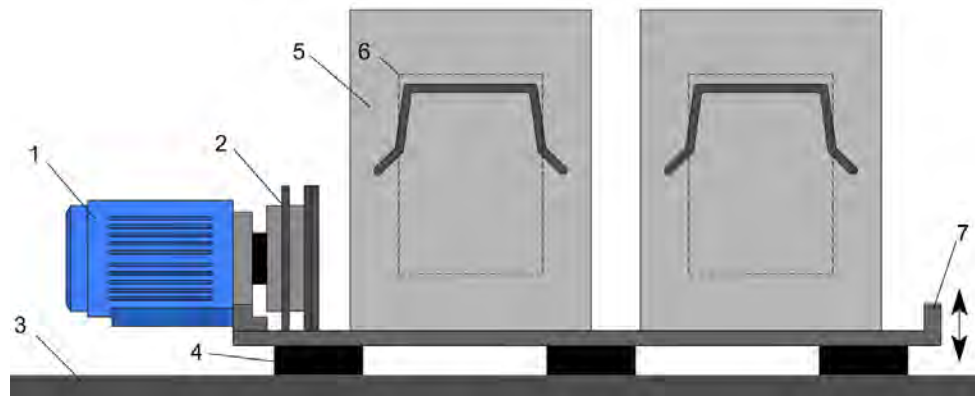
Перевага такого моделювання полягала в наступному:

а) в якості моделюючої речовини використовується метал, що формує яскраво виражену дендритну макроструктуру різної дисперсності;

б) модельний зливоч (вилівок) відливається об'ємним, що забезпечує можливість збереження подоби при порівнянні різних виливків;

в) використання сплавів алюмінію в якості моделюючої речовини дозволяє з високим ступенем точності оцінити вплив пульсаційного та вібраційного впливу на зміну макроструктури зливків.

Віброобробку дослідних виливків проводили на спеціальній віброплатформі, яка встановлювалася на бетонну основу та була оснащена механічним вібратором, що модулює синусоїдальні коливання частотою 0,5-70 Гц. Схему дослідного вібростенду для обробки виливків наведено на рис. 2.



1 – електродвигун; 2 – вібратор; 3 – фундамент; 4 – пружні прокладки;  
5 – опока; 6 – виливоч; 7 – віброплита

Рис. 2. Схема стенду для віброобробки дослідних виливків деталей

Попередньо амплітудно-частотний діапазон коливань був обраний відповідно до раніше розглянутих міркувань забезпечення режиму кавітаційного утворення зародка при більш рівномірному затвердінні виливки в цілому.

Враховуючи високий коефіцієнт об'ємної усадки для алюмінію, ефективність віброобробки може бути оцінена за рівнем осідання розплаву в формі. Надалі зафіксовані таким чином частоти коливань, що забезпечують максимальне осадження розплаву, були прийняті як базові для одержання дослідних виливків.

Результати впливу вібраційної дії на формування алюмінієвих зливків представлені на рис. 3, а (без віброобробки).

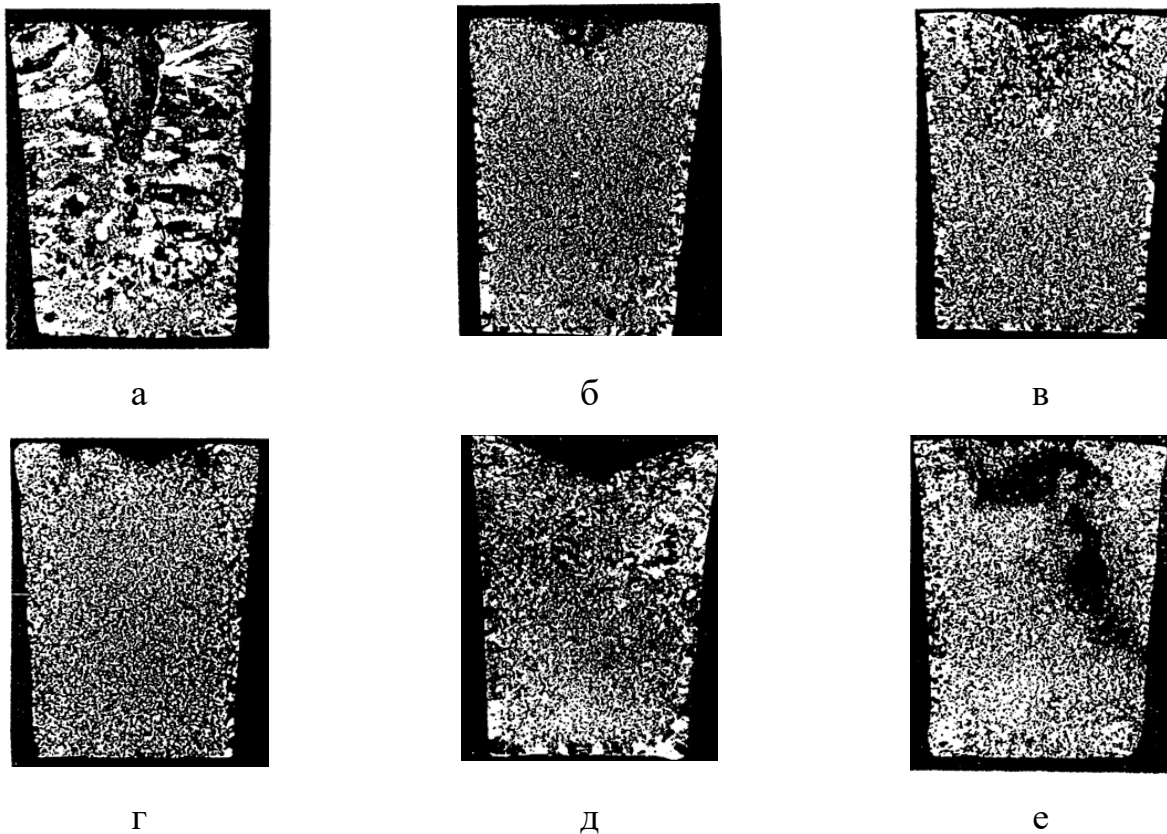


Рис. 3. Макроструктура дослідних алюмінієвих зливків (поздовжні темплети)

Як видно з наведених результатів, значний ефект подрібнення макроструктури досягається навіть при низьких частотах (5-10 Гц) за умови перевищення в процесі обробки порога кавітації на 15-20% (рис. 3, б-в). Аналогічний ефект одержано, наприклад, при віброобробці з частотою 40 Гц (рис. 3, г) в умовах перевищення порогу кавітації на 15%. Додатково слід звернути увагу на те, що віброобробка в режимі низькочастотної вібрації, що перевищує кавітаційний поріг на 30-40% (рис. 3, е), супроводжувалася серйозними сплесками та порушеннями суцільності тіла виливки, що необхідно

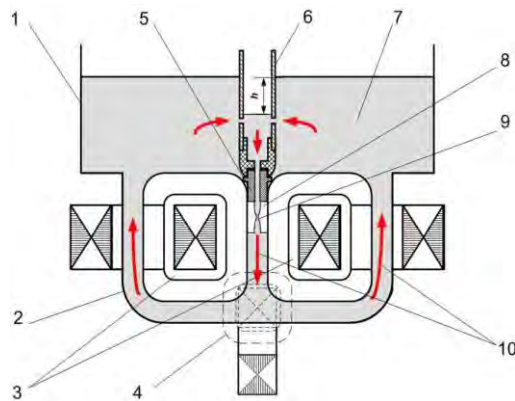
розглядати як негативний прояв ефекту обробки. Тим часом, при недосягненні порога кавітації ефект впливу помітно знижується (рис. 3, д). Співвідношення значень частоти та амплітуди коливань для величини кавітаційного порогу визначалося за рекомендаціями Дж. Кемпбелла.

Процес формування виливків, що твердіють при накладенні пульсаційної дії, у порівнянні з виливками, що твердіють без накладання зовнішнього впливу, характеризується декількома чітко вираженими етапами:

- а) утворення на початку процесу затвердіння великої кількості дрібних частинок твердої фази у розплаві;
- б) укрупнення (зростання) частинок, що утворилися, та їх поступове осадження в донну частину);
- в) зменшення у розплаві кількості твердих частинок та зниження інтенсивності перемішування з подальшим заростанням внутрішньої порожнини керамічної пульсаційної труби.

Інший спосіб такого впливу на алюмінієвий розплав був пов'язаний з використанням явища лінійного пінча, ініційованого в локальній зоні каналу магнітодинамічної установки (МДУ), через яку під дією електромагнітної сили багаторазово прокачували рідкий алюмінієвий сплав марки АК7.

Для забезпечення фізичної обробки рідкого алюмінієвого сплаву в МДУ локальну зону дії на розплав факторів, зумовлених керованим пінч-ефектом, створювали в центральній гілці Ш-подібного каналу магнітодинамічної установки за рахунок розміщення в цій зоні неелектропровідного змінного дроселюючого насадка та пропускання по металу в каналі індукційного струму (рис. 4). При цьому використовували насадки відповідно з каналами діаметром 5, 10 і 15 мм. Діаметр таких каналів вибирався із умови створення умов для повного циклічного розриву рідкометалевого провідника (щільність змінного електричного струму 15-30 А/мм<sup>2</sup>, що є критичною для розриву алюмінієвого струменя), а також для утворення в каналі МДУ (під торцем насадка) розрідження. Виконані в бічній поверхні металопроводу отвори підбиралися так, щоб їх загальний перетин був удвічі більшим, ніж переріз у дроселя.



1 – тигель; 2 – канал; 3 – індуктори; 4 – електромагніт; 5 – дроселюючий насадок, виготовлений із калієвого фторфлогопіту; 6 – металопровід, за допомогою якого утримується насадок; 7 – алюмінієвий розплав; 8 – локальна зона розрідження; 9 – ділянка виникнення пінч-ефекту; 10 – напрямок циркуляції розплаву

Рис. 4. Схема обробки алюмінієвого розплаву в МДН-6А при створенні розрідження в локальній зоні та ініціації пінч-ефекту в струмені металу, що вільно витікає

Було експериментально встановлено, що при діаметрі отвору в насадці, рівному 10 мм, в каналі МДУ під насадком утворювалось розрідження 10-12 кПа, а в рідкометалевому струмені, що вільно витікав в цю зону із каналу насадки, спостерігалось стійке явище пінч-ефекту (щільність струму при цьому складала  $\geq 21 \text{ А/мм}^2$ ), при значенні масової витрати металу через зону МГД-дії, рівній 0,7-0,8 кг/с. При цьому загальна маса рідкого металу, що проходила через зону обробки протягом 15 хв, становила 600-700 кг.

Відомо, що температура в розрядному проміжку ( $\sim 3000 \text{ К}$ ) при повному розриві рідкометалевого провідника істотно перевищує температуру металу в МДУ, тиск газів в цій зоні різко підвищується (до 50-100 атм), а протягом циклу розрив-замкнення провідника – змінюється.

Для проведення металографічних та досліджень на міцність з одержаних циліндричних алюмінієвих марки АК7ч виливків вирізалися поздовжні осьові темплети. Встановлено, що мікроструктура вихідного металу (рис. 5, а) відповідає



типовій структурі силуміну: дендритна структура, а всередині зерен спостерігаються точкові виділення розміром до 1 мкм. Середнє значення міжосьової відстані дендритів -твердого розчину алюмінію знаходиться в межах 12,5 мкм. Зерна Si дрібні з межзеренної евтектикою формою кута закруглені. По межах зерен розташовані скупчення кремнію розміром 18-60 мкм.

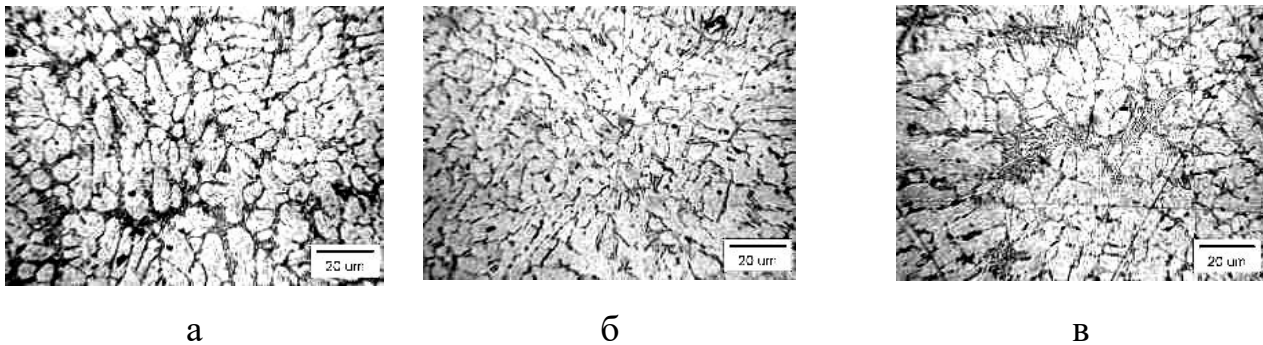


Рис. 5. Мікροструктура вторинного алюмінієвого сплаву АК7 (травлення,  $\times 400$ ):  
а – вихідного; б – після 15 хв; в – після 30 хв комплексної обробки

Так, після комплексної обробки протягом 15 хвилин в режимі циркуляційного прокачування металу через зону локального розрідження та ініціювання пінч-ефекту (рис. 5, б), було відзначено подрібнення зерен твердого розчину алюмінію до 7-10 мкм. При цьому скупчення Si, що знаходяться у вихідному металі, зменшилися в розмірах до 10-15 мкм і рівномірно розподілені, хоча при цьому залишилися гострі кути. У  $\alpha$ -твердому розчині виділилася вторинна фаза, що складається з темно-сірих включень, рівномірно розподілених структурою в кількості 1,5%. Розмір цих включень від 16 до 30 мкм. Утворені включення, що представляють собою світлі скелети у вигляді ієрогліфів, відповідають фазі  $Al_8Si_6Mg_3Fe$ .

Внаслідок обробки металу протягом 30 хв (рис. 5,в) розмір зерен  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію зменшився до 5-8 мкм. Включення Si стали коротшими і компактнішими. Також у зернах  $\alpha$ -твердого розчину спостерігається 2-3% великих (розміром до 20 мкм) темних вторинних включень.

Механічні випробування зразків металу, що відбиралися у процесі обробки, показали, що після 15 хв впливу показник відносного подовження збільшився в 3-3,5 рази до 2,4% після обробки. При цьому міцність на розрив збільшилася в 1,4-1,5 рази – з 90 МПа до 125-130 МПа. При обробці сплаву протягом 30 хв було відзначено зниження величини відносного подовження, яке становило 1,4-1,6% за збереження колишнього рівні міцності на розрив. При обробці розплаву протягом 45 хв відносне подовження зменшилося до 1,2-1,4% за збереження міцності на розрив лише на рівні 125-130 МПа.

Встановлено, що комплексна обробка рідкого алюмінієвого сплаву шляхом багаторазового циркуляційного прокачування через зону локального розрідження забезпечувала видалення розчиненого в розплаві водню з 0,6 до 0,05 см<sup>3</sup>/100 г металу, а додатковий теплосиловий вплив, який обумовлений проявом ефекту кавітації при розвитку пінч-ефекту, сприяє переходу заліза з фази Al<sub>3</sub>Fe у фазу Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe, яка у вигляді світло-сірих скелетоподібних пластин, розміщується по межах зерен α-твердого розчину алюмінію та сприяє дробленню скупчень первинного кремнію та власне подрібненню мікрозерна.

**Смірнова Я. О., Гурія І. М.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ШАРУВАТИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ  
МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ БРОНЕЗАХИСТУ**

E-mail: yana.luschay@gmail.com

Актуальність питання ефективного бронезахисту спричинена постійним вдосконаленням та розвитком боєприпасів. Сучасний бронезахист, як для військового так і для цивільного застосування, вимагає використання облегшених, порівняно з традиційними, матеріалів. Так, використання гомогенної сталі як бронезахисту може збільшити загальну вагу бойової машини на 15-20%, що змінює її рухливість, маневреність, паливну економічність та вимагає потужніших двигунів та міцніших гальмівних механізмів [1].

Відомо, що найбільш балістично ефективні бронематеріали та системи мають пластинчасту, шарувату або ламіновану структуру. Об'ємно-армовані метал-матричні композиційні матеріали, у свою чергу, мають деякі недоліки, оскільки додавання дискретних частинок або волокон до пластичної матриці незначною мірою покращує баланс властивостей, необхідних для броньового матеріалу: загалом, вони мають низькі поперечні властивості, знижену пластичність та в'язкість із підвищеною схильністю до дискування та відшарування [2].

Ефективність шаруватої структури забезпечується за рахунок наявності зовнішнього міцного та твердого шару, який деформує та гальмує пробивний елемент, і внутрішнього пластичного шару, який запобігає розтріскуванню та руйнуванню бронезахисту [3].

У той же час все активніше використовують бронезахист, виготовлений з кольорових металів – насамперед алюмінію та титану, які дають змогу зменшити вагу бронемашин, підвищивши таким чином їх мобільність та ефективність [2, 4-5]. Поширеними є титанові сплави марок VT6, VT14 і VT23 та алюміній-магнієві сплави, особливо марки АМг6.

У попередніх роботах нами було досліджено шаруваті композити систем VT1-0/Al [6], VT6/Al [7] та Ti-TiV/Al, виготовлені за технологією рідкофазного формування. Встановлено, що отримані матеріали мають знижену густину та підвищену міцність порівняно з вихідними матеріалами (рис. 1). Окрім того, представлена рідкофазна технологія забезпечує міцне міжфазне з'єднання, є менш енергозатратною та не потребує складного технологічного обладнання, на відміну від поширених твердофазних технологій виготовлення шаруватих металевих матеріалів. Отримані результати свідчать про перспективність розширення спектру використовуваних вихідних сплавів та подальших досліджень рідкофазно сформованих титан/алюмінієвих шаруватих композиційних матеріалів.

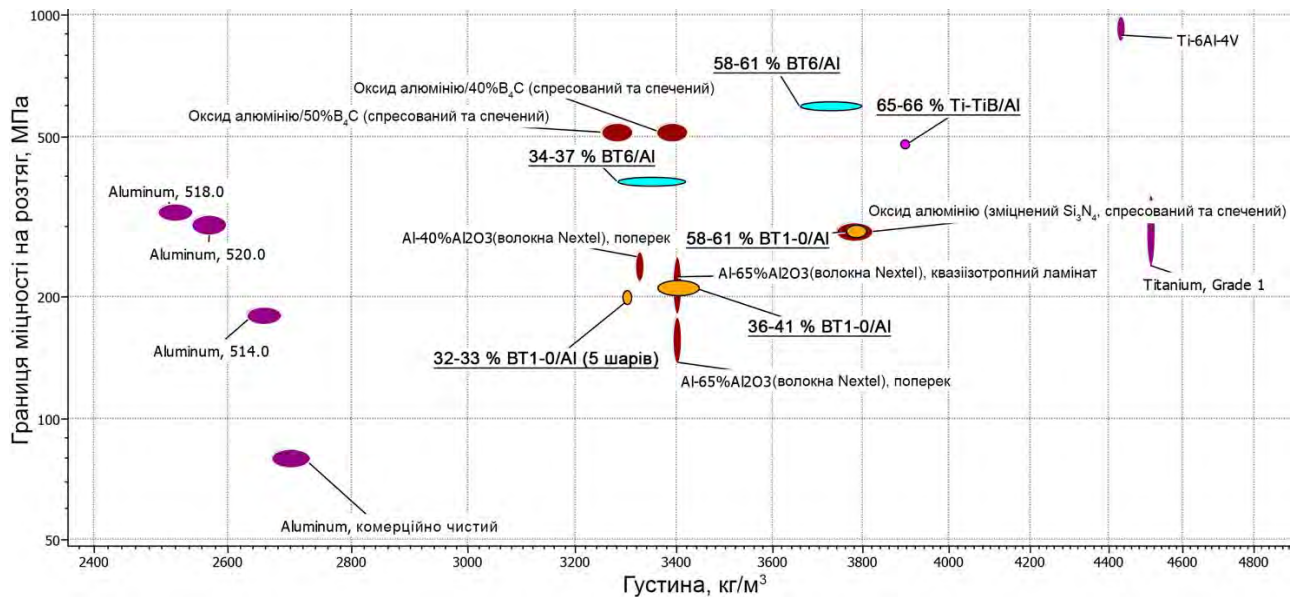


Рис. 1. Графік Ешбі з відображеними властивостями виготовлених матеріалів системи Ti/Al порівняно із вже відомими

#### Література:

1. Prikhodko S. V., Ivasishin O. M., Markovsky P. E. et al. Titanium Armor with Gradient Structure: Advanced Technology for Fabrication. *Advanced Technologies for Security Applications. NATO Science for Peace and Security Series B: Physics and Biophysics.* / Edited by C. Palestini, C. Dordrecht: Springer. 2020. P. 127–140. [https://doi.org/10.1007/978-94-024-2021-0\\_13](https://doi.org/10.1007/978-94-024-2021-0_13)
2. The Science of Armour Materials. / Edited by Ian G. Crouch. Duxford; Cambridge, MA: Woodhead Publishing, 2017. – 715 p.
3. Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Savvakina D. G. et al. Microstructure and Properties of Titanium-based Materials Promising for Antiballistic Protection. *Progress in Physics of Metals.* 2019. Vol. 20, № 2. P. 285–309. <https://doi.org/10.15407/ufm.20.02.285>
4. Ghaziary H. Application and Performance Characteristics of Aluminum Armor Plate for the Hull Construction of Current and Future Military Tactical Vehicles. *SAE Technical Paper.* 2011. 2011-01-0536. <https://doi.org/10.4271/2011-01-0536>
5. Montgomery J. S., Wells M. G. H. Titanium Armor Applications in Combat Vehicles. *JOM.* 2001. Vol. 53. P. 29–32. <https://doi.org/10.1007/s11837-001-0144-2>

6. Smirnova Y., Huriia I., Loboda P. Liquid phase fabrication technology of layered Ti/Al composite. *U.P.B. Scientific bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*. 2021. Vol. 83, Iss. 4. P. 273–282.

7. Смірнова Я. О., Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al. *Метал і лиття України*. 2022. Том 30, №1. С. 84–90. <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084>

**Титаренко В.В.<sup>1</sup>, Заблудовський В.О.<sup>2</sup>, Титаренко І.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>НТУ «Дніпровська політехніка»; <sup>2</sup>УДУНТ, м. Дніпро)**  
**МІКРОШАРУВАТІ КОМПОЗИЦІЙНІ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНІ НІКЕЛЕВІ**  
**ПОКРИТТЯ**

E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

При електроосажденні нікелевих покриттів на постійному струмі виділяється водень, який може включатись в кристалічну решітку металу, утворюючи пересичений твердий розчин включення водню в нікелі. Осадження покриттів при імпульсному режимі відбувається при більш високих густинах струму і відповідних їм потенціалах, при яких виділення водню збільшується. Висока швидкість зміни катодної перенапруги, як і достатньо від'ємний потенціал формування покриття не є достатніми умовами для переходу від крупнокристалічних до нанокристалічним покриттін. Більш важливу роль при цьому відіграє водень, який включається в кристалічну решітку, і який, як можна припустити, сприяє збереженню нерівноважних структур, що виникають, ускладнюючи кристалізаційні процеси в результаті утворення пасивної плівки. У зв'язку з цим становить інтерес застосування програмно-керованого струму для осадження покриттів із шаруватим типом кристалічної структури, зменшеною кількістю поверхневих дефектів, запобігання розтріскування покриттів і збільшення швидкості їх осадження.

Осадження композиційних нікелевих покриттів проводили періодичним чергуванням ступенів постійного струму густиною гранично допустимою за

якістю осаджуваного покриття  $100 \text{ A/m}^2$ , тривалістю (t, с) 300 с (режим I) або 150 с (режим II), та граничною по дифузії  $1000 \text{ A/m}^2$ , тривалістю 30 с (режим I) або 15 с (режим II). Концентрація частинок УДА у водному розчині електроліту нікелювання становила 2 г/л.

При чергуванні ступенів струму густиною гранично допустимою за якістю осаджуваного покриття  $100 \text{ A/m}^2$  та граничною по дифузії  $1000 \text{ A/m}^2$  відбувається збільшення катодного перенапруги, що призводить до перерозподілу парціальних складових струмів відновлення нікелю та водню. За час дії ступені постійного струму густиною  $1000 \text{ A/m}^2$  виділення молекулярного водню у прикатодній області збільшується, при цьому вихід металу за струмом зменшується від 90% до 49%. Виділення водню у великій кількості на катоді сприяє збільшенню ступеня дисперсності частинок УДА до  $40 \div 100 \text{ нм}$ . Зі збільшенням концентрації дисперсних частинок у покритті, розмір кристалітів нікелю зменшується внаслідок адсорбції частинок УДА на кристалітах, що призводить до гальмування їх подальшого росту. Такий процес сприяє збільшенню швидкості утворення кристалічних зародків та формуванню дрібнокристалічної структури покриття (рис. 1).

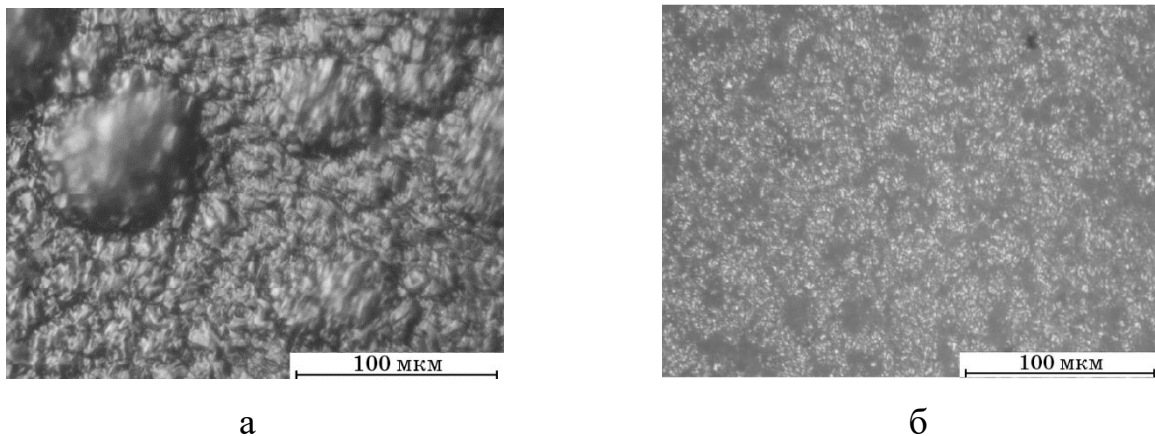


Рис. 1. Морфологія поверхні: нікелевого покриття, осадженого за допомогою постійного струму густиною  $100 \text{ A/m}^2$  (а); композиційного нікелевого покриття, осадженого за допомогою програмно-керованого струму (б)

Частинки УДА, володіючи сильними абсорбційними властивостями, переміщуючись у водному розчині електроліту в напрямку катода, адсорбуються

на його поверхні, що призводить до зменшення його активної поверхні та пасивації. Пасивний вплив частинок УДА на катодну поверхню змінює структуру росту покриття в поперечному перерізі від стовпчастої (рис. 1, а) до мікросфорової (рис. 1, б).

За результатами дослідження концентрації частинок наноалмазу у покритті, мікротвердості та зносостійкості композиційних нікелевих покриттів слідує, що періодичне чергування ступенів постійного струму дозволяє отримувати покриття з більшим вмістом наноалмазу та покращеними механічними властивостями.

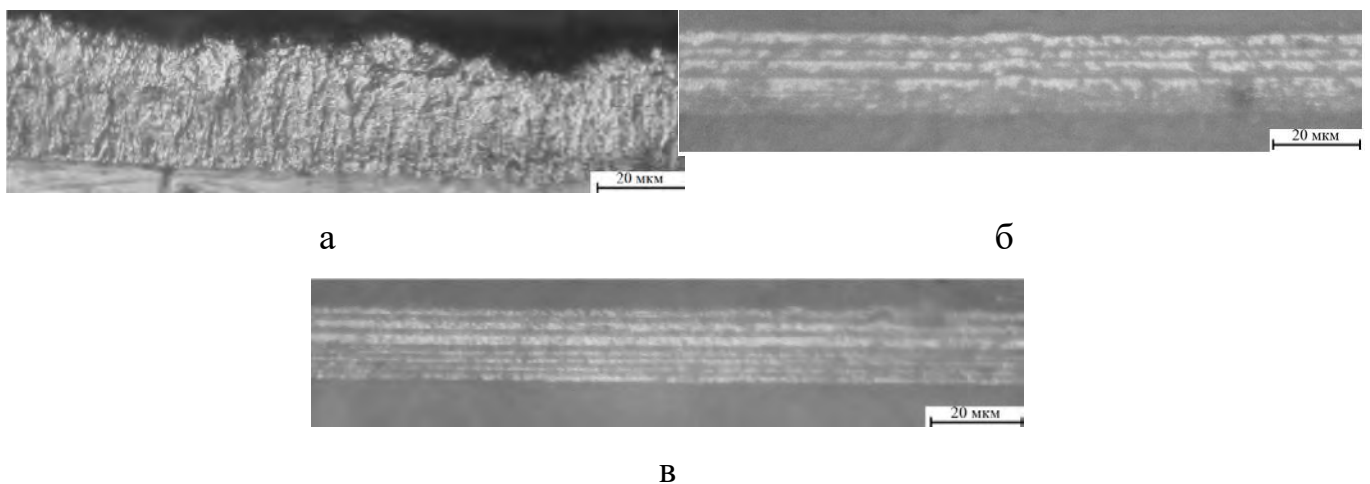


Рис. 2. Структура у поперечному перерізі: нікелевого покриття, осадженого за допомогою постійного струму густиною  $100 \text{ A/m}^2$  (а); композиційного нікелевого покриття, осадженого за режимом I (б); композиційного нікелевого покриття, осадженого за режимом II (в)

Формування мікросфуроватої структури композиційних нікелевих покриттів ступенями постійного струму густиною гранично допустимою за якістю осаджуваного покриття  $100 \text{ A/m}^2$  та граничною по дифузії  $1000 \text{ A/m}^2$  дозволяє зменшити товщину мікросферів, що чергуються, від  $\sim 0,8 \text{ мкм}$  і  $0,4 \text{ мкм}$  (рис. 2, а) до  $\sim 0,4 \text{ мкм}$  і  $0,2 \text{ мкм}$  (рис. 2, б) при однаковій загальній товщині покриття  $20 \div 25 \text{ мкм}$ , що забезпечує зменшення пористості покриттів від 13 пор до 9 пор на  $1 \text{ см}^2$ ; збільшити швидкість осадження нікелевих покриттів в 1,2-1,3 рази.

**Токова О.В.<sup>1</sup>, Степашко В.С.<sup>1</sup>, Савченко-Синякова Є.А.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>2</sup>**  
*(<sup>1</sup>Міжнародний центр інформаційних технологій та систем НАН та МОН України; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ З МЕТОЮ ІНФОРМАЦІЙНОЇ ПІДТРИМКИ ОПЕРАЦІЙНИХ РІШЕНЬ У ВИРОБНИЧІЙ ПРАКТИЦІ**

E-mail: savchenko\_e@meta.ua

Метою дослідження є розроблення оригінального програмного комплексу для підтримки прийняття операційних рішень у ливарному виробництві на основі знання-орієнтованого підходу для підвищення точності та оперативності виливання готових до використання металевих виробів різної серійності на основі моделювання термічних процесів охолодження виливків у ливарній формі за створеною базою експериментальних даних термічного аналізу (ТА).

Лиття є найпоширенішим способом вироблення готових деталей з металів і сплавів. Ми розглядаємо його як термічний процес (від плавлення металу до затвердіння і охолодження виливка в ливарній формі), в якому відбуваються різні перетворення, і головним чином в залежності від складових виливка, та режимів його охолодження можна отримати продукт різної якості та структури. Термічні процеси охолодження виливків під час затвердіння розплаву в ливарній формі в залежності від режимів ливарної технології визначають якість готової продукції. Тому актуальною є науково-прикладна задача розроблення комп'ютерної технології підтримки рішень інженера-ливарника, яка завдяки моделюванню процесів охолодження дозволить підбирати чи корегувати у виробничих умовах хімічний склад сировини та режими охолодження виливка без проведення дорогих за вартістю експериментів [1-3].

Науковою новизною технології моделювання та прогнозування процесів, що відбуваються у процесі лиття, можуть бути використані алгоритми МГУА (методу групового урахування аргументів) та його сучасні модифікації. Підхід, що використовувався при розробці технології, є знання-орієнтованим та інтелектуальним, оскільки застосовані засоби моделювання та прогнозування, основані на автоматичному видобуванні знань з вибірок експериментальних



даних. В доступній авторам для огляду літературі подібного підходу ще не було запропоновано, і тим більше його не було реалізовано у формі прикладної технології [4-8].

Програмний комплекс міститиме базу даних вітчизняних металів і сплавів зі стандартними хімічними та фізико-механічними властивостями, визначеними за ДСТУ, базу накопичених даних ТА у вигляді кривих охолодження – еталонних функцій з визначеним хімічним складом, базу якісних характеристик виливків за різними режимами охолодження, а також функціональних модулів, орієнтованих на розв'язання задач експрес-термоаналізу складу сировини без використання лабораторних досліджень, цільового підбору складових сировини вилівка, моделювання та прогнозування процесів охолодження, оцінювання структури та фізико-механічних властивостей майбутнього вилівка, інформаційної підтримки вибору раціонального режиму охолодження тощо.

Аналогів такої системи в Україні не існує: закордонні програмні засоби не розв'язують всі задачі, в розв'язанні яких виникає потреба в процесі лиття. Такі засоби потребують постійного фахового обслуговування та поза ліцензійної адаптації до наявних ливарних технологій, тобто є практично недоступними для більшості вітчизняних фахівців у галузі ливарного виробництва. Технологія орієнтована на обладнання, що використовується на вітчизняних ливарних підприємствах та спрямована на розв'язання актуальних завдань підвищення ефективності, обґрунтованості та якості прийняття рішень у галузі ливарного виробництва на основі сучасних методів і засобів комплексного інтелектуального аналізу поточних експериментальних даних про перебіг термічних процесів охолодження рідкого металевого розплаву. Підвищення якості виливків та зменшення обсягу бракованих виробів за рахунок використання комп'ютерних технологій дасть змогу українським ливарникам конкурувати на ринку готової металеві продукції. Ця проблема потребує наукового вирішення з використанням нових концепцій інтелектуалізації процесів підтримки рішень, що враховують не лише розв'язання традиційних задач зберігання і оброблення поточних

статистичних даних, але й актуальні задачі розроблення і реалізації інформаційно-аналітичних засобів підтримки процесу прийняття рішень.

Одним з найбільш ефективних підходів до розв'язання задач аналізу і моделювання на основі даних є застосування проблемно-орієнтованих методів та засобів індуктивного моделювання на базі алгоритмів методу групового урахування аргументів (МГУА), автором якого був академік О. Г. Івахненко [9-11]. Автори активно розвивають цей напрямок, за останні роки розроблено концепцію інтелектуального моделювання, нові високопродуктивні алгоритми на основі генетичних операторів та розпаралелювання операцій, розвинено методологію автоматизованого конструювання програмних засобів на основі онтологій. На базі цих досягнень розроблено, наприклад, оригінальні комп'ютерні технології підтримки рішень у сферах оцінювання стану економічної безпеки України, моделювання процесів забруднення ґрунтів важкими металами, моделювання процесів охолодження виливків [12] тощо.

Створення програмного комплексу базується на таких основних ідеях:

1. Для забезпечення належної якості металевого виливка програмний комплекс як технологія підтримки рішень має супроводжувати всі етапи ливарного процесу від аналізу сировини (в тому числі, металобрухту) до отримання готового продукту.

2. Підтримка рішень ливарника має відбуватись оперативно на основі отримання, аналізу та моделювання поточних даних про стан сировини, розплаву, режиму затвердіння і охолодження виробу, тому доцільно використовувати методи і засоби інтелектуального аналізу даних, що успішно працюють в умовах великої апріорної неповноти, невизначеності та зашумленості цих даних вимірювань.

Результати в галузі індуктивного моделювання належать до таких успішних методів і засобів, тому автори проекту, що мають вагомі досягнення в їх розробленні та реалізації, будуть використовувати саме їх як основний інструментарій цієї прикладної розробки.

В центрі уваги розробок авторів є термічний аналіз процесу охолодження розплаву металу чи сплаву від температури ліквідусу (початку кристалізації) до температури солідусу (затвердіння) виливка, тому що відповідні температурні криві охолодження розплаву в часі між цими точками є найбільш інформативними, оскільки в неявному вигляді містять приховану інформацію як про хімічний склад розплаву, так і про фізико-механічні властивості виробу.

У ливарному процесі якість готового виробу найбільш сильно залежить від досвіду та кваліфікації інженера-ливарника, і для значного підвищення ефективності його роботи слід надати йому новий інструмент інформаційної підтримки прийняття рішень, який на основі автоматизованого аналізу стану процесу виливання даватиме йому вагому додаткову інформацію для забезпечення належної якості виливка відповідно до технічного завдання.

#### Література:

1. Савченко Є.А., Кравченко О.В. Застосування індуктивного підходу для моделювання процесу охолодження виливка за експериментальними даними. Індуктивне моделювання складних систем. К.: МННЦ ІТС, вип. 6, 2014. – С. 126-136.
2. Tokova O., Savchenko Ye., Stepashko V. Construction of a computer technology for information support of decisions in the foundry production process // Cybernetics and Computer Engineering, 2019. No 4. - P. 41-55.
3. Tokova O., Savchenko Ye. Modelling of Dependence of Mechanical Properties of Cast Iron on Chemical Composition of Raw Materials. Proceedings of the IEEE 14th International Scientific and Technical Conference on Computer Sciences and Information Technologies (CSIT-2019), September 17-20, 2019, Lviv, Ukraine. Lviv: LNPU, Vol. 1, pp. 179-182.
4. Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н., Дудченко А. В. Сравнительный анализ систем компьютерного моделирования металлургических и литейных процессов // Металл и литье Украины, 2010. – №5. – С. 20–25.
5. Nova Cast Technologies AB.  
URL: <http://www.ruscastings.ru/work/168/2130/2984/2988>.

6. MAGMA5. URL: <http://www.dial-engineering.ru/magma.html>.

7. He B.F. Application of View Cast Software in Foundry Technique Designing. *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 538. P. 572-575.

8. Li D.Y., Xu Z.Y., Maa X.L., Shi D.Q. Review of current search and application of ductile cast iron quality monitoring technologies in Chinese foundry industry. *China Foundry*, 2015. 12(4).

9. Степашко В.С. Комбинаторный алгоритм МГУА с оптимальной схемой перебора моделей // *Автоматика*. 1981. № 3. С. 31—36.

10. Ивахненко А.Г., Степашко В.С. Помехоустойчивость моделирования. Киев: Наук. думка, 1985. 216 с.

11. Tokova O., Savchenko Ye. Inductive Modelling as a Basis of Informational Support of Decisions in Casting Production. Proc. of the XII IEEE International Conference CSIT-2017 & International Workshop on Inductive Modeling, September 05-08, 2017, Lviv, Ukraine. Lviv: Publisher "Vezha&Co". P. 507-510.

12. Tokova O.V., Doroshenko V.S., Yanchenko O.B. Computer systems of thermal analysis for monitoring of foundry and metallurgical processes // *Інформаційні технології та комп'ютерна інженерія*. 2022, № 2. - С. 86-93.

DOI: 10.31649/1999-9941-2022-54-2-86-93.

**Устименко А. І., Лук'яненко І. В., Кивгило Б. В.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ ВІДПРАЦЬОВАНИХ ДЕТАЛЕЙ СКЛОФОРМИ  
ТА НАПРЯМКИ ПОКРАЩЕННЯ ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ**

E-mail: [ustymenko@kpi.ua](mailto:ustymenko@kpi.ua)

Формування скляної порожнистої продукції в умовах масового виробництва здійснюється на високопродуктивних склоформувальних лініях способом видування або пресовидування (рис. 1).

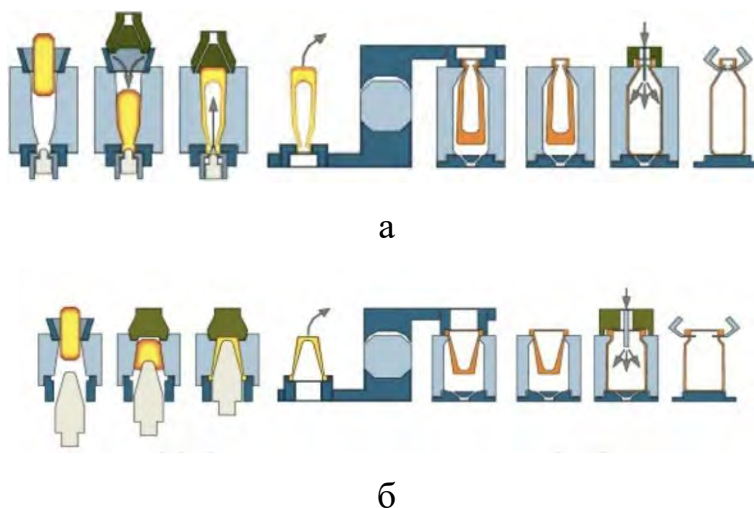


Рис. 1. Процеси формування форми склотари: а – метод подвійного видування; б – метод пресовидування [1]

Аналізуючи інформацію [2], [3], можна стверджувати, що основними технологічними операціями, які виконуються на всіх машинах є:

- 1) подання дозованої краплі гарячого скломатеріалу в чорнову форму (горлом вниз);
- 2) запресування/видування краплі (до стану «пульки») і формування горлової частини тари;
- 3) розкриття чорнової форми та передача «пульки» до чистової форми;
- 4) остаточне формування виробу;
- 5) розкриття чистової форми і охолодження виробу.

Під час роботи деталі формокомплекту піддаються значним термоциклічним навантаженням та повинні витримувати велику кількість циклів (тривалість циклу роботи формокомплекту орієнтовно становить 6-8 с). З підвищенням швидкості роботи склоформувальних машин у масовому виробництві, деталі формокомплекту, що забезпечують формування порожнистої тари, піддаються впливу потужного теплового потоку та механічних навантажень на робочі стінки. Зазначені умови їхньої роботи є причиною формування ряду властивостей, якими повинні володіти деталі, а саме – тепло- та жаростійкість, жароміцність, теплопровідність та високі механічні характеристики. Теплові

навантаження, що впливають на формокомплект, зумовлені дією розплавленого скла (температура видування близько 900-1100 °С), а механічні навантаження – впливом тиску через розплавлений матеріал (компресійний тиск під час видування скловиробу може сягати 2,5-3,0 атм [4]).

В результаті дослідження ринку матеріалів, які використовують для виготовлення деталей формокомплекту, можна відзначити, що серед найуживаніших є бронзи, нержавіючі сталі, нікелеві сплави і навіть композити, але найбільшої популярності набули сірі та ковкі чавуни, адже порівняно з вище вказаними матеріалами вони володіють кращими техніко-економічними характеристиками [4], [5].

Однак, спільним недоліком деталей формокомплекту з графітованих чавунів є структурні трансформації по всьому їх перерізу та вигорання графіту з поверхневого шару, що обумовлено умовами їх експлуатації [4].

Металографічним аналізом відпрацьованих чавунних деталей формокомплекту встановлено, що структура сплаву складається із вкраплин графіту у феритно-перлітній металевій матриці. Дослідження показало, що морфологія графітових вкраплин залежить від призначення склоформи (чорнова – для попереднього видування/випресовування скловиробу; чистова – для формування готового скловиробу) та її робочої зони. На шліфах з відпрацьованих деталей чистового формокомплекту згідно з [5] спостерігається різна морфологія графіту: рівномірно розподілений пластинчастий прямолінійний (рис. 2, зразок 1); пластинчастий завихрений (рис. 2, зразок 2) та дрібний кулястий графіт (рис. 2, зразок 3). Зміна форми графіту від завихреного до гніздоподібного (рис. 2, зразок 2) може бути зумовлена експлуатаційними навантаженнями у робочій зоні та впливом циклічних температурних перепадів, що також впливає на утворення мікропор, які спостерігаються поблизу покриття кромки робочої поверхні (товщина покриття становить близько 0,45 мкм).

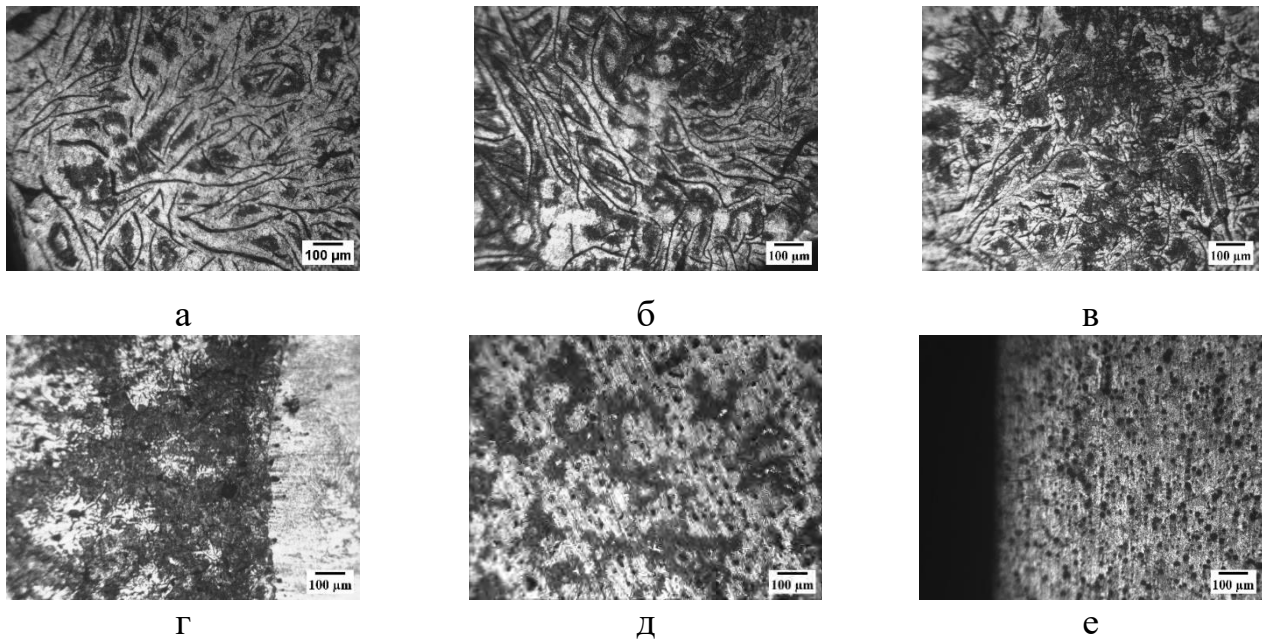


Рис. 2. Мікроструктура шліфів чистової форми (протравлені 4% спиртовим розчином азотної кислоти): зразок 1 (а, б), зразок 2 (в, г), зразок 3 (д, е)

Згідно з [6], морфологія графітових вкраплин у деталях для чорнового формокомплекту (рис. 3) відповідає чавуну з вермикулярною формою графіту. Також спостерігаються мікропори біля робочого шару, що обумовлені викришуванням графітових вкраплин внаслідок агресивного впливу розплавленого скла та високих температур.

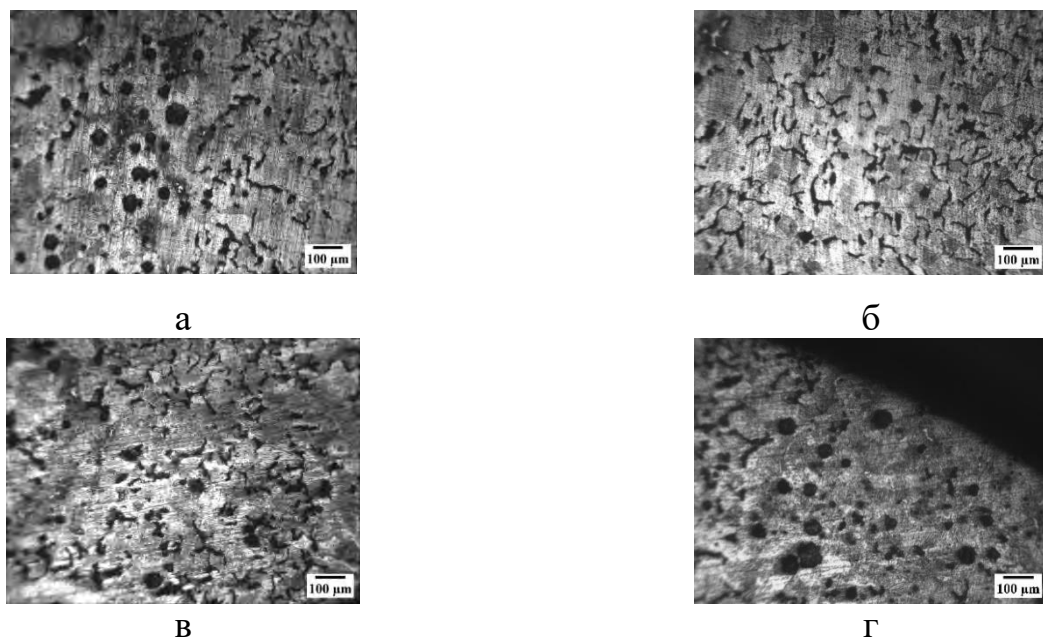


Рис. 3. Мікроструктура шліфів чорнової форми (протравлені 4% розчином азотної кислоти): зразок 1 (а, б), зразок 2 (в, г)

Дослідження мікроструктури чавунних деталей склоформ показало наявність різних структурних трансформацій, в тому числі укрупнення зерен, пошкодження межі їх розділу, що негативно впливає на експлуатаційні характеристики деталей формокомплекту та призводить до виходу їх із ладу.

Одним із способів збільшення терміну експлуатації деталей формокомплекту є забезпечення градієнтної структури у литому стані, яке можна реалізувати різними способами (регулювання швидкості охолодження виливка, застосування спеціальних способів модифікування тощо). Також важливим фактором є забезпечення різної морфології графітових вкраплин по перерізу виливка: дрібні вкраплини графіту кулястої форми у шарі біля поверхні контакту деталі з розплавленим склом, крупні вкраплини вермикулярного графіту в проміжному шарі та пластинчастого графіту в поверхневому шарі. Розроблення технології виготовлення чавунних виливків які б відповідали вищезазначеним вимогам до структури є перспективним шляхом до суттєвого збільшення експлуатаційної стійкості формокомплектів.

#### Література:

1. «Cannapaso,» [Онлайновий]. Available: <https://cannapaso.com/custom-manufacturing-capabilities/glass-container-manufacturing/>
2. Воронов Г. К. Технології виробництва скломатеріалів: конспект лекцій. – Харків: Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова., 2020.
3. Племянніков М. М., Яценко А. П., Пилипенко І. В., Корнілович Б. Ю. Інноваційні технології у виробництві спеціального та побутового скла. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018.
4. Леушин Е. Р., Чистяков И. О., Марфенин Д. Г. Повышение эксплуатационной стойкости деталей чугуновых стеклоформ путем совершенствования технологии их изготовления и контроля / *Труды Нижегородского государственного университета им. Р. Е. Алексеева*, т. 1,



№103. – С 212-224, 2014.

5. L. Hollands, *The Glass to Metal Interface during Container Forming Processes*, The University of Sheffield, March 1998.

6. ГОСТ 3443-87. *Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры*, 1987.

**Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г.**  
(ДДМА, м. Краматорськ)

**АДИТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОМБІНОВАНИХ  
БЕНТОПОРОШКІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА**

E-mail: fyodorov@ukr.net, dyachenko.yurij.1978@gmail.com

Як було показано в роботах [1, 2], деякі різновиди перспективних бентонітових глин вітчизняних родовищ, зокрема, бентоніти Григорівського рудника (Донецька обл., Україна), відносно повільно в часі «засвоюють» вологу під час технологічного циклу сумішоприготування, при чому така тенденція зберігається навіть за умов застосування самого передового й потужного змішувального обладнання. Завдяки таким особливостям піщано-бентонітові формувальні суміші досягають необхідних значень технологічних властивостей, а саме міцності, здатності до формування й текучості, за більш тривалий проміжок часу. Якщо даний фактор інертності окремих різновидів бентонітових глин залишати без уваги, то, в кінцевому рахунку, виробнича формувальна суміш не буде відповідати нормативним значенням за більшістю показників технологічних властивостей, що є неприпустимим для високопродуктивного ливарного виробництва на лініях автоматичного формування за сучасними технологіями, зокрема, сейатцу-процесом. При цьому результати вхідного лабораторного контролю для таких різновидів бентопорошків будуть повністю відповідати вимогам діючих стандартів.

В якості основної мети даної роботи було прийнято експериментальне дослідження фізико-механічної активації перспективних зразків бентонітових

глин вітчизняних родовищ, що відрізняються від аналогів, в тому числі закордонних, підвищеною термостійкістю, а також порівняно високою інертністю «засвоєння» при швидкісних режимах сумішопідготовки. Адитивний метод комбінування подібних зразків бентонітових глин з іншими глинястими мінералами, що відрізняються від основного бентонітового наповнювача за своїми кристаломорфологічними властивостями, шляхом спільного помелу всіх підібраних компонентів глинястої шихти в мелючому агрегаті спеціальної конструкції дозволив домогтися наступних переваг:

- 1) істотного скорочення часу сумішоприготування для досягнення оптимальних фізико-механічних характеристик формувальних сумішей;
- 2) приросту міцності сумішей на стиск у вологому стані на 20...25%, порівняно з варіантом використання базового бентопорошку, отриманого за традиційною технологією.

Одержані практичні результати створюють передумови для розробки комплексних зв'язувальних матеріалів на основі бентонітових глин та інших глинястих мінералів, що видобуваються в різних родовищах України, а також із застосуванням привезеної з-за кордону бентонітової сировини. Адитивна технологія отримання комбінованих бентопорошків з глинястої сировини різних родовищ може бути рекомендована в якості інноваційного підходу підвищення якості виробленої продукції для вітчизняних підприємств, які спеціалізуються на виробництві марочних бентопорошків для ливарного виробництва.

#### Література:

1. Федоров Н.Н., Дорошенко С.П., Снисарь В.П. Исследование термостойкости бентонитов украинских месторождений // *Металл и литье Украины*, 2005. – № 5. – С. 45...48.
2. Федоров Н.Н. Новые технологии в производстве бентонитовых формовочных глин из местного глинистого сырья // *Вестник ДГМА*. – Краматорск: ДГМА, 2009. – № 1 (15). – С. 306...311.

**Хворостяний В.В.**

*(ІПМіц ім. Г. С. Писаренка НАН України, м. Київ)*

**АЛГОРИТМ ЗНАХОДЖЕННЯ ТОЧКИ ЗЛАМУ ЧАСТИННО-ЛІНІЙНОЇ  
АПРОКСИМАЦІЇ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ РОЗПОДІЛУ  
ВЕЙБУЛА ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ПРОГНОЗУВАННЯ  
МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ КРИХКИХ ТА КВАЗІКРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ**

E-mail: plt2002@ukr.net

В експериментальних дослідженнях крихких та квазікрихких матеріалів при локальних статичних навантаженнях визначають середні значення відповідних механічних характеристик, використання яких для точного та достовірного прогнозування працездатності матеріалів та елементів конструкцій може бути недостатнім. При проектуванні чи цілеспрямованому виборі матеріалів найбільш важливою є інформація про їх механічну поведінку в екстремальних умовах експлуатації. На прикладі розгляду експериментальних даних кераміки, скла та твердосплавних матеріалів, випробуваних в умовах крайового руйнування зразків з використанням стандартного індентора (пуансона) [1, 2], було проведено дослідження, пов'язане з обґрунтованим визначенням гарантованого рівня їх характеристик пошкоджуваності та опору руйнуванню.

Саме для цього був виконаний статистичний аналіз результатів випробувань на основі статистичного розподілу Вейбула, який широко застосовується в інженерній практиці в задачах надійності технічних об'єктів для опису їх часу напрацювання до відмов. Було показано, що загалом для кераміки та скла є прийнятним використання моноmodalьних апроксимацій експериментальних залежностей розподілу Вейбула. Однак в деяких випадках розгляд моноmodalьних апроксимацій може бути не точним і призводити до помилок в оцінці несівної здатності та ресурсу досліджуваних матеріалів. Головним чином це стосувалося вивченню особливостей руйнування твердосплавних пластин, випробуваних методом сканування пуансоном кромки зразка. Для підвищення точності аналітичної апроксимації в області низьких значень, які є визначальними з точки зору працездатності матеріалів і характеризують випадки утворення

найбільших крайових пошкоджень, необхідно використовувати бімодальні апроксимації.

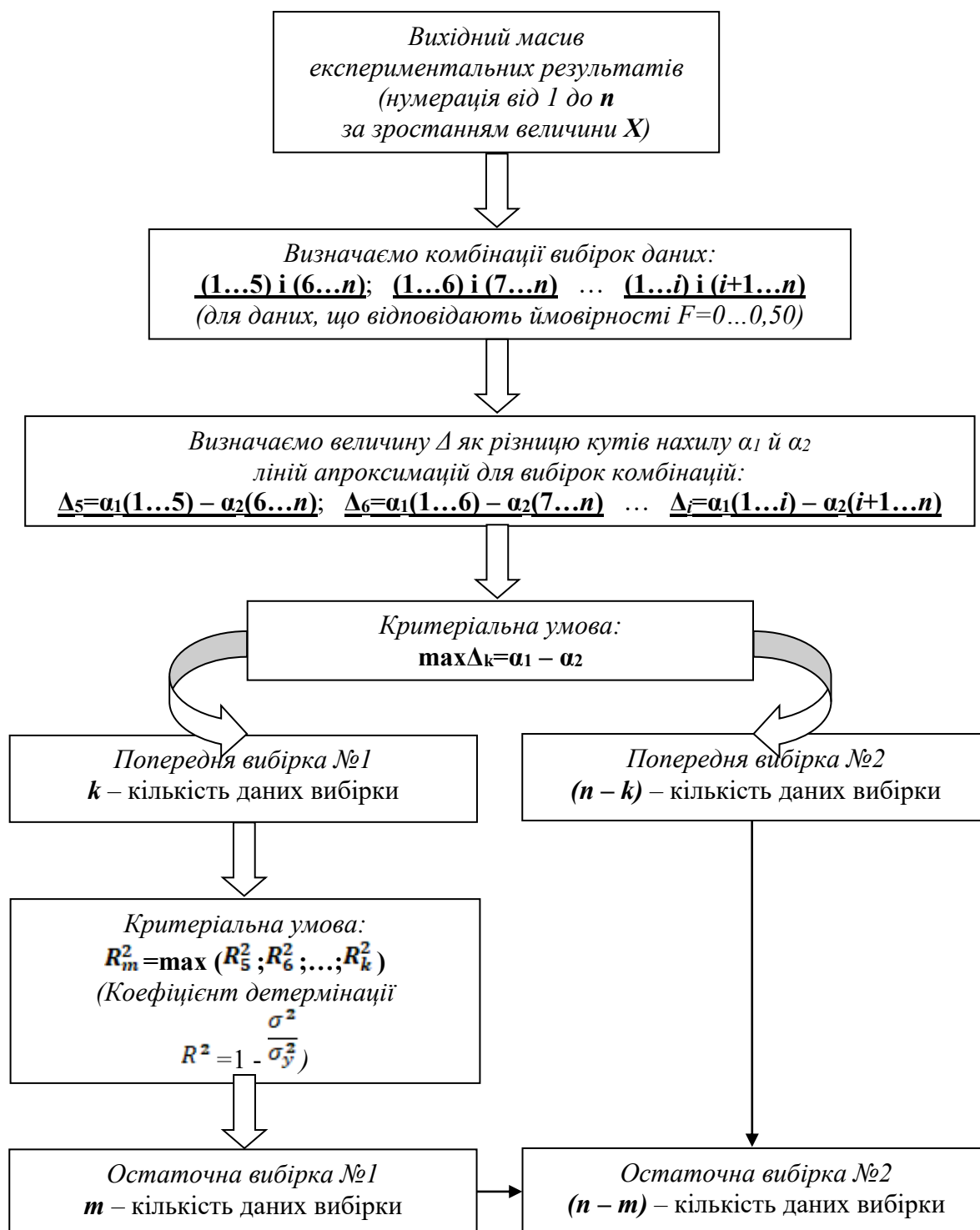


Рис. 1. Блок-схема визначення точки зламу частинно-лінійної апроксимації експериментальної залежності статистичного розподілу Вейбула

В наведеній роботі було запропоновано спосіб знаходження точки зламу частинно-лінійної апроксимації експериментальної залежності статистичного розподілу Вейбула. Алгоритм цього способу показано у вигляді блок-схеми на рис. 1. Слід зазначити, що у стандарті [3] допускається можливість проводити апроксимування розподілів частинно-прямими лініями з різним нахилом, припустивши змішаний розподіл Вейбула. Проте докладний розгляд виконання таких пропозицій не входило в рамки зазначеного нормативного документу. В літературних джерелах вказується на необхідності врахування відхилення нижніх значень від прямолінійної модальної форми кривих розподілу Вейбула, але не зазначається строгого математичного розв'язання такого врахування, а безпосередній розподіл вибірок для побудови мультимодальних залежностей мав суб'єктивний характер.

Запропонований в цьому дослідженні алгоритм полягав у поділі вихідного масиву даних на дві вибірки так, що лінія апроксимації області низьких значень параметра найбільш точно відповідала експериментальним результатам. Для цього вихідний масив даних формували за зростанням величини  $X$  з нумерацією від 1 до  $n$ . Потім визначали комбінації вибірок (що містять не менше 5 експериментальних результатів) і обчислювали величину  $\Delta_i$  як різницю кутів нахилу  $\alpha_1$  і  $\alpha_2$  ліній апроксимацій для комбінацій вибірок. Попередні дві вибірки даних №1 і №2 одержували з критеріальної умови максимуму величини  $\Delta_k$ . Для першої вибірки, що містить  $k$  емпіричних точок, перевіряли критеріальну умову максимуму коефіцієнту детермінації  $R^2$  і таким чином знаходили остаточні обсяги вибірок №1 і №2.

З використанням представленого алгоритму поділу результатів на дві окремі вибірки були побудовані бімодальні апроксимації експериментальних залежностей розподілів Вейбула для характеристик пошкоджуваності та опору руйнуванню твердосплавних матеріалів. Таким чином, є очевидним для цих матеріалів неоднорідний характер їх дефектності, що демонструє наявність двох механізмів утворення крайових відколів. Перша (нижня) лінія апроксимації бімодального характеру розподілу Вейбула описує виникнення великих

пошкоджень кромки. Тому використання частинно-лінійних апроксимацій дозволяє уточнити величину гарантованої границі пошкоджуваності та опору руйнуванню при низьких значеннях ймовірності руйнування. Запропонований підхід дає можливість істотно (в 2 – 8 разів) збільшити точність оцінки механічних властивостей розглянутих матеріалів для ймовірностей  $F = 0,01 \dots 0,001$ , які приймаються при розрахунках будівельних конструкцій, проектуванні деталей машин у машинобудуванні (рис. 2).

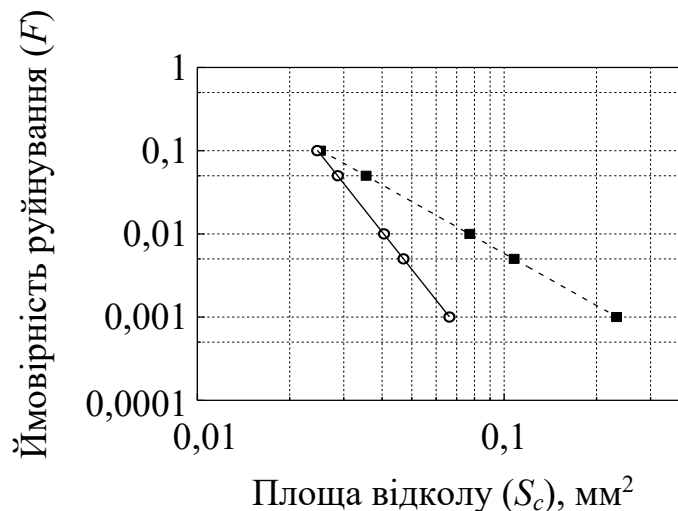


Рис. 2. Залежність площі відколу від ймовірності руйнування кромки  $F$  (в долях одиниці) для результатів випробувань твердосплавного матеріалу, наведених з використанням моноmodalної (■) та бімодальної (○) апроксимації

#### Література:

1. Хворостяный В. В. Механическое поведение керамики и стекла при локальных разрушениях кромок образцов индентором Роквелла / В. В. Хворостяный // Проблемы прочности. – 2014. – № 3. – С.106 – 115.
2. Хворостяный В. В. Оценка повреждаемости кромок твердосплавного инструмента при локальных нагрузениях / В.В. Хворостяный, А.В. Панасенко // Сверхтвердые материалы. – 2015. – № 1. – С. 75 – 82.
3. Glass in building – Procedures for goodness of fit and confidence intervals for Weibull distributed glass strength data. EN 12603:2002. – [Current from 2003-01-09]. – BSI Group, 2003. – 36 p. – (European Standard).

**Хмельов І. В., Струць В. О.**  
**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ**  
**ТРАНСПОРТНИХ ОПЕРАЦІЙ**  
E-mail: i.khmelov@ntu.edu.ua

Операції руху автотранспортного засобу здійснюються у складній підсистемі «Термінал – Автомобіль – Водій – Дорога – Транспортний потік». У цій підсистемі витрачається 95% енергії, 100% технічних та трудових ресурсів. Теорія транспортних процесів і систем враховує лише одну ланку цієї підсистеми – «Термінал – Автомобіль». За таких умов неможливо всебічно аналізувати споживання енергії та ресурсів.

Для довгострокового формування високотехнологічних схем ресурсозберігаючого відтворення транспортних послуг необхідні методи раціоналізації машинного змісту транспортних технологій з урахуванням реалізації складних функцій автопоїзда як носія технічних ресурсів транспорту. Ці функції обумовлюються його виробничо-технологічними властивостями, які проявляються в рухових операціях: динамічність, адаптивність, енерговитратність, продуктивність, транспортно-технологічна результативність, транспортна продуктивність. Сукупність цих властивостей і конструктивних особливостей автотранспортного засобу, що забезпечують придатність його конструкції до енергоресурсної економізації технологій перевезень, називають транспортно-технологічною якістю автомобіля [1]. Для забезпечення енерго- і ресурсозберігаючих технологій конструктивні параметри АТЗ повинні забезпечувати оптимальність таких показників транспортно-технологічної якості: транспортної енергетичної ефективності ( $P_{ep}$ ); енергетичної результативності технологічних впливів на вантажі ( $TB$ ).

Для розробки математичної моделі показника енергетичної ефективності використано метод аналогій з еталонним прототипом АТЗ. Останній являє собою розрахункову модель ідеального АТЗ і не змінюється впродовж 20 – 30 років. Протягом цього періоду задача неперервного удосконалення АТЗ розглядається

як процес наближення показників його транспортно-технологічної якості до еталонного прототипу [2].

Шляхом співставлення величин енергетичних показників АТЗ та його еталонного прототипу визначаються енергетичні коефіцієнти пробігу  $K_e$  та швидкості  $K_v$ . Вони підставляються у модель показника енергетичної ефективності АТЗ. Цей показник є відношенням транспортної енерговіддачі даного АТЗ у тестовій операції  $\rho$  до транспортної енерговіддачі еталонного АТЗ у еталонній операції  $\rho_{em}$ :

$$P_e = \frac{\rho}{\rho_{em}} = \frac{K_v \gamma_{cm}}{K_e (\eta_q + \gamma_{cm})} \rightarrow \max, \quad (1)$$

де  $K_v$  – коефіцієнт швидкості (відношення середньої швидкості АТЗ в тестовому циклі до швидкості еталонного АТЗ);

$\gamma_{cm}$  – коефіцієнт статичного використання вантажопідйомності;

$K_e$  – енергетичний коефіцієнт пробігу (відношення витрати палива даного АТЗ в циклі до витрати палива еталонного АТЗ, який рухається з постійною еталонною швидкістю);

$\eta_q$  – коефіцієнт спорядженої маси АТЗ.

Для підвищення технологічної результативності рухомого складу конструктивні параметри автопоїзда повинні забезпечувати оптимальність показника енергетичної результативності технологічних впливів  $TB$  на вантажі [3]. Цей показник є проміжним на етапі визначення енергетичної ефективності транспортного засобу, але він дозволяє аналізувати результативність технологічних впливів, які складають сутність транспортних технологій. Таким чином, показник  $TB$  необхідно враховувати у комплексі з показником енергетичної ефективності. У багатофазовій операції руху автомобіля цей показник визначається як для окремих його фаз ( $TB_i$ ), так і для тестового циклу в цілому ( $TBC$ ):



$$TB_i = \frac{q\gamma_{cm} l_i}{P_{mi} t_i^2} \rightarrow opt, i = \overline{1, n}, \quad (2)$$

де  $q\gamma_{cm}$  – вантажопідйомність автомобіля (кг) та коефіцієнт її використання;

$n$  – кількість фаз в операції руху;

$l_i$  – довжина пробігу автомобіля у  $i$ -й фазі операції, м;

$P_{mi}$  – середня сила тяги автомобіля у  $i$ -й фазі операції, Н;

$t_i$  – час руху автомобіля у  $i$ -й фазі операції, с;

$$TBC = \sum_{i=1}^n TB_i \cdot m_i, \quad (3)$$

де  $m_i$  – частка пробігу автомобіля у  $i$ -тій фазі операції циклу.

Показники технологічного впливу  $TB$  на кожній передачі ( $i$ ) визначаються шляхом імітаційного моделювання руху автомобіля в тестовій операції [3]. В основу математичної моделі функціонування автомобіля у тестовій операції покладено аналітичні залежності його дискретної кінематики, динаміки та енергетики. Для автоматизації розрахунків, на кафедрі «Транспортні технології» Національного транспортного університету під керівництвом проф. Хабутдінова Р. А. розроблено програмне забезпечення, яке було використано при проведенні досліджень.

Крім того, для моделювання показника результативності технологічних впливів в залежності від зміни конструктивних параметрів автомобіля використовується середньозважений ( $TBr$ ) показник для операції розгону:

$$TBr = \frac{\sum_{i=1}^n TB_i \cdot l_i}{\sum_{i=1}^n l_i} \rightarrow opt. \quad (4)$$

Виконання умов (1) та (4) забезпечує придатність конструкції автотранспортного засобу до підвищення транспортно-технологічної результативності рухомого складу. Таким чином, запропоновані розрахункові схеми і математичні моделі для оцінки показника транспортно-технологічної

якості автомобіля дозволяють аналізувати придатність його конструкції до забезпечення енергозберігаючих технологій автомобільних перевезень.

Література:

1. Хабутдінов Р.А. Принципи і методи концептуального підвищення енергоресурсної ефективності автотранспортних засобів і послуг в їх життєвих циклах / Р.А. Хабутдінов // Вісник Національного транспортного університету. Серія «Технічні науки». – К. : НТУ, 2022. – Вип. 3 (53). – С. 389 – 398.

2. Хмельов І. В. Метод техніко-технологічного аналізу автомобілів з урахуванням еволюції їх конструктивних параметрів / І. В. Хмельов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя: Національний університет «Запорізька політехніка», 2021. – Вип. 2. – С. 81 – 85.

3. Хабутдінов Р.А. Методологія концептуального управління технологічно-сталим розвитком на автотранспорті / Р.А. Хабутдінов // Вісник Національного транспортного університету. Серія «Технічні науки». – К.: НТУ, 2022. – Вип. 1 (51). – С. 408 – 415.

**Худяков І.В., Грицук І.В., Погорлецький Д.С., Черненко В.В.**

*(Херсонська державна морська академія, м. Херсон)*

**ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПІДХОДІВ КЕРУВАННЯ СТАНОМ  
ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ В УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

Процеси експлуатації автотранспортних засобів (АТЗ) супроводжуються присутністю ряду негативних наслідків, серед яких є витрата значної кількості палива, забруднення навколишнього середовища тощо. Враховуючи вплив цих процесів на зовнішнє середовище і, як результат, необхідність прийняття рішень щодо розробки протидії цьому явищу, адекватних результатам, що досягаються, треба мати необхідний обсяг достовірної інформації про параметри експлуатації АТЗ.

Автомобільний транспорт (АМТ) продовжує залишатися з наземних видів транспорту найбільш ресурсномістким для населення і навколишнього середовища.

АМТ витрачає більше 60% палива нафтового походження, 70% трудових ресурсів, викликає більше 96% дорожньо-транспортних пригод. На автомобільний транспорт припадає, відповідно до оцінок, 40-50% забруднення навколишнього середовища, в тому числі у великих містах – 60-70%, а в мегаполісах – більше 85%. При цьому не менше 25% забруднень пояснюється технічним станом автомобілів і виробничою діяльністю АМТ [1].

Технічна експлуатація АТЗ (ТЕАТЗ), за визначенням є однією з найважливіших підсистем АМТ, яка, в свою чергу, являє підсистему транспорту в структурі досить складної транспортно-комунікаційної програми держави [2].

Транспортний комплекс – це велика і дуже складна система, що динамічно розвивається, а безпосередньо сам транспорт – добра якість для людства, яке задовольняє одну з найважливіших потреб людини – потреба в переміщенні, долаючи простір і час.

Необхідність кваліфікованого визначення сучасних складових адаптивної системи ремонту та технічного обслуговування (РТО) підтверджується досить складною структурній схемі інтелектуальної системи управління транспортом.

В цілому аналіз існування і створення адаптивних систем РТО дозволяє підкреслити актуальність питання інформаційного забезпечення прогресивних систем РТО.

Розвиток інформаційного забезпечення автотранспортних процесів є:

По-перше, умовою переходу автомобільного транспорту в автоматизованого управління технічним станом автомобілів на підставі гнучких «адаптивних» автоматизованих систем з індивідуальною корекцією періодичності та обсягів технічного обслуговування.

По-друге, інформаційне забезпечення комп'ютеризованого оперативного планування РТО і прогнозування технічного стану та можливих несправностей

автомобілів є ключем до автоматизації контролю технічного стану і працездатності автомобіля.

По-третє, створення локальних інформаційно-обчислювальних комплексів на базі комп'ютеризованих засобів технічної діагностики та новітніх засобів обчислювальної техніки становить основу сучасної автоматизації АМТ.

По-четверте, комп'ютеризація діагностичної техніки є ключовим напрямком сучасного розвитку діагностики автомобілів.

По-п'яте, успіх використання комп'ютерної техніки АМТ залежить в першу чергу від відповідного забезпечення процесів організації РТО [3, 4].

Суть системи станом полягає в тому, що технічні впливу проводиться для виробу тільки при досягненні ним контрольованих параметрів свого критичного рівня, тобто гранично допустимого стану. На практиці для реалізації такої системи РТО необхідно спеціальне контрольо-діагностичне обладнання і в цілому вміння фахівців інженерно-технічної служби, вимірювати безперервно або періодично контрольовані (діагностичні) параметри виробу. Сьогодні такі системи успішно впроваджуються в світі техніки багатьма зарубіжними фірмами. Вони отримали назву «Condition Monitoring», а в сучасній термінології ТЕАТЗ – це «індивідуальні» системи РТО або «адаптивні» [5].

Змішана система об'єднує в собі елементи двох систем (з напрацювання, станом). Це найбільш поширена в сучасному світі техніки система РТО, яка застосовується, наприклад, для машин: транспортних, сільськогосподарських, будівельних і багатьох інших. Система РТО в залежності від методу встановлення періодичності та обсягу технічних впливів, розділяється на середньостатистичну і діагностичну [2].

У деяких випадках великі транспортні компанії на підставі наявного досвіду і специфіки експлуатації застосовують «свої» тактики РТО при збереженні загальних принципів планово-попереджувальної системи і використанні базових нормативів.

На АМТ найбільш поширеною є система середньостатистична. Це традиційна для автомобільного транспорту загального користування система

РТО, яка в своїй основі спирається на математичний апарат теорії ймовірності та математичну статистику. Це теорії, які дозволяють дослідникам встановити для автомобілів середньостатистичні норми пробігу і трудомісткості їх технічних впливів, які потім, за допомогою застосування ряду коефіцієнтів коригування, використовуються інформаційними транспортними системами (ІТС) для конкретного автомобіля [5, 6].

Стратегія технічного обслуговування стає все більш важливою темою, в зв'язку з великим числом старіючих автоматизованих систем курування автотранспортних засобів (АСК АТЗ) в розвинених країнах, і нестачі кваліфікованого персоналу в інших частинах світу. Мета стратегії технічного обслуговування – досягти максимальної доступності АСК АТЗ на виробництві, без шкоди для безпеки і зайвих витрат. Доступність в даному контексті визначається як стан, при якому виробнича система може використовуватися, і функціонує правильно. Коли доступність менше 100%, губляться доходи.

Аналіз останніх досліджень. До 2022 року ринок і запит на рішення для інтелектуального обслуговування збільшаться в сім разів, або ж до \$10 млрд в грошовому вираженні, це стане одним з головних трендів технологічної модернізації.

Сама технологія інтелектуального обслуговування ґрунтується на методології обслуговування на підставі надійності (RCM).

Обслуговування по надійності (RCM – reliability centered maintenance). Охоплює широку сферу діяльності і часто включає в себе інші стратегії. Обслуговуванням по надійності називають процес визначення мінімального безпечного рівня обслуговування.

RCM – комплексний інженерний підхід, метою якого є виконання всіх робіт, необхідних для забезпечення найвищого рівня надійності обладнання, при мінімальних витратах на обслуговування [3-5].

Концепція «обслуговування, націленого на надійність» або ОНН (Reliability Centered Maintenance, RCM), підказує деякі корисні ідеї і підштовхує до роздумів. ОНН передбачає використання або поліпшення програми технічного

обслуговування шляхом використання систематичного структурованого підходу, що ґрунтується на оцінці наслідків відмов, функціональної важливості компонентів системи, а також історії їх відмов обслуговування. Своїм корінням концепція йде в початок 60-х рр. минулого століття. Основним побоюванням в той час були очікування, що існували тоді превентивні програми обслуговування, реалізовані за розкладом, будуть погано впливати на економічну ефективність більших і складних АТЗ. А ось досвід компаній з ООН показав, що витрати на обслуговування залишалися, в цілому, постійними, в той час, як доступність і надійність АТЗ покращилася. ООН зараз є стандартною практикою в більшості компаній світу [3-5].

Кожна з наступних стратегій обслуговування обладнання має свої відмінні риси і оптимальні сфери застосування.

Превентивне (планове) обслуговування (PM – preventive maintenance). При використанні цієї стратегії діяльність з обслуговування обладнання здійснюється ще до того, як станеться поломка, тому не виникає просте обладнання і кількість вироблених виробів не падає. Практично завжди дешевше виконувати планове обслуговування, ніж чекати поломки.

Аварійне обслуговування (RM – reactive maintenance). В цьому випадку обслуговування обладнання є реакцією на його вихід з ладу. Як не дивно, іноді ця стратегія може виявитися кращою, про що буде сказано далі.

Предиктивне обслуговування (PdM – predictive maintenance). Обслуговування здійснюється на основі специфічної інформації про обладнання, яка є надійним попередником неминучого відмови. Як приклади можна привести вібраційний або термоаналізу.

Обслуговування за станом обладнання (CBM – condition based maintenance). Іноді цей термін використовують як синонім планового обслуговування. У чому різниця? При плановому обслуговуванні періодичність процедур обслуговування задається заздалегідь, в плановому режимі. У разі обслуговування за станом роботи виконуються в залежності від того, яку інформацію про обладнання дають системи збору даних в режимі реального

часу – від сенсорів і інших датчиків, які вимірюють певні параметри. Система збору даних зіставляє їх з даними, характерними для аварійного стану, так щоб можна було виконати обслуговування до виходу обладнання з ладу.

Предиктивне обслуговування засноване на реальному стані і продуктивності компонента. Обслуговування здійснюється не за графіком, а в разі змін в характеристиках АТЗ. Прикладом інтелектуального підходу може служити використання сенсорів витрати пального або вібрації. Крім того, зараз набувають поширення аналітичні програмні продукти, що дозволяють прогнозувати відмови на основі інформації, що надходить від систем автоматизації в режимі реального часу.

Спрощення технічного обслуговування за допомогою даних інтелектуального обслуговування включає збір цільових даних для проведення аналізу, результати якого допоможуть прогнозувати можливі збої до їх виникнення. Компанії використовують цей формат обслуговування, щоб уникнути прогнозованих збоїв обладнання і ремонтувати обладнання з мінімальним часом простою.

**Висновки.** Грунтуючись на проведеному аналізі стратегій і тактик РТО АТЗ можна зробити висновок, що традиційна, сформована протягом багатьох років система РТО вже не відповідає в цілому сучасним вимогам ТЕАТЗ. Її основною перевагою є тільки можливість спрогнозувати витрати запасних частин і матеріалів при відсутності хороших діагностичних систем, а основним недоліком – прийняття рішення про проведення робіт РТО на підставі інформації про пробіг АТЗ. При реалізації такої системи РТО на практиці, вона не враховує реальний стан вузлів і агрегатів АТЗ, призводить до перевитрати запасних частин і, як наслідок, високі витрати на підтримання АТЗ в справному стані.

Поступовий розвиток нових видів перевезень призвело до збільшення часу перебування рухомого складу далеко від основної виробничої бази, і, внаслідок цього, підвищилася роль профілактичного РТО автомобілів. Тому створення гнучкої «адаптивної» системи контролю та управління технічним станом автомобіля з елементами індивідуального підходу до кожного конкретного автомобіля стало першочерговим завданням. Під адаптивною системою РТО автомобілів розуміється система, яка завдяки зміні своєї структури і значень

параметрів, може пристосовуватися до зміни внутрішніх і зовнішніх умов. Рівень, якого досягла сучасна технічна діагностика (ТД), дозволяє при технічній експлуатації автомобілів реалізувати практично будь-які завдання з виявлення і прогнозування параметрів технічного стану автомобілів [1-6]. РТО умовно називають індивідуальним технічним обслуговуванням (ІТО). Вид робіт в цьому випадку призначають на основі індивідуальних діагностичних даних.

#### Література:

1. Атрощенко В.А. Технические возможности повышения ресурса автономных электростанций энергетических систем. Монография / В.А. Атрощенко, Ю.Д. Шевцов, П.В. Яцынин, Р.А. Дьяченко, М.Н. Педько. – Краснодар: Издательский Дом «Юг», 2010. – 192 с.
2. Махаммад М.Д. Разработка информационной системы для дизельных электростанций с возможностями прогноза их технического состояния: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.13.01 / Махаммад Мааз Джасем Махаммад; ГОУ ВПО «Кубанский гос. техн. университет». – Краснодар, 2009. – 23 с.
3. Волков В.П. Интеграция технической эксплуатации автомобилей в структуры и процессы интеллектуальных транспортных систем. Монография / Волков В.П., Матейчик В.П., Никонов О.Я., Комов П.Б., Грицук И.В., Волков Ю.В., Комов Е.А. // Донецк: Изд-во «Ноулидж», 2013. – 398 с.
4. Говорущенко Н.Я. Системотехника автомобильного транспорта (расчетные методы исследований): монография / Н.Я. Говорущенко. Харьков: ХНАДУ, 2011. – 292 с.
5. Волков В.П. Організація технічної експлуатації автомобілів в умовах формування інтелектуальних транспортних систем / В. П. Волков, В. П. Матейчик, П. Б. Комов, О.Б. Комов, І.В. Грицук // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Автомобіле- та тракторобудування, 2013. – №64 (970). – С. 36–42.
6. Волков В.П. Особливості інформаційної системи моніторингу і прогнозування параметрів технічного стану двигуна і транспортного засобу в умовах ITS / В.П. Волков, І.В. Грицук, Ю.В. Грицук, Ю.В. Волков // Сучасні технології в машинобудуванні та транспорті. Науковий журнал. – Луцьк: Луцький НТУ, 2016. – №2(6). – С.43-49.



**Чорноіваненко К.О.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

**ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНОЇ СТРУКТУРИ В СТАЛІ Р9 ПРИ ХІМІКО-ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ**

E-mail: [ekatmovchan@gmail.com](mailto:ekatmovchan@gmail.com)

Необхідність отримання металевих виробів з високим комплексом експлуатаційних характеристик, а також екологічні проблеми, що загострилися останнім часом, вимагають нових ресурсозберігаючих технологій та екологічно чистих безвідходних виробництв.

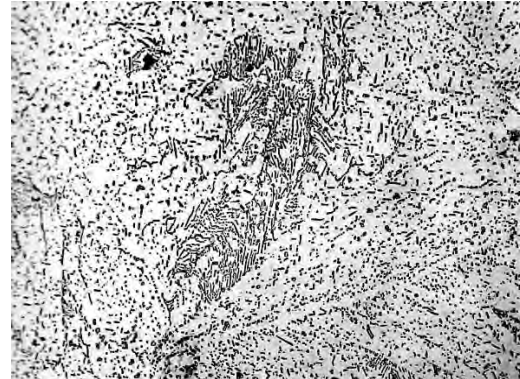
В результаті проведеної роботи були досліджені фазові перетворення в швидкорізальній сталі Р9 при комплексній хіміко-термічній обробці, яка включає попереднє знеуглецювання та подальше науглецювання поверхневого шару [1-3]. Знеуглецювання сталі Р9 при температурі 1200 °С протягом 3 годин серед вологого водню дозволяє отримати в приповерхневому шарі феритну структуру (рис. 1, а). Подальше науглецювання призводить до розпаду фериту поверхневого шару на аустеніт та карбід  $M_6C$ . Закономірності структуроутворення та морфологія карбідів при науглецюванні залежать від параметрів обробки. Спільне та одночасне карбідоутворення та  $\alpha \rightarrow \gamma$  перекристалізація призводить до формування аустенітно-карбідних колоніальних структур, що являють собою природний композит.

Було проведено оцінку твердості сталі Р9 з композиційною структурою поверхневого шару після комплексної хіміко-термічної обробки, загартування та відпуску при температурах 400...640 °С з інтервалом 20 °С залежно від відстані від поверхні (рис. 2). Тривалість відпуску за кожної температури склала 1 год. Пік вторинного твердіння, як і для більшості швидкорізальних сталей, відповідає відпуску при температурах 550...560 °С, після чого слідує зміцнення, внаслідок розвитку процесів виділення і коагуляції карбідних частинок. Отримані дані показали, що значення вторинної твердості для сталі Р9 знаходяться на рівні показників для більш легованих сталей Р18 та Р6М5, а показники теплостійкості

дещо краще у сталі Р9 [5], що пов'язано з виділенням у процесі відпуску значної кількості дрібнодисперсних карбідів ванадію VC.



а



б

Рис. 1. Структура поверхневого шару сталі Р9 після знеуглецювання (а) та подальшого науглецювання (б): а –  $\times 200$ , б –  $\times 400$

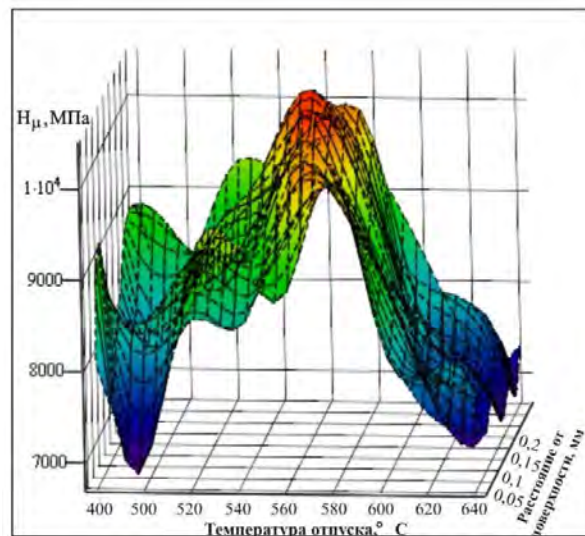


Рис. 2. Залежність мікротвердості комплексно обробленої сталі Р9 по глибині дифузійного шару від температури відпуску

Таким чином, в результаті комплексної хіміко-термічної обробки та остаточної термічної обробки сталі Р9 у приповерхневому шарі формуються спрямовані аустенітно-карбідні колонії, що являють собою природний композит з фізико-механічними характеристиками на рівні показників високолегованих швидкорізальних сталей.

Література:

1. Пат. 71705 Україна, МПК С21D 9/22. Спосіб комплексної обробки литого металорізального інструменту / Ю.С. Проїдак (UA), О.В. Мовчан (UA), С.І. Губенко (UA), А.П. Бачурін (UA), К.О. Черноіваненко (UA). – № u2011 15570; Заявл. 29.12.2011; Опубл. 25.07.2012; Бюл. №14. – 4 с.
2. Губенко С.И.Комплексная химико-термическая обработка инструмента из литой быстрорежущей стали Р6М5 / С.И.Губенко, А.В.Мовчан, А.П.Бачурин, Е.А. Черноіваненко // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. Вып. 58. – Днепропетровск, ПГАСА, 2011. – С. 216-218.
3. Черноіваненко Е.А.Получение композитной структуры в приповерхностном слое инструмента на базе литой быстрорежущей стали Р6М5 // Е.А.Черноіваненко, С.И.Губенко, А.В.Мовчан, А.П. Бачурин / Вестник Днепропетровского университета. Серия Ракетно-космическая техника». – 2011. – Т. 19. – №4. – С. 188-192.
4. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А.Геллер. – [4-ое изд.]. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
5. ЧерноіваненкоЕ.А. Выбор режима окончательной термической обработки для сплавов 20Р18 и 20Р6М5 после комплексной химико-термической обработки / Е.А. Черноіваненко // Международная научно-практическая конференция «Создание высокоэффективных производств на предприятиях горно-металлургического комплекса». – Екатеринбург: УрФУ, 2013. – С. 169-170.

**Шалевська І.А., Дорошенко В.С., Клименко С.І.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ДІАГРАМА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ  
ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: doro55v@gmail.com

З метою оцінки впливу технологічних параметрів на якість виливків з високоміцного чавуну (ВЧ) із заданими експлуатаційними характеристиками, а також для визначення масиву такої інформації в його кількісному (згідно джерел виходу чи точок знімання) і якісному складі (за чинниками впливу) нами

використано діаграму за методом Ішікави. За основу було взято діаграму з роботи [1] та внесено до неї ряд доповнень (рис. 1).



Рис. 1. Діаграма Ішікави для процесу виробництва виливків з ВЧ

Структура діаграми Ішікави дозволяє встановити основні фактори впливу на ливарний об'єкт, технологічний процес чи кінцевий продукт – литу металеву конструкцію, а також встановити взаємозв'язок між основними чинниками та детермінований вплив другого рівня на основні параметри, а третього рівня – на параметри другого рівня. Структурування рівнів факторів та параметрів, що характеризують властивості литого ВЧ для аналізу логічного зв'язку між різними

факторами і результатом їх впливу та виділення найбільш значимих факторів, що впливають на проблематику виготовлення якісного ВЧ, виконано для створення багаторівневої системи комплексного контролю та оперативного управління фізико-хімічними та технологічними ливарними процесами.

Основними гілками («кістками»), які визначають структуру, механічні і експлуатаційні характеристики литих конструкцій з ВЧ є такі технологічні процеси: плавка, модифікування і охолодження виливків у формі. Для кожного технологічного процесу встановлено визначальні чинники другого порядку, варіювання якими у встановлених граничних межах зумовлюють задані чинники першого порядку.

Розглянемо якісні і кількісні характеристики для кожного з визначальних технологічних процесів, чинників другого і третього порядку (рис. 1).

Згідно роботи [1] чинниками другого порядку для реалізації основної гілки діаграми «Хімічний склад чавуну» є основні хімічні елементи C, Si, Mn, P, S, Cr, які входять до складу вихідного чавуну і зумовлюють його якість. Чинниками третього порядку «Хімічний склад чавуну» є такі: шихтові матеріали, які ідентифікуються по п'яти хімічних елементах (C, Si, Mn, P, S, Cr) і вводяться в метал за розрахунком шихти, що регламентує вміст основних компонентів; феросплави та легуючі компоненти, чинник регламентує вміст легуючих компонентів (Si, Mn, Cr, Mg, Ni, Cu, Mo, Al, Sn, Ca та ін.), що дозволяє управляти структуроутворенням і формуванням кулястої форми графіту, а також металевою матрицею чавуну (феритна, перлітна, бейнітна, ферито-перлітна, перліто-феритна); а дозування компонентів є операцією, яка регламентує масу кожного з компонентів шихти і легувальних елементів.

До діаграми [1] нами введено операції відбору проб та контроль хімічного складу вихідного чавуну, оскільки якість їх відбору, підготовки і аналізу результатів контролю дають підстави для рішення про придатність вихідного чавуну для наступного модифікування і багато в чому визначають кінцеві властивості литого ВЧ, а також впливають на рівень браку кінцевої продукції. Новий спосіб відбору проб з печі чи ковша, зокрема, описано нами в роботі [2].

Чинниками третього порядку для реалізації основної гілки діаграми «Модифікування графітуюче» ідентифіковано так: модифікатори для графітації ідентифікуються за типом модифікатора (на основі FeSi, FeSiBa тощо); витрата – питомою масою модифікатора в ковші (проміжному реакторі); фракційний склад – середнім розміром гранул 0,5–10,0 мм; термочасові параметри – типом модифікування (ковшове, всередині форми).

До чинників третього порядку в основній гілці діаграми «Модифікування сфероїдизуюче» [1] нами додано чинник – спосіб вводу модифікатора в ківш, оскільки, крім поширеного сендвіч-процесу, відоме введення модифікатора в ківш у автоклаві, важких лігатур практично без виділення газів [3], а також відомі нові способи такого введення для невеликих ковшів ємністю до 300-400 кг чавуну [4-6], в тому числі з застосуванням вакуумування [6]. Серед розробок сфероїдизуючого модифікування у ливарній формі (в передкристалізаційному періоді) у відділі В. Б. Бубликова розроблено конструкції камер-реакторів інмолд-процесу, що зменшують витрати модифікатора. Специфіку варіантів таких камер для вакуумованих ливарних форм описано в роботах [7, 8].

На діаграмі також показано операції контролю температури як вихідного чавуну, так і готового ВЧ. Крім того, перед заливанням отриманого ВЧ у ливарні форми варто контролювати його хімічний склад, слід вилити проби згідно ДСТУ 3925-99 для визначення механічних властивостей, що є стандартним способом ідентифікації ВЧ у виливках.

Водночас для виявлення, чи придатний ВЧ для заливання форм, нерідко для експрес-аналізу застосовують нестандартні проби типу клинової проби, що позначено нами на діаграмі. Оскільки клинова проба надто приблизно характеризує якість чавуну (по візуально визначеному ступеню відбілу на зломі проби), відоме застосування на деяких заводах прутків (стрижнів) з розмірами в перерізі  $\sim 10 \times 10$  чи  $\varnothing 10$ , що вилиті з ВЧ в піщану форму і випробовуються деформуванням при згинанні. ВЧ властиве значно більше відносне видовження, ніж у сірого чавуну, яким по суті являється вихідний чавун, відтак ступінь деформації проби при згинанні без руйнування відповідатиме такому

видовженню ВЧ, марка якого має бути в ковші перед його розливанням у форми. Якщо проба при випробуванні тріснула, не зігнувшись на певний кут чи відстань, то вигідніше вилити метал з ковша в піч, підігріти і провести повторне модифікування металу, ніж розливати сумнівної якості метал у форми з ризиком отримати брак литва. До таких експрес-методів контролю ВЧ в ковші перед заливанням ливарних форм чи ВЧ, що модифікований у ливарній формі, відноситься метод термоаналізу (ТА) [8], що позначили на діаграмі. Також створено нескладний спосіб експрес-випробовування на згинання V-подібної проби, яку можна згинати в тисках, чи навіть не відділяючи її від виливка після інмолд-процесу [9, 10]. Способи контролю важливі тому, що без їх освоєння гальмується поширення лиття ВЧ у вітчизняних цехах, а Україна займає чи не останнє місце в Європі по долі (%) випуску ВЧ в своїй литій металопродукції.

В розділ плавки чавуну нами введено чинник «доля сталевого брухту в шихті», оскільки нерідко його доля вносить в розплав спадкоємні властивості і хімічні елементи, що не входять в сферу контролю приладів певного цеху, а науглецювання металу в печі можна вважати окремою технологією. Серед чинників ізотермічного гартування на підставі [11-18] вказано способи гартування гарячого виливка, що в аустенітному стані видалений з ливарної форми, в т. ч. загартовується в псевдозріженому піску [15], контролюється приладом за рівнем феромагнітних властивостей металу [16] та отримує різного рівня твердість [17, 18] для самозаточування при зношуванні (лемех плуга).

#### Література:

1. Принципи побудови та ідентифікації багаторівневої системи контролю параметрів технологічного циклу одержання литих конструкцій / О. Й. Шинський, І. А. Шалевська, В. О. Шинський, П. Б. Калюжний, Т. В. Лисенко та ін. // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies.* – 2018. – С. 25-32.

2. Експрес-метод термоаналізу або (та) відбору проб металу чи сплаву: пат. 131906 Україна. МПК: С22С37/04 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський, О.В. Токова. Опубл. 11.02.2019, Бюл. № 3.

3. Дорошенко В. С. Экологичный процесс получения высокопрочного чугуна с применением медно-магниевого лигатур в литейном цехе // Экология предприятия, 2015. – № 8. – С. 16-20.

4. Дорошенко В. С. Обзор технологии производства высокопрочного чугуна и проектирование способов сфероидизирующего модифицирования для небольших литейных цехов // Металл и литье Украины, 2018. – № 7-8. – С. 47-53.

5. Спосіб виробництва високоміцного чавуну: пат. 139557 Україна. МПК: C22C37/00, C22C37/04 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 10.01.2020, Бюл. № 1.

6. Спосіб виробництва високоміцного чавуну: пат. 131906 Україна. МПК: C22C37/04 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 11.02.2019, Бюл. № 3.

7. Дорошенко В.С. Формообразование реакционной камеры для внутриформенного модифицирования высокопрочного чугуна при ЛГМ-процессе // Процессы литья, 2016. – № 2. – С. 52-58.

8. Дорошенко В.С. Кравченко Е.В. Контроль качества высокопрочного чугуна при внутриформенном модифицировании и возможности оптимизации конструкций отливок при снижении их металлоемкости // Процессы литья, 2016. – №4. – С. 46-55.

9. Спосіб виготовлення вилівка з чавуну з кулястим графітом: пат. 131910 Україна. МПК: B22D7/00, B22D7/06, B22D23/00 / В.С. Дорошенко, В. О. Шинський, П.Б. Калюжний. Опубл. 11.02.2019, Бюл. № 3.

10. Дорошенко В.С. Розробка способів контролю якості чавуну з кулястим графітом. Процеси лиття. 2018. – №5. – С. 42-46.

11. Дорошенко В.С. О получении аусферитного чугуна из литого состояния при ЛГМ-процессе // Процессы литья, 2017. – №4. – С. 35-43.

12. Дорошенко В.С. Предпосылки встраивания термообработки в процесс литья высокопрочного чугуна по газифицируемым моделям // Металл и литье Украины, 2017. – №6-7. – С. 10-16.

13. Спосіб виготовлення вилівок з бейнітного або аусферитного чавуну з кулястим графітом: пат. 123731 Україна. МПК: B22D7/00, B22D23/00, C21D5/02,



C21D1/20, B22D27/04 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 12.03.2018, Бюл. № 5.

14. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного залізобуглецевого сплаву (чавуну, сталі): пат. 131581 Україна. МПК: B22D7/00, B22D23/00, C21D5/02, C21D1/20, B22D27/04 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 25.01.2019, Бюл. № 2.

15. Спосіб виготовлення виливків з ізотермічно загартованого бейнітного чавуну: пат. 133701 Україна. МПК: B22D7/00, B22D23/00, B22D27/04, C21D5/02, C21D1/20 / В.С. Дорошенко, П.Б. Калюжний, В.О. Шинський. Опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8.

16. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного чавуну: пат. 131968 Україна, МПК: B22D7/00, B22D23/00 / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 11.02.2019, Бюл. № 3.

17. Калюжний П.Б., Дорошенко В.С. Методи зовнішнього впливу на чавунні виливки для отримання їх диференційованих механічних властивостей// *Метал та лиття України*, 2022. – №3. – С. 88-95.

18. Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Шалевська І.А. Методи виробництва виливків для ґрунтообробної техніки, різальних та ударних інструментів, що самозаточуються // *Процеси лиття*, 2022. – №3. – С. 34-41.

**Шалевська І.А., Клименко С.І., Дорошенко В.С.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**СХЕМА ВИБОРУ ТА ОПТИМІЗАЦІЇ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

З метою вибору й оптимізації параметрів керування якістю виливків прилитті за моделями, що газифікуються (ЛГМ), ці параметри у детермінованій залежності між собою представлено на блок-схемі (рис. 1), приведеної в роботі [1] з внесеним нами доповненням.

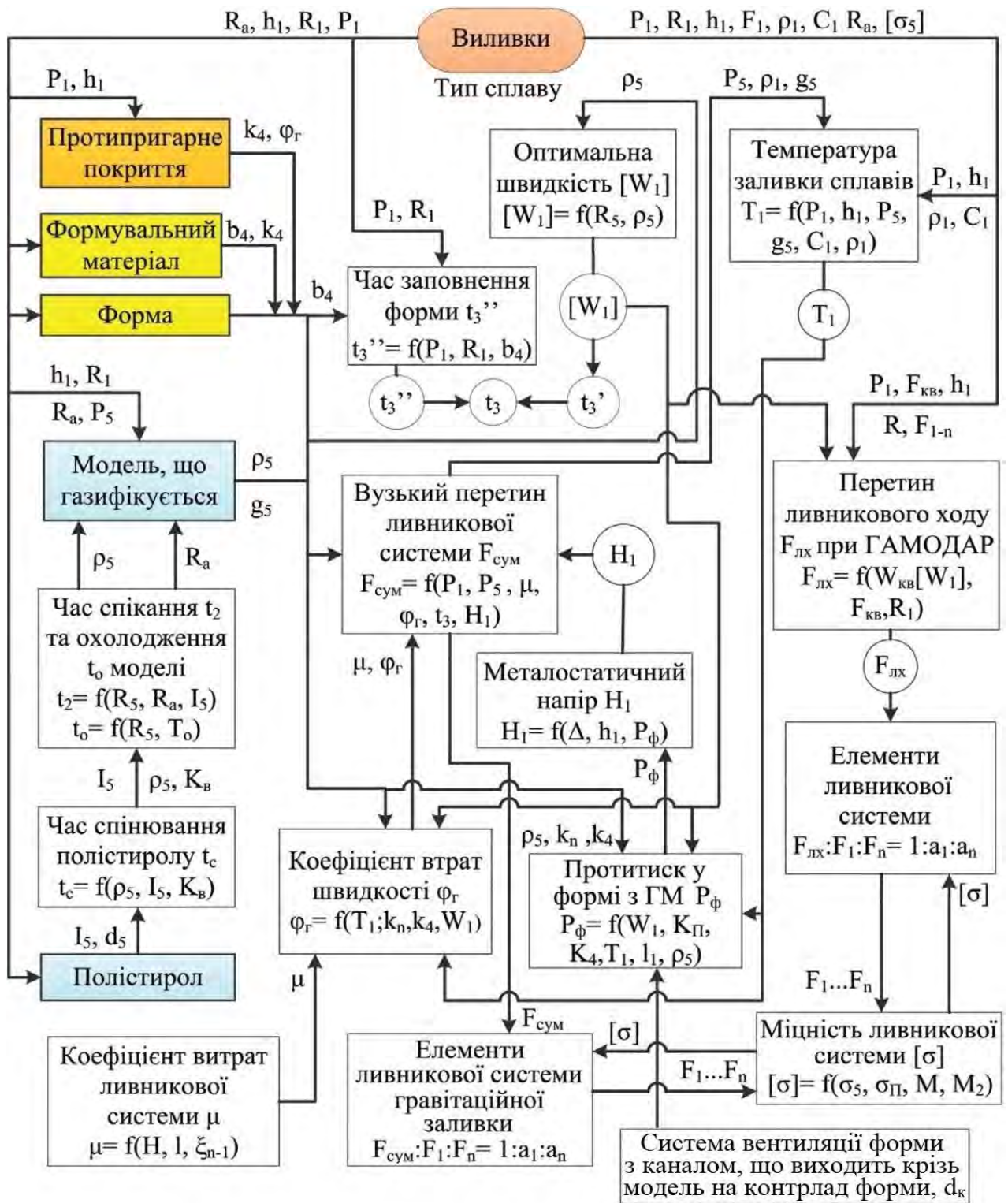


Рис. 1. Схема вибору та оптимізації основних технологічних параметрів, геометрії ливникових систем для одержання виливків за ЛГМ-процесом із гравітаційним заливанням металу у форму

Серед основних параметрів позначено:

- хімічний склад металу, його модифікатори, лігатури,  $C_1$ ;
- методи та термочасові параметри плавки, пічної та позапічної обробки розплаву металу;
- термочасові параметри заливання металу виливків, зокрема, швидкість підйому металу у формі  $W_1$ ;
- тривалість заповнення форми  $t_3$ ;
- температура металу, що заливається у форму,  $T_3$ ;
- тиск на рідкий метал  $P_1$ .

При встановленні оптимальних характеристик матеріалів моделі та форми, розглянуто такі показники [1]:

- оптимальна густина  $\rho_5$  пінополістирольної моделі;
- газопроникність протипригарного покриття  $K_{\text{пн}}$ ;
- міцність протипригарного покриття при вигині;
- характеристики форми, виходячи із структурно-механічних властивостей кварцових та металевих наповнювачів, а також теплофізичні характеристики форми з різних наповнювачів.

На такому кваліфікаційному рівні, як представлено на схемі, важливо визначити вплив основних параметрів технологічних процесів отримання металу на його фізико-механічні та експлуатаційні властивості для подальшої ідентифікації в повному циклі виробництва виливків. Це дає змогу створити багаторівневу комп'ютерну систему збору, обробки інформації комплексу параметрів технологій, стану устаткування і моніторингу екологічного стану ливарного об'єкта та навколишнього середовища.

Схему з роботи [1] доповнено таким фактором - застосування вентиляції форми каналом, що проходить крізь модель і виходить на верхній контрлад форми. Прохідність каналу регулюють його діаметром  $d_k$ .

Вентиляційний канал крізь суцільну пінополістирольну модель виконують пропалюванням, свердленням чи способом [2] і нарощують його трубчастим випором, що виходить крізь пісок на верхню піщану поверхню ливарної

контейнерної форми. Функція цього каналу полягає в тому, що з самого початку заливання форми металом канал сполучає рухомий зазор між металом і моделлю з повітрям над формою, дозволяє вивести надлишкові гази від газифікації моделі з форми і нейтралізувати їх шляхом спалювання в разі, якщо над отвором випора встановлюють запальник [3-7].

При цьому протитиск газів  $P_{\phi}$  (рис. 1) на метал, що газифікує модель знижується практично до нуля, тобто на метал, що заливається крізь стояк і що заміщає модель у порожнині форми, діє атмосферний тиск, оскільки зазор між моделлю і металом сполучений каналом з атмосферою. Це знижує просочення газів у пори піску, дозволяє застосовувати на моделі фарбу низької газопроникності (яка при спіканні в контакт з металом за властивостями може наближатися до керамічних оболонок [8]), а також застосовувати для ЛГМ друковані полімерні моделі з порожнинами у стінках [5-7], пінополістирольні моделі з підвищеною газотвірністю (і меншою шорсткістю поверхні), чи пінополістирольні моделі з друкованими полімерними оболонками, що повністю чи частково покривають пінополістирольну заготовку низької об'ємної ваги. Вуглеводні гази при підпалі поза формою згорають без диму.

Також така вентиляція моделі при її газифікації і нейтралізація газів на поверхні форми дозволяє застосовувати спосіб ЛГМ для традиційних форм зі зв'язувальними компонентами (без вакуумування) [9], наприклад, піщано-рідкоскляних форм, що особливо доречно для виготовлення разових (ремонтних) крупних виливків в цехах без засобів вакуумування, або з економією на виготовленні крупних опочних контейнерів для отримання виливків великих габаритів в цехах ЛГМ.

#### Література:

1. Принципи побудови та ідентифікації багаторівневої системи контролю параметрів технологічного циклу одержання литих конструкцій / О. Й. Шинський, І. А. Шалевська, В. О. Шинський, П. Б. Калюжний, Т. В. Лисенко та ін. // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2018. – С. 25-32.

2. Спосіб формування за разовими моделями: пат. 91224 Україна. МПК В22С9/02 / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко, О.В. Нейма. Опубл. 25.06.2014, Бюл. № 12.

3. Дорошенко В. С. Знешкодження газів, які виділяються при литті за моделями, що газифікуються // Метал і лиття України, 2021. – № 2. – С. 64-71.

4. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються, з окисненням продуктів газифікації: пат. 147217 Україна. МПК В22С7/02, В22С9/04 / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Опубл. 24.04.2021, Бюл. № 16.

5. Спосіб лиття металу за адитивно виготовленими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску, з окисненням продуктів газифікації: пат. 150121 Україна. МПК: В22С7/02, В22С9/04 / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Опубл. 05.01.2022. Бюл. № 1.

6. Дорошенко В.С. Особливості конструювання моделей для їх 3D-друкування і наступної газифікації в ливарній формі // Метал і лиття України, 2022. – № 2. – С. 54-58.

7. Дорошенко В.С., Михнян О.В., Калюжний П.Б., Нейма О.В. Методи поєднання вакуумно-плівкової формовки з литтям за друківаними моделями, що газифікуються // Процеси лиття, 2022. – № 3. – С. 27-33.

8. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б. Запобігання появи поверхневих дефектів на внутрішніх порожнинах корпусних чавунних виливків // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії, 2022. – Вип. 36. – С. 487-498.

9. Спосіб лиття за моделями, що газифікуються: пат. 67906 Україна. МПК: В22С9/04 / О.Й. Шинський, В.Т. Шульга, Л.П. Вишнякова, І.О. Шинський, О.А. Яковишин. Опубл. 10.09.2007. Бюл. № 14.

**Шаповалов В.О.<sup>1</sup>, Барабаш В.В.<sup>1</sup>, Біктагіров Ф.К.<sup>1</sup>, Протоковілов І.В.<sup>1</sup>,  
Гнатушенко О.В.<sup>1</sup>, Ігнатов А.П.<sup>1</sup>, Злигорєв К.В.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>ПрАТ «НКМЗ», м. Краматорськ)*

## **ВПЛИВ ЗОВНІШНІХ ЧИННИКІВ НА ФОРМУВАННЯ СТАЛЕВИХ ЗЛИВКІВ**

E-mail: barabash.vv@ukr.net

Питаннями формування сталевих зливків та його якості займалися та продовжують займатися в багатьох країнах із розвиненою металургійною промисловістю. Завдяки фундаментальним дослідженням у цій галузі визначено багато технологічних параметрів їх отримання, що дозволяють уникнути грубих дефектів поверхні та внутрішньої будови. Однак підвищення вимог до надійності та довговічності виробів, що виготовляються зі зливків, викликає необхідність постійного підвищення якості останніх. Особливо це стосується виробництва великих ковальських та плоских зливків масою сотні тонн.

Традиційні методи, пов'язані з оптимізацією хімічного складу металу, удосконаленням способів та технологій розливання та заповнення рідким металом виливниць, зміною їх геометричних параметрів, поліпшенням умов роботи прибутку практично вичерпали себе. Подальші кроки в напрямку істотного підвищення якості великих зливків полягають у застосуванні спеціальних методів їх отримання. Багато з них пов'язані з електрошлаковими технологіями, таких як ЕШП, ЕШВ, ПЕШО, BEST та TREST процеси [1, 2]. Однак позитивний вплив таких методів знижується зі збільшенням маси зливків, а їх використання, особливо ЕШП, значно збільшує собівартість металопродукції.

Відомо, що одним з методів, спрямованих на поліпшення умов формування сталевих зливків, є перемішування рідкої серцевини. Такий прийом отримав широке розповсюдження при безперервному розливанні шляхом встановлення зовнішніх джерел магнітного поля, під впливом яких відбувається рух рідкого металу. Однак для великих зливків, що розливаються у виливниці, перетин яких досягає 2...3 м, для електромагнітного перемішування потрібно створення пристроїв великої потужності та великих габаритів. Також складним для подібних

зливків є застосування таких способів як вібрація виливниці або накладання ультразвукових коливань. Тому видається, що перспективними можуть бути лише механізми зовнішнього впливу на рідку серцевину зливків, що твердіють, шляхом введення в неї перемішуючих пристроїв, які спонукають рух розплаву.

Занурення будь-яких пристроїв всередину зливка, вимагає збереження дзеркала металу тривалий час у рідкому стані. Враховуючи, що час кристалізації великих зливків досягає кількох десятків годин, для використання подібних пристроїв необхідний підігрів дзеркала металу у прибутку. Таким чином, ефективним способом впливу на умови формування сталевих зливків може бути поєднання обігріву прибутку і перемішування рідкого металу шляхом введення пристрою, що перемішує середину зливка під час його затвердіння.

Перевірка даного твердження із отриманням реальних великих зливків пов'язана зі значними матеріальними затратами. Тому альтернативою цього є широке застосування методів математичного і фізичного моделювання. При цьому фізичне моделювання з використанням прозорих моделей наочно відображає особливості переходу металу з рідкого стану у твердий. Зважаючи на це на фізичних моделях було проведено дослідження впливу підігріву та перемішування розплаву на процес формування зливка.

Об'єктом моделювання було обрано зливков масою 205 тонн. Конструктивно модель являє собою металевий каркас габарити якого є подібними до осьового перерізу зливка у співвідношенні 1:10. На каркасі з оргскла закріплені передня та задня стінки. У верхній частині моделі встановлені теплоізолюючі прокладки, що імітують такі ж вкладиші у прибутковій частині зливка, а також електричний нагрівач для моделювання підігріву дзеркала металу. У якості моделюючого середовища було обрано гіпосульфат натрію, що широко застосовується для фізичного моделювання кристалізації сталевих зливків [3, 4]. Важливою характеристикою цього матеріалу є те, що він кристалізується за дендритним механізмом і його теплофізичні властивості забезпечують подібність процесів кристалізації металу. При цьому, гіпосульфат натрію в рідкому вигляді зберігає оптичну прозорість, що дозволяє спостерігати і фіксувати в динаміці процес

просування та зростання твердої фази, а також зміну розмірів і форми частини зливка, що не затверділа.

Процес моделювання здійснювався за трьома варіантами:

- без підігріву головної частини зливка;
- із підігрівом дзеркала гіпосульфїту натрію;
- із підігрівом та періодичним перемішуванням.

В експериментах, що проводилися за першим варіантом, після заповнення моделі рідиною зверху її накривали теплоізолюючою кришкою, що імітує утеплення прибуткової частини зливка. В експериментах за другим варіантом верхню частину зливку підігрівали за допомогою спірального нагрівача для забезпечення температури гіпосульфїту натрію вищете температури його плавлення з поступовим зниженням інтенсивності нагріву. У третьому варіанті, окрім підігріву, рідину періодично перемішували з метою вирівнювання температури у верхній і середній частинах моделі. Фіксація процесу затвердіння проводилася за допомогою фото- та відеозйомки.

Згідно з результатами моделювання, наведеними на рис. 1-3, за відсутності зовнішнього впливу вздовж осі зливка під прибутком утворюється закрита усадкова порожнина на відстані приблизно  $3/4$  його висоти. Підігрів прибуткової частини дозволив уникнути утворення усадкових порожнин, проте приблизно в тій же області мали місце розосереджені усадкові дефекти у вигляді підвищеної пористості.



Рис. 1. Зміна об'єму рідкої фази в процесі кристалізації без підігріву





Рис. 2. Кристалізація зливка з обігріванням надливної частини



Рис. 3. Вплив обігрівання та перемішування на формування зливка

Перемішування металу в серцевині зливка дозволило докорінно змінити умови кристалізації та усунути явища усадкового походження (рис. 3). Формування зливків за другим та третім варіантами відрізняється збільшенням часу затвердіння. Слід зазначити, що із застосуванням зовнішнього впливу відбувається зміна кута нахилу фронту кристалізації (рис. 4). Причому найбільший нахил фронту кристалізації спостерігався при спільній дії обігріву та перемішування, що позитивно позначається на усуненні усадкових дефектів.

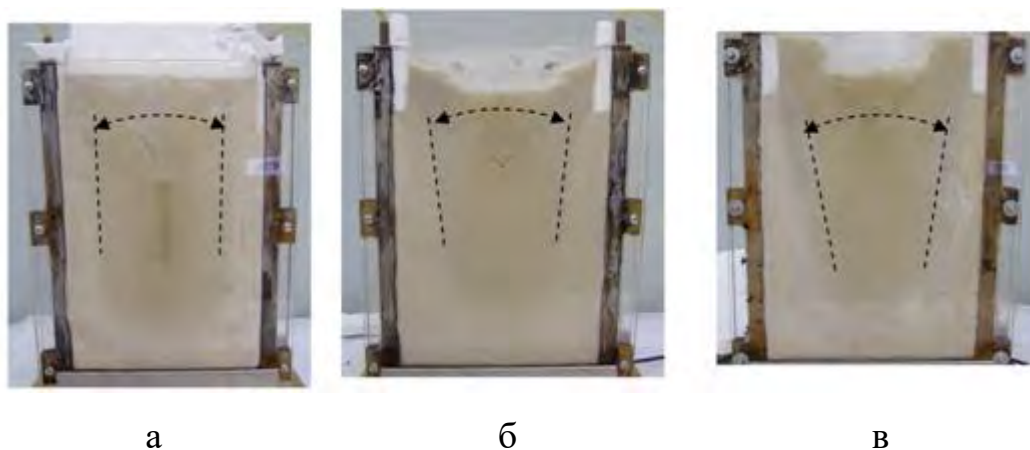


Рис. 4. Вплив зовнішніх чинників на кристалізаційні процеси в зливку:  
а – без обігрівання, б – з обігріванням, в – обігрівання та перемішування

З урахуванням результатів моделювання в лабораторних умовах були проведені експерименти з відливанням сталевих злиwkів. Використовували сталь марки 20. Середній діаметр злиwkів становив 200 мм, а висота близько 500 мм. Для зменшення швидкості кристалізації та можливості здійснення перемішування рідкої серцевини злиwки відливали в піщано-глинясту форму. Стенд для моделювання був укомплектований електрошлаковим нагрівачем та пристроєм для перемішування металу. Рідкий метал отримували шляхом електрошлакової тигельної плавки металу з подальшим його розливанням у форму при температурі 1550...1560 °C. Було проведено два експерименти:

- без додаткового утеплення та обігрівання надливної частини злиwка;
- з обігріванням надливної частини злиwка та перемішуванням рідкого металу.

Фотографії макрошліфів осьових темплетів цих злиwkів наведені на рис. 5.

Видно, що за відсутності підігріву та утеплення головної частини злиwка у ньому утворюється об'ємна усадкова раковина. У Злиwку, отриманому із застосуванням підігріву і перемішування, незважаючи на порівняно велике співвідношення висоти до діаметру більше 2:1, усадкові дефекти повністю відсутні. У другому експерименті перемішування здійснювалося 4 рази під час затвердіння металу. На виявленій травленням макроструктурі добре видно сліди

трьох зовнішніх впливів. Сліди першого впливу відсутні. Мабуть, рідкий метал мав досить високу температуру перегріву і факт впливу не було зафіксовано. Три наступні впливи відображені на шліфі у вигляді світліших смуг, які, швидше за все, відповідають положенню фронту затвердіння під час перемішування.



Рис. 5. Макроструктура експериментальних зливків: а – без зовнішнього впливу, б – з підігріванням та перемішуванням

Отримані результати як фізичного, так і натурного моделювання з рідкою сталлю показують, що комбінований вплив на метал, що кристалізується, який включає підігрів прибутку і перемішування рідкої серцевини сталевих зливків, можна характеризувати як новий крок на шляху активного управління процесами кристалізації. Особливо це важливо для виробництва великих зливків з метою підвищення їхньої фізичної та хімічної однорідності.

#### Література:

1. Биктагиров Ф.К. Повышение качества крупных слитков / Биктагиров Ф.К., Шаповалов В.А., Ефимов М.В. и др. // Современная электрометаллургия –

2011 – № 1. – С. 7-11.

2. Митчелл А. Об изготовлении крупных поковок из сплавов, чувствительных к сегрегации // Современная электрометаллургия. – 2005. – №2. – С. 3-8.

3. Gamanyuk S.B., Rutskiy D.V., Zyuban N.A., Kirilichev M.V., Nikitin M.S., Gurulev D.N. Application of physical simulation to evaluate the impact of teeming method and rate on axial zone formation of large ingots. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(11):814-823. Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-11-814-823>

4. Макуров С.Л., Силкін Д.В. Дослідження впливу низькочастотної гідроімпульсної обробки в процесі затвердіння сталі на макроструктуру та неоднорідність великого сталюого злитку // Вісник приазовського державного технічного університету, 2013. – Серія: Технічні науки. – Вип.26. – С.40-45.

**Шапошнікова Є.С., Наконечний С.О., Мініцький А.В., Юркова О.І.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ НА ЗАМІНУ КОБАЛЬТОВОЇ ЗВ'ЯЗКИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ**

E-mail: liza.shaposhnikova0312@gmail.com

Цементовані карбіди, також відомі як тверді метали, стали одним з найважливіших інженерних матеріалів з моменту їх винаходу на початку 1920-х років. Цементовані карбіди WC-Co застосовуються в багатьох сферах завдяки унікальному поєднанню твердості, в'язкості руйнування та стійкості до стирання. У своїй найпростішій формі ці матеріали складаються із зерен карбіду вольфраму в пластичному металевому зв'язуючому, як правило, кобальті. Вольфрамо-карбід-кобальтові матеріали мають високу твердість (майже до 20 ГПа [1]), густину ( $\approx 15 \text{ г/см}^3$  [1, 2] при 10 мас. % Со), в'язкість руйнування ( $>10 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  при 10 мас. % Со залежно від середнього розміру зерен вольфраму [3]) і міцність (межа міцності при поперечному розриві (TRS) понад 3000 МПа при 10 мас. % Со [1]).

Це унікальне поєднання різних властивостей робить цементовані карбіди найвідомішими матеріалами для багатьох застосувань. На жаль, використання кобальту ( $T_{\text{melt}} = 1495 \text{ }^\circ\text{C}$  [2]) як зв'язуючого в цементованих карбідах є не вигідним при високих температурах, в сильних корозійних середовищах та в інших суворих умовах через його низьку корозійну стійкість та стійкість до високих температур [4]. Крім того, кобальтове зв'язуюче в цементованих карбідах на основі WC має канцерогенний вплив на здоров'я людини в разі постійного та довготривалого контакту з ним в місцях виробництва сплавів [5]. Через ці побоювання щодо здоров'я, а також з метою адаптації або покращення механічних властивостей цементованих карбідів на основі WC, було зроблено численні спроби знайти альтернативні зв'язуючі [6, 7]. Тому метою даної роботи є дослідження переваг заміни кобальтової зв'язки на високоентропійну зв'язку складу  $FeCrNiWMo$ .

Для дослідження обрано високоентропійний сплав еквіатомного складу, а саме, Ni–Fe–Cr–W–Mo. Додавання W та Mo в ВЕС зазвичай збільшує міцність сплавів та питому вагу. Крім того, дані елементи мають високу схильність до утворення дрібних осадів, тобто додавання W та Mo в сплав може сприяти утворенню досить дрібної структури в твердому сплаві, а також, за рахунок високих температур плавлення цих елементів та уповільненої дифузії самого ВЕС, сповільнювати ріст зерен WC, що має значний вплив на механічні характеристики твердого сплаву. Mo та Cr значною мірою впливають на підвищення корозійної стійкості сплаву. Ni стабілізує ГЦК фазу, Cr в поєднанні з Fe також збільшує твердість зі збільшенням вмісту компонентів. Рівномірний розподіл Ni, який при спіканні переходить в розплавлений стан дозволяє загальмувати процес коалесценції та коагуляції зерен карбіду вольфраму і забезпечить швидкісне ущільнення до безпористого стану.

Вміст кожного елементу в сплаві складає 20 ат. %. Вміст кожного елемента в мас. % наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваного Ni–Fe–Cr–W–Mo сплаву, мас. %

Ni	Fe	Cr	W	Mo
13,5	12,51	11,65	41,19	21,50

Для отримання ВЕС його складові обирали з врахуванням закономірностей утворення в багатокомпонентних сплавах стабільних твердих розчинів, що базуються на наступному:

- 1) різниця атомних радіусів компонентів  $\delta < 8,5\%$ ;
- 2) ентропія змішування,  $\Delta S_{\text{mix}} > 11 \text{ Дж} \cdot \text{К}^{-1} \cdot \text{моль}^{-1}$ ;
- 3) ентальпія змішування,  $\Delta H_{\text{mix}}$ , що характеризує сумісність складових сплаву, нормативні значення якої коливаються в проміжку від  $-22$  до  $7 \text{ кДж/моль}$ ;
- 4) концентрація валентних електронів  $6,87 < \text{КВЕ} < 8$ , яку можна використовувати для прогнозування утворення твердих розчинів.

В табл. 2 зведено розраховані перелічені вище значення: ентропія  $\Delta S_{\text{mix}}$ , ентальпія  $\Delta H_{\text{mix}}$ , різниця атомних радіусів  $\delta$  та концентрація валентних електронів (КВЕ) для сплаву NiFeCrWMo.

Таблиця 2 – Ентропія  $\Delta S_{\text{mix}}$ , ентальпія змішування  $\Delta H_{\text{mix}}$ , різниця атомних радіусів  $\delta$  та концентрація валентних електронів (КВЕ) для NiFeCrWMo сплаву

Ентропія змішування $\Delta S_{\text{mix}}$ , $\text{Дж} \cdot \text{моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$	Ентальпія змішування $\Delta H_{\text{mix}}$ , $\text{кДж/моль}$	Різниця атомних радіусів $\delta$ , %	КВЕ	Прогнозований фазовий склад
41,57	-3,3544	5,2231	7,2	ОЦК+ГЦК

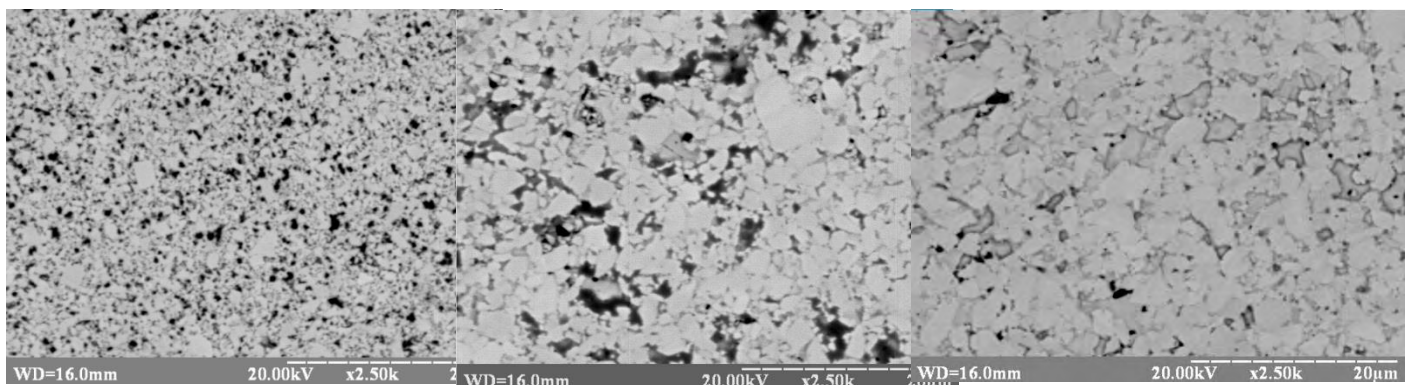
Для сплаву значення ентропії змішування більше  $11 \text{ Дж} \cdot \text{моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ , що є головною передумовою для утворення стійких твердих розчинів. Значення ентальпії змішування становить  $-3,3544 \text{ кДж/моль}$  та знаходиться в межах від  $-22$  до  $7 \text{ кДж/моль}$ , а різниця атомних радіусів  $5,2231\%$ , що менше  $8,5\%$ , що також обґрунтовує отримання твердих розчинів. Значення концентрації валентних

електронів становить 7,3, а отже знаходиться в діапазоні від 6,87 до 8, що вказує на формування двофазного сплаву, який містить тверді розчини з ОЦК та ГЦК ґратками.

Сплав, отриманий механічним легуванням суміші порошків Fe, Ni, Cr, W та Mo в планетарному млині в бензині протягом 10 год (середній розмір частинок близько 15 мкм з розкидом від 4 до 50 мкм), та комерційний порошок WC (GrandLada, ТУ 48–19–540–92, середній розмір частинок близько 6 мкм). Масовий вміст високоентропійного FeCrNiWMo сплаву складає 10 мас. %.

Для порівняння було взято стандартний порошок ВК8, який був подрібнений протягом 120 годин в шаровому млині до стану розмілу частинок приблизно 1–2 мкм. Обидва зразки були спечені за допомогою електронно-променевого спікання на установці «ЭЛА–6», укомплектованою вакуумним устаткуванням фірми Pfeiffer Vacuum GmbH (Німеччина). Спікання електронним променем проводили за різними режимами залежно від сили струму (4–6 мА).

На представлених на рис. 1 знімках світло-сірим кольором відображена матриця WC, а темно-сірим – високоентропійна зв'язка складу (FeCrNiWMo/Co). У всіх зразках кінцевий розмір зерен WC майже не відрізняється від вихідного.



а

б

в

Рис. 2. СЕМ зображення ВК8 (а) та WC-FeCrNiWMo (б, в), спечених електронно-променевим високошвидкісним методом з параметрами 6 мА, 4 хв, ~1350 °С (а) та 6 мА/8 мА, 4 хв, ~1350 °С/~1450 °С (б, в) відповідно

Так, на всіх зображеннях спостерігається двофазний контраст із світліших частинок WC та сірих частинок зв'язки (FeCrNiWMo/Co). Найбільш однорідний розподіл спостерігаємо для WC–FeCrNiWMo сплаву, отриманого при температурі 1450 °C (4 хв), та твердого сплаву BK8, отриманого при температурі 1350 °C. Другий зразок містять великі пори, що говорить про те, що при використанні високоентропійної зв'язки в твердих сплавах на основі карбиду вольфраму для отримання кращих механічних властивостей необхідним є збільшення температурного режиму спікання. Також слід врахувати, що певна неоднорідність, представлена на структурах, може бути викликана шліфуванням на абразивних кругах.

Таким чином, дане дослідження показує, що заміна кобальтового зв'язуючого на ВЕС може призвести до покращення зерен WC. Заміщення Co на ВЕС також впливає на фазові перетворення у в'язуючому (між ОЦК та ГЦК фазами). Ці фазові перетворення можуть бути успішно використані для цілеспрямованої модифікації властивостей карбідів, цементованих WC-ВЕС. Зокрема, велику роль в спіканні подібних сплавів відіграє явище змочування границь зерен (ГЗ), що дозволяє рівномірно розташовувати фази ВЕС вздовж ГЗ у вигляді суцільних шарів або регулярних ланцюжків лінзоподібних осадів. Зміна форми зерен WC також може впливати на механічні властивості цементованих карбідів. Найбільш можливою причиною такої поведінки є зміна умов для ковзання дислокацій, а також для розвитку і росту тріщин на останніх стадіях деформації. Тому заміна кобальтового зв'язуючого на ВЕС є дуже перспективною для подальшого розвитку цементованих карбідів [8].

Робота виконана за часткової фінансової підтримки Міністерства освіти та науки України (проект № 2404-ф, Номер державної реєстрації - № 0121U109789)

#### Література:

1. Cardarelli, F. Materials Handbook: A Concise Desktop Reference; Springer Science & Business Media: Berlin/Heidelberg, Germany, 2008.



2. Haynes, W.M. CRC Handbook of Chemistry and Physics; CRC Press: Boca Raton, FL, USA, 2014.

3. Swab, J.J.; Wright, J.C. Application of ASTM C1421 to WC-Co fracture toughness measurement. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2016, 58, 8–13.

<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.03.007>.

4. Kwak, B.W.; Song, J.H.; Kim, B.S.; Shon, I.J. Mechanical properties and rapid sintering of nanostructured WC and WC-TiAl<sub>3</sub> hard materials by the pulsed current activated heating. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2016, 54, 244–250.

<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2015.08.003>.

5. Huang, B.; Chen, L.D.; Bai, S.Q. Bulk ultrafine binderless WC prepared by spark plasma sintering. Scripta Mater. 2006, 54, 441–445.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.10.014>.

6. Norgren, S.; Holmstrom, E.; Linder, D. Cemented Carbide with Alternative Binder. Patent US 11 213 892 B2, 4 January 2022.

7. Wittmann, B.; Schubert, W.D.; Lux, B. WC grain growth and grain growth inhibition in nickel and iron binder hardmetals. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2002, 20, 51–60. [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(01\)00070-1](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(01)00070-1)

8. Nakonechnyi S., Yurkova A., Minitsky A. WC-based Cemented Carbides with Nanostructured NiFeCrWMo High-Entropy Alloy Binder. Conference: 2022 IEEE 12th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP). 2022. <http://dx.doi.org/10.1109/NAP55339.2022.9934594>

**Шевчук В.М., Підгайчук С.Я., Блінніков Г.П.**  
*(НАДПСУ, м. Хмельницький)*

**ЗМЕНШЕННЯ ЗАБРУДНЕННЯ ДОВКІЛЛЯ АВТОТРАНСПОРТОМ ЗА  
РАХУНОК РАЦІОНАЛЬНОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

E-mail: vikashevchuk71@gmail.com

У зв'язку із збільшенням негативного впливу на довкілля всіх видів людської діяльності, в тому числі викидів автомобільного транспорту, актуальною є потреба в аналізі спостережень і досліджень викидів шкідливих

речовин автотранспортом та надання рекомендацій щодо зменшення їх впливу на екологічний стан довкілля.

Кількість шкідливих викидів значною мірою залежить від технічного стану автомобіля та регулювань його агрегатів, механізмів і систем. У першу чергу, це стосується двигуна автомобіля. Тому при технічному обслуговуванні й огляді необхідно приділяти особливу увагу забезпеченню оптимальних регулювань та своєчасному виявленню й усуненню несправностей систем двигуна. У бензиновому двигуні до таких систем належать системи живлення та запалювання.

Основними регульовальними параметрами систем живлення і запалювання у згаданому режимі є склад паливо-повітряної суміші, що характеризується коефіцієнтом надлишку повітря, величиною мінімальної частоти обертання холостого ходу та кутом випередження запалювання [1].

Однією з умов зниження шкідливих викидів автомобільного транспорту є своєчасне виявлення та усунення несправностей у системах і механізмах. Ця задача вирішується у процесі діагностики технічного стану автомобілів. Оскільки несправності систем автомобільного двигуна суттєво впливають на процес згоряння палива і відповідно на склад відпрацьованих газів, одним із нових напрямів у діагностуванні технічного стану автомобільних двигунів є дослідження складових відпрацьованих газів.

Сучасні автомобілі з різними видами двигунів облаштовують бортовими системами діагностування із самодіагностуванням можливих несправностей електронною системою регулювання двигуна. Суть полягає в тому, що бортовий мікропроцесор має реєстратор несправностей, в якому записано усі несправності, що виникають під час руху автомобіля і впливають на паливну економічність та токсичність двигуна. Електричні сигнали, які формуються у разі виникнення несправностей, розшифровуються за спеціальними тестерами. Разом з тим, передбачено, що виведення й аналіз інформації, записаної в пам'ять реєстратора, можливе лише в умовах станцій технічного обслуговування (СТО).

Значний вплив на кількість шкідливих викидів автомобілем має кваліфікація водія і використання ним оптимальних прийомів керування. В експлуатаційних умовах рух автомобіля включає розгін, рух зі сталою та близькою до сталої швидкістю, сповільнення, які можуть здійснюватися з увімкнутою передачею або від'єднанням двигуна від трансмісії, а також із застосуванням гальмів. За цих режимів водій керує такими параметрами, як: величина та швидкість переміщення важеля керування паливоподачею, передача, що використовується при русі, час перемикання передач та кінцева частота обертання колінчастого валу двигуна на кожній передачі за розгону двигуна. Основними серед перерахованих параметрів є положення важеля керування паливоподачею та частота обертання колінчастого валу двигуна в моменти перемикання передач.

Обов'язковою умовою раціональної витрати палива є підвищення професійної майстерності водіїв транспортних засобів, навчання їх оптимальним прийомам керування автомобілем. Вмінню вибирати належний режим роботи двигуна під час експлуатації автотранспорту слід навчати в процесі підготовки водіїв. Останнім часом поширення набули бортові прилади, які допомагають водіям вибрати оптимальний режим роботи двигуна. Значний вплив на паливну економічність, а відповідно на кількість шкідливих викидів автомобілів, відіграє повнота використання вантажопідйомності чи пасажиромісткості.

Суттєво впливають на рівень забруднення довкілля автотранспортними засобами чинники, які характеризують умови руху. Одним із таких чинників є організація дорожнього руху автотранспорту. Дослідження показують, що збільшення шляху дорожнього циклу руху автомобілів у межах від 250 м до 500 м на кожні 100 м зменшує витрати палива та шкідливі викиди від 16% до 20% [2]. Тому при розробці заходів щодо зменшення забруднення атмосфери населених пунктів автомобільним транспортом ефективним є будівництво підземних пішохідних переходів, транспортних розв'язок на двох рівнях, організація руху за принципом «зелена хвиля». Ці заходи збільшують шлях дорожнього циклу руху автомобілів.

Суттєво впливає на кількість шкідливих викидів швидкість руху автотранспорту. Найменша сумарна кількість шкідливих викидів, зведених до CO, відповідає швидкості руху від 28 км/год до 35 км/год, що наближається до оптимальної швидкості руху. Але рух із такою швидкістю суттєво зменшує ефективність використання автомобіля. Тому за умов руху в населених пунктах для вантажних автомобілів рекомендовано швидкості близькі до 50 км/год.

Для легкових автомобілів мінімум сумарних шкідливих викидів, зведених до CO, відповідає діапазону швидкостей від 40 км/год до 60 км/год, тобто наближається до економічної швидкості руху. Цю швидкість можна рекомендувати як оптимальну в містах і населених пунктах. Значний вплив на величину шкідливих викидів автомобілем чинить якість дороги, зокрема її покриття.

Рух з високою швидкістю (90 км/год.) супроводжує різке зростання викидів CO та  $C_mH_n$ . А із зростанням коефіцієнту опору за малих та середніх швидкостей руху, зростають викиди оксидів азоту ( $NO_x$ ). Максимальних значень викиди  $NO_x$  набувають при високих швидкостях руху (90 км/год.) і кутах випередження запалювання від 0,045 до 0,055. Далі, із зростанням кута випередження запалювання, викиди  $NO_x$  спадають через збагачення суміші [3].

Через неоднозначність характеру зміни залежностей окремих компонентів від коефіцієнта опору дороги оцінити вплив цього коефіцієнта на екологічні показники можна лише за сумарними масовими викидами, зведеними до CO. Ці викиди із збільшенням коефіцієнта опору дороги для всього досліджуваного діапазону швидкостей руху зростають. Середнє їх зростання зі збільшенням коефіцієнта опору дороги на 0,01 становить від 52% до 65% [4].

Отже, зменшення забруднення довкілля автотранспортом досягається: підтриманням автомобілів у технічно справному стані, оптимальним управлінням автомобілем, оптимізацією дорожніх умов руху автомобілів та раціонального їх використання. Усі наведені чинники суттєво впливають на зменшення використання паливо-мастильних матеріалів під час експлуатації автомобільного транспорту.

Література:

1. Технічне обслуговування і ремонт автомобілів: Технологія: Підручник / Лудченко О. А. – К.: Вища шк., 2008. – С. 307-318.
2. Гутаревич Ю. Ф., Зеркалов Д. В., Говорун А. Г., Корпач А. О., Мержиєвська Л. П. Екологія та автомобільний транспорт: Навчальний посібник. – К.: Арістей, 2006. – 292 с.
3. Книш Ю. В., Копій М. Л. Шляхи зменшення шкідливих викидів автотранспорту у навколишнє середовище // Науковий вісник національного лісотехнічного університету України: збірник науково-технічних праць. – Львів: РВВ НЛТУ України. – 2014. – Вип. 24.3. – С. 81-86.
4. Матейчик В. П. Методи оцінювання та способи підвищення екологічної безпеки дорожніх транспортних засобів: монографія / В. П. Матейчик. – К.: НТУ, 2006. – 216 с.

**Шемет В.Ж.<sup>1</sup>, Ворон М.М.<sup>2</sup>, Семенко А.Ю.<sup>2</sup>, Тимошенко А.М.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**СТРУКТУРО- ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ В TWIP-СТАЛЯХ**  
**Fe-(20-25)Mn-(9-12)Al-1C В ЛИТОМУ СТАНІ ТА ПІСЛЯ МОДИФІКУВАННЯ**  
**ЛАНТАНОМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ**  
E-mail: volodymyrshemet@gmail.com

TWIP-сталі є сучасними та перспективними матеріалами з високою питомою міцністю та широкою сферою застосування в машинобудуванні, аерокосмічній, суднобудівній, хімічній та енергетичній промисловості. Зазвичай до їх складу входить більше 15% мас. марганцю, 5-15% мас. алюмінію та 0,5-1,5% мас. вуглецю [1-3]. Дані сталі частіше всього характеризуються трьома складовими – аустенітом, феритом і зміцнюючими κ-карбідами. Композиції, які знаходяться біля областей існування кількох фаз, відповідно до діаграм стану (рис. 1), можуть бути зручними для управління структурою та властивостями сплавів шляхом термічної обробки. У зв'язку з цим, багато досліджень були

присвячені управлінню структурно-фазовим станом сталей складу Fe-(20-25)Mn-(9-12)Al-1C після лиття та термічної обробки.

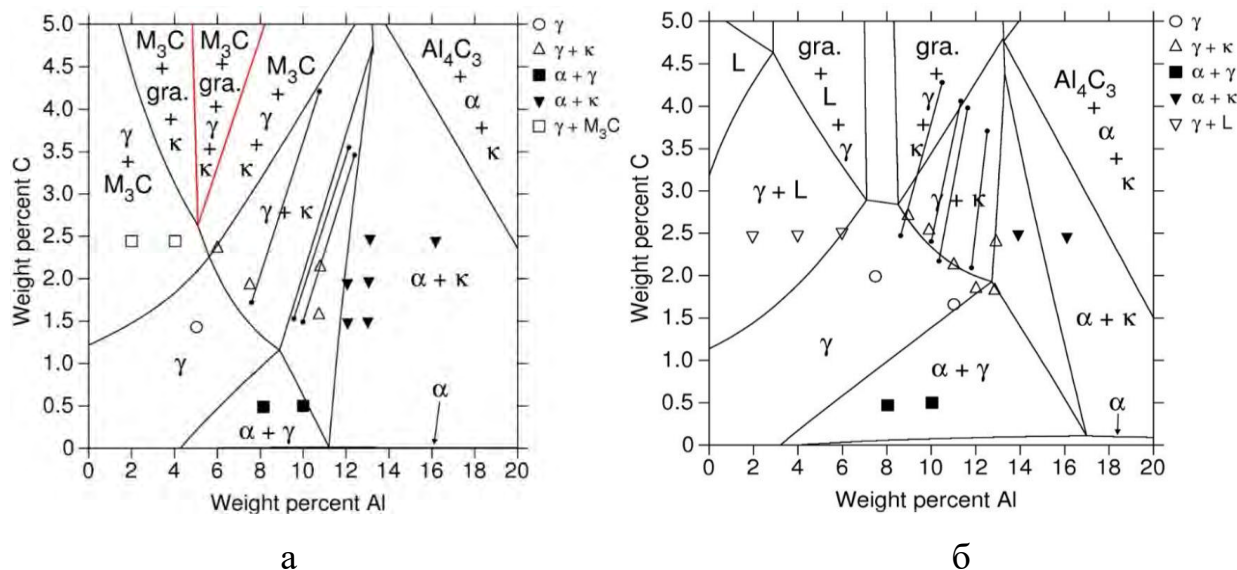


Рис. 1. Розраховані діаграми стану Fe-20Mn-Al-C при 900 °C (а) і 1200 °C (б) [4, 5]

В ході досліджень було одержано експериментальні зразки сплавів різного хімічного складу і розглянуто вплив термічної обробки на аустенізацію та низькотемпературного старіння на виділення к-карбідів. Вплив додавання La на структуру отриманих зразків сталі Fe-Mn-Al-C також досліджено з точки зору подрібнення структури та рафінування сплавів від домішок.

Встановлено, що вміст алюмінію близько 12% мас. робить сталі Fe-(20-25)Mn-(9-12)Al-1C менш схильними до стабілізації аустеніту після гартування. Одночасно відбувається більша стабілізація фериту та полегшується виділення к-карбідів. Такі результати частково не узгоджуються з теоретично розрахованими фазовими діаграмами.

Було виявлено, що найбільш універсальним складом для досягнення різних типів структури наближено можна назвати Fe-25Mn-9Al-1C, але на практиці він демонструє низьку здатність утворювати к-карбіди після рекомендованої термічної обробки – гартування з 1100 °C та подальшого низькотемпературного старіння 600 °C протягом 2 годин. TWIP-сталі зі складом, близьким до трифазної

зони, вимагають більшої тривалості нагріву або більш високої температури гартування для повної аустенізації через високий вміст алюмінію.

Утворення та розподіл  $\kappa$ -карбідів відбувається на межі зерен між  $\alpha$ -Fe та  $\gamma$ -Fe у литому стані. Це може бути більш імовірно, ніж після термообробки.

Встановлено, що додавання лантану має ефект очищення розплаву від домішок та одночасного слабовираженого модифікування структури. При додаванні лантану вміст марганцю зменшується через інтенсивну десульфурацію.

#### Література:

1. Raabe, D., Tasan, C.C., Springer, H. and Bausch, M. (2015), From High-Entropy Alloys to High-Entropy Steels. *steel research int.*, 86: 1127-1138. <https://doi.org/10.1002/srin.201500133>
2. Bleck, W. New insights into the properties of high-manganese steel. *Int J Miner Metall Mater* 28, 782–796 (2021). <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2166-1>
3. Bih-Show Lou, Yen-Yu Chen, Zih-You Wu, Yu-Chu Kuo, Jenq-Gong Duh, Jyh-Wei Lee. (2022).  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$   $\kappa$ -carbide formation and characterization in pack aluminization of Fe–29Mn–9Al–0.9C lightweight steel, *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 20, 1524-1532. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.179>
4. Peng Chen, Xiaowu Li, Hongliang Yi. (2020). The  $\kappa$ -Carbides in Low-Density Fe-Mn-Al-C Steels: A Review on Their Structure, Precipitation and Deformation Mechanism. *Metals*. 10, 1021. <https://doi.org/10.3390/met10081021>
5. Chin K., Lee H., Kwak J., Kang J., Lee B. Thermodynamic calculation on the stability of  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$  carbide in high aluminum steels. *J. Alloy. Compd.* 2010. vol. 505. pp. 217–223. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.06.032>

**Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Нурадинов І.А., Пригунов С.В.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ТЕМПЕРАТУРНІ ПАРАМЕТРИ ЛИТТЯ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ  
СПЛАВУ АМГ6 У КОКІЛЬ ГРАВІТАЦІЙНИМ МЕТОДОМ ПІД ДІЄЮ  
ВІБРАЦІЇ ТА БЕЗ**

E-mail: hvp@ukr.net

У попередніх роботах [1, 2] було обґрунтовано вибір раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються. Для перевірки практичної реалізації цього методу з урахуванням теоретичних положень робіт [3-7] було проведено три експерименти лиття трубних заготовок зі сплаву АМГ6 у кокіль гравітаційним методом з вібрацією та без.

У якості матеріалу для лиття використано пруток зі сплаву АМГ6 зі стандартним хімічним складом. У якості матеріалу для виготовлення кокілю використано нержавіючу сталь марки AISI 304 [8] та сталь марки С345 [9]. Лиття розплаву здійснювалось гравітаційним методом під дією вібрації і без. Для контролю температури розплаву та кокілю використано непрямий метод контактної термометрії з використанням термопар та автоматичним записом кривої нагріву і охолодження на ПЕОМ. Вимірювання товщини стінок виливків проведено прямим методом з використанням штангенциркуля.

Для експерименту №1 за кресленням (рис. 1, а) було виготовлено нерозбірний тонкостінний кокіль з нержавіючої сталі з товщиною стінки 1,5 мм, який наведено на фото, рис. 1, б, в.

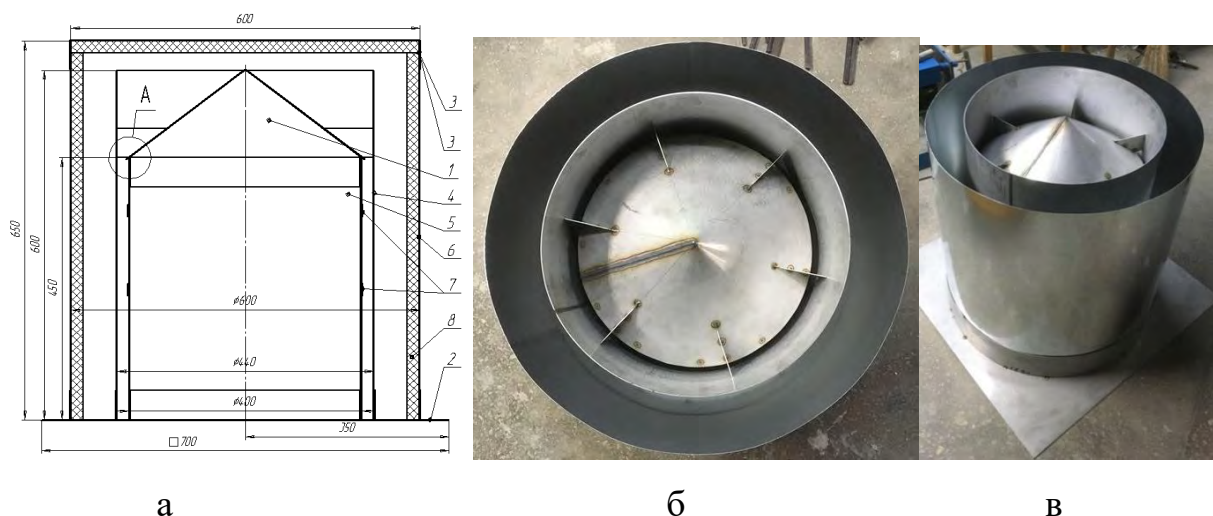


Рис. 1. Креслення (а) та фото (б, в) нерозбірного кокілю діаметром 400 мм



Лиття алюмінієвого сплаву АМг6 у кокіль проведено гравітаційним методом. Перед заливанням алюмінієвого сплаву ливарна форма була двічі пофарбована розпиленням базовою і графітовою фарбами та прогріта електричними тенами, які встановлені всередині форми, до температури, близької до температури солідусу сплаву АМг6. Графік температури прогрівання ливарної форми наведено на рис. 2.

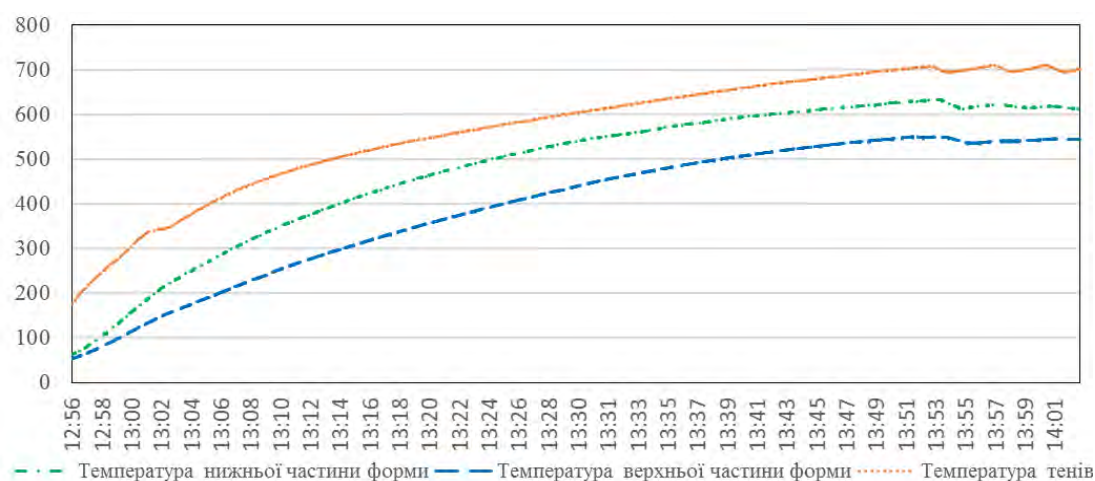


Рис. 2. Графік температур прогрівання кокілю

Контроль температури прогріву ливарної форми проводився з використанням хромель-алюмелевих термопар [10]. Регулювання температури нагріву електричних тенів, які нагрівали внутрішню форму кокілю проводилось з використанням терморегулятора МТР-1500 за методикою [11]. Плавка металу до температури 740 °C проводилась у індукційній печі з використанням графітового тиглю ємністю 6 літрів. Перед заливанням розплаву у форму проведено додатковий контроль температури розплаву у ковші переносним контактним термометром. За результатами контролю температура розплаву у ковші перед заливанням становила 740 °C. Графік температур охолодження кокілю при виключених тенях, після заливання розплаву у кокіль наведено на рис. 3.

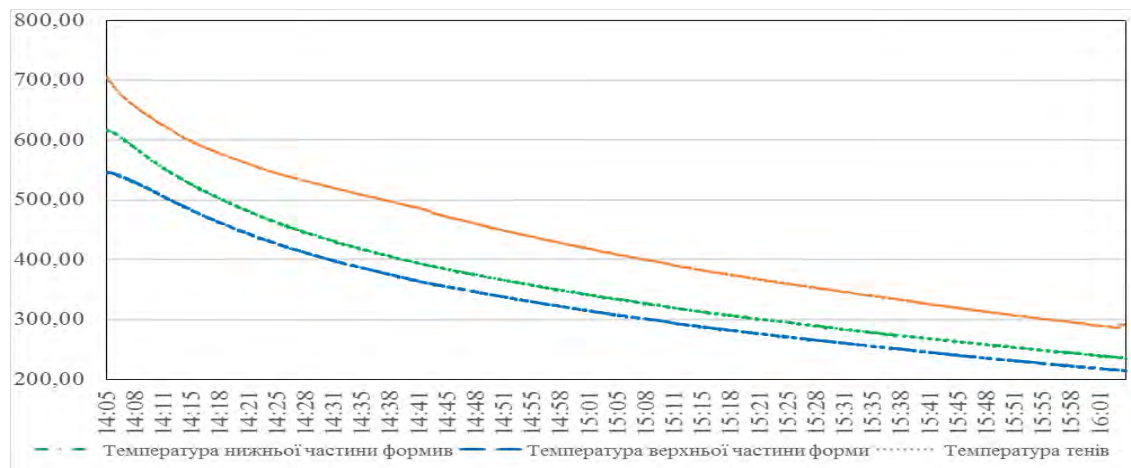


Рис. 3. Графік температур охолодження кокілю

Розплав лився на конус для заливання (рис. 4), який забезпечив лиття розплаву тонким струменем, що призвело до максимального окислення рідкого алюмінію при контакті з повітрям та утворення шлаку на поверхні конусу. На фото 4 видно, що фарба, яка використовувалась для захисного покриття не забезпечила герметичність форми, внаслідок чого розплав витік, як на зовні, так і всередину форми і залив електричні тени, рис. 4.



Рис. 4. Фото кокілю після заливання та до від'єднання виливка від форми

Нерозбірна внутрішня форма кокілю не дозволила легко роз'єднати відливок від форми. Тому, в подальших експериментах було виготовлено розбірну як зовнішню, так і внутрішню форми. Після відокремлення виливка від форми на токарному верстаті було відрізано верхню та нижні частини виливка трубної заготовки фото якої наведено на рис. 5. У зв'язку з тим, що товщина стінок кокілю була 1,5 мм, це не дозволило забезпечити жорстку геометрію внутрішньої та зовнішньої форм. Тому, товщина стінок відливка виявилась не однаковою по колу і коливалась від 18 до 22 мм замість необхідних 20 мм. Це візуально видно на фото першого виливку, рис. 5, а.

Експеримент №2 проведено після удосконалення кокілю з експерименту 1 шляхом розрізання внутрішньої та зовнішньої форм для полегшення від'єднання виливка від форми, з наступною герметизацією усіх стиків високотемпературним герметиком. Фото другого виливка наведено на рис. 5, б.

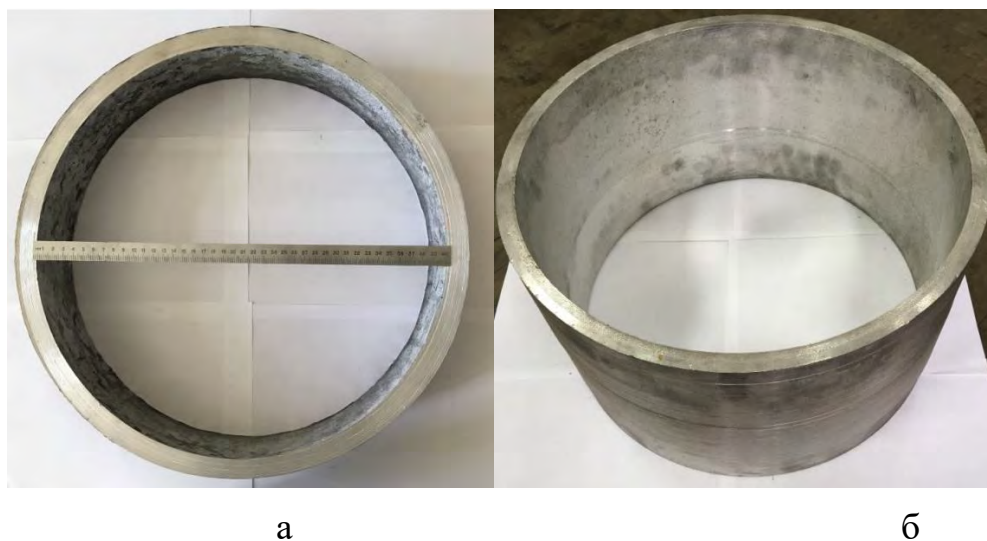
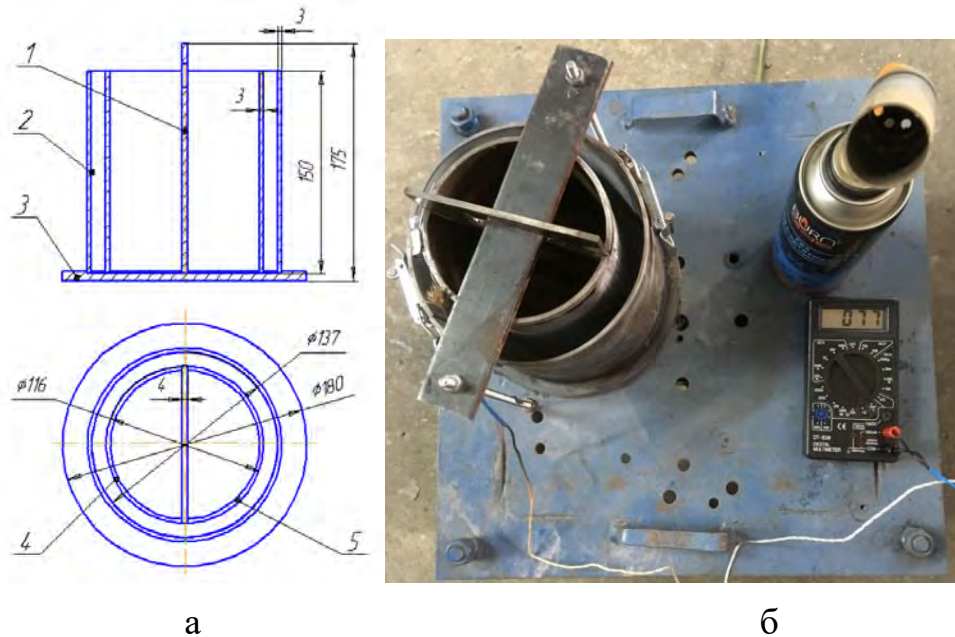


Рис. 5. Фото першого (а) та другого (б) виливків діаметрами 400 мм

Таке доопрацювання полегшило відокремлення виливка від форми, забезпечило герметичність форми, але не вирішило питання циліндричної геометрії та однакової товщини стінок виливків трубних заготовок.

Експеримент №3. З метою вирішення проблеми циліндричної геометрії за новим кресленням було виготовлено новий кокіль з товщиною стінки 4 мм (рис. 6). На відміну від попередніх експериментів №1 та №2, у якості роз'єднувального покриття замість кокільної фарби на основі графіту було

застосовано протирання внутрішньої і зовнішньої частин кокілю тальком.



1 – пластина внутрішньої форми, 2 – заливний проміжок, 3 – нижня частина кокілю, 4 – внутрішня форма, 5 – зовнішня форма

Рис. 6. Креслення (а) та фото (б) розбірного кокілю діаметром 137 мм

Розбірний кокіль (рис. 6) було встановлено на віброуючій платформі. Температура заливання розплаву складала 700 °С. Температура прогрівання кокілю з використанням газового пальника (рис. 6, б) складала 100 °С. Фото виливків безшовної трубної заготовки наведено на рис. 7.

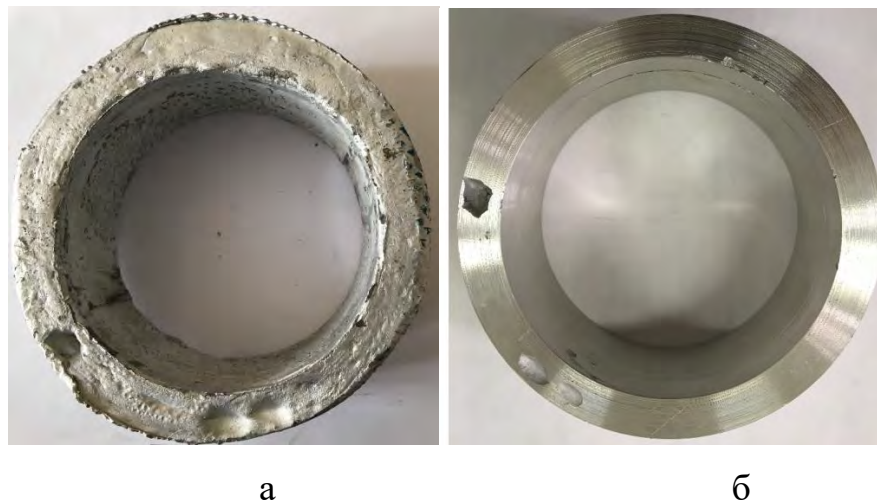


Рис. 7. Фото виливків трубної заготовки діаметром 137 мм до (а), та після (б) обточування

На рис. 7 наочно видно дефекти виливків у вигляді не проливів, які могли бути викликані низькою температурою (700 °С) лиття розплаву АМгб. Гарячих тріщин у виливку немає. У ході цього дослідження було виявлено, що вібраційна обробка розплаву призвела до «заліковування» гарячих тріщин. Експериментально доведено, що застосування вібрації розплаву у процесі його тверднення та кристалізації зменшує ймовірності появи гарячих тріщин. Це пов'язано з поліпшенням живлення виливка та посиленням процесу заліковування тріщин.

### **Висновки:**

1. Виявлено, що при литті трубних заготовок за сплаву АМгб у кокіл з підігрівом гравітаційним методом під дією вібрації усадочні дефекти (раковини та пори) виникають через порушення спрямованого твердіння і недостатнього живлення виливка, а також через перегрів кокілю.

2. Обґрунтовано, що для повного проливання форми, заливання алюмінієвого сплаву АМгб у кокіл необхідно проводити при температурах розплаву 700...740 °С. Для уникнення тріщин, внутрішню форму необхідно прогрівати до температур 100...300 °С.

4. Доведено, що недоливи виникають при низькій (менше 700 °С) температурі розплаву і низькій (менше 100 °С) температурі прогріву кокілю перед заливанням, а також при малій швидкості заливання розплаву.

5. Запропоновано: зменшити шлакоутворення, через окислення розплаву АМгб внаслідок контакту його з повітрям при заливанні, шляхом застосування ливникової системи із захисними газами або проведенням плавки безпосередньо у ливарній формі завдяки прогріву її тенами з використанням захисних газів; забезпечити герметичність форми можливо застосуванням герметика; полегшити від'єднання виливка від форми можливо шляхом внесення змін в конструкцію форми, виготовлення розбірної ливарної форми та нанесення перед заливанням форми не фарби, а тальку на місця контакту розплаву з формою.

Література:

1. Обґрунтування вибору раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / А.В. Ноговицин, В.П. Школярєнко та інші // Процеси лиття №2. 2021р. С.31-36 <https://doi.org/10.15407/plit2021.02.031>
2. Вибір раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / О.В.Ноговіцин, В.П.Школярєнко та інші. // Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2021». С.154-156. [https://nmetau.edu.ua/file/lite.\\_metallurgiya.\\_2021.pdf](https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf)
3. Ефимов. В. А, Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. Москва: Новые технологии, 2004. 784 с.
4. Баландин Г. Ф. Формирование кристаллического строения отливок. Москва: Машиностроение, 1979. 288 с.
5. Овсиенко Д. Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. Киев: Наук. Думка, 1994.256 с.
6. Нурадинов А.С., Нахаев М. Р. Процессы кристаллизации и формирования структуры литых заготовок. Грозный: изд-во ФГБОУ ВО «Чеченский государственный университет», 2020. 170 с.
7. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С. Процессы формирования отливок и их моделирование. Москва: Машиностроение, 2001. – 206 с.
8. ДСТУ EN 10088-2:2010 «Сталі нержавкі. Ч.2. Лист і стрічка з корозійнотривких сталей загальної призначеності. Технічні умови». 42 с.
9. ДСТУ 2651:2005 «Сталь вуглецева звичайної якості. Марки». 15 с.
10. Контроль температури розплавів / Школярєнко В.П. // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 41-42.  
[http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C\\_2022.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf)
11. Удосконалення методики контролю температури розплавів / Школярєнко В.П. // «Литво. Металургія. 2022: Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції». Харків, НТУ «ХПІ», 2022. С. 155-161.  
<https://files.nas.gov.ua/PublicMessages/Documents/0/2022/10/221010082843999-9454.pdf>

**Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Пригунов С.В., Нурадинов І.А.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**СПОСІБ УНИКНЕННЯ ГАРЯЧЕЛАМКОСТІ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ АМГ6 ПРИ ЛИТТІ У КОКІЛЬ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛИТТЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ВІБРАЦІЇ**

E-mail: hvp@ukr.net

Відомо, що алюмінієві сплави чутливі до гарячого розтріскування, наприклад, сплави Al-Cu або Al-Mg-Si [1]. У світі розроблено багато методів оцінки чутливості до утворення гарячих розривів [2-11], але дослідження проблеми гарячеламкості при литті у кокіль трубних заготовок зі сплавом АМГ6 не проводилось, що обумовлює актуальність таких досліджень.

Згідно ДСТУ 9051:2020 [2] гарячі тріщини є одним з дефектів у розділі несучільностей у тілі вилівка. Схильність до утворення гарячих тріщин називається гарячеламкістю, яка залежить не тільки від піддатливої чи не піддатливої форми, температур прогріву форми та розплаву перед заливанням, але й від його хімічного складу. Не дивлячись на важливу практичну значимість проблеми гарячеламкості сплавів, загальноприйнята проба для її оцінки ще не розроблена, а для кільцевих заготовок Зінгером і Дженінгсом розроблена кільцева проба [3]. У цій кільцевій пробі сплав заливають безпосередньо у відкриту порожнину форми – простий кокіль зі сталевим стрижнем. Показником гарячеламкості є сумарна довжина тріщин на поверхні кільцевого вилівка.

У даній роботі дослідження гарячеламкості проведено на сплаві АМГ6. Основу хімічного складу сплаву АМГ6 складають Al  $\approx$  93,69% легований Mg  $\approx$  5%. Інші хімічні елементи наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву АМГ6, мас. %

Кремній	Залізо	Мідь	Марганець	Магній	Цинк	Титан	Берилій	Калій	Сурма
0,4	0,4	0,1	0,5-0,8	5,8-6,8	0,2	0,02-0,01	0,0002-0,005	0,05	0,1

У ході проведення експериментів було відлито три кільцеві проби на гарячеламкість (рис. 2) в сталевий кокіль, пофарбований графітовою фарбою.

Заливка сплаву АМгб відбувалася при температурі 740 °С. Заливання і охолодження виливків проводили в холодну форму на відкритому повітрі, вилучення виливків з форми проводилось механічним вибиванням вилка із форми. Перший вилков був отриманий без попереднього нагріву кокілю, і, як видно з рис. 2, після тверднення утворилася гаряча тріщина. Також мало місце неповне пролиття форми через холодний кокіль (рис. 1, а). У другому вилку, який сформувався за умови, коли розплав заливали в кокіль з прогрітим до 500 °С центральним стрижнем, тріщини відсутні, але залишились незначні дефекти неповного пролиття форми (рис. 1, б). Третій вилков, який одержано заливанням рідкого металу в кокіль з прогрітим до 500 °С центральним стрижнем та із застосуванням вібрації в процесі тверднення, не мав тріщини. Форма пролилася повністю, але вібрація настільки ущільнила структуру металу, що вилков неможливо було від'єднати від форми, тому вилков прийшлося розрізати (рис. 1, в).



а б в

Рис. 1. Фото кільцевих проб: а – без прогрівання форми, без покриття кокілю фарбою; б – з прогріванням, без покриття кокілю фарбою; в – з прогріванням, вібрацією та покриттям кокілю графітовою фарбою

З рис. 1 видно, що прогрів форми перед заливкою забезпечив не тільки відсутність тріщини, а й покращив проливання форми. Покриття внутрішньої поверхні кокілю мастилом на основі графіту забезпечило гладку поверхню



випливаю, але недостатня роз'єднувальна здатність покриття призвела до ускладненого вивільнення виливка із форми. Для покращення роз'єднувальної здатності при від'єднанні виливка від форми в ході наступного експерименту на форму було нанесено покриття на основі цирконієвої фарби, рис. 2.



Рис. 2. Фото кільцевих проб, покритих фарбою на основі цирконію

У результаті застосування покриття на основі цирконію виливок легко відділювався від форми, але поверхня виливка виявилася шорсткою, з порами та раковинами через те, що фарба наносилася пензлем, а не розпиленням.

З метою виявлення впливу температур прогріву кокілью та температур заливання розплаву на утворення гарячих тріщин при литті кільцевих проб з вібрацією та без були проведені дослідження, результати яких наведено у табл. 2 та табл. 3.

Таблиця 2 – Температурні параметри прогріву кокілью

№ експ.	Температура прогрівання кокілью перед литтям, °С	Температура розплаву перед литтям, °С	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1	20	740	+	+
2	100	740	+	-
3	200	740	+	-
4	300	740	+	-
5	400	740	-	-
6	500	740	-	-

Таблиця 3 – Температурні параметри розплаву перед литтям

№ експ.	Температура прогрівання кокілю перед литтям, °С	Температура розплаву перед литтям, °С	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1	300	700	+	-
2	300	710	+	-
3	300	720	+	-
4	300	730	+	-
5	300	740	-	-
6	300	750	-	-

За даними таблиць 2 та 3 в подальшому обирали раціональні технологічні параметри: температура кокілю – 300 °С, температура заливання розплаву при литті кільцевої проби з вібрацією та без – 700...740 °С. З метою визначення раціональних технологічних параметрів лиття трубних заготовок було проведено дослідження впливу вібрації на тріщиностійкість сплаву АМгб при литті у кокіль. Амплітуда вібрації становила 0,2 мм, частота в ході кожного експерименту була однаковою, її змінювали у діапазоні від 4 Гц до 32 Гц. Дослідженню підлягав процес тверднення вилівка трубною заготовкою у кокілі під дією вібрації. Вібрацію кокілю починали перед заливанням розплаву, нагрітого до температури 700...740 °С, і закінчували через 1 хв після завершення заливання.

Вібрація позитивно позначилася на тріщиностійкості сплаву АМгб. Під дією вібрації тріщина не утворювалась. З шести виливків, що тверділи під дією вібрації, у двох з них утворилася тріщина. Решта чотири вилівка – без тріщин. Причиною цього є поліпшення живлення виливків за рахунок вібрації, що сприяє надходженню розплаву не тільки в зону формування тріщини, але і в зони усадкових дефектів. Встановлено, що вібрація вилівка в процесі заливки та тверднення з амплітудою 0,2 мм підвищує тріщиностійкість виливків в діапазоні частот від 4 Гц до 23 Гц. Механізм цього явища полягає у посиленні заліковування усадкових тріщин при вібрації.

#### **Висновки:**

1. Виявлено, що гарячі тріщини виникають через лиття у непрогрітий

кокіль, високий перегрів розплаву та тривале охолодження виливка у кокілі.

2. Доведено, що в результаті гальмування формою лінійної усадки виливка виникають напруження, які можуть або зруйнувати виливок, або настільки стиснути внутрішню форму, що виливок дуже складно буде відокремити від форми.

3. Виявлено, що вібраційна обробка під час заливки призводить до заліковування гарячих тріщин, покращення проливання форми, ущільнення структури металу, але ускладнює роз'єднувальну здатність при відокремленні виливка від форми.

4. Визначено такі оптимальні параметри лиття: температура прогріву кокілю 300 °С, температура розплаву АМгб перед заливанням у кокіль 700 °С, амплітуда вібрації кокілю 0,2 мм, частота вібрації кокілю від 4 Гц до 23 Гц.

#### Література:

1. Hot tearing Susceptibility in Aluminum Alloys.

<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=390>

2. ДСТУ 9051:2020 «Виливки із чавуну та сталі. Дефекти. Терміни та визначення понять». – 15 с.

3. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. Москва: «Наука», 1966. – 300 с.

4. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокіль гравітаційним методом / Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Сіренко К.А. // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 31-32.

[http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C\\_2022.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf)

5. Liu B.C., Kang J.W., Xiong S.M. A study on the numerical simulation of thermal stress during the solidification of shaped castings Science and Technology of Advanced Materials. №2.1, 2001. P.p.157–164.

[https://doi.org/10.1016/S1468-6996\(01\)00041-9](https://doi.org/10.1016/S1468-6996(01)00041-9)

6. Ol'khovik E.O., Desnitskii V.V., Molchanyuk R.A. Interaction between casting

and moldduring solidification. Steel №37.5, 2007. P. 422–424.

<https://doi.org/10.3103/S0967091207050051>

7. Liu J.X., Liao R.D. Simulation of Thermal Stress and Hot Tearing in Engine BlockCasting Advanced Materials Research №154-155, 2010. P. 1571–1574.

<https://www.scientific.net/amr.154-155.1571>

8. Ol'khovik E. Development the Methods for Preventing Hot Cracking With Use Analysis of Temperature Fields. VII International Scientific Practical Conference "Innovative Technologies in Engineering" IOP PublishingIOP Conf. Series: Materials Science and Engineering №142, 2016.P.p.1-6.

<https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012084>

9. Causes of casting cracks and six kinds of common defects and their prevention. Yaang Pipe Industry Co., Limited, China. 2021. <https://www.epowermetals.com/causes-of-casting-cracks-and-six-kinds-of-common-defects-and-their-prevention.html>

10. Vishwakarma K., Chaturvedi M. A study of HAZ microfissuring in a newly developed Allvac 718 Plus superalloy. Superalloy, 2008. P. 241–250. [https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2008/Superalloys\\_2008\\_241\\_250.pdf](https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2008/Superalloys_2008_241_250.pdf)

11. Singh S., Andersson J. Hot cracking in cast alloy 718, Science and Technology of Welding and Joining, №23:7, 2018. P. 568-574, <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1429238>

**Школярєнко В.П., Серєденко О.В., Нурадинов А.С., Баранов І.Р., Пригунов С.В.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ  
СПЛАВУ АМг6 ВІДЛИТИХ У КОКІЛЬ ГРАВІТАЦІЙНИМ МЕТОДОМ ПІД  
ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ**

E-mail: [hvp@ukr.net](mailto:hvp@ukr.net)

У попередніх дослідженнях [1-7] було проведено оптимізацію параметрів лиття алюмінієвих трубних заготовок у кокіль, але через обмежений обсяг статті не було опубліковано частину результатів експериментальних досліджень.

результати. Тому, дана стаття присвячена висвітленню результатів впливу вібрації на структуру і механічні властивості трубних заготовок зі сплаву АМгб при литті у кокіль гравітаційним методом.

Матеріалом для лиття є пруток зі сплаву АМгб. Структура прутка АМгб, який був використаний в якості шихтового матеріалу для переплаву при проведенні досліджень, є типовою для металу, який пройшов термічну обробку і деформування. У роботі використано методи оптичної мікроскопії, механічні випробування, статистичні методи оброблення та аналізу отриманих результатів, у тому числі стандартні методи [8-10].

Дослідження проведено за планом експерименту наведеним у табл. 1.

Таблиця 1 – План експерименту

№ з/п	Експеримент
1	1 плавка без вібрації, без дегазації розплаву
2	2 плавка без вібрації, з дегацією розплаву
3	3 плавка з вібрацією, без дегазації розплаву

Структура прутка АМгб складалась зі зерен  $\alpha$ -твердого розчину Al, вкраплень евтектичної фази  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  темно-сірого забарвлення,  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  – світло-сірих кристалів і чорних вкраплень  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (рис. 1, а). У поперековому перерізі прутка виявлено характерні зони – центральну і поверхневу. Центральна зона мала зерна з середнім розміром 60 мкм, вкраплень других фаз розміром 5 мкм у кількості 90% від загального числа і решти розміром від 5 до 20 мкм. Поверхнева зона характеризувалась зернами з середнім розміром 30 мкм і вкрапленнями з розміром 1...30 мкм (рис. 1, б). Переважна кількість вкраплень других фаз мала розміри 1...3 мкм. Через вельми дрібний розмір ідентифікація типу фаз за кольором була ускладнена. Найбільші вкраплення 10...30 мкм представляли фазу  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ .

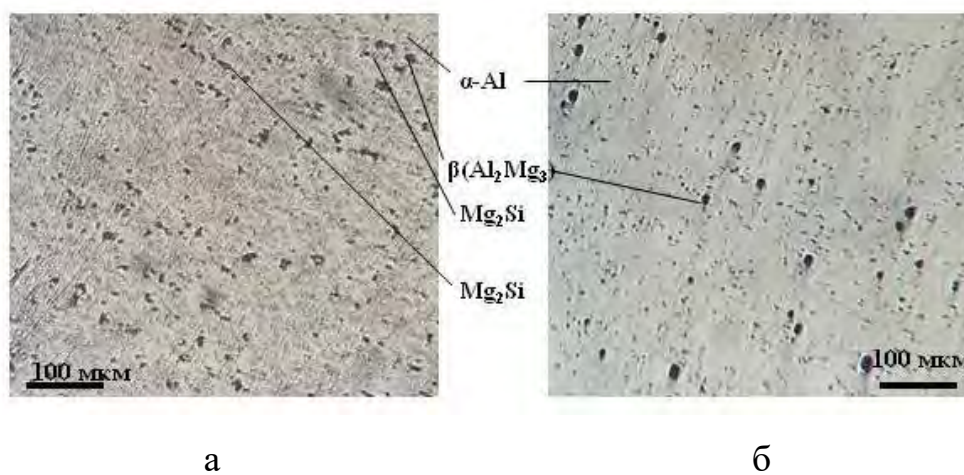


Рис. 1. Структура прутка зі сплаву АМгб (травлено): а – структура центральної частини, б – структура поверхневої частини

Після лиття у кокіль структура сплаву АМгб у експерименті 1 була типовою для металу, що був отриманий зі суттєво неоднорідного розплаву при низькій швидкості охолодження. В основі сплаву спостерігались зони з неоднорідним середнім розміром зерна, що певно було пов'язано з нерівномірним розподілом модифікатора і недостатнім рівнем перемішування розплаву при плавці. На рис. 2, а представлена зона сплаву в якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм. Зона сплаву, показана на рис. 2, б характеризувалась середнім розміром зерен 700 мкм. Для цих зон також було характерним неоднорідне розподілення фаз. Так, фаза  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  утворювала скупчення (див. рис. 2, а), або була розосереджена у міжзереному об'ємі (рис. 2, б). Кристали  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  у значно більшій кількості спостерігались у зоні рис. 2, а, ніж рис. 2, б, де було зафіксовано лише одиничне вкраплення такого типу. Розмір кристалів  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  відповідав діапазону 30...100 мкм при переважній кількості вкраплень, що мали розміри 100 мкм. Особливостей розподілу фази  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , яка мала розгалужену форму не зафіксовано. В сплаві експерименту 1 також сформувались зони з рівномірним розподілом фаз. В таких зонах середній розмір зерна складав 550 мкм, кристалів  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  – 50 мкм, об'єми між зернами основи сплаву, зайняті фазою  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  були рівномірно розосереджені і мали розміри до 4 разів менші, ніж у зонах, де вона утворювала скупчення (рис. 2, в і рис. 2, а). Виходячи з розміру дендритів

основи сплаву швидкість охолодження, оцінена за даними [8] була  $\sim 10^{-2}$  К/с.

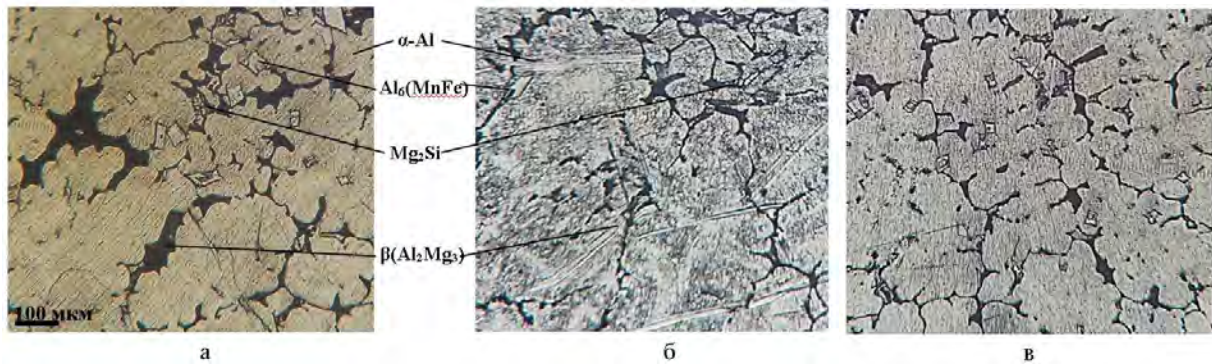


Рис. 2. Структура сплаву АМг6 експерименту 1 (травлено): а – зона зі скупченням евтектичної фази  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  і кристалів  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ ; б – зона, збіднена на виділення других фаз; в – зона з рівномірним розподілом фаз

У експерименті 2, порівняно з експериментом 1, метал характеризувався значно дрібнішими і рівномірно розподіленими фазами. Середній розмір зерен  $\alpha$ -твердого розчину Al скоротився до 100 мкм. Фаза  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  була розосереджена у міжзереному об'ємі у вигляді нерівномірної сітки, але без утворення скупчень. Вкраплення  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  набули пластинчастого вигляду (рис. 3, а). Зміна режиму плавки у експерименті 3 з вібрацією забезпечила також подрібнення частини вкраплень цієї фази.

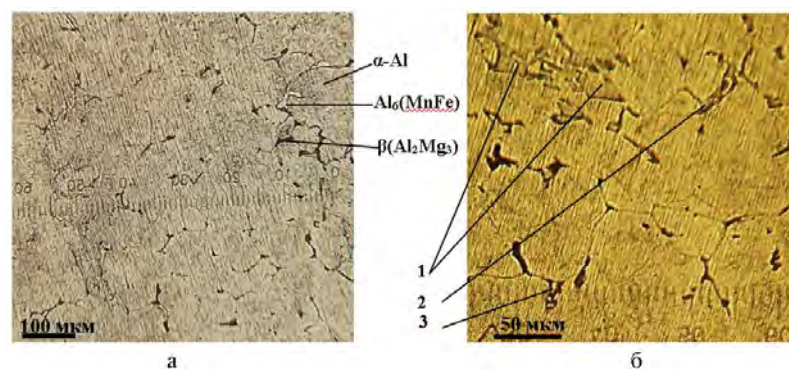


Рис. 3. Структура сплаву АМг6 (експеримент 2, травлено): а – фази в сплаві, б – трансформація форми вкраплень  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  від кристалічної до пластинчастої; 1 – вкраплення  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ , що мають частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення дисперсних пластинчастих вкраплень  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$

На рис. 3, б зафіксовано трансформацію форми фази  $Al_6(MnFe)$  від кристалічної до пластинчастої і утворення скупчення її дисперсних вкраплень з розміром 10 мкм. Ідентифікація фази  $Mg_2Si$  була ускладнена через її подрібнення, вірогідно ця фаза утворювала точкові вкраплення. Такі зміни в структурі є характерними для металу, отриманому з однорідного розплаву, охолодженому з більшою швидкістю ( $\sim 10$  K/c).

Під впливом вібрації відбулось подрібнення структурних складових в сплаві АМгб порівняно з металом у експериментах 1 і 2. Середній розмір зерна сплаву становив 60 мкм. Фаза  $\beta(Al_2Mg_3)$  розташовувалась у міжзереному об'ємі у вигляді однорідної сітки. Включення  $Mg_2Si$  мали форму аналогічну плавці 1 при 1,5 рази скороченому розмірі. Вкраплення  $Al_6(MnFe)$  стали дрібними і розсіяними аналогічно металу шихти, який проходив термічну і деформаційну обробку (рис. 4).

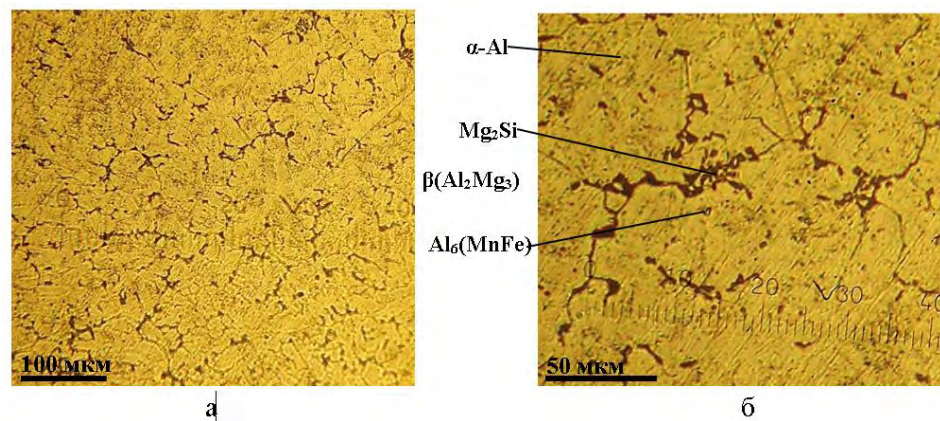


Рис. 4. Структура сплаву АМгб (експеримент 3) із застосуванням вібрації (травлено): а – зерна сплаву, б – фази сплаву

Виявлено зовсім інший характер структури зливоків, які сформувалися під впливом вібрації (параметри вібрації в цих дослідженнях мали такі значення: амплітуда  $A = 0,2$  мм; частота 60 Гц). Такі зміни в структурі зливоків під впливом вібрації пов'язані з тим, що при накладенні пружних хвиль на метал, відбувається примусове його перемішування, відбувається миттєва зміна сил в обсязі розплаву, що обумовлює виникнення великих градієнтів тисків. В результаті суттєво змінюються параметри процесу кристалізації металу (швидкість утворення зародків твердої фази та лінійна швидкість їх зростання), відбувається механічне



руйнування дендритів на фронті затвердіння та в обсязі розплаву, що призводить до суттєвих змін у структурі металів та сплавів.

Визначення твердості відлитих зразків за Брінеллем проведено згідно [9]. За отриманими даними твердості досліджуваних зразків розраховано межу міцності, згідно [10]. В табл. 2 наведені розраховані за (1) значення межі міцності для досліджуваних зразків.

Таблиця 2 – Межі міцності для досліджуваних зразків

№ з/п	№ зразка	НВ <sub>ср</sub>	$\sigma_{\text{мц}}$
1	1 плавка	60,4	15,1
2	2 плавка	66,2	16,55
3	3 Вібро	71,7	17,9

### Висновки:

1. Виявлено, що перегрів розплаву та форми і повільне охолодження вилівка у формі призводить до формування грубої неоднорідної структури металу. Режим плавки з вібрацією в комплексі з подальшим охолодженням дозволяє подрібнити зерна основи сплаву в  $\sim 5$  разів, фазу  $\text{Mg}_2\text{Si}$  до 10 разів, перевести фазу  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  з форми кристалів, що мали огранку у пластинчасту форму з подальшим подрібненням частини вкраплень до 10 разів, а також запобігти утворенню скупчень евтектичної фази  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ .

2. Виявлено, що зниження температури перегріву розплаву АМг6 на 7% перед заливанням у форму з 750 до 700 °С призводить до подрібнення макрозерна у вилівку.

3. Виявлено, що застосування вібрації забезпечило подрібнення зерна сплаву у 1,7 рази в порівнянні з плавкою без вібрації, рівномірно розосередити фазу  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  у міжзереному об'ємі (в  $\sim 2$  рази), подрібнити фазу  $\text{Mg}_2\text{Si}$  в 2 рази порівняно з експериментом 1, подрібнити до 10 разів і розосередити фазу  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  порівняно з обома плавками. В результаті найдрібніші зерна, найбільш однорідний розподіл фази  $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$  і найдисперсніші вкраплення  $\text{Al}_6(\text{MnFe})$  сформувались в результаті застосування вібрації, а найбільше подрібнення фази  $\text{Mg}_2\text{Si}$  досягається в металі при послідуєчому охолодженні.

Література:

1. Обґрунтування вибору раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / А.В. Ноговицин, В.П. Школярєнко та ін. // Процеси лиття №2. 2021р. С.31-36 <https://doi.org/10.15407/plit2021.02.031>
2. Вибір раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / О.В.Ноговіцин, В.П.Школярєнко та інші. // Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2021». С.154-156. [https://nmetau.edu.ua/file/lite.\\_metallurgiya.\\_2021.pdf](https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf)
3. А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, И.А. Нурадинов. Физические методы управления формированием структуры металлов. Металл и литье Украины. 2020. №2. С. 41-48.
4. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Ахтаев С.С-С., Саипова Л.Х-А. Влияние внешних термо-силовых воздействий на формирование структуры литых заготовок // Сталь. 2019. №6. С. 9-13.
5. Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др. О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов // Литейное производство. 2003. №9. С. 13-15.
6. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. Влияние вибрации на межфазный переход расплава в кристаллическую структуру слитков // Материаловедение. 2003. №3. С. 36-38.
7. Нурадинов А.С. Измельчение структуры затвердевающего сплава в условиях низкочастотной вибрации // Процессы литья. 2008. №4. С.49-55.
8. Белов А.Ф., Бочвар А.А. Металловедение и обработка цветных сплавов, Москва: Наука, 1992, 229 с.
9. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019 (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT) Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування. 16 с.
10. Натапов Б. С. Металловедение. Москва: Metallurgizdat, 1956. – 344 с.

**Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинська О.О.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ВПЛИВ РЕЖИМІВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ  
ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

Плавки проводили в електропечі ІСТ-016 на шихті з 70% переробного чушкового чавуну марки ПЛ2 та 30% ливарного чушкового чавуну марки Л2. Розплав чавуну модифікували у ковші лігатурою FeSiMgCa4. Хімічний склад нелегованого високоміцного чавуну знаходився в таких межах (масова частка, %): від 3,4 до 3,7 C; від 2,5 до 2,8 Si; від 0,37 до 0,42 Mn; від 0,015 до 0,025 S; від 0,09 до 0,10 P; від 0,023 до 0,037 Ti; від 0,04 до 0,062 Mg.

Дослідження впливу легування нікелем у кількості від 1% до 2%, який вводили у піч наприкінці плавки, на механічні властивості феритного високоміцного чавуну проводили на металі клиноподібних проб товщиною 45 мм.

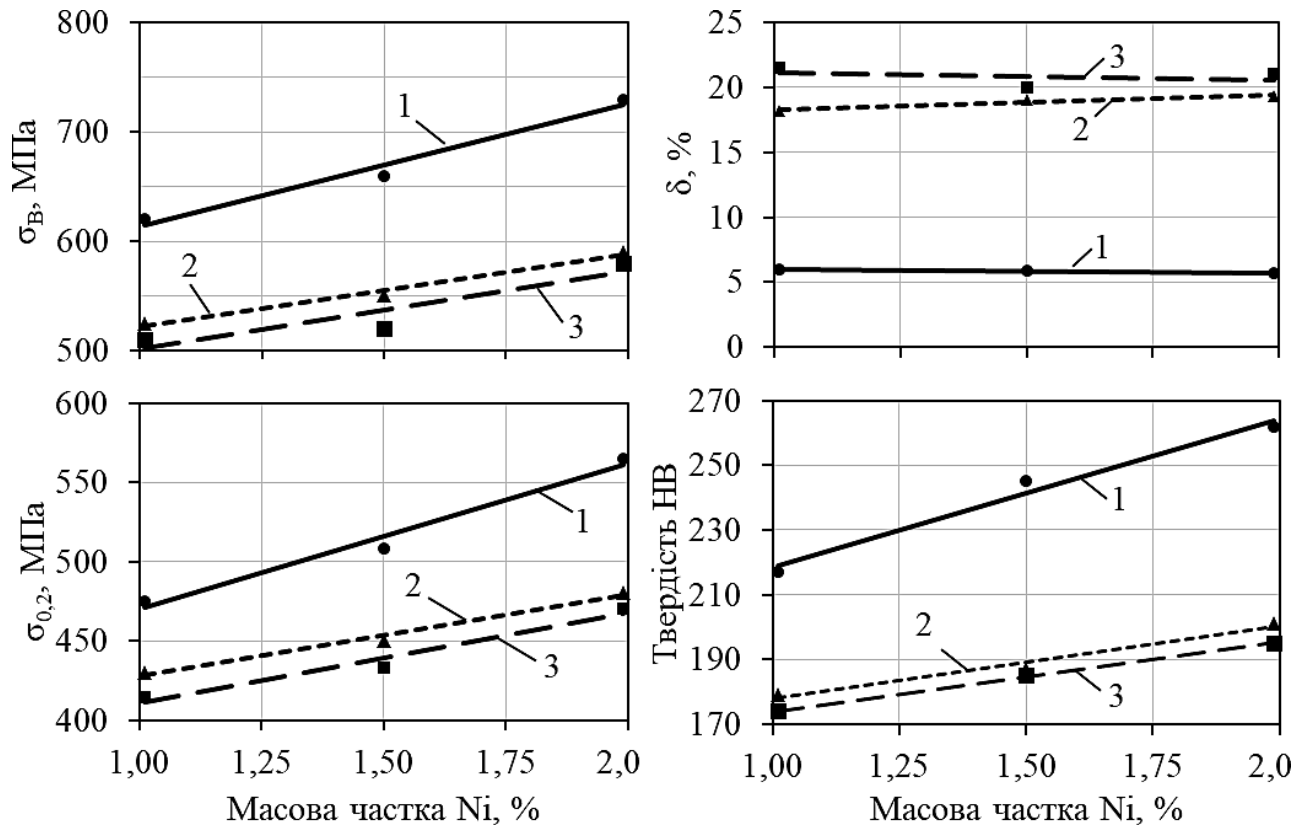
Вирізані з нижньої частини клиноподібних проб темплети були термооброблені за одним з режимів:

- одноступеневий відпал: нагрівання у печі до 720 °С, витримка 3 години, охолодження на повітрі;
- двоступеневий відпал: нагрівання у печі до 860 °С, витримка 3 години, охолодження з піччю до 720 °С, витримка 2 години, охолодження на повітрі.

Легування нікелем забезпечило отримання в литому стані високоміцного чавуну з тимчасовим опором під час розривання  $\sigma_B$  від 620 МПа до 730 МПа, умовною границею плинності  $\sigma_{0,2}$  від 470 МПа до 565 МПа, відносним видовженням  $\delta$  від 6,1% до 5,7%, твердістю за Брінеллем від 217 НВ до 262 НВ (друге значення для вищої масової частки нікелю).

Обидва режими термічного оброблення виплавлених з різним вмістом нікелю високоміцних чавунів забезпечили отримання феритної металевої основи. Порівняно з литим станом, в результаті феритизування металевої основи зменшуються показники міцності і твердість на 13,5%, а відносне видовження збільшується від 3 раз до 3,5 разів (рис. 1). При цьому, в результаті збільшення

масової частки нікелю від 1% до 2% показники міцності та твердості підвищуються від 15% до 20%, а відносне видовження практично не змінюється. Важливою перевагою легованого нікелем феритного високоміцного чавуну після термічного оброблення є високе відносне видовження (від 18% до 22%), в порівнянні зі стандартним феритно-перлітним ВЧ500-7.



1 – у литому стані; 2 – після одноступеневого відпалу; 3 – після двоступеневого відпалу

Рис. 1. Вплив нікелю на механічні властивості високоміцного чавуну

Двоступеневий відпал, порівняно з одноступеневим, мало впливає на зміну механічних властивостей – при невеликому зменшенні показників міцності спостерігається відповідне незначне збільшення відносного видовження. Це дозволяє застосовувати більш енергоощадний одноступеневий відпал.

**Ясюков В.В., Лисенко Т.В., Тур М.П.**  
**(НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)**  
**УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ**  
E-mail: tyrmp15@gmail.com

Підвищення експлуатаційних властивостей деталей, зазвичай, досягається складними, дорогими, нетехнологічними методами. Тому актуальним для сучасного машинобудування та його основної заготівельної бази – ливарного виробництва – є вирішення проблеми підвищення точності та експлуатаційної надійності литих деталей шляхом покращення службових властивостей та, водночас, високої економічної ефективності процесу. Слід враховувати також, що підвищення якості та службових властивостей виливки має сенс лише, коли термін її служби узгоджується з терміном служби виробу, складовою якого вона є.

Особлива увага приділяється якості поверхні лиття, оскільки знос та руйнування навантажених деталей починається з поверхні. При цьому якість поверхні необхідно оцінювати величиною нерівностей (при бездефектності та однорідності) та будовою поверхневого шару. Виливки з параметрами шорсткості  $R_a$  менше 2,5 мкм необхідні тонкорельєфних поверхонь з виступами від 0,5 до 5 мм (склоформи, художнє лиття, прес-форми для лиття під тиском); для виливків (колеса відцентрових насосів, лопатки парових та газових турбін, охолоджувані поршні двигунів внутрішнього згоряння за технологією downsizing, хвилеводні елементи НВЧ-радіоприладів, клапанні плити компресорів холодильних машин), що працюють в контакті з рухомими рідкими та газовими. Низькі значення шорсткості поверхні покращують механічні властивості, зменшують термонапруги, підвищують корозійну стійкість, покращують характеристики литих деталей, що працюють при циклічних навантаженнях. Так, збільшення  $R_a$  від 2,5 до 10 мкм змінює межу витривалості  $\sigma_{-1}$  для сталі 30ХНМЛ від 550 до 190 МПа. Вплив якості поверхні на  $\sigma_R$  проявляється тим сильніше, чим вищі характеристики міцності сталі. Якщо отримувати поверхні з малими нерівностями обробкою різанням, то крім витрат видаляється поверхневий шар виливка з

підвищеними механічними властивостями. До того ж малі припуски ускладнюють механічну обробку.

Тонкорельєфні поверхні ( $Ra = 2,5$  мкм) можуть бути отримані литтям у роз'ємні керамічні та керамізовані форми. У цій технології використовуються багаторазові моделі із деревини, металу, пластмас. Моделі з епоксидної смоли більш переважні з огляду на низьку адгезію холодноогельної кераміки при виготовленні форм. Якість поверхні виливків залежить від якості поверхні форми, здатності розплаву відтворювати цю поверхню та процесів взаємодії на межі розділу метал – форма. Ці параметри в досить широких інтервалах можуть змінюватись залежно від керованих технологічних факторів:

- оптимізація товщини керамічного облицювання двошарової форми. Чим тонший шар кераміки, тим кращі умови його дегазації та менша ймовірність утворення газових раковин на поверхні виливки;

- зменшення товщини керамічного шару досягається нанесенням гідрофобного покриття на піщану основу (опорний шар форми);

- управління процесом структуроутворення кераміки – співвідношення інгредієнтів, швидкість видалення летких при огелюванні, зв'язок між умовами випаровування та тріщиноутворення поверхневого шару кераміки, тобто. формуванням мікроструктури;

- зміна параметрів термообробки форми перед заливкою металу;

- застосування вогнетривких наповнювачів суспензії з різною хімічною природою (кислі, основні, нейтральні).

Перелічені фактори не вичерпують можливості цієї технології, яка з розширенням номенклатури виливків удосконалюється та видозмінюється. Так, наприклад, з метою здешевлення процесу можна використовувати часткову керамізацію поверхні форми або формувати робочу поверхню виливки керамізованим стрижнем.

Внутрішні порожнини виливків із середнім відхиленням профілю менше 2,5 мкм можуть бути отримані при композиційному литті з використанням металевих оболонок, виготовлених різними методами: твердофазним спіканням

суспензій пластифікованих, гальванічним осадженням на стрижні з органічних матеріалів або легкоплавких сплавів. Ця технологія дозволяє керувати будовою та властивостями поверхневого шару. При виготовленні оболонок твердофазним спіканням, наприклад, регулюються розмірна точність, точність конфігурації та просторові відхилення виливків.

При розробці та підтримці технології твердофазного спікання використовували такі фактори:

- підготовка дисперсної фази, визначення гранулометричного складу, коефіцієнт упаковки;
- застосування дисперсійного середовища, що забезпечує необхідну седиментаційну стійкість суспензії;
- технологічні властивості суспензій;
- параметри випалу, що впливають на вогневу усадку оболонок, їх газотворність, якість поверхні, міцність;
- можливість використання як дисперсної фази високовогнетривких матеріалів – циркону, дистенсилліманіту, хромомангніту, хромистого залізняку;
- при використанні металевих оболонок, одержуваних твердофазним спіканням суміші порошків, важливим фактором є можливість заповнення пор оболонок рідким металом виливки в процесі заливання форми. Якісний композиційний вилівок буде в тому випадку, якщо металокерамічна оболонка зварюється з матричним металом, утворюючи безперервний дифузійний перехідний шар. Найчастіше ці дифузійні взаємодії визначаються дефектами кристалічної структури. Контактна зона повинна бути однорідною та керованою за геометричними параметрами та властивостями, де протікають складні фізико-хімічні процеси при нестационарному тепловому режимі. Ця стадія є найменш прогнозованою через наявність граничних, температурних і геометричних бар'єрів.

Для отримання композиційних виливків із заданою структурою займистого шару Ra в межах 1,25-2,5 мкм пред'являються вимоги до композиції з пористих металокерамічних оболонок (ПМКО), об'єднаних рідким чавуном, що заливається

у форму. Найбільш ймовірно є етапом формування перехідної зони між ПМКО та рідким металом. Необхідні умови заповнення пор металокераміки – прогрівання оболонок до 0,8-1,0 температури кристалізації розплаву, що можна отримати рахунок нагрівання печі, температури заливки, підігріву ливарної форми перед заливкою, перепуску металу, збільшення товщини шару розплаву до товщини металлокерамічної оболонки. Перераховані технологічні заходи ускладнюють та здорожчають процес, впливають на якість виливків.

Для стабілізації режимів консолідації перехідної зони було проведено наномодифікування чавуну карбонітридом титану (TiCN) у кількості 0,03% від чавуну. Міцність на зріз з'єднання кераміки з матричним металом зросла на 18–20%. Найбільш високі показники міцності отримані при температурі заливання 1420 °С. Відзначено низьку чутливість чавуну до коливань хімічного складу та тривалість модифікуючого ефекту при витримці металу в ковші. Склад ПМКО – суміш порошків, що відповідає хімічному складу мартенситно – старіючої сталі 03Н18К9М5Т, матриця – сірий чавун СЧ21 – 40.

#### Література:

1. Рудской А.И. Нанотехнологии в металлургии. – С.-Петербург: Наука, 2007. – 186 с.
2. Концепция управления формообразованием отливок / Сост. Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, И.В. Прокопович. – Одесса: Экология, 2019. – 272 с.