

ISSN 2524-0544

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



XVIII Міжнародна науково-технічна
конференція

**«Нові матеріали і технології
в машинобудуванні-2026»**

Україна, Київ

2026

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**



**XVIII Міжнародна науково-технічна
конференція**

**«Нові матеріали і технології
в машинобудуванні-2026»**

Україна, Київ

2026

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.

XVIII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2026»: матеріали науково-технічної конференції, 28-29 квітня 2026 р., Київ / загальна редакція Р. В. Лютий. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2026. – 329 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, 2026

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., д.т.н., проф., завідувач кафедри ливарного виробництва (ЛВ), КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

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

Нарівський А.В., д.т.н., чл.-кор. НАН України, директор ФТІМС НАН України, 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 Шайюгли, 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 міжнародної роботи НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Турчанін М.А., д.х.н., проф, ДДМА, м. Краматорськ

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

Барабаш М.Ю. д.т.н, с.н.с., Технічний центр НАН України, м. Київ, Україна

Мініцький А.В. д.т.н., проф., КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

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 МіТЛВ, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

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

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

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

Лютий Р.В., д.т.н., професор, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

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

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

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

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

ЗМІСТ

<i>Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Vasyleha Bohdan, Levchuk Mykhailo, Tymoshenko Serhii (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) DETERMINING THE CAPACITY OF BATTERIES IN CHARGING STATIONS WITH SOLAR PANELS.....</i>	10
<i>Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Zaichenko Stefan, Khandryka Ivan, Tymoshenko Serhii (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) USING FORECASTS AND SCADA DATA FOR WIND FARM OPERATIONS E.....</i>	14
<i>Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Kryvchuk Illia, Kurhanska Veronica, Shtanheieva Karina (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) GRID SUSTAINABILITY USING PHOTOVOLTAIC POWER PLANTS AND FORECASTING THE CAPACITY OF DISTRIBUTION NETWORKS.....</i>	19
<i>Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Samchynska Kateryna, Siabruk Dmytro, Khandryka Ivan (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) ON THE OPTIMAL PLACEMENT OF POWER DISTRIBUTION NETWORK LINES.....</i>	26
<i>Naidonov O. (Odessa National Technological University) MECHANISMS, KINETICS AND ENERGETICS OF PLANT RAW MATERIAL EXTRACTION PROCESSES IN ELECTRODYNAMIC-TYPE SCREW DEVICES.....</i>	33
<i>Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Rachkevych Ruslan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk) SOLID MATERIALS FOR HYDROGEN STORAGE USING Ti.....</i>	34
<i>Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Rachkevych Ruslan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk) HIGH-ENTROPIC ALLOYS AS A NOVEL MATERIAL FOR SOLID-STATE HYDROGEN STORAGE.....</i>	36
<i>Smetankina N.¹, Misiura Ie.², Misiura S.^{1,3} (¹A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²S. Kuznets KhNUE; ³NTU «KhPI», Kharkiv) MATHEMATICAL MODELING OF THERMOMECHANICAL FIELDS IN SHELL STRUCTURES SUBJECTED TO THERMAL INFLUENCE.....</i>	39
<i>Smetankina N.¹, Sychova T.², Sychov A.² (¹A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²State Biotechnological University, Kharkiv) MATHEMATICAL MODELING OF DYNAMICS OF SPATIAL SYSTEMS.....</i>	40
<i>Smetankina N.¹, Zhyriakov D.² (¹ A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²National Aerospace University «Kharkiv Aviation Institute», Kharkiv) NUMERICAL MODEL OF BIRD COLLISION WITH AIRCRAFT WING... </i>	42
<i>Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila, Meleshko Inna (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) THE INFLUENCE OF GLOBAL ENGINEERING STANDARDS AND PATENTS ON LANGUAGE EDUCATION.....</i>	44
<i>Аджамський С.В.^{1,2}, Кононенко Г.А.^{1,3,4}, Бадюк С.І.^{1,5}, Подольський Р.В.^{1,3,5}, Подольська О.А.³ (¹ТОВ АЛТ Україна, м. Одеса; ²ІТСТ НАНУ, м. Дніпро; ³ІЧМ НАНУ, м. Дніпро; ⁴НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро; ⁵ІПСУ НАНУ, Київ) ВПЛИВ ВІДСТАНІ МІЖ ТРЕКАМИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ LPBF.....</i>	49
<i>Андрущенко Д.І., Силенко П.М., Якубів М.І., Варченко В.Т., Даниленко А.І., Солонін Ю.М. (Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НАПОВНЮВАЧІВ НА КОЕФІЦІЄНТ ТЕРТЯ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОМПОЗИТИВ НА ОСНОВІ PTFE.....</i>	52
<i>Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) РОЗПОДІЛ ВОДНЮ В СТАЛЕВИХ ВИРОБАХ.....</i>	55
<i>Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ФЛОКЕНИ В СТАЛЕВИХ ВИРОБАХ.....</i>	63
<i>Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА АУСТЕНІТНУ ТА ФЕРИТО-ПЕРЛІТНУ СТРУКТУРУ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ.....</i>	71
<i>Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Подольська О.А. (ІЧМ НАН України, м. Дніпро) МЕТАЛОГРАФІЧНА ОЦІНКА СТАНУ ОБОДА ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ.....</i>	78

Бірюкович Л. О., Степанов О. В., Богомол Ю. І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ПОСТАКРЕДИТАЦІЙНИЙ МОНІТОРИНГ ОСВІТНЬО-ПРОФЕСІЙНОЇ ПРОГРАМИ ДРУГОГО (МАГІСТЕРСЬКОГО) РІВНЯ ВИЩОЇ ОСВІТИ «НАНОТЕХНОЛОГІЇ ТА КОМП'ЮТЕРНИЙ ДИЗАЙН МАТЕРІАЛІВ»	80
Величкович А. С. (Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу) ЧИСЛОВЕ МОДЕЛЮВАННЯ АДАПТИВНОГО ФРИКЦІЙНОГО ДЕМПФЕРА З РОЗІМКНУТОЮ ОБОЛОНКОЮ	86
Верховлюк А.М., Железняк О.В. (ФТІМС НАН України, Київ) ОСОБЛИВОСТІ РОЗЧИНЕННЯ МОДИФІКАТОРІВ У РОЗПЛАВАХ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ	91
Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Щерецький В.О., Сергієнко Р.А., Железняк О.В. (ФТІМС НАН України, Київ) МІЖФАЗНА ВЗАЄМОДІЯ ДИСПЕРСНИХ ЧАСТИНОК З ЛИВАРНИМИ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ	92
Волошко С.М.¹, Бурмак А.П.¹, Ворон М.М.^{1,2}, Фурманюк Я.Г.^{1,2} (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ФТІМС НАН України, Київ) АНІЗОТРОПІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ INCONEL 718, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ SLM	94
Гнатуш В. А. (незалежний аналітик, Київ) ТРЕНДИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ: MEGA CASTING & GIGA CASTING	98
Гнатуш В. А. (незалежний аналітик, Київ) ТЕНДЕНЦІЇ ЛИВАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ В 2020-2025 РОКАХ	101
Гнатуш В. А. (незалежний аналітик, Київ) ЕВОЛЮЦІЯ ЛИВАРНИХ ПІЩАНИХ ФОРМ У СЕГМЕНТІ БІОРОЗКЛАДНИХ ФОРМУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ	104
Горбань М. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ СИЛІЦИДУ МОЛІБДЕНУ В ЯКОСТІ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ЗАСТОСУВАНЬ	108
Гулієва Н.М.¹, Гулієва З.Н.² (¹ЛНТУ, м. Луцьк; ²ДПУ, м. Ірпінь) РОЗВИТОК МАШИНОБУДУВАННЯ В НАПРЯМІ ІНДУСТРІЯ 4.0 В УКРАЇНІ	113
Дерв'янюк О.В.¹, Істоміна Т.І.¹, Небожак І.А.², Хорошко І.В.², Піонтковський І.Г.³ (¹ ІПМ НАН України; ² ФТІМС НАН України, Київ; ³ ТОВ Науково-виробниче підприємство «Українська ливарна група») ДІЯ ТОРСІЙНОГО ПОЛЯ НА ФОРМУВАННЯ МЕТАЛОГРАФІЧНОЇ СТРУКТУРИ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ В УМОВАХ ІПС	119
Дорошенко В. С., Шалевська І.А. Небожак І. А., Клименко С. І. (ФТІМС НАН України, Київ) ІНТЕГРАЦІЯ КАРКАСНОГО АРМУВАННЯ У ТЕХНОЛОГІЮ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСІВ ТРУБОПРОВІДНИХ СИСТЕМ	123
Дорошенко В. С., Клименко С. І., Шинський В. О., Боровик М.В. (ФТІМС НАН України, Київ) ГЕОМЕТРИЧНА ОПТИМІЗАЦІЯ КОРПУСІВ ТРУБНОЇ АРМАТУРИ ЯК ОБОЛОНКОВИХ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ ТОЧНОМУ ЛИТТІ	127
Дорошенко В.С., Федюк Ю.А. Боровик М.В. (ФТІМС НАН України, Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ ГАЗОВІДВОДУ ПРИ ЛИТТІ КАРКАСНО-АРМОВАНИХ МЕТАЛОВИРОБІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ	132
Дорошенко В.С., Шинський В.О., Федюк Ю.А., Шалевський А.В. (ФТІМС НАН України, Київ) СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ АРМОВАНОГО ВИЛИВКА МЕТОДОМ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ	136
Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ТЕХНОСФЕРНИЙ ПІДХІД ДО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ЯК ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНОЇ СКЛАДОВОЇ НООСФЕРИ З ПРИРОДОПОДІБНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ ТА МАТЕРІАЛАМИ	141
Єфімова В.Г.¹, Письмарьов К.Є.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ФТІМС НАН України, Київ) РОЗРАХУНОК АКТИВНОСТІ КОМПОНЕНТІВ У ТВЕРДОМУ РОЗЧИНІ ШПІНЕЛІ	147

Іванов В.Г., Матвейшин М.В., Глотка О.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) МІКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНИЙ АНАЛІЗ НЕРЖАВІЮЧИХ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ.....	152
Іванова Л.Х., Колотило Є.В. (УДУНТ, м. Дніпро) СПЛАВИ ЗАЛІЗА ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД ТЕПЛОВИХ НЕЙТРОНІВ.....	154
Іванченко Д.В.¹, Ямшинський М.М.^{1,3}, Биба Є.Г.^{1,2}, Петриченко С.В.¹, Коваленко В.В.¹ Лютий Р.В.¹ Мініцький А.В.¹, Лук'яненко І.В.¹, Барабаш М.Ю.^{1,3}, Кивгило Б.В.¹ (КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²Інститут прикладних систем управління НАН України; ³Технічний центр НАН України, Київ) ТРАНСФОРМАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРНОЇ АРХІТЕКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІД ВПЛИВОМ ЦИРКОНІЮ.....	157
Кияновський Н. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ОЦІНКА ВПЛИВУ ПОЧАТКОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПРЕСУВАННЯ НА КІНЕТИКУ УЩІЛЬНЕННЯ КОМПОЗИТІВ З ПЛАКОВАНИХ НІКЕЛЕМ ПОРОШКІВ WC.....	165
Коваленко В.В., Яковець Л.А., Биба Є.Г., Мініцький А.В., Ямшинський М.М., Мініцька А.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВПЛИВ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОУТВОРЮВАЧА НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ.....	170
Кочешков А. С.¹, Дорошенко В. С.² (КПІ ім. Ігоря Сікорського); ²ФТІМС НАН України, Київ) ХУДОЖНЄ ЛИТВО В НТУУ «КПІ ім. ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»:.....	172
ВИТОКИ ТА ПЕРШІ КРОКИ.....	172
Кочешков А. С.¹, Дорошенко В. С.² (КПІ ім. Ігоря Сікорського); ²ФТІМС НАН України, Київ) ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО В ОБРАЗОТВОРЧОМУ МИСТЕЦТВІ.....	179
Крейцер К.О. (Національний Університет «Одеська Політехніка», м. Одеса) ПОРІВНЯЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ФЛЮСОВОГО ТА БЕЗФЛЮСОВОГО ЗАХИСТУ НА КОРОЗИЙНУ СТІЙКІСТЬ ВИЛИВКІВ ІЗ СПЛАВУ AZ91D.....	190
Кудін В.В., Шалдін О.М., Кармазін М.О., Бойчук Р.В., Матвейшин М.В., Кудін О.В. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ В МОДУЛІ ES1 ProCAST/Visual-CAST.....	193
Кусков Ю.М.¹, Фесенко М.А.², Лентюгов І.П.¹, Осин В.В.¹, Нетяга А.В.¹ (ІЕЗ ім. Є.О. Патона; ²ДУІКТ, м. Київ) ОТРИМАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ НАПЛАВКИ БІМЕТАЛЕВИХ АРМУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ІЗ ОТВОРАМИ КРІПЛЕННЯ.....	199
Мельников Д.В.^{1,2}, Кедровський С.М.², Сліпченко В.М.², Коваль Ю.М.² (КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ) ВИКОРИСТАННЯ МАТЕРІАЛІВ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ У СУЧАСНІЙ ІНЖЕНЕРІЇ.....	201
Музиченко О. І., Мініцький А. В., Поліщук К. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) РОЗРОБКА ВАЖКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ.....	208
Наконечний С.О., Рєзнік Д.О., Мартиненко Я.М., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ОТРИМАННЯ СФЕРИЧНИХ ПОРОШКІВ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ АТОМІЗАЦІЇ.....	212
Нарівський А.В., Поливода С.Л., Сірий О.В., Гординя О.М., Твердохвалов В.О., Фон-Прусс М.А. (ФТІМС НАН України, Київ) МГД-ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ПРИГОТУВАННЯ ТА БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТТЯ ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	215
Нарівський А.В.¹, Давиденко О.А.^{2,3}, Поливода С.Л., Молебний О.А.³, Монастирська Т.О.³, Сірий О.В.¹, Гординя О.М.¹ (ФТІМС НАН України; ²ДонФТІ ім. О.О.Галкіна НАН України; ³ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ) ВПЛИВ СКАНДІЮ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Zn–Mg–Cu У ЛИТОМУ І ТЕРМІЧНО ОБРОБЛЕНОМУ СТАНАХ.....	223
Наумик В.В., Наумик О.О., Кагановський О.Д., Качалов М.Б. (Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ	

ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ.....	227
<i>Небожак І. А., Дорошенко В. С., Хорошко І. В. (ФТІМС НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ІНОКУЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ.....</i>	<i>229</i>
<i>Небожак І.А., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, Київ) ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЖАРОСТІЙКОГО ХРОМИСТОГО ЧАВУНУ МАРКИ ЧХ1 ШЛЯХОМ ІМПЛАНТУВАННЯ ДИСПЕРСНОЇ ЛІГАТУРИ У «ТІЛО» МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ.....</i>	<i>233</i>
<i>Недужий А.М., Дука В.М. (ФТІМС НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ЗАХИСНОЇ ОБМАЗКИ СПАЮ ТЕРМОПАР НА ТОЧНІСТЬ ВИМІРЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....</i>	<i>240</i>
<i>Недужий А.М. (ФТІМС НАН України, Київ) ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З НЕДЕНДРИТНОЮ СТРУКТУРОЮ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7.....</i>	<i>242</i>
<i>Нестерук О. П., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Медвідь С.М. (ФТІМС НАН України, Київ) СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ В УМОВАХ ВИКОРИСТАННЯ ВТОРИННОЇ ШИХТИ ТА БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ.....</i>	<i>245</i>
<i>Ноговіцин О.В., Середенко В.О., Середенко О.В. (ФТІМС НАН України, Київ) ФОРМУВАННЯ РІВНОВІСНИХ ЗЕРЕН У БЕЗПЕРЕРВНО ЛИТІЙ СТРІЧЦІ З МІДНОГО СПЛАВУ ЗМІЦНЕНОГО ДИСПЕРСНИМИ ВКРАПЛЕННЯМИ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА.....</i>	<i>249</i>
<i>Петриченко С. В., Коваленко В. В., Ямшинський М. М., Биба Є. Г., Мініцький А. В., Барабаш М. Ю., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВПЛИВ СКЛАДУ ФЛЮСУ NaCl-KCl НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....</i>	<i>252</i>
<i>Пригунова А.Г.¹, Ноговіцин О.В.¹, Аюпова Т.А.², Кошелєв М.В.¹, Аболіхіна О.В.², Носко О.А.² (ФТІМС НАН України, Київ; ²УДУНТ МОН України, м. Дніпро) ЕВОЛЮЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ СПЛАВУ 7075 У ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА – ТЕРМІЧНА ОБРОБКА», ОПТИМІЗОВАНОМУ НА ОСНОВІ ДАНИХ ДТА.....</i>	<i>255</i>
<i>Резнік Д.О., Шеремет В.І., Шемет В. Ж., Руденький С.О., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ДВОФАЗНИЙ СПРЯМОВАНО АРМОВАНИЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ КЕРАМІЧНИЙ КОМПОЗИТ (Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})C-(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B₂.....</i>	<i>264</i>
<i>Руденький С. О., Шеремет В.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) АРМОВАНИЙ МІДНО-НІКЕЛЕВИЙ КОМПОЗИЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ.....</i>	<i>266</i>
<i>Рябоволик Я.Ю., Конончук С.В., Рябоволик Т.Ф. (ЦНТУ, м. Кропивницький) ІНДУСТРІЯ 4.0 В УКРАЇНІ: ЯК НОВІ МАТЕРІАЛИ ЗМІНЮЮТЬ МЕНЕДЖМЕНТ МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННЯ.....</i>	<i>270</i>
<i>Свиридов С. В., Фурса О.О. (УДУНТ, м. Дніпро) ПРОГНОЗУВАННЯ ТА НАДІЙНІСТЬ ФУНКЦІОНУВАННЯ ПРОЦЕСУ В МЕХАНІЧНИХ ВИРОБНИЦТВАХ.....</i>	<i>275</i>
<i>Сезоненко А.Ю.¹, Ямшинський М.М.^{1,2}, Биба Є.Г.^{2,5}, Лук'яненко І.В.², Мартинчук В.Є.¹, Колесніченко А.А.¹, Вербицька Т.І.², Мініцький А.В.^{2,5}, Литвин Р.В.^{1,3}, Барабаш М.Ю.^{1,2,4,5} (Технічний центр НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського; ³Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України; ⁴Інститут газу НАН України; ⁵Інститут прикладних систем управління НАН України, Київ) ОСОБЛИВОСТІ МЕТОДУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ СПЛАВУ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Al-Cu-Cd.....</i>	<i>277</i>
<i>Сігарьов Є.М.¹, Смірнов О.М.², Похвалітий А.А.¹, Семірягін С.В.², Орлов Д.В.³, Скоробагатько Ю.П.² (Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське; ² Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ; ³ ТОВ «ТУРБОГАЗ УЖГОРОД», м. Ужгород) ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА СТРУКТУРНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФЕРОСИЛІЦИДІВ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ.....</i>	<i>282</i>

Степанчук А. М., Клеков А. О., Лозовий А. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) МЕХАНІЗМ УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ З ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-Fe-Si, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ ДИСПЕРГУВАННЯМ ЇХ РОЗПЛАВІВ.....	286
Тесля С. Ю.¹, Ведель Д. В.^{1,2}, Шеремет В. І.¹, Коваленко М. В.¹, Горбань М. В.¹ (КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІПМ НАНУ ім. І.М.Францевича, Київ) ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЇ СИЛІЦИДНОЇ КЕРАМІКИ.....	296
Фон Прусс М. А. (ФТІМС НАН України, Київ) НАУКОВІ ОСНОВИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ ЗАЛІЗОВІСНИХ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ ФАЗ.....	301
Чередниченко С.П., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, Київ) ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС РІДИННОГО ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА З РУДИ Fe₃O₄ З НИЗЬКИМИ ВИКИДАМИ СО₂.....	304
Шалевська І.А. Дорошенко В. С., Небожак І. А. (ФТІМС НАН України, Київ) МЕТОДИ АРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	306
Щерецький О.А., Щерецький В.О., Сергієнко Р.А., Верховлюк А.М., Набока О.Л., Каранда О.А. (ФТІМС НАН України, Київ) ОСОБЛИВОСТІ СИНТЕЗУ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ У ВАКУУМНІЙ ІНДУКЦІЙНІЙ УСТАНОВЦІ.....	316
Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Ясинська О. О., Берчук Д. М. (ФТІМС НАН України, Київ) ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ МОДИФІКУВАННІ У ЛИВАРНІЙ ФОРМІ.....	321
Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю.Д., Ясинська О. О., Берчук Д. М. (ФТІМС НАН України, Київ) ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	322
Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПІД ЧАС ОХОЛОДЖЕННЯ БІЛОГО ЧАВУНУ З ТЕМПЕРАТУРИ АУСТЕНІТИЗАЦІЇ.....	325
Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г., Ковальов О.О. (ДДМА, м. Краматорськ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТОЇ ФОРМУВАЛЬНОЇ СИРОВИНИ ВІТЧИЗНЯНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	328

Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Vasyleha Bohdan, Levchuk Mykhailo, Tymoshenko Serhii

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

DETERMINING THE CAPACITY OF BATTERIES IN CHARGING STATIONS WITH SOLAR PANELS

E-mail: processor-w@ukr.net

Introduction. The primary contributions of this research can be summarized as follows.

1. In the capacity configuration of the PESCS, the impact of the ESS battery's state of health is taken into account. An optimal configuration model aiming to minimize the annual total cost of the PESCS is set up, and the effects of factors like the battery's state of health on the configuration outcomes are further examined.

2. Using the time-of-use electricity price as a basis, developing a reasonable operation strategy are conducive to extending the battery's state-of-health. Then, a capacity configuration model for the ESS is established, taking into account the constraints related to the system power balance, ESS, and the cost associated with the battery's state of health.

3. By constructing an optimal capacity configuration model that considers the health status of batteries and solving it using DQN algorithms, a capacity configuration method that can delay the battery's state of health and better adapt to energy complementary characteristics is obtained, which improves the economy of PESCS [1].

The output power of the PV system is primarily influenced by factors such as light intensity and temperature. The output power $P_{PV}(t)$ at time t can be expressed as $P_{PV}(t) = \ln s(t) A \eta_c \eta_{pc} [1 + \nu(T_c(t) - T_{STC})]$.

Where, $\ln s(t)$ is the radiance (W/m^2), A is the area of the photovoltaic module, η_c is the photoelectric conversion efficiency of module, η_{pc} is the MPPT efficiency of the DC conversion link, ν is the weather correlation coefficient, $T_c(t)$ is the temperature of the PV cell in the t period, and T_{STC} is the temperature of the PV cell under standard test conditions.

Purpose and objectives. The fundamental structure of the PESCS is depicted in Fig. 1. It primarily consists of a PV system, an ESS, an energy management system for the PESCS, and an EV load section. Every component is linked to the DC bus and engages in energy exchange with the communication system via the energy management system [2, 3].

First of all, battery state of health estimation can help to evaluate the impact on the battery's state of health and then choose the appropriate way to prolong the service life of the battery. Secondly, an effective operation strategy can improve the economy and reliability of the system. Therefore, there is a close relationship between a battery's state of health estimation and integrated energy configuration optimization. By accurately estimating the service life of the battery, a reasonable operation strategy can be formulated to achieve the optimization and efficient operation of the system.

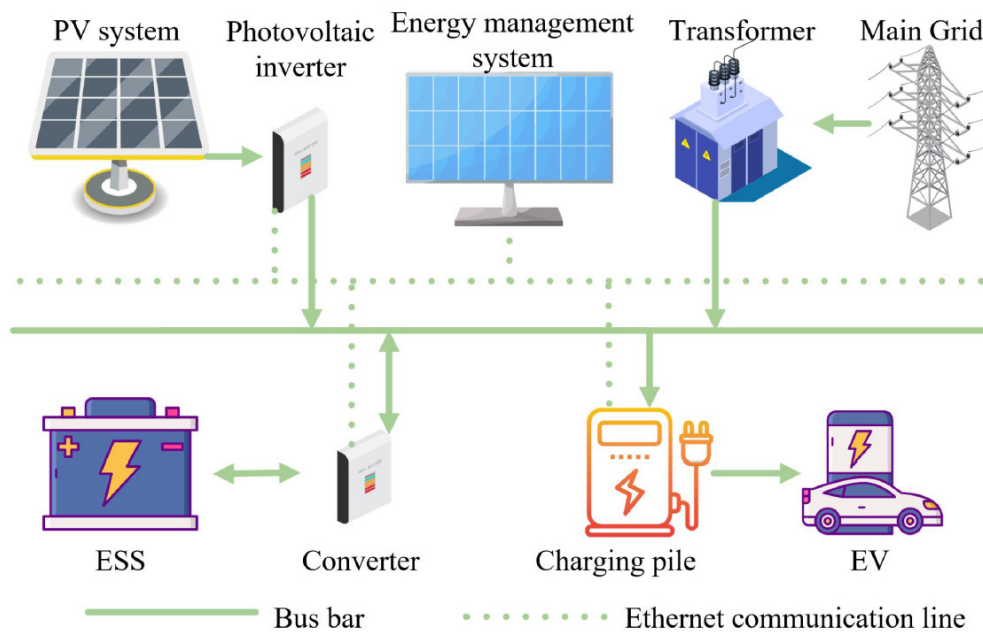


Figure 1. Basic structure of PESCS

The energy management strategy of the PESCS is the basis for the energy exchange between the PESCS and the power grid and the basis for configuring the ESS capacity of the PESCS. The basic components of RL include the state space s_t , action space a_t , and reward function $r(t)$, which represent the environment. According to the solving characteristics of RL, the capacity configuration optimization model of ESS in this paper

is transformed into a DQN framework. Through multiple training of the deep reinforcement learning model, the optimal strategy is finally obtained to maximize the return of the entire scheduling cycle of the microgrid. Among them, state space, action space, and return function are the core elements of the whole process, which together constitute the deep reinforcement learning framework of microgrid optimal scheduling. Its RL framework is composed of agents and an environment [4], [5].

Research material and results. Based on the Q-learning algorithm and a deep neural network, a DQN is developed. By using two independent networks to estimate the action value function, DQN can more accurately evaluate the value of the action and reduce the problem of overestimation, thereby improving the performance of RL. DQN improves the ability to process data, overcomes the shortcomings of traditional solvers that cannot process too much data, and has good practical significance. Fig. 2 depicts the reward obtained during the training process of the proposed enhanced DQN algorithm. During the early phase of the training, given the insufficiency of training samples, the agent actively explores the environment with a high learning rate. With the gradual accumulation of samples, the reward curve climbs significantly and tends to converge.

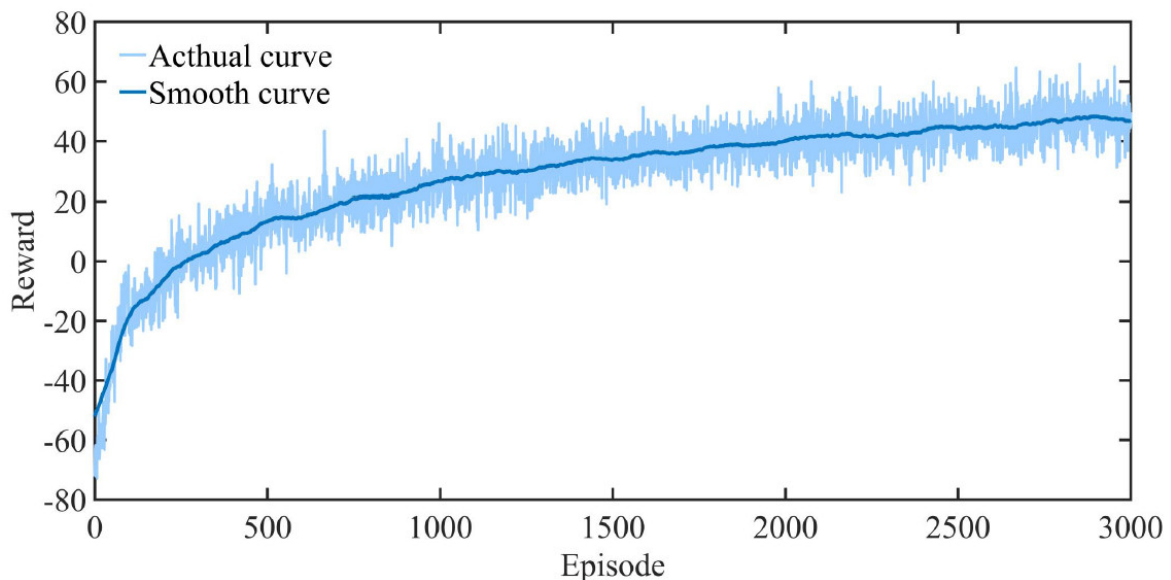


Figure 2. Improved DQN algorithm training reward curve

With the continuous increase of training rounds, the reward curve tends to be stable, and the agent successfully completes the learning of the optimal mapping relationship.

Ensure that the decision of each agent remains reliable and stable in a dynamic, uncertain environment [6], [7].

The capacity configuration of a PESCS largely determines its operational mode and economic benefits. The approach takes into account the battery's state-of-health and makes use of the flexible complementary capacities of the ESS to improve the operational economic efficiency of the PESCS. Via case analysis, the following conclusions are reached:

1. The DQN algorithm, relying on a time-of-use pricing energy management strategy, relieves the load demand of the PESCS and significantly improves its adjustable capacity during power shortages at peak electricity price periods through the ESS.

2. The capacity configuration model of the PESCS comprehensively considers the battery's state-of-health, reduces ESS replacement costs, and increases the long-term economic benefits of the PESCS.

3. The capacity configuration method for PESCS based on reinforcement learning, which combines the flexible complementary capability of ESS with the battery health state, can effectively enhance the economic efficiency of PESCS.

References:

1. S. Jang, A. Yoon, et al. "Optimal capacity determination of photovoltaic and energy storage systems for electric vehicle charging stations", *Journal of Energy Storage*, vol. 106, 114730, 2025.

2. Y. Liu, P. Li, et al. "Research on Microgrid Superconductivity-Battery Energy Storage Control Strategy Based on Adaptive Dynamic Programming", *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, vol 34, no. 8, pp. 1-4, 2024.

3. J. Zhang, L. Hou, et al. "Optimal operation of energy storage system in photovoltaic-storage charging station based on intelligent reinforcement learning. *Energy and Buildings*", Vol. 299, 113570, 2023.

4. X. Dong, J. Shen, et al. "Simultaneous capacity configuration and scheduling optimization of an integrated electrical vehicle charging station with photovoltaic and battery energy storage system", *Energy*, Vol. 289, 129991, 2024.

5. Y. Liu, X. Han, et al. “Research on Control Strategy of Hybrid Superconducting Energy Storage Based on Reinforcement Learning Algorithm”, IEEE Transactions on Applied Superconductivity, vol. 34, no. 8, pp. 1-4, 2024.

6. G. Chen, J. Li, et al. “Optimal Configuration of Renewable Energy DGs Based on Improved Northern Goshawk Optimization Algorithm Considering Load and Generation Uncertainties”, Engineering Letters, vol. 31, no. 2, pp 511-530, 2023.

7. Y. Wang, S. Guo, et al. “A comprehensive review of machine learning-based state of health estimation for lithium-ion batteries: data, features, algorithms, and future challenges”, Renewable and Sustainable Energy Reviews, vol. 224, 116125, 2025.

Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Zaichenko Stefan, Khandryka Ivan, Tymoshenko Serhii

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

USING FORECASTS AND SCADA DATA FOR WIND FARM OPERATIONS E-

E-mail: processor-w@ukr.net

Accurate forecasting of wind power production plays a critical role in enabling more reliable load management and optimizing power distribution. Nonetheless, wind power forecasting remains a technically demanding task, primarily due to the stochastic nature of the wind and the non-stationary behavior of the turbine’s power response curve. Wind power forecasting methods are commonly divided into four categories: physical models, statistical models, machine learning-based models, and hybrid models. Moreover, persistence models, which operate under the assumption that the wind turbine’s power output at time t equals that at time $t-1$, remain a standard benchmark for assessing the performance of more advanced forecasting methods. The ongoing progress in computer science has contributed to the growing adoption of machine learning techniques in energy systems modeling, particularly in power forecasting. Several artificial intelligence-based models have been proposed in the literature, including least squares support vector machine (LSSVM), Kalman filter, fuzzy logic method, support vector

machine (SVM), extreme learning machine (ELM), Elman network, multi-layer perceptron (MLP), and generalized regression neural network (GRNN). Moreover, examples of deep learning-based models are also available: convolutional neural network (CNN), auto-encoder (AE), deep belief network (DBN), and long short-term memory (LSTM) [1].

This work presents a data-driven power forecasting framework which utilizes real-time turbine operational data from SCADA systems alongside gridded NWP forecasts to downscale meteorological conditions to the precise turbine location. The model leverages time series data collected from SCADA systems, encompassing operational states like active power, Revolution Per Minute (RPM) of the rotor, and pitch angle, complemented by NWP data such as wind speed, wind direction and gust at different altitudes. Moreover, experiments are conducted both by considering individual turbine-level models (Single Models approach) and a farm-level model (Aggregate Model approach). The results demonstrate that the Aggregate Model combined with the spatial regression step, significantly outperforms state-of-the-art industrial approaches, such as persistence methods. Datasets are pre-processed separately, Fig. 1, with spatial regression applied to the NWP data. The processed data is used to create two datasets: one at wind farm level and one at turbine level. These are then used to train two modeling approaches: the Aggregate Model, which uses the wind farm-level data to forecast total power, and the Single Models, in which each turbine's data is used to train an individual forecasting model [2, 3].

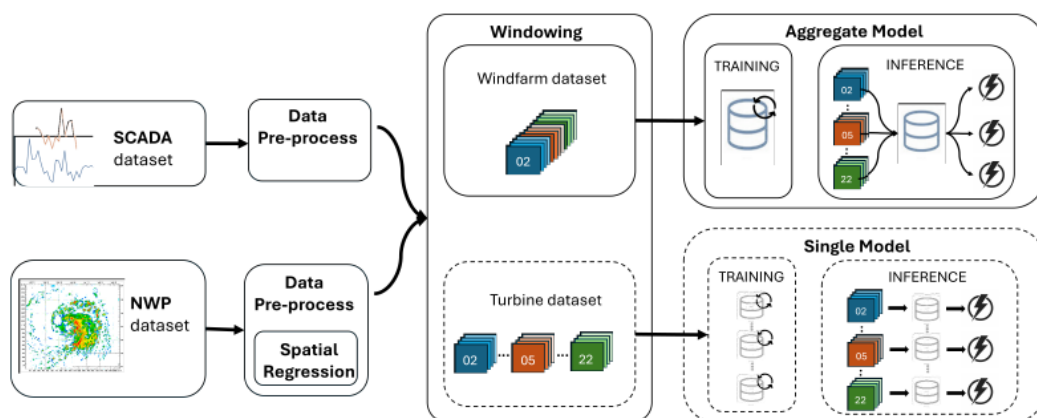


Figure 1. The method for global wind farm power forecasting

In order to provide a more general representation of the underlying physics, the intrinsic similarity among the turbines is used to construct a larger training dataset. Since the turbine fleet belongs to the same wind farm and consists of identical models, it can reasonably be assumed that they are exposed to similar atmospheric conditions and respond to them according to the same control laws. Based on this assumption, a unique model, referred to as the Aggregate Model, is trained on an input dataset obtained by concatenating the individual datasets of each turbine. Once trained, the model in the inference phase takes data from the single turbine as input and provides as output the prediction of the power produced by the turbine. To compare the performance of the proposed approach, a more common prediction technique is used, referred to in this paper as Single Models, in which each turbine is used to train a turbine-specific model and used exclusively for inference on that same turbine. In both cases, during inference, the predicted power outputs of the individual turbines are summed to obtain the overall farm power prediction.

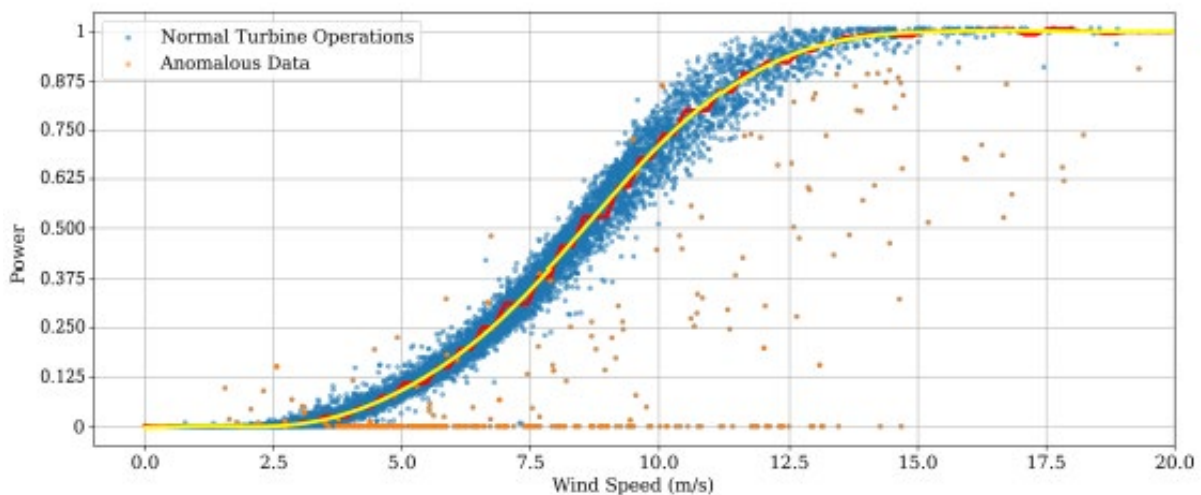


Figure 2. Scatter plot of operational data points on the wind-power plane for the turbine

Data Fig. 2 are not just downsampled to the farm location, but mapped directly to turbine-level power outputs by training a data-driven model able to capture wind patterns over larger areas. In this way, the model learns the downscaling transfer function of the turbines altogether. The past SCADA data are represented as a matrix of shape $N \times P$, where N is the number of variables and P the number of historical time steps, also referred

to as the look-back period. Future covariates, derived from NWP models, form a matrix of shape $M \times F$, with M being the number of forecasted features and F the number of future time steps, defining the forecast horizon. The output associated with each window is a vector of shape $1 \times F$, representing the predicted values of a single target variable across the F lead times [4, 5]. The persistence model forecasts a feature's value by assuming it remains unchanged from the previous timestamp. Despite its simplicity, it serves as a reference for evaluating the performance of more complex methods. Ridge Regression is a regularized version of linear regression that includes a penalty term to prevent overfitting, especially useful when the model includes many correlated predictors. Finally, XGBoost (Extreme Gradient Boosting) is an ensemble learning algorithm based on decision trees. It builds models sequentially, with each new model aiming to correct the errors made by the previous ones.

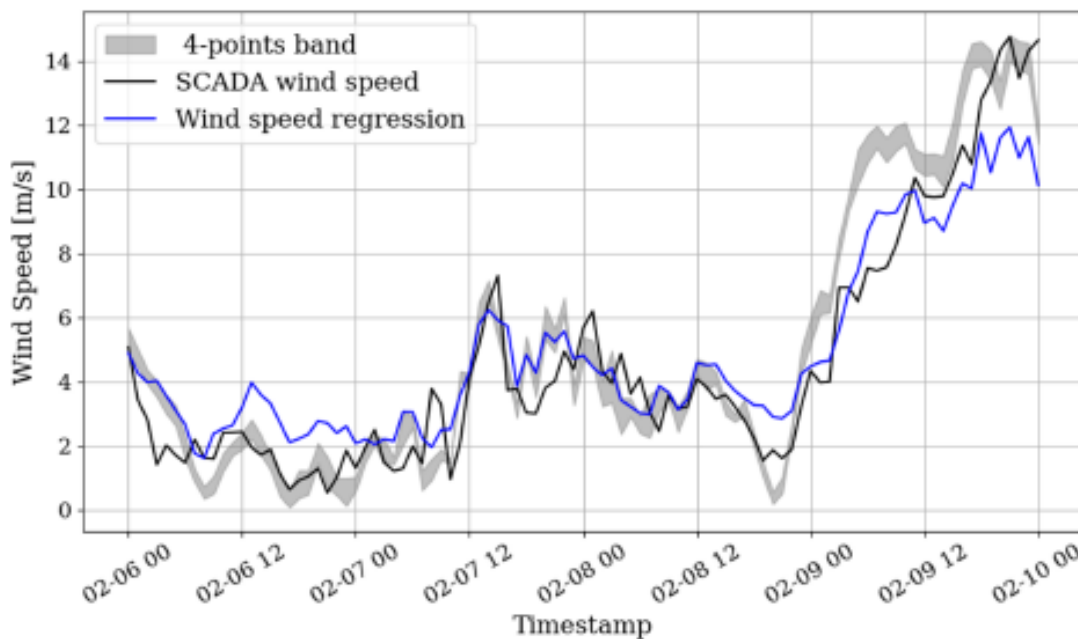


Figure 3. Comparison of downscaled wind speed and NWP Grid Points Against SCADA Ground Truth

The figure refers to a single turbine, and for clarity, the time window shows a subset of test period. The MAE of the wind speed regression, computed over the full test period, is 1.359 m/s. For the 4-point band, the MAE is calculated using the average of the four NWP wind speed forecasts, resulting in a value of 1.804 m/s. Wind speed regression

outperforms the original forecast data, leading to a 24.7 % reduction in MAE. The blue dashed line represents the mean error of the regression, while the grey dashed line indicates the mean error of the 4-point band, computed as the average of the four NWP wind speed forecasts. The regression shows a higher concentration of small errors, whereas the 4-point band exhibits a greater frequency of positive errors [6, 7]. This confirms the tendency of raw NWP forecasts to overestimate wind speed, as well as the ability of the regression model to mitigate this bias. The normalized datasets serve as inputs for training various predictive models, including XGBoost, Linear Regression, Ridge Regression, and a Persistence baseline. Moreover, different subsets of input features are selected to assess the impact of the feature composition on forecasting performance. Experimental results demonstrate that the Aggregate Model outperforms the turbine-based approach, confirming that the aggregation of turbine data not only enhances the robustness of the model but also enables better generalization, ultimately leading to more accurate and reliable power forecasts. In particular, the best result in terms of MAE is obtained using the XGBoost regressor with the inclusion of features derived from the spatial regression layer applied to high-resolution NWP data, achieving an MAE of 1,13 on the total farm power.

References:

1. L. Song, Q. Xie, Y. He, and P. Dang, «Ultra-short-term wind power combination forecasting model based on meemd-sae-elman», in 2020 IEEE 4th Information Technology, Networking, Electronic and Automation Control Conference (ITNEC), vol. 1, pp. 1844–1850, IEEE, 2020.
2. X. He, Y. Nie, H. Guo, and J. Wang, «Research on a novel combination system on the basis of deep learning and swarm intelligence optimization algorithm for wind speed forecasting», IEEE access, vol. 8, pp. 51482–51499, 2020.
3. «Time series outlier removal and imputing methods based on colombian weather stations data», Environmental Science and Pollution Research, vol. 30, pp. 72319–72335, 5 2023.

4. A. Bansal, K. Balaji, and Z. Lalani, «Temporal encoding strategies using sine and cosine functions», 2025.

5. M. M. Ahsan, M. P. Mahmud, P. K. Saha, K. D. Gupta, and Z. Siddique, «Effect of data scaling methods on machine learning algorithms and model performance», *Technologies*, vol. 9, no. 3, p. 52, 2021.

6. I. Delgado and M. Fahim, «Wind turbine data analysis and lstm-based prediction in scada system», *Energies*, vol. 14, no. 1, 2021.

7. B. Norway, «Scada systems and offshore wind turbines», *Business Norway*, 2023. Accessed: 2024-09-13.

**Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Kryvchuk Illia, Kurhanska Veronica, Shtanheieva
Karina**

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

**GRID SUSTAINABILITY USING PHOTOVOLTAIC POWER PLANTS AND
FORECASTING THE CAPACITY OF DISTRIBUTION NETWORKS**

E-mail: processor-w@ukr.net

Introduction. The initial phase of research in this area focused on symbolic AI and knowledge-based systems. Early power grid forecasting relied on predefined models and expert systems that encoded domain knowledge about grid behavior, environmental factors, and operational rules. These systems typically used rule-based approaches, where expert insights were embedded to estimate grid performance under various conditions. However, their reliance on static knowledge bases made them inflexible in the face of unforeseen events. Moreover, they were computationally intensive and struggled with the complexity of large-scale grid operations and dynamic, real-time data. Despite these limitations, such approaches provided foundational insights into grid behavior and paved the way for more advanced methods. Despite the progress in data-driven forecasting, current methods still encounter limitations. These include the need for large volumes of high-quality data, difficulty in interpreting model outputs, and limited adaptability to

rapidly changing grid conditions. To address these challenges, a novel approach is proposed that combines advanced deep learning with real-time data integration from diverse sources such as IoT sensors and weather forecasting models. This hybrid strategy improves forecasting accuracy by leveraging both long-term historical patterns and short-term real-time observations. It also incorporates adaptive algorithms that continuously update the model as new data becomes available, allowing the system to respond effectively to unexpected events and evolving grid dynamics [1], [2].

Purpose and objectives. Forecasting approaches range from statistical methods like autoregressive integrated moving average (ARIMA) to advanced machine learning algorithms such as artificial neural networks (ANN), support vector machines (SVM), and ensemble models. Recent advances in deep learning, including convolutional neural networks (CNN) and recurrent neural networks (RNN), have significantly improved accuracy by capturing complex temporal patterns and spatial variability in solar irradiance. Attention mechanisms and Transformer-based models are also being explored to enhance both performance and interpretability under volatile conditions. Accurate PV forecasting plays a critical role in strengthening grid resilience during disasters. Embedding PV forecasting within a broader analytics framework allows operators to better manage the risks of renewable energy variability. The selection of base models in our Adaptive Ensemble Predictor (AEP) is grounded in the principle of maximizing diversity while ensuring complementary strengths across different data regimes. Decision trees, neural networks, linear regressors, and kernel machines are incorporated due to their distinct learning characteristics. Decision trees provide interpretable, rule-based modeling capabilities and are especially suitable for capturing abrupt transitions or decision thresholds -common in grid protection logic and load-shedding conditions. However, they tend to overfit and have high variance in noisy or continuous-valued datasets. Neural networks, including CNNs and LSTMs, are capable of capturing complex nonlinear patterns and temporal dependencies. These architectures are particularly effective in processing spatiotemporal features from PV generation and sensor telemetry, but may suffer from instability in sparse or adversarial inputs [3].

The diagram, Fig. 1, illustrates the integration of heterogeneous base modeling, positional and user embeddings, and context embedding within the AEP framework. It showcases how multiple specialized models, including neural networks, transformers, and base learners, are combined to enhance predictive performance and generalization. The adaptive weighting mechanism adjusts the contribution of each model based on its validation performance, promoting robust learning across diverse time series data [4].

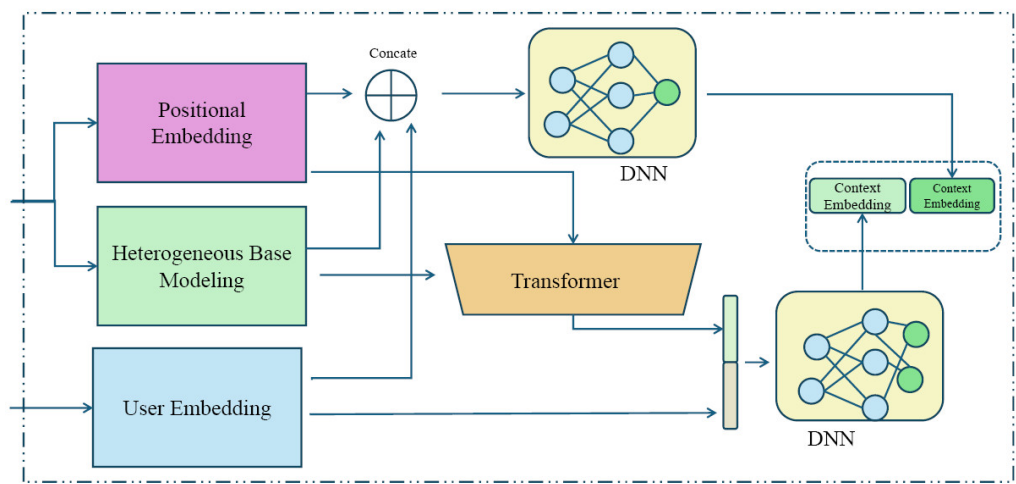


Figure 1. Schematic diagram of the Heterogeneous Base Modeling

Linear models and kernel methods add valuable low-bias estimators that are robust in small-data or high-noise settings, offering regularized decision functions with strong generalization. By combining these models, the ensemble benefits from both expressiveness and robustness. The adaptive weighting scheme ensures that models with stronger validation performance are prioritized without excluding weaker learners completely, thus balancing diversity and accuracy. The Adaptive Ensemble Predictor (AEP) distinguishes itself through a performance-based weighting scheme that dynamically calibrates the contribution of each base learner according to its validation performance. Unlike static averaging strategies or uniform weight allocations. While individual components of ensemble – such as decision trees and neural networks – are commonly used in machine learning, the novelty of our method lies in how they are integrated and optimized jointly for disaster-resilient forecasting. Unlike conventional deep learning models (e.g., LSTM, Transformer), our framework adopts a performance aware adaptive weighting mechanism that dynamically adjusts model contributions based

on validation error. Furthermore, the ensemble is trained via joint end-to-end optimization, rather than in separate stages, enabling tighter coordination across diverse learners. The model also incorporates multi-stage feature reuse and hard example mining, which improve generalization and stability under volatile inputs. These innovations are particularly suitable for the power grid context, where real-time adaptability, interpretability, and robustness are critical. Therefore, TSPNet offers a structured yet flexible alternative to deep homogeneous architectures, enhancing both modeling performance and operational usability in disaster scenarios [5].

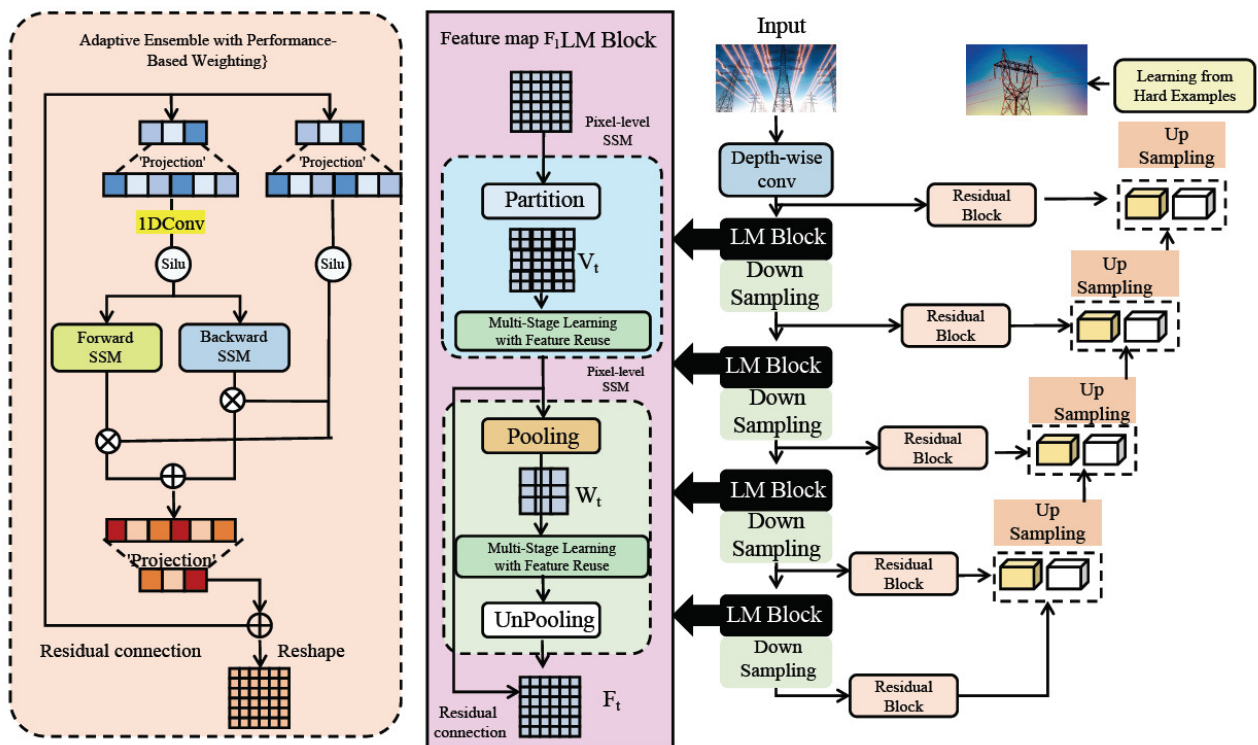


Figure 2. Schematic diagram of the unified Adaptive Learning Strategy

The diagram, Fig. 2, illustrates the components of the proposed model, highlighting the integration of adaptive ensemble weighting, feature map F.L.M blocks, multi-stage learning, and hard example mining. Key elements such as residual connections, down-sampling, and up-sampling operations are shown, demonstrating how the model processes input data at multiple stages to refine predictions and improve generalization. The combination of these mechanisms allows the model to dynamically adjust its focus and enhance performance across diverse tasks [6], [7].

The diagram, Fig. 3, illustrates the workflow of identifying and prioritizing hard examples during training. It shows how the model dynamically adjusts its focus on difficult-to-predict instances by assigning higher weights to them, thereby refining decision boundaries and improving model robustness. Key components include the residual block, the computation of prediction confidence, and the iterative process of updating the hard example set based on previous stage residuals [8], [9].

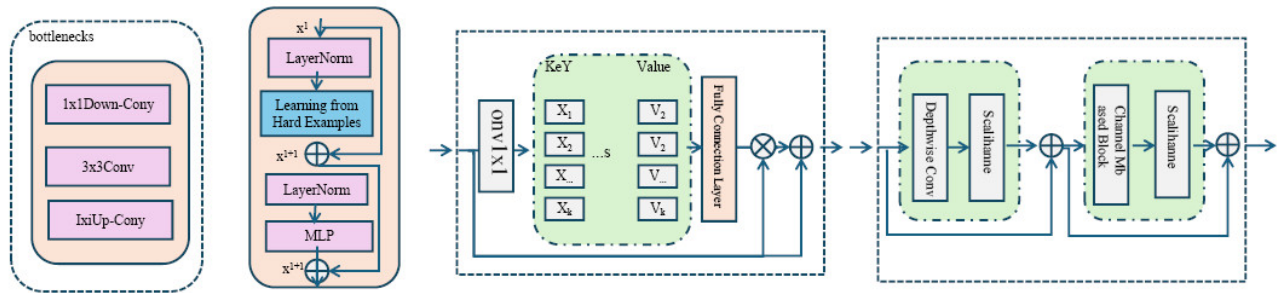


Figure 3. Schematic diagram of the Learning from Hard Examples

The adaptive ensemble weights are optimized using a softmax-based reweighting scheme that dynamically adjusts according to the mean squared error (MSE) on a validation set. The models were evaluated on four benchmark datasets with varying temporal and structural properties:

1. TimeTravel Competition Dataset: A heterogeneous time series benchmark containing industrial and environmental monitoring signals.
2. UTSD Dataset: A transportation system dataset featuring real-time traffic flow, vehicle speeds, and occupancy metrics from urban sensors.
3. TimeHetNet Dataset: A temporally heterogeneous network dataset involving user behaviors, interactions, and multitype event dynamics.

4. OpenEI Dataset: A smart grid dataset including power generation, consumption, and market pricing from distributed energy systems.

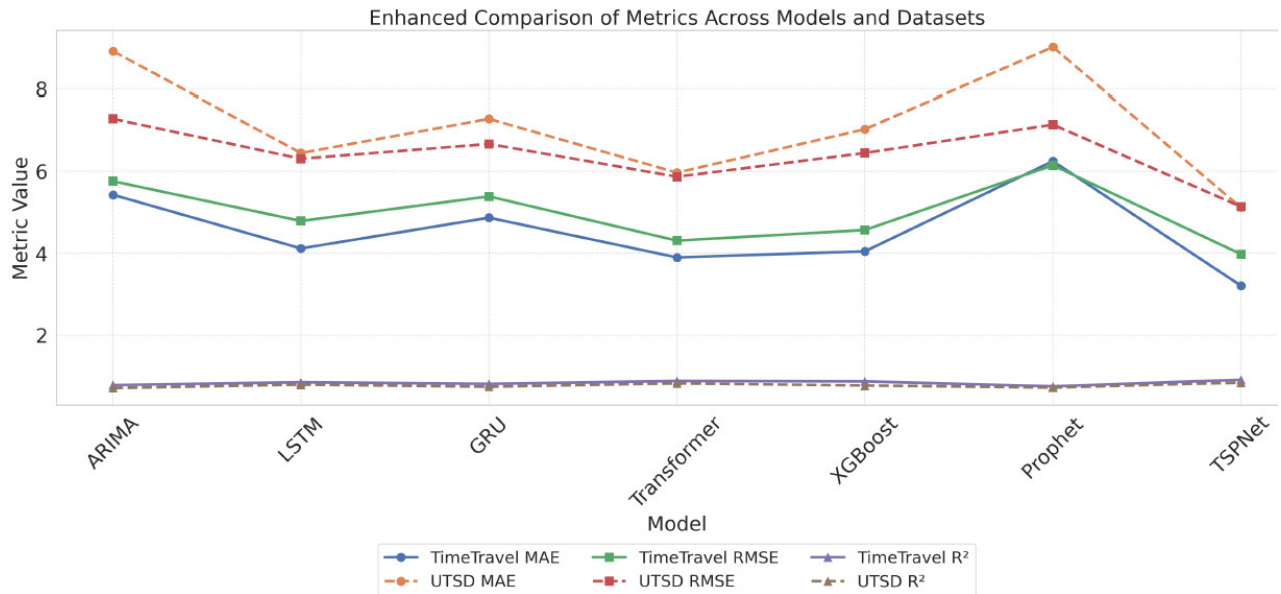


Figure 4. Comparison of Time Series Prediction Models on TimeTravel Competition and UTSD Datasets

Traditional grid forecasting models, which often rely on rule-based systems and limited datasets, struggle to capture the dynamic and nonlinear interactions between renewable energy sources like PV plants and the power grid, especially under high-stress conditions such as natural disasters. These conventional methods are often insufficient in terms of scalability, accuracy, and adaptability in real-time disaster scenarios. To overcome these shortcomings, the authors propose a novel framework that incorporates machine learning techniques to improve forecasting accuracy and enhance grid resilience. By using a combination of real-time data from multiple sources – such as smart meters, environmental sensors, weather services, and historical logs – and advanced algorithms including decision trees, artificial neural networks (ANN), and ensemble methods like random forests or gradient boosting, the proposed approach enables robust and precise power predictions. These predictions, when fed into grid control and management systems, improve operational readiness and real-time disaster response, optimizing resource allocation, load balancing, and reducing downtime. Experimental results demonstrate that the proposed method outperforms traditional approaches in terms of

forecasting accuracy, reactivity, and adaptive learning under fluctuating conditions, offering a promising direction to modernize grid operations and strengthen infrastructure resilience [10].

In practical terms, TSPNet offers its most significant advantages under operational conditions characterized by volatility, disruption, or limited computational infrastructure. It outperforms simpler or traditional approaches when forecasting tasks require integration of noisy, missing, or real-time heterogeneous data sources – as is often the case during power grid disasters. In contrast to static models such as ARIMA, or homogeneous architectures like LSTM and Transformer, TSPNet dynamically adapts to changing data conditions through performancebased ensemble learning and hard example mining. Moreover, it remains viable in resource-constrained environments due to its efficient modular structure. While TSPNet may not universally dominate in static, well-instrumented grid settings, its strengths are most evident in uncertain, highrisk scenarios where traditional methods degrade. This positioning defines both its scope and value within the broader landscape of grid forecasting solutions.

References:

1. X. Wen and W. Li. Time series prediction based on lstm-attention-lstm model, *IEEE Access*, 2023.
2. L. Ren, Z. Jia, Y. Laili, and D.-W. Huang. Deep learning for time-series prediction in iiot: Progress, challenges, and prospects, *IEEE Transactions on Neural Networks and Learning Systems*, 2023.
3. Y. Li, K. Wu, and J. Liu. Self-paced arima for robust time series prediction, *Knowledge-Based Systems*, 2023.
4. L. Yin, L. Wang, T. Li, S. Lu, J. Tian, Z. Yin, X. Li, and W. Zheng. Unetlstm: Time series-enhanced lake boundary prediction model, *Land*, 2023.
5. C. Yu, F. Wang, Z. Shao, T. Sun, L. Wu, and Y. Xu. Dsformer: A double sampling transformer for multivariate time series long-term prediction, *International Conference on Information and Knowledge Management*, 2023.

6. D. M. Durairaj and B. G. K. Mohan. A convolutional neural network based approach to financial time series prediction, *Neural computing & applications (Print)*, 2022.
7. H. V. Dudukcu, M. Taskiran, Z. G. C. Taskiran, and T. Yildirim. Temporal convolutional networks with rnn approach for chaotic time series prediction, *Applied Soft Computing*, 2022.
8. Y. Xiao, H. Yin, Y. Zhang, H. Qi, Y. Zhang, and Z. Liu. A dual-stage attention-based conv-lstm network for spatio-temporal correlation and multivariate time series prediction, *International Journal of Intelligent Systems*, 2021.
9. X. Wen and W. Li. Time series prediction based on lstm-attention-lstm model, *IEEE Access*, vol. 11, pp. 130, 456–130, 469, 2023.
10. Z. Karevan and J. A. K. Suykens, “Transductive lstm for time-series prediction: An application to weather forecasting”, *Neural Networks*, vol. 125, pp. 1–9, 2020.

Dubovyk Volodymyr, Bosak Alla, Samchynska Kateryna, Siabruk Dmytro,

Khandryka Ivan

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

**ON THE OPTIMAL PLACEMENT OF POWER DISTRIBUTION
NETWORK LINES**

E-mail: processor-w@ukr.net

Introduction. Reliability is primarily related to component failures, end-user interruptions, and repair times. These depend on the system’s response and component failures to predict the reliability of the electrical system. To achieve this, reliability indices are utilized to help us respond optimally in the shortest possible time when restoring the power supply. MTBF quantifies the reliability of repairable equipment by dividing the total operating hours by the number of failures. This metric is used in this analysis because components are restored after each failure. Decreasing MTBF reduces the frequency of interruptions and improves the overall reliability of the system [1]. The mean time to

repair is the time it takes to repair a system. In power systems, the network must be both reliable and efficient. To operate a network effectively, it is essential to manage it in a centralized manner to achieve optimal power flow [2]. A very high-speed communication infrastructure is required to make this type of optimization converge to the solution with fewer interactions [3]. This research will utilize the TLBO (Teaching-Learning-Based Optimization) algorithm, which is employed to solve optimization problems. This algorithm can find the optimal point and is ideal for solving problems with a large and complicated computational load, as well as reduced reaction times [4].

The TLBO algorithm employs a mathematical model for teaching and learning, but it does not account for the system's reliability, as it requires a power supply to function. When a failure occurs, the redundant system replaces the non-operating or faulty component. With this redundancy system, power supply interruptions can be avoided. The repair of a defective component is subject to certain restrictions associated with failures, which reveal variables such as the mean time to repair (MTTR). If the element does not meet the MTTR threshold, it is taken out of operation. In parallel redundancy, all components operate simultaneously. This is implemented when the system needs to remain functional without interruption.

Purpose and objectives. The predictive reliability study is based on the failure rate cycle, represented by a bathtub curve. It utilizes the standard Weibull distribution to determine the slope of the failure rate in each period, employing median range regression for parameter estimation. The bathtub curve leads to the insertion of parameters, such as the total factor deterioration index (TFDI), through linear trend regression of the parameters on a logarithmic scale of their useful life. One of the strategies to improve reliability is to install reclosers in an optimal manner, which isolate faults in a few seconds and thus mitigate interruptions to the end user. The aim is to study the effect on SAIFI and SAIDI reliability indices in the ETAP software.

The implementation of smart grids guarantees continuous power while maintaining system reliability. The Monte Carlo method is applied in a stochastic study, which involves a sequential time system that identifies events in temporal order, generating a sequence of repair cycles that focus on both repair time and failure time. In any electrical

or electronic system, system continuity must be ensured, and the extension of the redundant system would reduce failure and repair times. In the event of a failure, the $N+1$ redundant system will replace the failing hot component, thus avoiding process interruptions [5].

The repair of a defective component is subject to certain restrictions associated with failures, which reveal variables such as the mean time to repair (MTTR). Still, in practice, most systems are connected in parallel with another element. In parallel redundancy, all components operate simultaneously. This is implemented when the system needs to remain functional without interruption. Redundancy leads us stochastically to consider some random variables, such as the useful life of the components in a redundant parallel system, resulting in a marginal exponential distribution. Then, $T_{max}(X, Y)$ has the following reliability function:

$$R(t) = P(\min(X, Y) > t) = F_{X,Y}(t, t) = e^{-2\lambda t} (1 + \alpha - 2\alpha e^{-\lambda t} + \alpha e^{-2\lambda t}).$$

Redundant components that are on standby function when the system has a failure. This method is used when component replacement does not require a lengthy process and does not cause further system failure. The convolution of the variables is estimated stochastically, giving us $T=X+Y$.

Research material and results. The proposed methodology is validated using the “MV Distribution Network – Base Model” integrated into the DigSilernt PowerFactory. This test system represents a medium-voltage distribution network with realistic characteristics, commonly used in reliability studies, load flow analysis, and contingency assessment in electrical systems. The model structure comprises four primary substations, designated as SUB_01 to SUB_04, which cover over 270 connection nodes and approximately 300 distribution lines. Fig. 1 shows the single-line diagram of the test system in question. The evaluation continues with an analysis of the effects that these selected locations have on the system’s reliability indicators, fundamental parameters that characterize the operational performance of the distribution network. Subsequently, the changes in the electrical behavior of the system are evaluated, considering critical

operational variables such as voltage profiles at different nodes, power flows through transmission lines, and total energy losses in the system. The implementation of the valid solution with three redundant lines resulted in quantifiable improvements in reliability indicators, as evidenced by an increase in the average MTBF from 403.64 hours to 409.42 hours and a reduction in MTTR from 2.351 hours to 2.306 hours, as shown in Fig. 2. These variations reflect a lower frequency of component failures and faster recovery after each event, confirming that the optimized location of redundant lines using the TLBO algorithm has a positive influence on the reliable performance of the electrical distribution system under analysis.

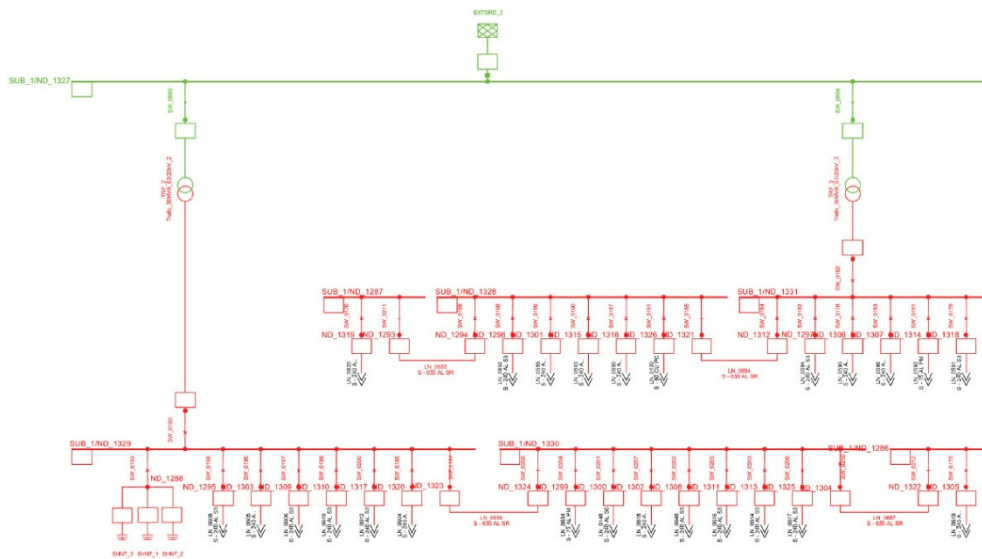


Figure 1. Single-line diagram of the “MV Distribution Network – Base Model” test system

Analysis of the voltage profile (Fig. 3) reveals that, without redundant lines (red line), the most significant drops are concentrated near nodes 1500 and 2000, with minimum values of approximately 0.94 p.u. In contrast, with redundant lines (blue line), the minimum values are located around node 2000, remaining around 0.95 p.u. and with less dispersion. However, the rest of the nodes maintain a magnitude of around 0.98 p.u. These results show that the inclusion of redundant lines substantially improves the voltage profile. These results indicate that redundant lines reduce angular dispersion, moderately improving synchronization between nodes.

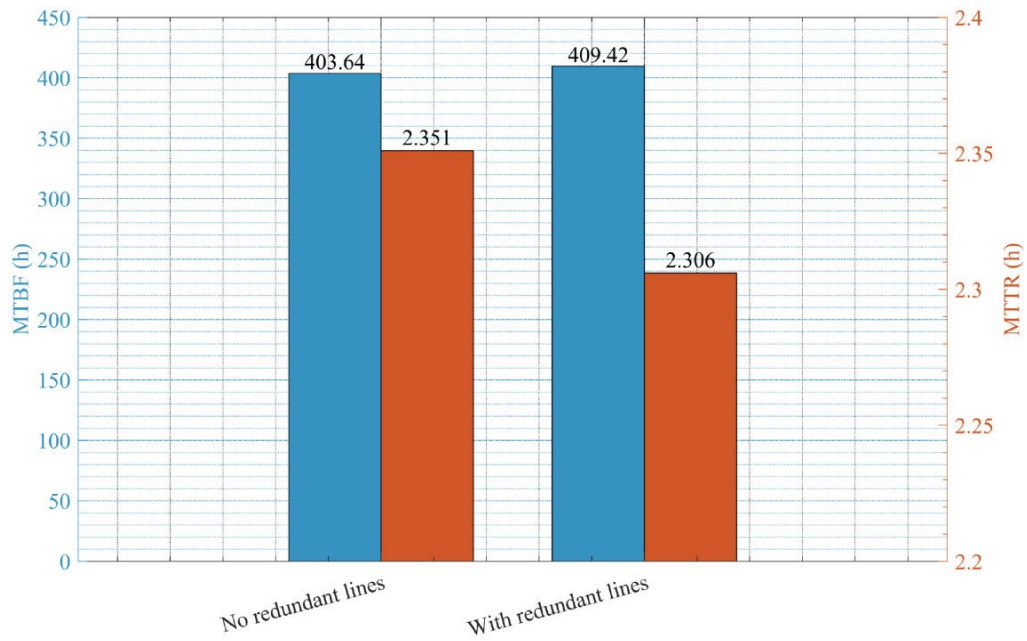


Figure 2. Comparison of MTBF and MTTR reliability indicators

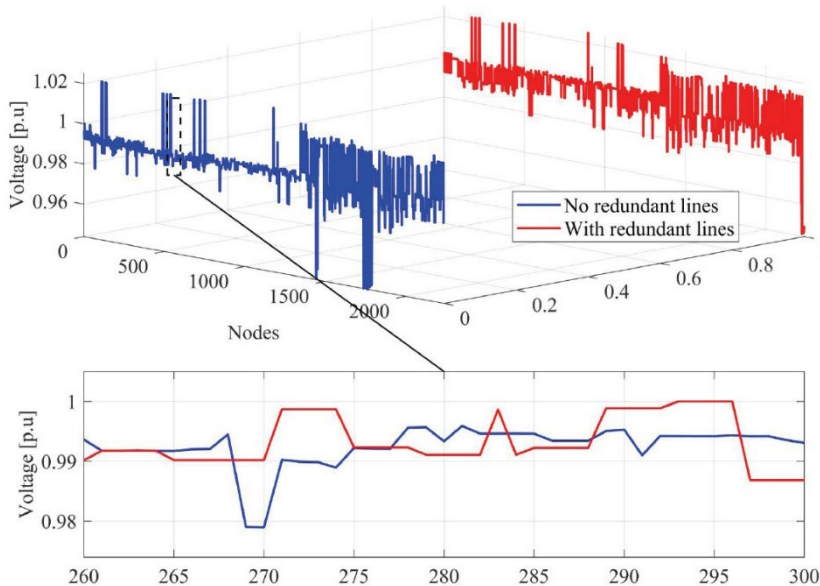


Figure 3. Comparative analysis of voltage profiles with and without redundant lines

The distribution of active power per line, as shown in Fig. 4, undergoes significant changes after the implementation of redundant lines. This transformation converts a

system that initially exhibits high variability, with flows exceeding ± 5000 MW in several sections of the network, into a configuration where values are concentrated in a more contained range with less overall dispersion. In detail, although some points experience a reduction in power magnitude, a more uniform distribution between lines is achieved, reducing local overloads by providing alternative routes for energy flow. This allows power to be distributed across multiple paths rather than concentrated on a few specific lines, favoring a more balanced operation of the distribution system.

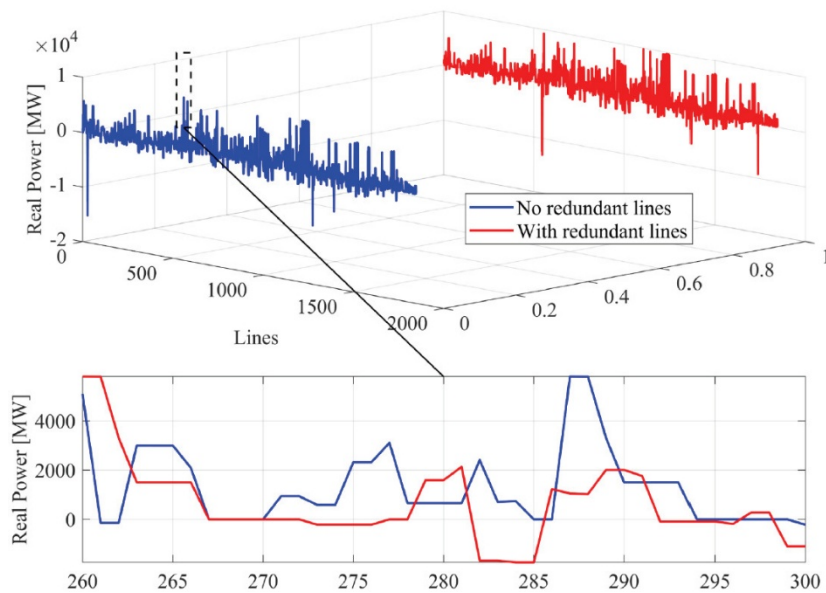


Figure 4. Comparative analysis of real power with and without redundant lines

The application of the TLBO algorithm successfully achieved the specific objectives set out in the research. The challenges related to reliability and downtime were clearly identified, highlighting the need for redundant lines to improve the operational performance of the system. Through the analysis and evaluation of mean time between failures (MTBF) and mean time to repair (MTTR), it was determined that the best solution obtained corresponds to the incorporation of three redundant lines (LN-1011, LN-1058, and LN-0871), due to their greater statistical stability and lower variability in results. Simulation of the distribution system under defined scenarios quantitatively confirmed the improvement in reliability, increasing the MTBF from 403.64 h to 409.42 h and

reducing the MTTR from 2.351 h to 2.306 h. The average load capacity of the lines increased, confirming a more efficient use of the existing electrical infrastructure.

References:

1. Masache, P.; Carrion, D.; Cardenas, J. Optimal Transmission Line Switching to Improve the Reliability of the Power System Considering AC Power Flows. *Energies* 2021, Vol. 14, Page 3281 2021, 14, 3281. <https://doi.org/10.3390/EN14113281>.
2. Bishop, M.; McCarthy, C.; Witte, J.; Day, T.; DeAlcala, G. Distribution system reliability improvements justified by increased oil production. *IEEE Transactions on Industry Applications* 2000, 36, 1697–1703. <https://doi.org/10.1109/28.887224>.
3. Shaheen, A.M.; Elattar, E.E.; El-Sehiemy, R.A.; Elsayed, A.M. An Improved Sunflower Optimization Algorithm-Based Monte Carlo Simulation for Efficiency Improvement of Radial Distribution Systems Considering Wind Power Uncertainty. *IEEE Access* 2021, 9, 2332–2344. <https://doi.org/10.1109/ACCESS.2020.3047671>.
4. Karimi, H.; Niknam, T.; Dehghani, M.; Ghiasi, M.; Ghasemigarpachi, M.; Padmanaban, S.; Tabatabaee, S.; Aliev, H. Automated Distribution Networks Reliability Optimization in the Presence of DG Units Considering Probability Customer Interruption: A Practical Case Study. *IEEE Access* 2021, 9, 98490–98505. <https://doi.org/10.1109/ACCESS.2021.3096128>.
5. Arora, J. Reliability of a 2-Unit Standby Redundant System with Constrained Repair Time. *IEEE Transactions on Reliability* 1976, R-25, 203–205. <https://doi.org/10.1109/TR.1976.5215040>.

Naidonov O.

(Odessa National Technological University)

**MECHANISMS, KINETICS AND ENERGETICS OF PLANT RAW MATERIAL
EXTRACTION PROCESSES IN ELECTRODYNAMIC-TYPE SCREW DEVICES**

E-mail: luydochka16@ukr.net

In modern conditions of development of mechanical engineering and food technologies, improvement of plant raw material processing processes is of particular relevance in order to increase energy efficiency and quality of the final product. One of the promising directions is the use of electrodynamic-type screw devices to intensify extraction processes.

The extraction process in such devices is characterized by a complex interaction of mechanical, hydrodynamic and electrophysical factors. The main mechanism is the mass transfer of target components from the solid phase to the liquid under the action of concentration gradients, which is significantly enhanced due to the electrodynamic effect. The presence of an electric field contributes to the destruction of cellular structures of plant raw materials, which increases the availability of extractive substances.

The kinetics of the process is determined by the rate of diffusion, convective transport and the intensity of mechanical mixing, which is provided by the screw working body. It has been established that the combination of mechanical compression and electrodynamic processing allows to significantly reduce the duration of extraction and increase the degree of extraction of target components.

Energy analysis shows that the use of electrodynamic screw devices allows to reduce specific energy consumption by reducing the processing time and increasing the efficiency of mass transfer. Optimization of design and operating parameters (screw rotation speed, electric field strength, process temperature) is a key factor in ensuring energy savings.

Thus, the use of electrodynamic screw devices is a promising direction in the development of plant raw material extraction technologies, which combines process intensification, increased product yield and reduced energy costs.

References:

1. Zabarny G.M., Kudrya S.O., Kondratyuk T.G., Chetveryk G.O. Thermodynamic efficiency and resources of liquid biofuels of Ukraine. – Institute of Renewable Energy of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2006. – 226 p.
2. Burlaka V. V., Energy conservation and energy management in the food industry. – Kyiv: Center for Educational Literature, 2020. – 312 p.
3. Chemat F., Vian M. A., Cravotto G., Green extraction of natural products: Concept and principles // International Journal of Molecular Sciences. – 2012.

Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Rachkevych Ruslan

(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

SOLID MATERIALS FOR HYDROGEN STORAGE USING Ti

E-mail: iyap@ukr.net

The transition to environmentally friendly hydrogen energy is one of the main tasks of modern science and industry. However, the widespread introduction of hydrogen as the main energy carrier remains lacking in safe, compact and cost-effective methods of its storage. Traditional methods, such as gas compression under high pressure or liquefaction, have low efficiency and high risks when used. The best alternative is solid-phase storage of hydrogen in a bound medium in metal matrices. The effectiveness of such systems directly depends on the development of new materials with high sorption capacity and optimal operating temperature conditions. This study focuses on the modification of titanium alloys, as well as on the development of innovative high-entropy alloys (HEA) with improved thermodynamic and kinetic characteristics.

An important direction is the improvement of systems based on magnesium (Mg) and titanium (Ti). Magnesium and titanium alloys have a high theoretical capacity, but require overcoming significant thermodynamic barriers. It has been proven that the use of severe plastic deformation (SPD) methods, in particular equal-channel angular pressing (ECAP) and high-pressure torsion (HPT), allows creating a high density of lattice defects. These defects become paths for accelerated diffusion, which significantly reduces the hydrogen desorption temperature. Additional doping with rare earth elements (Y, Sm) and the introduction of catalytic additives (Ni, carbon nanotubes, graphene) significantly intensifies hydrogenation reactions. For example, in Mg-Ni-Y systems, the YH_3 phase plays the role of a catalyst for other hydrides, and nanostructuring by mechanical doping provides a significant improvement in kinetics. In addition, a promising and environmentally sustainable approach is the use of magnesium alloy waste as a secondary raw material for the production of hydrogen batteries [1].

In parallel, studies of solid solutions based on the V–Ti system are ongoing. It has been established that vanadium contributes to the stabilization of the BCC phase, which has a higher sorption capacity compared to Laves phases. Optimization of the V-Ti-Cr-Fe compositions by heat treatment (in particular at 1673 K) allows leveling the pressure plateau and increasing the reverse capacity. The use of lanthanum (La) and cerium (Ce) in these systems improves the activation properties and resistance of the material to poisoning by gas impurities [2].

The most progressive class of materials is high-entropy alloys (HEAs). Their uniqueness is due to four “main effects”: high configurationally entropy, slow diffusion, significant distortion of the crystal lattice and the “cocktail effect”. The design of such alloys is based on calculations of the parameters of the atomic radius δ , the mixing enthalpy ΔH_{mix} and the valence electron concentration (VEC). The dominant for hydrogen HEAs is the BCC structure, which, due to the large number of interstitials, ensures rapid hydrogen diffusion. Some systems, such as Ti-V-Zr-Nb-Hf, demonstrate record-breaking capacity performance with hydrogen-to-metal ratios H/M up to 2.5, making them a versatile platform for next-generation energy-saving systems [3].

Thus, the creation of effective solid-state hydrogen storage systems is based on a complex combination of nanostructuring, alloying and development of fundamentally

new metal matrices. Modification of alloys using intensive plastic deformation, catalytic additives and optimization of solid solutions opens up ways to improve the reversible capacity and resistance of materials to impurity poisoning. High-entropy alloys (HEAs), which, due to the unique effects of crystal lattice distortion, demonstrate high hydrogen capacity. Further development of these technologies and optimization of alloy compositions will allow the creation of highly efficient and cost-effective solid-state hydrogen storage devices.

References:

1. Li J., Advancements in Metal Hydride Materials for Hydrogen Storage, Highlights in Science, Engineering and Technology. (2023) 58, 313–319, <https://doi.org/10.54097/hset.v58i.10114> .
2. Shen, Shaoyang, Li, Yongan, Ouyang, Liuzhang, Zhang, Lan, Zhu, M. & Liu, Zongwen. (2025). V-Ti-Based Solid Solution Alloys for Solid-State Hydrogen Storage. Nano-micro letters. 17. 175. 10.1007/s40820-025-01672-w.
3. Luo, Long, Chen, Liangpan, Li, Lirong, Liu, Suxia, Li, Yiming, Li, Chuanfei, Li, Linfeng, Cui, Junjie, Li, Yongzhi. (2023). High-entropy alloys for solid hydrogen storage: a review. International Journal of Hydrogen Energy. 50. 10.1016/j.ijhydene.2023.07.146.

Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Rachkevych Ruslan

(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

**HIGH-ENTROPIC ALLOYS AS A NOVEL MATERIAL FOR SOLID-STATE
HYDROGEN STORAGE**

E-mail: iyap@ukr.net

The global energy transition requires the development of safe and highly efficient hydrogen storage technologies. Traditional metal hydrides are being replaced by innovative multi-component metal systems. The current paradigm for the development of materials for solid-state hydrogen storage is shifting towards high-entropy alloys (HEA),

which offer a unique platform to overcome the limitations of traditional systems. The design of such alloys is based on the precise control of thermodynamic parameters, in particular the difference in atomic radii δ , the enthalpy of mixing (ΔH_{mix}) and the valence electron concentration (VEC), which allows predicting the phase stability of complex multi-component systems. It has been established that the formation of a body-centered cubic (BCC) structure is a key factor for efficiency. Due to the low packing ratio (0.68) and significant lattice distortion, the BCC phase provides expanded space in the tetrahedral and octahedral interstitials, which contributes to a high diffusion rate and a record hydrogen to metal ratio (H/M up to 2.5), as observed in the Ti-V-Zr-Nb-Hf system [1].

The technological aspect of HEA production plays a critical role in ensuring their operational characteristics. The use of advanced methods, such as laser deposition (LENS), spark plasma sintering (SPS) and mechanical alloying, allows obtaining alloys with a microstructure that is as close as possible to the theoretically calculated one. In particular, for systems such as Ti-Al-Nb, optimal SPS modes (at 1300 °C) contribute to the formation of stable two-phase structures (B2 + O), where hydrogen diffusion is facilitated through grain boundaries and interlamellar interfaces [2]. At the same time, the variation of the chemical composition allows to control the phase formation: if Ti, V and Cr act as stabilizers of the BCC phase, then the addition of Fe effectively suppresses the formation of brittle σ phases, increasing the plasticity. It has been established that for the $Ti_{0.2}V_{0.2}Zr_{0.2}Nb_{0.2}Hf_{0.2}$ alloy, which is characterized by a BCC structure, the capacity is 1.94 wt.% H at 573 K, and doping with magnesium (Mg) significantly improves the cyclic stability of refractory systems [3].

Recent studies in the field of medium entropy alloys (MEA), in particular Al-Ti-Nb systems with the addition of Zr, V or Hf, have revealed a fundamental regularity: the sorption capacity of the material is inversely correlated with its microhardness. The high strength of interatomic bonds creates an energy barrier for the penetration of hydrogen into the lattice, which makes less hard alloys more effective absorbents. The most promising representative of this class is the $Al_{15}Ti_{40}Nb_{30}Zr_{15}$ alloy, which combines a reversible capacity of 1.03 wt.% H with low weight (23% lighter than $LaNi_5$) and the absence of precious rare earth elements. Thus, the synergy of compositional design and

strict adherence to synthesis parameters opens the way to the creation of a new generation of lightweight and capacious hydrogen storage [4].

Thus, the creation of high-entropy (HEA) alloys allows you to control the energetics of the metal-hydrogen bond. This lays a solid foundation for scaling environmentally friendly energy installations.

References:

1. Long Luo, Liangpan Chen, Lirong Li, Suxia Liu, Yiming Li, Chuanfei Li, Linfeng Li, Junjie Cui, Yongzhi Li, High-entropy alloys for solid hydrogen storage: a review, International Journal of Hydrogen Energy, Volume 50, Part D, 2024, Pages 406-430, ISSN 0360-3199, <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.07.146>.

2. Kozhakhmetov, Y.; Skakov, M.; Kurbanbekov, S.; Uazyrkhanova, G.; Kurmantayev, A.; Kizatov, A.; Mussakhan, N. High-Entropy Alloys: Innovative Materials with Unique Properties for Hydrogen Storage and Technologies for Their Production. Metals 2025, 15, 100. <https://doi.org/10.3390/met15020100>

3. Wu, S.; Wang, D.; Wang, N.; Ma, X.; Xu, Z.; Li, L.; Han, M.; Zhang, C. Compositional Design of High-Entropy Alloys: Advances in Structural and Hydrogen Storage Materials. Alloys 2026, 5, 3. <https://doi.org/10.3390/alloys5010003>

4. Varcholová, D.; Kušnířová, K.; Oroszová, L.; Möllmer, J.; Lange, M.; Gáborová, K.; Bul'ko, B.; Demeter, P.; Saksl, K. New-Generation Materials for Hydrogen Storage in Medium-Entropy Alloys. Materials 2024, 17, 2897. <https://doi.org/10.3390/ma17122897>

Smetankina N.¹, Misiura Ie.², Misiura S.^{1,3}

(¹A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²S. Kuznets KhNUE; ³NTU «KhPI», Kharkiv)

**MATHEMATICAL MODELING OF THERMOMECHANICAL FIELDS IN
SHELL STRUCTURES SUBJECTED TO THERMAL INFLUENCE**

E-mail: misuraeu@gmail.com

Among the phenomena accompanying the functioning of an object with distributed parameters subjected to thermal influence, an important place belongs to thermomechanical processes [1, 2]. They occur in all elements of the technological system without exception. Thermomechanical processes have the greatest influence on the level of heating of the object elements and their stress-strain state [3, 4]. Due to high heat intensity of some types of processing or operation, defects such as cracks, structural and phase transformations that change the initial hardness are formed on the surfaces of structures, including shell structures. Being stress concentrators, these defects in the process of operation lead to premature failures and destruction. Therefore, the development of mathematical models of thermomechanical processes in structures subjected to thermal influence is an urgent problem. This study proposes a mathematical model describing the deformation of shell structures taking into account the parameters of the system of stabilization of thermophysical processes formed in the structures under thermal influence. Using the method of successive approximations, the nonlinear problem is reduced to an iterative process where a linear parabolic equation is solved at each step. It is assumed that the deformation of the structure under temperature action does not exceed the elastic-plastic zone so that the structure does not lose its load-bearing properties. The model of thermoelasticity is considered in a quasi-static formulation. The analysis of thermal stresses shows that in the conditions of the model under consideration, tensile stresses reach the highest values on the axis, and compressive stresses on the surface of the heated object.

The proposed mathematical model allows to investigate thermal stresses in shell structures to obtain optimal parameters of thermal effects on the modeled object.

References:

1. Дослідження напружено-деформованого стану паливного бака вафельної конструкції ракети-носія / П.П. Гонтаровський, Н.В. Сметанкіна, Н.Г. Гармаш, А.О. Глядя, Д.В. Клименко, В.М. Сиренко // Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій. – 2019. – Вип. 29. – С. 91–102. Режим доступу: <https://doi.org/10.15421/4219008>
2. Місюра С.Ю. Рациональне моделювання кришки гідротурбін для аналізу міцності / С.Ю. Місюра, Н.В. Сметанкіна, Є.Ю. Місюра // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Динаміка і міцність машин. – 2019. – № 1. – С. 34–39. Режим доступу: <https://doi.org/10.20998/2078-9130.2019.1.187415>
3. Smetankina N. Dynamic response of laminate composite shells with complex shape under low-velocity impact / N. Smetankina, A. Merkulova, D. Merkulov, O. Postnyi // Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering – 2020. ICTM 2020. Lecture Notes in Networks and Systems. – 2023. – Vol. 188. – P. 267–276. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/978-3-030-66717-7_22
4. Smetankina N.V. Optimal design of layered cylindrical shells with minimum weight under impulse loading / N.V. Smetankina, O.V. Postnyi, S.Yu. Misura, A.I. Merkulova, D.O. Merkulov // 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek). – 2021. – P. 506–509. Режим доступу: <https://doi.org/10.1109/KhPIWeek53812.2021.9569982>

Smetankina N.¹, Sychova T.², Sychov A.²

(¹A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²State Biotechnological University, Kharkiv)

MATHEMATICAL MODELING OF DYNAMICS OF SPATIAL SYSTEMS

E-mail: sychov2009@ukr.net

Mathematical modeling of linear dynamic systems with distributed parameters describes processes that depend on time and spatial coordinates by means of initial boundary value problems for partial derivative equations [1, 2]. In the presence of

uncertainties, pseudo-solution methods are applied, which makes it possible to find stable solutions in identification and control problems that have no classical solution.

An approach to solving problems of mathematical modeling of the dynamics of linear spatially distributed systems was proposed. It is based on a linear differential model of the process, supplemented by initial conditions [3]. There are no restrictions on the order and structure of the differential operator of the model, as well as on the number and quality of external dynamic observations with which it is supplemented. The latter can be both discretely and continuously specified with discretely and continuously defined functions by which they are modeled according to the mean-square criterion.

These functions are defined from systems of algebraic and integral equations, for which methods of constructing pseudo-solutions with an assessment of their accuracy and unambiguity are proposed. By the same criterion and the same accuracy, the consistency of the exact mathematical solution of the differential model of the system with the available initial boundary value observations is evaluated. To extend the methods for mathematical modeling of the dynamics of incompletely observed spatially distributed systems to processes and phenomena not described by a differential model, identification algorithms for constructing kernels of their differential models have been developed. The methodology of mathematical modeling of solutions to direct problems of dynamics of spatially distributed systems proposed in this paper can be easily extended to the problems of their control. In this case, as in the case of observations, the desired state of the system is set both discretely and continuously by linear differential transformations of the state function of the latter. The results obtained are useful for modeling processes and phenomena in various fields of science and technology.

References:

1. Smetankina N. Dynamic response of laminate composite shells with complex shape under low-velocity impact / N. Smetankina, A. Merkulova, D. Merkulov, O. Postnyi // Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering – 2020. ICTM 2020. Lecture Notes in Networks and Systems. – 2023. – Vol. 188. – P. 267–276.
Режим доступу: https://doi.org/10.1007/978-3-030-66717-7_22

2. Smetankina N.V. Optimal design of layered cylindrical shells with minimum weight under impulse loading / N.V. Smetankina, O.V. Postnyi, S.Yu. Misura, A.I. Merkulova, D.O. Merkulov // In: 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek). – 2021. – P. 506–509. РЕЖИМ ДОСТУПУ: <https://doi.org/10.1109/KhPIWeek53812.2021.9569982>

3. Kurennov S. Stress-strain state of a double lap joint of circular form. Axisymmetric model / S. Kurennov, N. Smetankina // Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering – 2021. ICTM 2021. Lecture Notes in Networks and Systems. – Vol. 367. – 2022. – P. 36–46. https://doi.org/10.1007/978-3-030-94259-5_4

Smetankina N.¹, Zhyriakov D.²

(¹ A. Pidhornyi IPMS of NASU; ²National Aerospace University «Kharkiv Aviation Institute», Kharkiv)

NUMERICAL MODEL OF BIRD COLLISION WITH AIRCRAFT WING

E-mail: nsmetankina@ukr.net

Increased flight safety requirements bring to the fore a range of new problems related to ensuring the strength of aircraft structures [1]. In particular, among the various influences on aircraft, the class of so-called impact loads has recently become relevant. The nature of these influences can vary: explosions in the cabin, collisions with foreign objects in flight and during ground operations [2]. A typical characteristic of impacts is the influence of local loads over a short period of time. An impact leads to a sharp jump in stresses and deformations in a local area of the aircraft structure. Such impacts include collisions of aircraft with birds in flight.

A methodology for modeling bird strikes on the leading edge of an aircraft's horizontal stabilizer is offered. To this end, finite element computational models and algorithms for numerical simulation of the collision process between the leading edge and a bird have been developed. When creating the computational model, the main focus was on creating an ordered grid discretization structure with theoretically minimal error. To

simulate the impact of a bird on the horizontal stabilizer leading edge, a mathematical model of the pressure pulse arising from the impact of a bird created on the basis of hydrodynamic theory [3] is proposed. The bird model parameters included the bird's geometric characteristics, mass, speed, angle of impact, and point of impact.

Two cases of bird collision were considered: between diaphragms and with a diaphragm. The stresses and deformations of the structure were investigated.

The simulation results were compared with experimental results. The results of the work demonstrated the possibility of adequately replacing bench tests with computational virtual experiments in the design of aircraft stabilizers. This makes it possible to reasonably reduce experimental testing of design options and lower the cost of certification testing of aircraft designs.

References:

1. Smetankina N.V. Optimal design of layered cylindrical shells with minimum weight under impulse loading / N.V. Smetankina, O.V. Postnyi, S.Yu. Misura, A.I. Merkulova, D.O. Merkulov // 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek). – 2021. – P. 506–509. Режим доступу: <https://doi.org/10.1109/KhPIWeek53812.2021.9569982>

2. Merkulov V. Improving the accuracy of the behaviour simulation of the material of the turbojet aircraft engine fan rotor blades in the event of a bird strike by using adapted finite element computational models / V. Merkulov, M. Kostin, G. Martynenko, N. Smetankina, V. Martynenko // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 59, No 3. – P. 1797–1803. Режим доступу: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.381>

3. Smetankina N. Simulating the process of a bird striking a rigid target / N. Smetankina, S. Ugrimov, I. Kravchenko, D. Ivchenko // Advances in Design, Simulation and Manufacturing II. DSMIE 2019. Lecture Notes in Mechanical Engineering. – 2020. – P. 711–721. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/978-3-030-22365-6_71

Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila, Meleshko Inna

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

THE INFLUENCE OF GLOBAL ENGINEERING STANDARDS AND PATENTS ON LANGUAGE EDUCATION

Introduction. This study investigates how global engineering standards, predominantly written in English, influence language education for engineering students. It explores the impact of international standards such as ISO, IEEE, and IEC on the development of technical English vocabulary, reading and writing skills, and communication in intercultural engineering contexts.

Global engineering standards represent a critical intersection between technical accuracy and language proficiency. Organizations such as the International Organization for Standardization (ISO), the Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE), and the International Electrotechnical Commission (IEC) establish universally adopted quality, safety, and performance criteria. These standards, predominantly authored in English, form the linguistic medium through which engineers worldwide communicate complex technical information.

Consequently, engineering language education must address the specialized linguistic demands posed by such documentation, which significantly shape educational practices and student competencies.

ISO, IEEE, and IEC standards extensively define technical vocabulary, syntactic structures, and communicative conventions unique to engineering discourse. The language of standards is highly formal, precise, and often characterized by dense syntactic constructions, including domain-specific terminology and complex conditional structures. Moreover, global standards impose technical documentation and safety regulations that engineers must both understand and accurately implement to ensure operational safety and product reliability.

Effect on Engineering Language Education. Engineering students must acquire a specialized lexicon to navigate global standards effectively and expand their reading.

Studies underscore considerable difficulties learners face when encountering unfamiliar terminology and complex syntactical forms typical of standard documents.

Franch et al. (2021) examine the essential role of English proficiency in interpreting and applying international standards, which serve as key sources of codified engineering knowledge but are often insufficiently understood by students. Engineering standards are typically written in highly specialised technical language, requiring advanced linguistic competence for accurate interpretation. This challenge is underscored by Kurr and Landmesser (2023), whose research identifies a significant gap in undergraduate curricula and emphasises the need for targeted training in how to read and interpret complex technical documentation.

Such linguistic complexity highlights the importance of developing students' ability to process complex syntactic structures and specialised terminology characteristic of standardised engineering texts. According to Lei and Liu (2018), mastering domain-specific vocabulary and formal structures is essential in engineering discourse.

In addition, engineers frequently engage with patents as a key source of technological information and innovation. Patent documents are characterised by complex legal and technical language, requiring both subject-specific expertise and advanced reading and interpretative skills in English. The ability to analyse patent claims, descriptions, and technical specifications is therefore an essential component of professional communication in engineering contexts.

Furthermore, Khalifa and Albadawy (2024) emphasise modern trends, including digital access to standards, AI-supported translation tools, and the demands of international collaboration, as well as the growing role of AI in supporting academic writing and language development.

Writing Skills and Documentation Proficiency. In the context of global engineering standards and patent documentation, technical writing instruction must prepare students to produce precise, standards-compliant reports, specifications, and analytical summaries. These genres require not only linguistic accuracy but also the ability to interpret highly structured and formalised technical and legal texts. While AI-supported tools can assist in drafting and editing by improving grammatical accuracy and

coherence, their role remains limited when applied to complex, domain-specific documentation. However, as demonstrated in the case study by Yaroslava Fedoriv (2024), AI-assisted academic writing presents significant challenges, particularly in ensuring contextual accuracy, managing specialised terminology, and fostering critical interpretation. Over-reliance on such tools may reduce learners' ability to independently construct arguments and accurately engage with engineering standards and patent texts, which demand a high level of analytical and linguistic competence. Therefore, AI should be viewed as a supplementary resource rather than a substitute for developing advanced writing skills within engineering language education.

Oral communication, in turn, frequently requires explaining complex standard requirements, negotiating technical solutions, and presenting patent-based innovations to diverse audiences. As shown by Wu et al. (2021), communication competence significantly affects employability; however, in engineering contexts, this competence is inseparable from the ability to accurately interpret and convey standardized and patent-based knowledge. Furthermore, research by Cheryl Bodnar and Renee Clark (2017) suggests that interactive approaches such as game-based learning can enhance communication skills when tasks are grounded in authentic engineering scenarios, including the interpretation of technical standards and innovation-related documentation.

Modern Trends in Language Education within Standards- and Patent-Oriented Engineering Contexts.

Digitalisation of Standards and Patent Databases. The transition from printed materials to digital platforms has fundamentally transformed how engineers access and interpret both international standards and patent documentation. Engineers increasingly rely on specialised databases, such as ISO and IEEE digital libraries, as well as patent repositories including the European Patent Office (EPO) and the World Intellectual Property Organization (WIPO). These platforms require not only advanced reading skills but also the ability to formulate precise keyword queries, interpret classification systems, and navigate highly structured technical and legal documents. Patent texts, in particular, demand careful analysis of claims, descriptions, and abstract sections, each of which follows strict linguistic and structural conventions. According to the World Intellectual

Property Organization, patent documents represent one of the most comprehensive sources of technical information, but their complexity poses significant challenges for non-native English-speaking engineers.

Integration of Standards and Patents into Language Instruction. A growing trend in engineering language education is the systematic integration of authentic materials, specifically international standards and patent documents, into the curriculum. This approach enables students to develop discipline-specific literacy skills, including the ability to interpret regulatory requirements and extract innovation-related information from patent texts. Unlike general technical texts, standards and patents require learners to understand not only terminology but also genre-specific structures, such as normative language in standards and legally binding phrasing in patent claims. Research by Katarina Polić and Ivana Krelja Kurelović (2021) demonstrates that exposure to authentic technical corpora improves students' ability to process complex multi-word units and specialised expressions. Additionally, studies by European Patent Office (2022) highlight that incorporating patent literacy into engineering education enhances students' innovation awareness and their ability to engage with real-world technological documentation.

Conclusion. The interplay between global engineering standards and language education necessitates a multidisciplinary, technology-enriched pedagogical approach that equips engineering students with critical linguistic and communicative skills. Empirical evidence supports integrating AI-enhanced tools, project-based learning, and soft skills development into curricula to address the complex demands of standardized technical English. This alignment prepares engineering students not only to comprehend and apply global standards accurately but also to thrive in the multicultural, interdisciplinary professional environments characterizing modern engineering practice. Further studies are needed to investigate how the integration of AI in language instruction affects the development of students' competence in reading, interpreting, and producing standardised engineering and patent-related texts.

References:

1. Cheryl Bodnar, C. A., & Renee Clark, R. M. (2017). *Can game-based learning enhance engineering communication skills?* IEEE Transactions on Professional Communication, 60(1), 24–41. <https://doi.org/10.1109/TPC.2016.2632838>
2. Fedoriv, Y. (2024). Challenges In Ai-Assisted Academic Writing: A Case Study. *Innovations in Language Teaching Journal*, 1(1), 35–50. <https://doi.org/10.53463/innovltej.20240284>
3. Franch, X., et al. (2021). *An exploratory study of teaching software engineering standards in software engineering courses.* IEEE Access, 9, 123456–123470.
4. Khalifa, M., & Albadawy, M. (2024). *Using artificial intelligence in academic writing and research: An essential productivity tool.* Computer Methods and Programs in Biomedicine Update, 5, 100145. <https://doi.org/10.1016/j.cmpbup.2024.100145>
5. Kurr, A., & Landmesser, J. A., Jr. (2023). *Technical standards in engineering education: A survey across professional sectors.* Paper presented at the 2023 ASEE Annual Conference & Exposition, Baltimore, MD.
6. Lei, L., & Liu, D. (2018). *The academic vocabulary of engineering: A corpus-based study.* English for Specific Purposes, 51, 1–13. <https://doi.org/10.1016/j.esp.2018.03.001>
7. Polić, T., & Krelja Kurelović, E. (2021). *Corpus-based vocabulary learning in technical English.* International Journal of Computational Linguistics, 12(3), 35–55.
8. Wu, Y., Liu, Y., & Li, W. (2021). *The impact of communication skills on employability: Evidence from engineering graduates.* Sustainability, 13(17), 9674. <https://doi.org/10.3390/su13179674>

Аджамський С.В.^{1,2}, Кононенко Г.А.^{1,3,4}, Бадюк С.І.^{1,5}, Подольський Р.В.^{1,3,5},

Подольська О.А.³

(¹ТОВ АЛТ Україна, м. Одеса; ²ІТСТ НАНУ, м. Дніпро; ³ІЧМ НАНУ, м. Дніпро;

⁴НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро; ⁵ІПСУ НАНУ, Київ)

ВПЛИВ ВІДСТАНІ МІЖ ТРЕКАМИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ LPBF

Якість виробу, включаючи кінцеву щільність металу і шорсткість поверхні, в першу чергу, залежить від характеристик ванни розплаву (форма і розмір), які в значній мірі управляються зміною щільності енергії лазерного променя, що є по суті мірою енергії, яка підводиться в процесі друку [1]. Управління AED може бути досягнуто зміною відповідних параметрів, що контролюються. Потужність лазера P (Вт), швидкість сканування V (мм/с), відстань між треками (перекриття ванни розплаву) d (мм) є найбільш важливими параметрами і пов'язані з щільністю енергії лазера як:

$$AED = P / (V \cdot d).$$

Щільність енергії визначає кількість теплоти, що підводиться до кожної точки лазерного треку і, відповідно глибину, ширину проплавлення і час існування металу в розплавленому вигляді. Також зі збільшенням питомої енергії посилюється гідродинамічна нестабільність ванни розплаву. Вплив щільності енергії на ширину ванни розплаву більш значущий, ніж на глибину ванни розплаву. Однак глибина ванни розплаву збільшується, а ширина ванни розплаву зменшується зі збільшенням швидкості сканування лазера [2].

При низькому значенні LED в'язкість ванни розплаву буде високою. Отже, менше порошку буде розплавлено, і згодом буде витрачено більше часу. Проте, при високій швидкості сканування лазером буде досягатися малий час витримки над порошком, тому буде витрачатися менше часу. Як правило, при високій LED досягається крупніша і з більш високою температурою ванна розплаву [3]. А досить

велика ванна розплаву призведе до хорошого розподілу розплаву і до повністю щільного друку.

При високій LED (висока потужність і низька швидкість), спостерігається більш глибоке проникнення, яке може досягати від 5 до 25 шарів. При такій ситуації один і той же мікрооб'єм металу піддається багаторазовому перепаву, що несприятливо позначається на якості металу.

Таким чином, пошук раціональної швидкості сканування та відстані між треками є компромісом між продуктивністю і якістю процесу побудови. Для певних чинників друку (кожного матеріалу/ обладнання/ деталі) необхідно знаходити цей оптимум і це є одним з можливих шляхів поліпшення структури.

В роботі [4] згадується, що параметр відстань між треками є доволі важливим параметром і приводяться результати аналізу мікроструктури (рис. 1) зразків, надрукованих шарів за рекомендованими технологічними параметрами потужності (380Вт) та швидкості сканування (600 мм/с) та варіативним застосуванням відстані між треку 0,05; 0,08; 0,12; 0,15 мм.

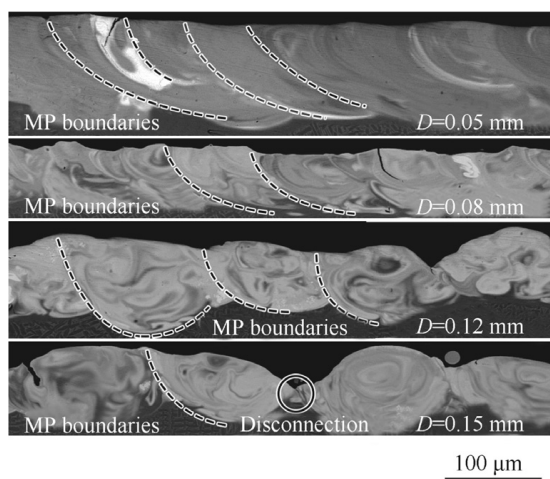


Рисунок 1. Типові мікроструктури перерізів окремих шарів, сформованих з попередньо легованих порошків на основі Nb при різних відстанях штрихування (мм) (потужність лазера 380 Вт, швидкість сканування 600 мм/с) [4]

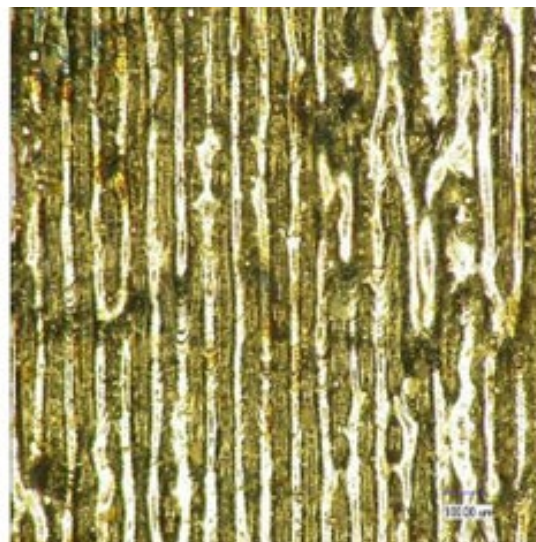
В результаті проведеного аналізу впливу відстані між треками автори роботи [4] дійшли висновку, що відстань між треками не повинна перевищувати $\frac{1}{2}$

попереднього треку. Це дозволить створити надійний зв'язок сусідніх треків без формування пустот між ними в наслідок великої відстані.

Інші автори [5] стверджують, що зазвичай перекриття визначається розміром порошку та товщиною шару. Наприклад, автори роботи [6] стверджують, що відстань між треками не повинна перевищувати 10...30 % перекриття попереднього треку (рис. 2).



Коефіцієнт перекриття 30%
(відстань сканування 0,07 мм)



Коефіцієнт перекриття 10%
(відстань сканування 0,09 мм)

Рисунок 2. Експеримент з різними коефіцієнтами перекриття для форми регулярної та тонкої доріжки [6]

Враховуючи вище зазначене, можна зробити висновок, що при малій наявній кількості публікацій, кінцеві рекомендації щодо раціональних співвідношень, відсотків перекриття та відстань між треками доволі сильно різняться, що, вказує на прогалину в даній області. Відсутність приділеної уваги до даного питання переважно пов'язана з тим, що LPBF-технологія формує виріб пошарово. Таким чином, послідовні шари при застосуванні різних стратегій сканування та інших технологічних параметрів компенсують відсутність треку шляхом перекриття металом з наступних шарів.

Література:

1. Mauduit A., Gransac H., Auguste P., Pillot S. (2019). Study of AlSi7Mg0.6 alloy by selective laser melting: Mechanical properties, microstructure, heat treatment. *Journal of Casting & Materials Engineering*, 3(1): 1. <https://doi.org/10.7494/jcme.2019.3.1.1>
2. Реалізація технології селективного лазерного плавлення в Україні. Аджамський С. В., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Бадюк С. І. Київ, Наукова думка, 2022, 120 с. <https://doi.org/10.15407/978-966-00-1856-3>
3. Yamane Y, Hayashi K, Narutaki N. High Speed Machining of Inconel 718 with Ceramic Tools (2nd Report). *Journal of the Japan Society for Precision Engineering*, 1995, 61(10), 1463–1467.
4. Guo Y., Jia L., Kong B., Wang N., Zhang H. (2018). Single track and single layer formation in selective laser melting of niobium solid solution alloy. *Chinese Journal of Aeronautics*, 31(4): 860–866.
5. Rokosz K., Lahtinen J., Hryniewicz T., Rządkiwicz S. (2015). XPS depth profiling analysis of passive surface layers formed on austenitic AISI 304L and AISI 316L SS after high-current-density electropolishing. *Surf. Coat. Technol.* 276, 516.
6. Wang D, Yang Y, Su X, Chen Y. (2012). Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM. *Int J Adv Manuf Technol*; 58(9):1189–99

Андрущенко Д.І., Силенко П.М., Якубів М.І., Варченко В.Т., Даниленко А.І.,

Солонін Ю.М.

(Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НАПОВНЮВАЧІВ НА КОЕФІЦІЄНТ ТЕРТЯ ТА
ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОМПЗИТІВ НА ОСНОВІ PTFE**

E-mail: lazer-andr@ukr.net

Політетрафторетилен (PTFE) є одним із найбільш ефективних полімерних матеріалів для антифрикційних застосувань завдяки низькому коефіцієнту тертя та здатності до самозмащування [1]. Разом із тим, його використання в умовах

підвищених навантажень обмежується низькою зносостійкістю та недостатньою механічною міцністю [2]. Одним із ключових напрямів підвищення експлуатаційних властивостей PTFE є введення до його складу наповнювачів із різною природою та ступенем дисперсності [3, 4].

Метою роботи є встановлення закономірностей впливу мікро- та нанодисперсних наповнювачів на коефіцієнт тертя та зносостійкість композиційних матеріалів на основі PTFE в умовах сухого ковзання.

Матеріали виготовляли із використанням суспензій порошків необхідного складу, що забезпечувало рівномірний розподіл наповнювачів у полімерній матриці та мінімізацію агломерації частинок. У якості наповнювачів використовували компоненти: тверді (SiCp), м'які мастильні (графіт, MoS₂) та нановолокнисті (CNT, SiCnf). Їх вміст змінювали в межах 1–10 мас. %.

Формування зразків здійснювали методом пресування з подальшим спіканням.

Трибологічні випробування проводили в умовах сухого ковзання за схемою «тіло–контртіло» (матеріал контртіла – сталь 45) при сталих параметрах навантаження та швидкості. Оцінювали коефіцієнт тертя, інтенсивність лінійного та масового зносу, а також температурні характеристики контактної зони.

Встановлено, що введення наповнювачів суттєво впливає на трибологічну поведінку PTFE-композитів. Чистий PTFE характеризується низьким коефіцієнтом тертя, проте демонструє максимальні значення зносу, що обмежує його використання в навантажених вузлах тертя. Додавання м'яких мастильних компонентів (MoS₂, графіт) забезпечує стабілізацію коефіцієнта тертя за рахунок формування захисної трибоплівки на поверхні контакту, що знижує інтенсивність зношування.

Тверді частинки SiCp сприяють підвищенню зносостійкості за рахунок зміцнення полімерної матриці.

Найліпші результати, зносу та коефіцієнту тертя, отримано для композицій із нанорозмірними наповнювачами. Використання SiCnf забезпечує ефективне армування матриці, зменшення інтенсивності зношування та стабілізацію

трибологічних параметрів. Вуглецеві нанотрубки (CNT) сприяють зниженню коефіцієнта тертя, однак їх ефективність значною мірою залежить від ступеня диспергування та рівномірності розподілу.

Показано, що комбіноване введення наповнювачів різної природи може призводити до синергетичного ефекту, що проявляється у поєднанні високої зносостійкості та стабільного коефіцієнта тертя (3,6–4,3 мкм/км; $f = 0,10\text{--}0,12$). Разом із тим, надмірна концентрація або нерівномірний розподіл наповнювачів призводить до агломерації, локалізації напружень і погіршення експлуатаційних характеристик.

Отримані результати свідчать про доцільність використання комплексного підходу до модифікації PTFE, який передбачає оптимальний вибір типу, розміру та концентрації наповнювачів. Це дозволяє цілеспрямовано керувати трибологічними властивостями матеріалу та створювати композиції з підвищеною ефективністю для використання у вузлах тертя різного призначення.

Література:

1. Abdelbary A. Polymer tribology. *Wear of Polymers and Composites*. 2014. P. 1–36. URL: <https://doi.org/10.1533/9781782421788.1>.
2. The Tribological Properties of Several PTFE Based Self-Lubricating Composites in Vacuum / J. Zheng et al. *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 535-537. P. 144–148. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.535-537.144>.
3. Effect of Silicon Carbide Particles on Tribological Properties of Polytetrafluoroethylene Water-Lubricated Bearing Composites / S. Dong et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08337-y>.
4. Композитний антифрикційний матеріал та спосіб його виготовлення. – Патент № 108907 України, Заявлено 30.05.2013 р, опубліковано 25.06. 2015 р.

Афтанділянц Є. Г.**(ФТІМС НАН України, Київ)****РОЗПОДІЛ ВОДНЮ В СТАЛЕВИХ ВИРОБАХ**

E-mail: aftyev@yahoo.com

Характерною особливістю розподілу водню в розплаві в процесі кристалізації і затвердіння сталі, а також під час термічної обробки, є його висока дифузійна рухливість. Наприклад, за температури 1600 °С дифузійна рухливість водню в залізовуглецевому розплаві в 29 разів більше, ніж кисню, і в 64 рази більше, ніж азоту [1]. У твердому стані металу таке перевищення в інтервалі температур від 500 до 700 °С становить від $8 \cdot 10^3$ до $2 \cdot 10^2$ разів у порівнянні з дифузійною рухливістю азоту, від $8 \cdot 10^4$ до $1,1 \cdot 10^3$ разів – вуглецю і від $8 \cdot 10^{11}$ до $1,3 \cdot 10^7$ разів – елементів заміщення (рис. 1). Це зумовлює провідну роль водню в утворенні та розвитку дефектів кристалічної будови сталевих виробів при неконтрольованому його вмісті в сталі.

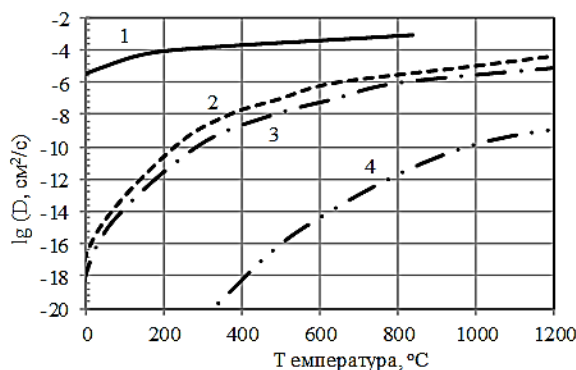


Рисунок 1. Вплив температури на коефіцієнт дифузії водню (1), азоту (2), вуглецю (3) й елементів заміщення (4)

При зниженні температури сталі відбувається виділення водню через зміну його розчинності, особливо інтенсивне під час кристалізації сталі та її алотропних перетворень. У випадку, коли вміст водню в сталі більше границі його розчинності, відбувається утворення молекул водню.

Розчинність водню в металі залежить від тиску газової фази, температури, чистоти металу, його структури, розміру зерна і характеру розподілу дефектів.

В рідкому залізі за тиску $P = 0,1$ МПа розчинність водню в залежності від температури виражається рівнянням (1) і наведена на рис. 2.

$$\lg H_l = -464,82/t + 0,5344, \quad \dots\dots\dots(1)$$

де H – водень, мас. %,

t – температура, °С.

При охолодженні нижче температури 1539 °С розплав заліза твердне з формуванням δ -заліза (δ -Fe), нижче 1392 °С – γ -Fe, нижче 911 °С – α -Fe. Розчинність водню в δ -Fe, γ -Fe і α -Fe змінюється відповідно до рівнянь (2 – 4) та наведена на рис. 2.

$$\lg H_{\delta-Fe} = -1,51/t + 0,0017, \quad \dots\dots\dots(2),$$

$$\lg H_{\gamma-Fe} = -1,21/t - 0,0017, \quad \dots\dots\dots(3).$$

$$\lg H_{\alpha-Fe} = -0,1005/t + 0,0004, \quad \dots\dots\dots(4).$$

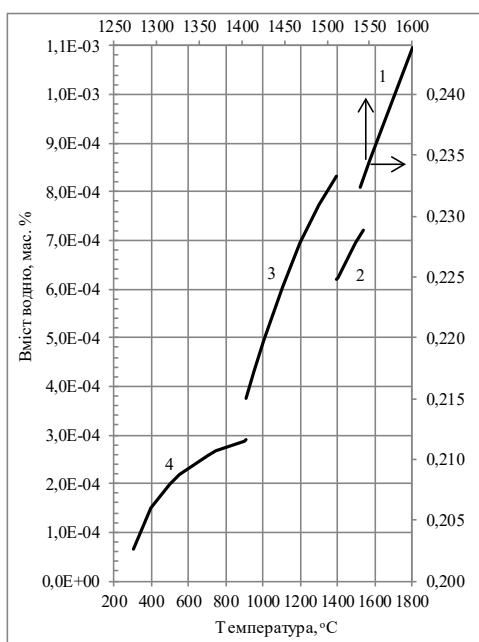
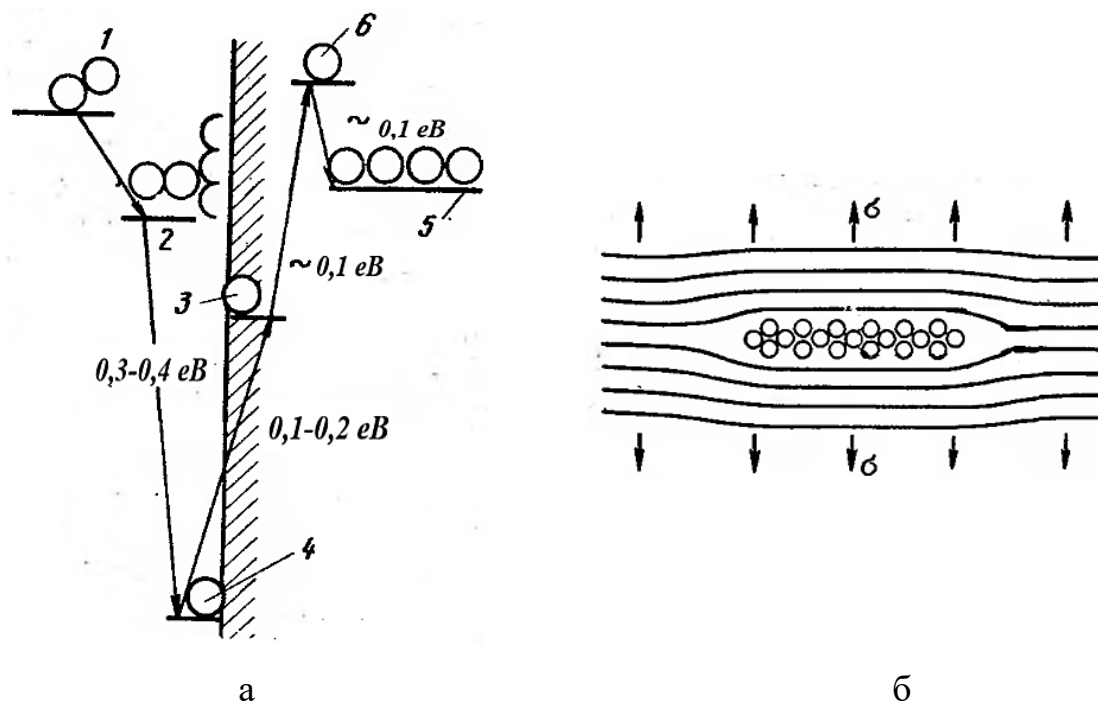


Рисунок 2. Вплив температури на розчинність водню в рідкому залізі (1), δ -Fe (2), γ -Fe (3) та α -Fe (4) за тиску $P = 0,1$ МПа

У роботі [2] показано, що в системі залізо-водень спостерігається декілька типів реакцій водень – метал. Газо евтектична реакція з утворенням із рідини δ -Fe фази и газових пор наповнених воднем протікає при $1532,8^\circ\text{C}$. Інтервал кристалізації сплавів заліза з воднем 2°C . При 1401°C спостерігається газоперетектоїдна реакція $\delta\text{-Fe} + \text{H}_2 \rightarrow \gamma$, а при $909,3^\circ\text{C}$ — газоевтектична реакція $\gamma \rightarrow \alpha + \text{H}_2$. На границі розділу фаз формується зона, що пересичена воднем. Рух цієї зони приводить до інтенсивної деформації твердого заліза, що утворює умови для формування дефектів кристалічної будови та руйнування.

Схема енергетичного стану системи Fe-H при взаємодії заліза з воднем (а) і форма кластера водню (б), який утворюється в залізі під дією напруги σ наведені на рис. 3.



1 – молекула водню; 2 – адсорбована молекула водню; 3 – адсорбований атом *s*-типу; 4 – адсорбований атом *r*-типу; 5 – кластер водню; 6 – атом водню у міжвузлі

Рисунок 3. Схема енергетичного стану системи Fe-H при взаємодії заліза з воднем (а) і форма кластера водню (б), який утворюється в залізі під дією напруження σ [3]

Адсорбований атом *r*-типу – це атом водню, який розміщений не всередині електронної хмари металу. Природа зв'язку такого атома з поверхнею металу аналогічна звичайному ковалентному зв'язку. Атоми в стані *r* відштовхуються один від одного на початковій стадії адсорбції.

Адсорбований атом *s*-типу – це атом водню? розчинений в металі та дисоційований на протон і електрон в зоні провідності. *s*-атоми – це атоми, впроваджені в електронну хмару, та вони переважають на більш пізніх стадіях адсорбції.

Водень, адсорбований металом, може розчинятися в металі, накопичуватися на дефектах кристалічної будови, адсорбуватися на поверхні мікронерівностей і частинках вторинних фаз, накопичуватися в мікропорах у молекулярній формі, утворювати гідриди з основним металом, вступати в реакцію з легувальними елементами і вторинними фазами. Між воднем, який знаходиться в різних станах, існує динамічна рівновага.

Класифікація місць накопичення (колекторів) водню в металах, тобто ділянок металу, у яких атоми водню мають понижену вільну енергію в порівнянні з нормальними їх позиціями у кристалічній ґратці, показана в табл. 1.

Розрахунки показують, що із збільшенням температури металу і кількості колекторів, вміст водню в них зменшується (рис. 4, а), при цьому спостерігається збільшення кількості водню в матриці (рис. 4, б).

По часу утворення в сталях колектори водню розподіляються на три групи[4]:

1. Колектори, що утворюються під час виплавлення та кристалізації сталі. До них відносяться сульфіди та оксиди, а також інші неметалеві вкраплення, газові пори; усадкові дефекти та гарячі кристалізаційні тріщини.

2. Холодні тріщини, які утворюються протягом обробки тиском або термічної обробки.

3. Тріщини-колектори водню для нових тріщин, які утворилися шляхом поєднання мікротріщин і є колекторами водню та прискорюють утворення нових мікротріщин, тобто процес зростання крихких внутрішньозеренних ділянок.

Таблиця 1. Класифікація місць накопичення (колекторів) водню на дефектах кристалічної будови заліза та сталі [3]

Клас дефекту	Природа дефекту	Розміри	Місця накопичення водню	Енергія зв'язку, еВ
Точкові	Атоми заміщення	Декілька міжатомних площин	Ni, Mn, Cr	0,08-0,1
			Ti	0,27
	Атоми впровадження		C	0,03
			N	> 0,13
Лінійні	Ядро дислокації	0,06 нм	Ядро змішаної дислокації	0,61
	Крайові дислокації	3 нм	Пружне поле	0,10-0,47
	Гвинтові дислокації	0,06 нм	Ядро	0,21-0,31
	Дислокаційні пороги	–	Пороги	–
Дво-мірні	Міжзеренні границі	3 нм	Середня границя	0,27
			Висококутова границя	0,55-0,61
	Міжфазні границі	Діаметр частинки	TiC (некогерентна)	0,8-0,98
	Когерентні границі		Інтерметаліди	0,4
	Двійникові границі	Декілька міжатомних площин	–	–
Внутрішні вільні поверхні	Адсорбований шар	Поверхня	–	
Об'ємні	Області об'ємного розтягу	Розмір областей	Метал на поверхні мікротріщини	0,26-0,43
			Мартенситний кристал	
	Скупчення дислокацій	Розмір скупчень	Скупчення	0,37
	Пори та мікротріщини	Розмір пор чи тріщин	Об'єм пор і мікротріщин	-

У виробничих умовах за кількістю випадків неметалеві вкраплення (одиночні та скупчені), як колектор водню, займають перше місце, а на другому місці – усадкові дефекти.

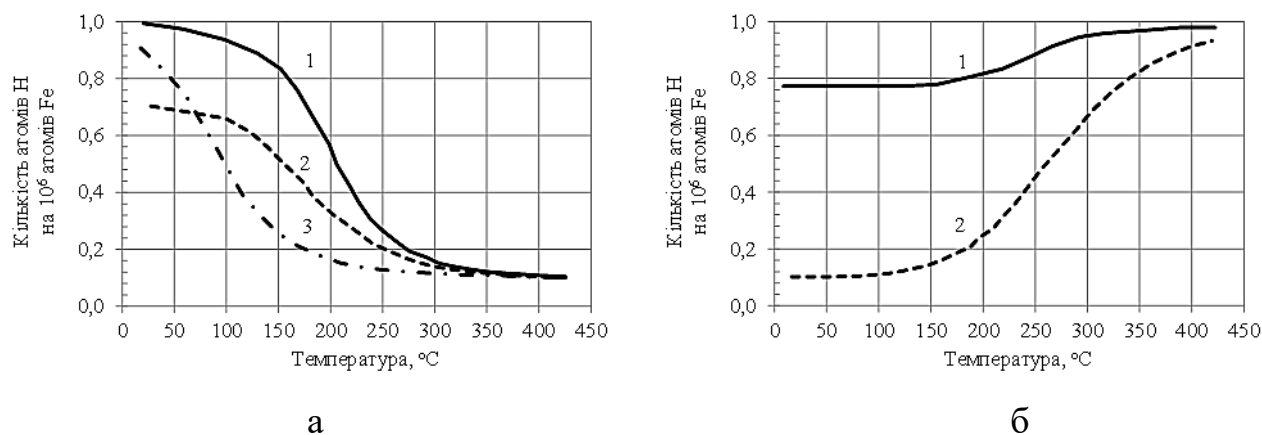
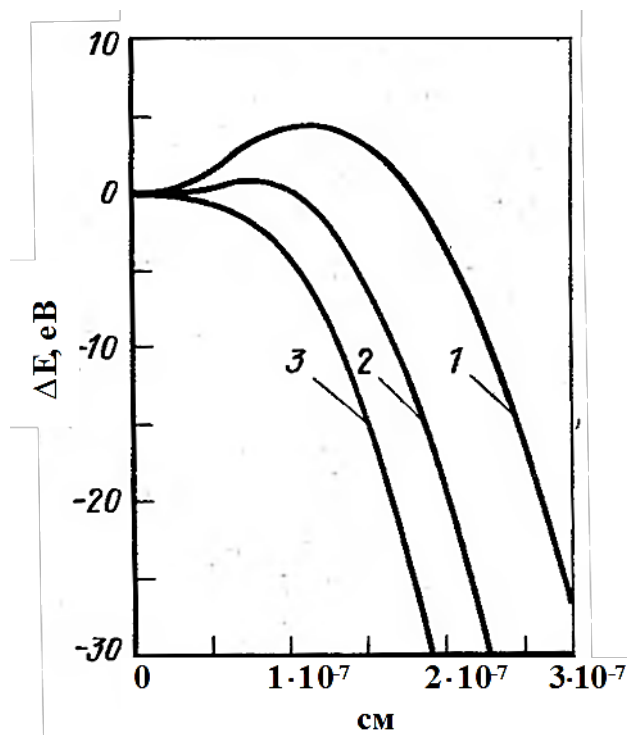


Рисунок 4. Вплив температури відпуску на концентрацію водню в колекторах (а) та матриці (б) заліза, загартованого від 427 °С: а (крива 1); б (крива 1) – густина колекторів водню $9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$; а (криві 2, 3); б (крива 2) – густина колекторів водню 10^{17} см^{-3} ; а (криві 1, 2); б – замкнута система (обмін атомами водню між зовнішнім середовищем і металом відсутній); а (крива 3) – відкрита система (вільна взаємодія водню, що знаходиться у металі, з зовнішнім середовищем)

Насичення металу воднем, наприклад, під час взаємодії пари води з розплавленою сталлю, супроводжується виділенням розчиненого водню в молекулярній формі в процесі охолодження вилівка, зменшенням вільної енергії системи та утворенням умов для зародження та росту тріщин. Внутрішні та зовнішні напруження інтенсифікують процес тріщиноутворення (рис. 5).

Наведені на рис. 5 дані показують, що в разі відсутності напруження (крива 1) формування кластерів водню в залізі ускладнено, оскільки потрібно подолати великий потенційний бар'єр у розмірі 4,3 еВ, при критичному радіусі кластера $\approx 11,6 \cdot 10^{-8} \text{ см}$.



1 – напруження (σ) немає; 2 – $\sigma = 1000$ МПа; 3 – $\sigma = 2000$ МПа

Рисунок 5. Вплив напруження на вільну енергію системи Fe-H та критичний радіус кластера водню [3]

За напруження 1000 МПа енергія активації процесу розвитку кластера знижується до 0,8 еВ (крива 2), а критичний розмір до $7,8 \cdot 10^{-8}$ см. За напруження 2000 МПа (крива 3) кластер може розвиватися безперешкодно, тому що енергія активації практично відсутня.

У матеріалі без напружень кластери водню формуються на дислокаціях. Концентрація водню на дислокаціях настільки велика, що виникають гідридоподібні комплекси залізо – водень. Кластери водню можуть утворюватися у скупченні дислокацій, що транспортують атоми водню.

За умови збільшення напруження кластер розвивається в мікротріщину за схемою, наведеною на рис. 6. Спочатку формується структура, яка відповідає адсорбованим атомам s -типу. Мінімальна енергія атомів водню реалізується у випадку, коли електронні хмари цих атомів лежать всередині решітки металу поверхневого шару.

Наступним кроком є перехід атомів водню в r -стан, в якому електронні хмари атомів водню розташовані поза ґратками металу та розкриття тріщин. Атоми водню надходять у порожнину тріщини, рекомбінують в молекули, створюють в ній внутрішній тиск і утворюють умови для розкриття тріщини.

Розповсюдження тріщини починається з накопчення водню та формування водневого кластера перед тріщиною, гирло якої може потім генерувати дислокації і сприяти збільшенню радіуса вершини тріщини (рис. 7).

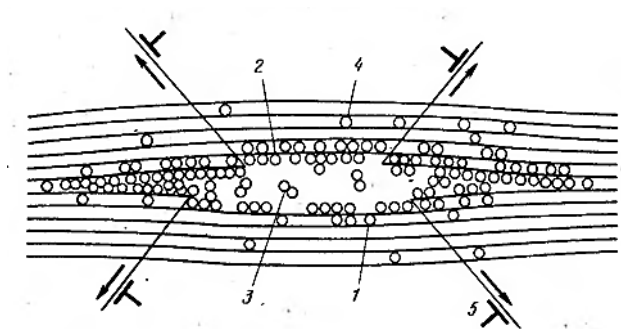


Рисунок 6. Схема розміщення адсорбованих атомів водню s - (1) та r - (2) типу та молекул водню (3) під час розкриття тріщини в залізі [3];
4 – міжвузлові атоми водню;
5 – дислокації

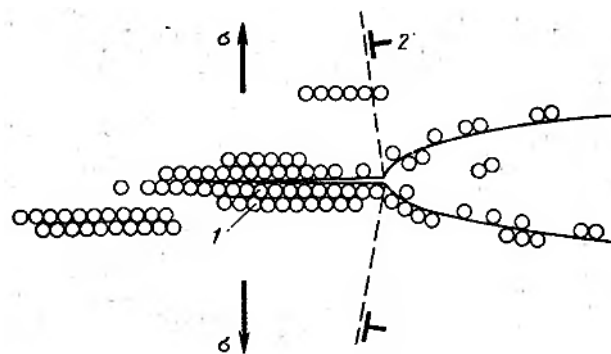


Рисунок 7. Механізм розповсюдження тріщини під дією нормального напруження (σ) за участі кластера водню (1) та дислокацій (2) [3]

Аналізом результатів проведених досліджень визначено закономірності розчинення водню в розплавах залізобуглецевих сплавів і виділення під час їх кристалізації та фазових перетвореннях. Наведено механізм накопчення водню на дефектах кристалічної будови металів і сплавів та утворення тріщин і напрямки запобігання негативного впливу водню.

Література:

1. Андронов В. Н., Чекин Б. В., Нестеренко С. В. Жидкие металлы и шлаки. Справочник. М.: Металлургия, 1977. – 128 с.

2. Банних О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справ. изд. М.: Металлургия. 1986. – 440 с.

3. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. – 216 с.

4. Дурынин В. А., Солнцев Ю. П. Исследование и совершенствование технологии производства с целью повышения ресурса стальных изделий из крупных поковок ответственного назначения. – СПб.: Химиздат, 2006. – 272 с.

Афтанділянц Є. Г.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ФЛОКЕНИ В СТАЛЕВИХ ВИРОБАХ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Тріщини, які виникають внаслідок дії водню, називають флокенами (нім. Flocken – пластівці). На протравлених шліфах флокени виявляються у вигляді тонких тріщин, а на зламі загартованих зразків – овальних кристалічних плям срібно-білого кольору у вигляді пластівців (рис. 1).

Флокени виникають внаслідок високої швидкості охолодження заготовки після гарячої деформації або в процесі термічної обробки, коли недостатньо часу для видалення водню з металу, та є небезпечними дефектами, оскільки їх наявність у сталі призводить до зниження механічних властивостей і інтенсифікації процесу руйнування.

Найбільшу схильність до ураження флокенами мають вуглецеві сталі і леговані сталі мартенситного та перлітного класів.

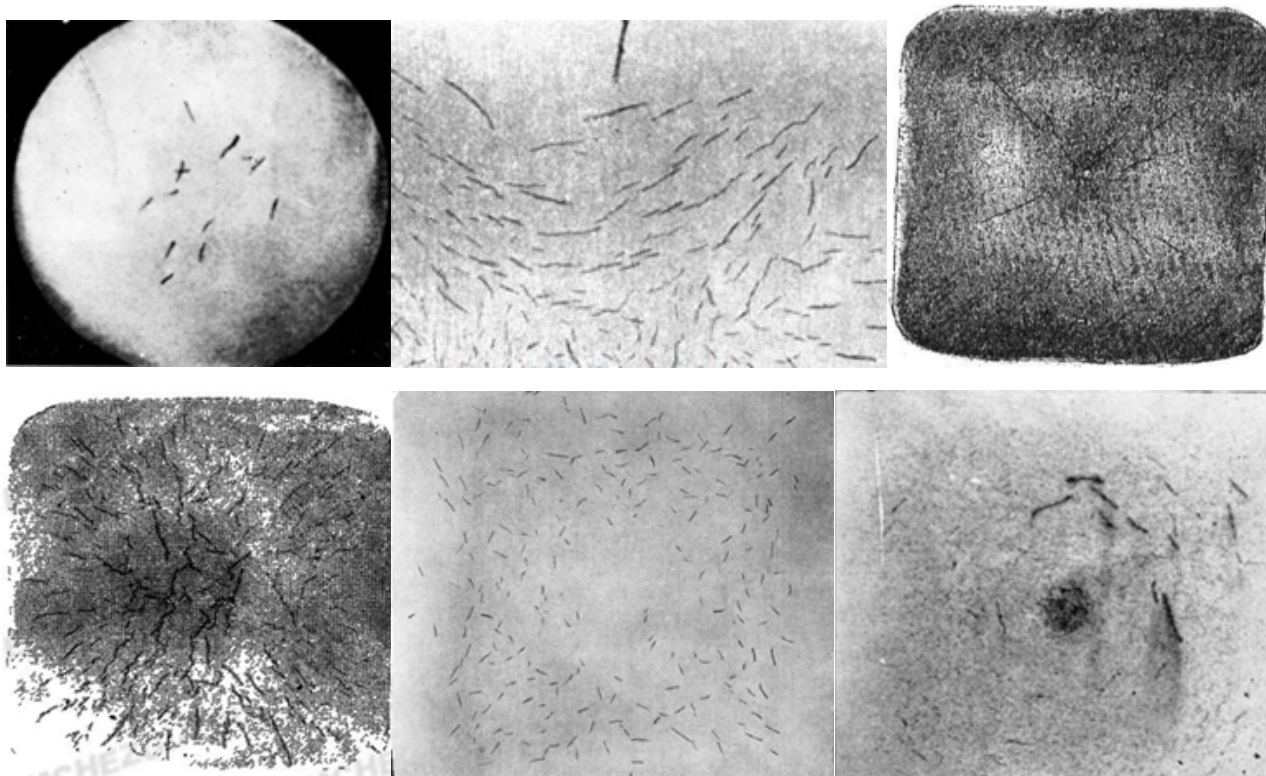


Рисунок 1. Флокени на макрошліфах, вирізаних із різних ділянок сталевих виробів [1]

Основною причиною утворення флокенів являється наявність у сталі підвищеної кількості водню в зонах напружень розтягування (які виникають в процесі структурних перетворень сталі), пластичній деформації, нерівномірному охолодженні, в місцях концентрації напружень, дефектах кристалічної решітки, границях зерен, неметалевих вкрапленнях і ліквацийних неоднорідностях.

Під час експлуатації виробу молекулярний водень, який знаходиться в колекторах, а також експлуатаційні циклічні та динамічні напруження, можуть призвести до утворення експлуатаційних флокенів і зародження на них тріщин.

Аналіз результатів досліджень показав, що видалення водню із сталі до рівня, при якому флокени не утворюються, можливе тільки у випадку, коли тиск водню в металі буде більше, ніж зовнішнього середовища (рис. 2).

Результати розрахунків показують, що тільки за вмісту нижче 0,001 % водень знаходиться в молекулярному стані та не буде виділятися у вигляді газових бульбашок із рідкої сталі (рис. 2). Однак цього вмісту водню достатньо для того,

щоб у твердому стані тиск виділення водню досягав значень, порівнянних із границю міцності та текучості сталі, що сприяє утворенню тріщин у сталі. За вмісту водню більше 0,001 % тиск його виділення інтенсивно зростає поблизу інтервалу затвердіння, що супроводжується «водневим кипінням» сталі, яке уражає виливок або зливок газовими раковинами.

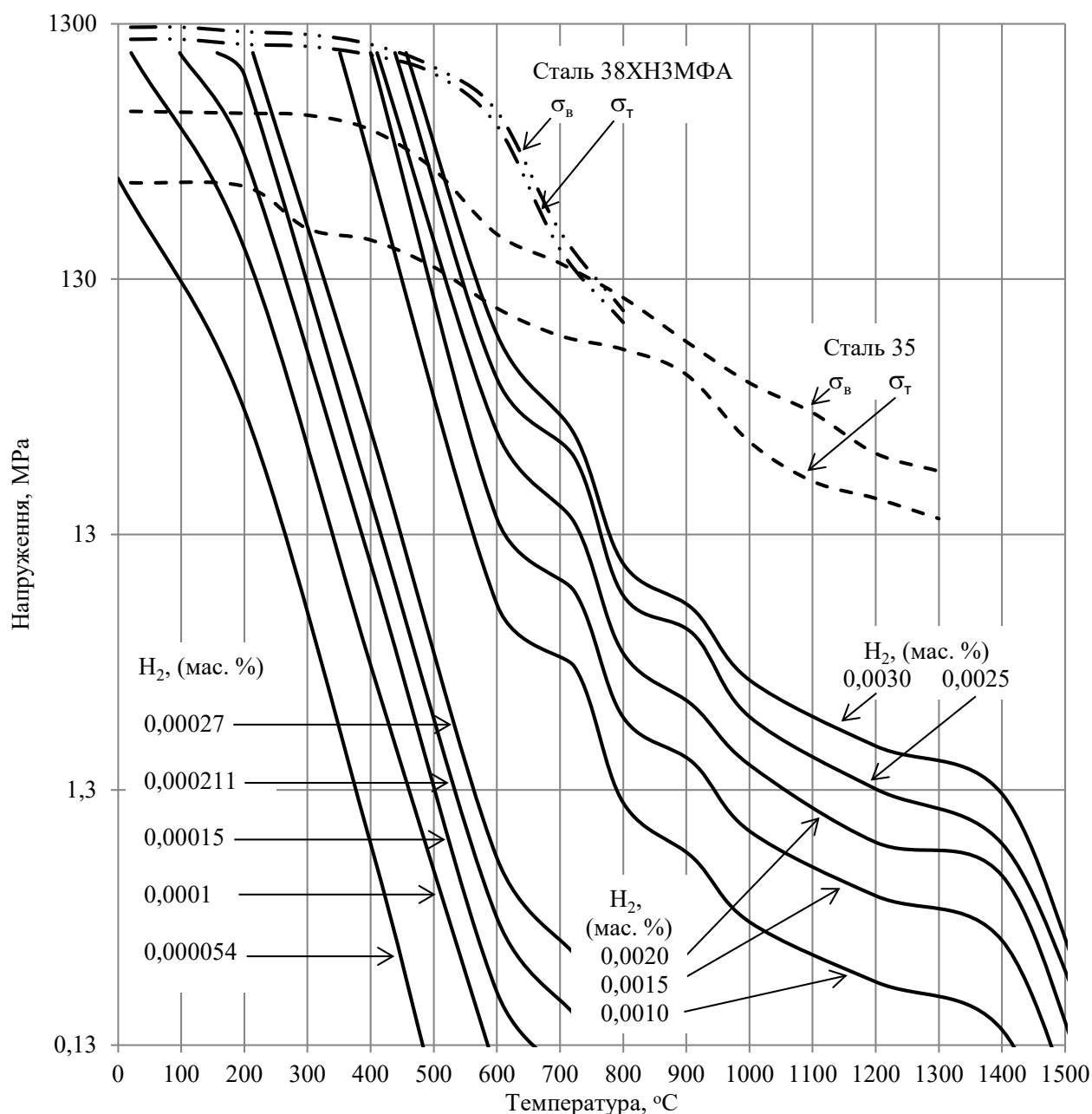
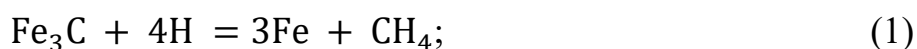


Рисунок 2. Тиск виділення водню під час охолодження сталі із рідкого стану та межа міцності (σ_B) і текучості (σ_T) сталей 35 і 38ХНЗМФА

Тільки дуже низька концентрація водню ($< 0,001\%$) і максимально можлива повна дифузія і десорбція водню в атомарному стані під час охолодження можуть захистити виліток або зливки від утворення газових раковин, локальних напружень і тріщин.

Атомарний водень у твердій сталі за умови зростання температури або часу витримки виробу при термічній обробці дифундує на вільну поверхню. При контакті з колектором атомарний водень може асоціюватися в молекули, що передбачає завершення дифузії. Дифузія додаткових атомів водню в цей колектор і їх асоціація в молекули призводить до збільшення локального тиску до $1000 - 1800$ МПа, що може перевищувати границю міцності сталі, викликати додаткові напруження та утворення локальних тріщин.

Формування молекулярного газу із атомарного водню можливе також у результаті реакції з карбідами та неметалевими вкрапленнями, наприклад:



Утворені молекулярні водневі сполуки, так як і молекулярний водень, не розчиняються в металі та не дифундують. Це призводить до розвитку всередині металу великих напружень та їх релаксації шляхом руйнування металу, тобто утворення тріщин.

Тиск водню досягає максимуму біля 200°C , а інтервал $400-200^\circ\text{C}$ являється небезпечним для утворення флокенів.

Десорбція атомарного водню може протікати за нормальної температури, однак для цього процесу потребується дуже довгий час. Швидкість процесу десорбції атомарного водню значно збільшується при нагріванні сталі до $200-300^\circ\text{C}$ внаслідок зростання дифузійної рухливості водню. Ефективність десорбції водню зростає після витримки протягом від 6 до 20 год.

Аналіз впливу легування на флокеностійкість сталі показує, що зі збільшенням ступеню легування процес утворення флокенів сповільнюється.

Наприклад, за вмісту водню 0,00027 % мас. умови для утворення флокенів у сталі 35 реалізуються за температури 250 °С, а у сталі 38ХНЗМФА – за 190 °С (рис. 2).

В литому металі завдяки великій кількості пор у виливку, скупчення молекулярного водню розподіляється і його тиск у локальних ділянках зменшується. В поковках, через ущільнення металу, тиск водню більше, ніж в виливках.

Вуглецеві, низьколеговані та середньолеговані сталі розподіляються за флокеночутливістю на 4 групи (табл. 1):

1 група – низько флокенечутливі вуглецеві і леговані марганцем і кремнієм сталі, з вмістом вуглецю до 0,35 %;

2 група – мало флокенечутливі вуглецеві і леговані марганцем і кремнієм сталі, з вмістом вуглецю більше 0,35 %;

3 група – хромисті та хромомолібденові флокеночутливі сталі;

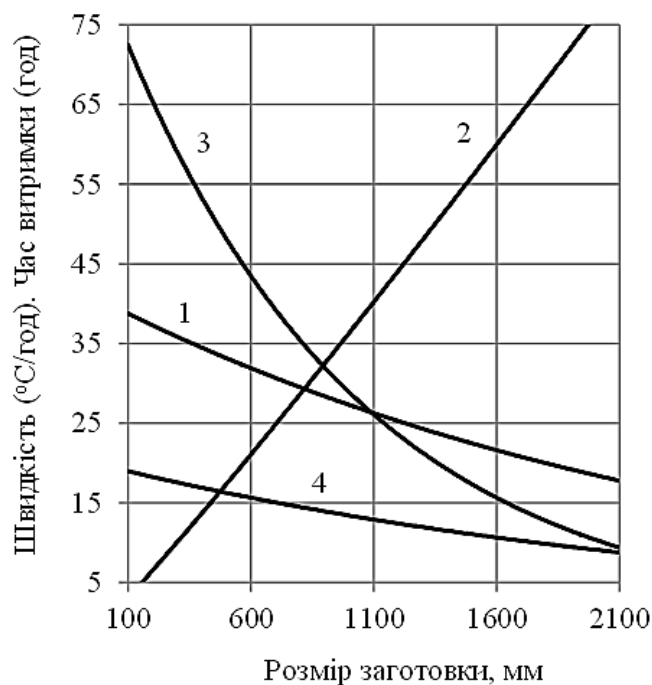
4 група – хромонікельвольфрамові та хромонікельмолібденові сталі підвищеної флокеночутливості.

Таблиця 1. Розподіл сталей за флокеночутливістю

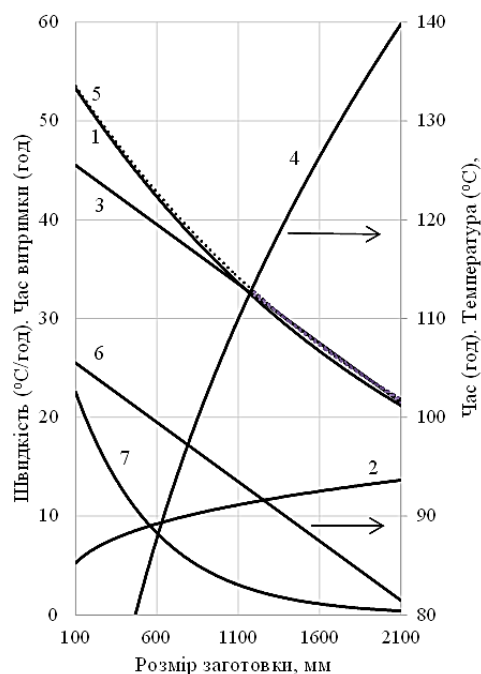
Група	Клас сталі	Марка сталі
I	Вуглецеві	35
II	Низьколеговані	40, 40ХА
III		35ХНМА, 35ХМ, 34ХМА, 25ХМФА
IV	Середньолеговані	35ХНЗМА, 20ХЗМВФА, 25ХНЗМФА, 35ХНЗМФА, 35ХН2М, 35Х2Н3М, 25Х2Н4МФА, 27ХНЗМФА, 38ХНЗМФА

Найбільш ефективним методом запобігання утворення флокенів у сталі є термічна обробка. Для попередження утворення флокенів, охолодження після гарячої обробки тиском проводять за режимами, які забезпечують видалення та рівномірний розподіл водню.

Заготовки із вуглецевих та низьколегованих сталей після гарячої обробки тиском потрібно охолоджувати на повітрі до 600–640 °С із швидкістю ($V_{600-640}$, °С/год), що відповідає рівнянню (3) та наведено на рис. 3, а.



а



б

а: 1 – швидкість охолодження заготовок на повітрі від температур закінчення гарячої обробки тиском до 600–640 °С; 2 – час витримки заготовок за температури 600–640 °С; 3 – швидкість охолодження заготовок з 600–640 °С до 400 °С; 4 – швидкість охолодження заготовок від 400 °С до 250 °С

б: 1 – швидкість охолодження заготовок з 600–640 °С до 280–320 °С; 2 – час витримки за температури 280 – 320 °С; 3 – швидкість нагрівання від 280–320 °С до 630–650 °С; 4 – час витримки за температури 630 –650 °С; 5 – швидкість охолодження заготовок з 630–650 °С до 400 °С; 6 – температура закінчення охолодження; 7 – швидкість охолодження заготовок з 400 °С до температури закінчення процесу

Рисунок 3. Режими охолодження та витримки заготовок з вуглецевих та низьколегованих (а) і середньолегованих (б) сталей після гарячої обробки

ТИСКОМ

$$V_{600-640} = 40,305 \exp(-0,0004d), R = 0,786, \quad (3)$$

де d – максимальний розмір поперечного перерізу заготовки, мм;

R – коефіцієнт кореляції.

В залежності від максимального розміру поперечного перерізу, заготовки витримують (τ , год) за температури 600–640 °С відповідно до формули:

$$\tau = 0,023d^{1,0661}, R = 0,999. \quad (4)$$

Після витримки за температури 600–640 °С поковки охолоджуються до 400 °С із швидкістю (V_{400} , °С/год):

$$V_{400} = 80,241 \exp(-0,001d), R = 0,999, \quad (5)$$

а від 400 до 250 °С:

$$V_{250} = 19,721 \exp(-0,0004d), R = 0,934. \quad (6)$$

Середньолеговані сталі (IV група флокеночутливості) характеризуються більш високою стійкістю аустеніту, ніж вуглецеві та низьколеговані сталі. Швидкість дифузії водню в аустеніті значно нижче, ніж у фериті. Тому в процесі охолодження заготовок після гарячої обробки тиском утворюються умови для розпаду аустеніту, а потім ізотермічною витримкою забезпечують видалення водню. Найбільш повний і прискорений розпад аустеніту в цих сталях досягається переохолодженням до 280–300 °С і наступним нагріванням до 600–650 °С.

Аналіз результатів досліджень показав, що оптимальними режимами охолодження заготовок із середньолегованих сталей після гарячої обробки тиском є їх охолодження на повітрі до температури 600–640 °С, потім з певною швидкістю до 280–320 °С, витримка, нагрівання до 630–650 °С, витримка, охолодження з певною швидкістю до 400 °С, а потім до температури закінчення охолодження.

Розрахунками встановлено, що оптимальні параметри охолодження заготовок із середньолегованих сталей після гарячої обробки тиском визначаються наступними рівняннями:

Швидкість охолодження ($^{\circ}\text{C}/\text{год}$) заготовок з $600\text{--}640\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $280\text{--}320\text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$V_{280-320} = 55,815 \exp(-0,0005d), R = 0,999. \quad (7)$$

Час витримки (год) за $280\text{--}320\text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$\tau = 1,2513d^{0,3123}, R = 0,999. \quad (8)$$

Швидкість нагрівання ($^{\circ}\text{C}/\text{год}$) від $280\text{--}320\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $630\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$V_{280-320}^{630-650} = 46,728 - 0,012d, R = 0,993. \quad (9)$$

Час витримки (год) за $630\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$\tau = 8,1404d^{0,3717}, R = 0,999. \quad (10)$$

Швидкість охолодження ($^{\circ}\text{C}/\text{год}$) заготовок з $630\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$V_{400} = 55,965 \exp(-0,0004d), R = 0,999. \quad (11)$$

Температура закінчення охолодження ($^{\circ}\text{C}$):

$$t_{\text{ко}} = 106,7 - 0,012d, R = 0,993. \quad (12)$$

Швидкість охолодження ($^{\circ}\text{C}/\text{год}$) заготовок з $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ до температури закінчення процесу:

$$V_{400-t_{\text{ко}}} = 27,557 \exp(-0,002d), R = 0,999. \quad (13)$$

Результати розрахунків наведено на рис. 3, б.

В результаті аналізу встановлених аналітичних залежностей розроблено режими охолодження заготовок після гарячої обробки тиском, які дозволяють отримати якісні сталеві вироби без флокенів.

Література:

1. ДСТУ 8975:2019 Сталь. Методи випробування та оцінювання макроструктури. Чинний від [2021-01-01]. Київ, Державний стандарт України, 2012. – 41 с.

Афтанділянц Є. Г.

(ФТІМС НАН України, Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА АУСТЕНІТНУ ТА ФЕРИТО-ПЕРЛІТНУ СТРУКТУРУ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Формування необхідних значень властивостей та експлуатаційних характеристик конструкційних сталей досягається легуванням та модифікуванням елементами, що забезпечують зменшення структурної неоднорідності сталі та формування дисперсної вторинної структури за оптимальної термічної обробки.

Досліджували вплив легувальних та модифікувальних елементів, режимів термічної обробки та параметрів фазових перетворень на закономірності формування вторинної структури низько- та середньолегованих конструкційних сталей.

Після утворення аустеніту в процесі нагрівання відбувається ріст зерен аустеніту. Аналіз результатів робіт [1–3], присвячених термодинаміці, кінетиці та структурі меж зерен, показує, що швидкість руху меж зерен пов'язана в основному з двома інтегральними факторами: зміною вільної енергії системи та ефективністю

взаємодії меж зерен з атомами елементів, що знаходяться у твердому розчині, і частинками вторинної фази.

Виходячи з викладених передумов, визначили кількісну закономірність впливу таких факторів, як вміст елементів у твердому розчині (C, Si, Mn, Cr, V_a, N_a), перегрівання сталі над температурою закінчення утворення аустеніту (Δt) і вміст нітридванадієвої фази в аустеніті (q_{VNa}) на дисперсність 900 до 1050 °C після витримки протягом 2 годин. Кількісна закономірність такого впливу має наступний вигляд:

$$D_{aust} = 24,7 \cdot 410 \cdot q_{VNa} - 132 \cdot C \cdot Si + 24,2 \cdot C \cdot Mn + 11210 \cdot C \cdot N_a + 15,2 \cdot Si \cdot Cr - 326 \cdot Si \cdot V_a + \\ + 2589 \cdot Si \cdot N_a + 0,0529 \cdot Si \cdot \Delta t + 410 \cdot Si \cdot q_{VNa} - 1,76 \cdot Mn \cdot Cr - 0,0158 \cdot Mn \cdot \Delta t + 420 \cdot Cr \cdot V_a - \\ - 4494 \cdot Cr \cdot N_a - 546 \cdot q_{VNa} \cdot Cr - 2,3 \cdot \Delta t \cdot V_a + 1,02 \cdot 10^{-3} \cdot \Delta t^2 + 3048 \cdot q_{VNa}^2 + 3,71 \cdot \Delta t \cdot q_{VNa}, \\ R = 0,942; \delta = 18 \% ; F_p = 54,9 > F_T = 1,8, \quad (1)$$

де R – множинний коефіцієнт кореляції;

δ – середня відносна помилка апроксимації;

F_p, F_T – розрахункові та табличні значення критерію Фішера.

Встановлена закономірність (1) дає можливість диференціювати вплив хімічного складу сталі, пов'язаний з твердорозчинною дією та зміною кількості вторинної фази в аустеніті, при різному ступені його перегрівання.

Результати розрахунків за формулою (1) показують, що легування C, Mn, Cr, V сталі 20ХГСЛ призводить до диспергування, а азотом і кремнієм – до зростання зерна аустеніту конструкційних сталей у досліджених умовах (рис. 1).

Аномальна дія азоту та кремнію пов'язана зі зміною термодинамічної активності вуглецю. При спільному легуванні азотом та ванадієм ці елементи як у твердому розчині, так і у вигляді вторинної фази суттєво подрібнюють аустенітну структуру.

Порівнюючи твердорозчинну дію легувальних елементів із впливом нітридванадієвої фази, слід зазначити, що зі зростанням перегрівання ефективність впливу елементів, розчинених в аустеніті, зменшується, а дія нітридванадієвої фази характеризується іншою закономірністю. Із рис. 1 видно, що при вмісті

нітридванадієвої фази в аустеніті до 30 % (від максимально можливої її кількості) при перегріванні над t_{ac3} до 135 °С відбувається незначне укрупнення зерна аустеніту, розмір якого надалі стабілізується нітридами ванадію і практично не змінюється.

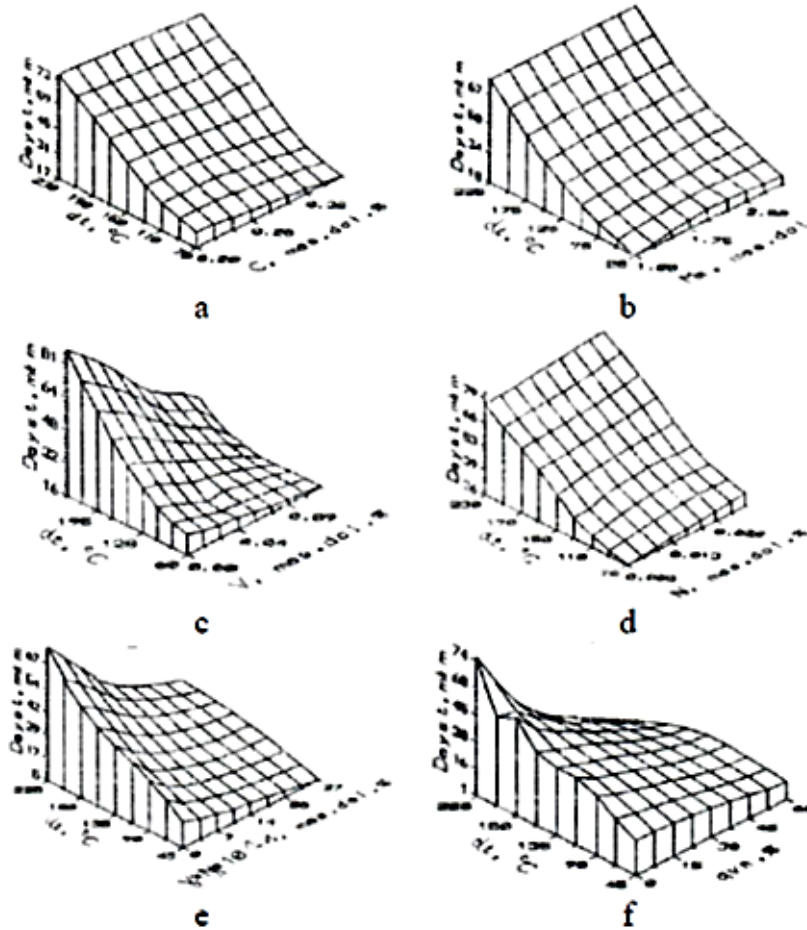


Рисунок 1. Вплив вмісту C (a), Mn (b), V (c), N (d), Va+Na (e) та q_{VNa} (f) в аустеніті на розмір зерен. Базова сталь містить (мас. %): 0,2 C; 1,0 Si; 1,0 Mn; 1,0 Cr

Необхідно відзначити, що зі зростанням температури нагрівання ефективність диспергувальної дії азоту та ванадію зростає. Легування сталі азотом і ванадієм та отримання достатньої для стабілізації та диспергування зерна аустеніту кількості нітридванадієвої фази (не менше 30 %) є ефективним методом підвищення структурної однорідності сталі. При цьому цілеспрямованим легуванням сталей, які містять азот і ванадій, можна посилити або послабити ефективність впливу азоту та ванадію, оскільки легування сталі кремнієм призводить до збільшення, а вуглецем, марганцем і хромом – до зменшення вмісту

нітридванадієвої фази в аустеніті. Приклади впливу елементів на ефективність диспергувальної дії азоту та ванадію показано на рис. 2.

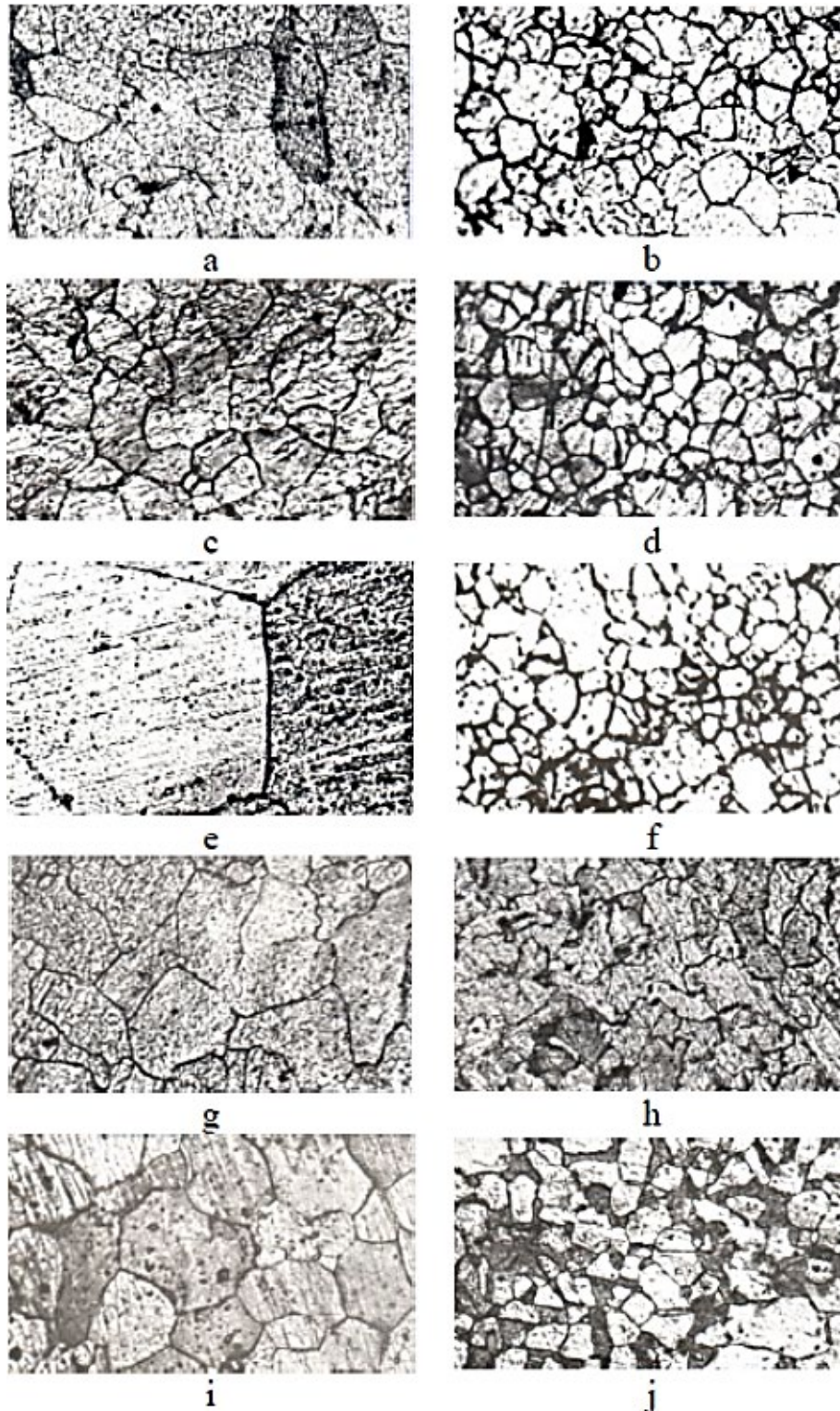


Рисунок 2. Зерно аустеніту сталей 20ХГСЛ (а), 20ХГСАФЛ (б), 40ХГСЛ (с), 40ХГСАФЛ (д), 20ХГСЗЛ (е), 20ХГСЗАФЛ (ф), 20ХГЗСЛ (г), 20Х (і) та 20ХЗГСАФЛ (ж) після витримки протягом 2 год за 950 °С. Збільшення 500

Необхідно відзначити значний вплив ступеню легування сталі. Наприклад, зміна хімічного складу базової сталі з 20ХГСЛ на 30Х2Г2С2Л призводить не тільки до зміни ефективності, але й напряму впливу легування на дисперсність зерна аустеніту. Розрахунки показують, що при цьому зростає ефективність впливу вуглецю, змінюється напрямок дії азоту, а вплив кремнію, марганцю, хрому та ванадію стає екстремальним. Легування хромом до 2,4 % та ванадієм до 0,1 % призводить до зменшення, а надалі (відповідно до 3 % та 0,2 %) – до збільшення розміру зерна аустеніту. Кремній та марганець надають зворотний вплив з максимальною ефективністю за 2,4 % вмісту кожного елемента.

Під час аналізу ферито-перлітної структури приймали, що розмір зерна (D_{fp}) залежить від дисперсності аустенітної структури (D_{aust}) та термодинамічних параметрів $\gamma \rightarrow \alpha + \text{перліт}$ перетворення. Множинний кореляційний аналіз показав, що розглянуті фактори впливають на розмір зерна ферито-перлітної структури наступним чином:

$$D_{fp} = 1,27 \cdot D_{aust} - 20,3 - 0,654 \cdot t_{ar1} + 0,661 \cdot t_{ar3} - 5,75 \cdot \tau_r, \quad (2)$$

$$R = 0,901; \delta = 16,9 \%; F_p = 21,7 > F_T = 2,9$$

де t_{ar3} , t_{ar1} і τ температура початку, закінчення та час дифузійного розпаду аустеніту, відповідно.

Аналіз формули (2) 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. Закономірності впливу елементів за різних температур аустенітizingального нагрівання (t_a) та охолодження із швидкістю 40 °С/хв показано на рис. 3. Видно, що вплив елементів на розмір зерна ферито-перлітної структури пов'язаний не тільки з їх вмістом у сталі, але й з температурою аустенітizingального нагрівання.

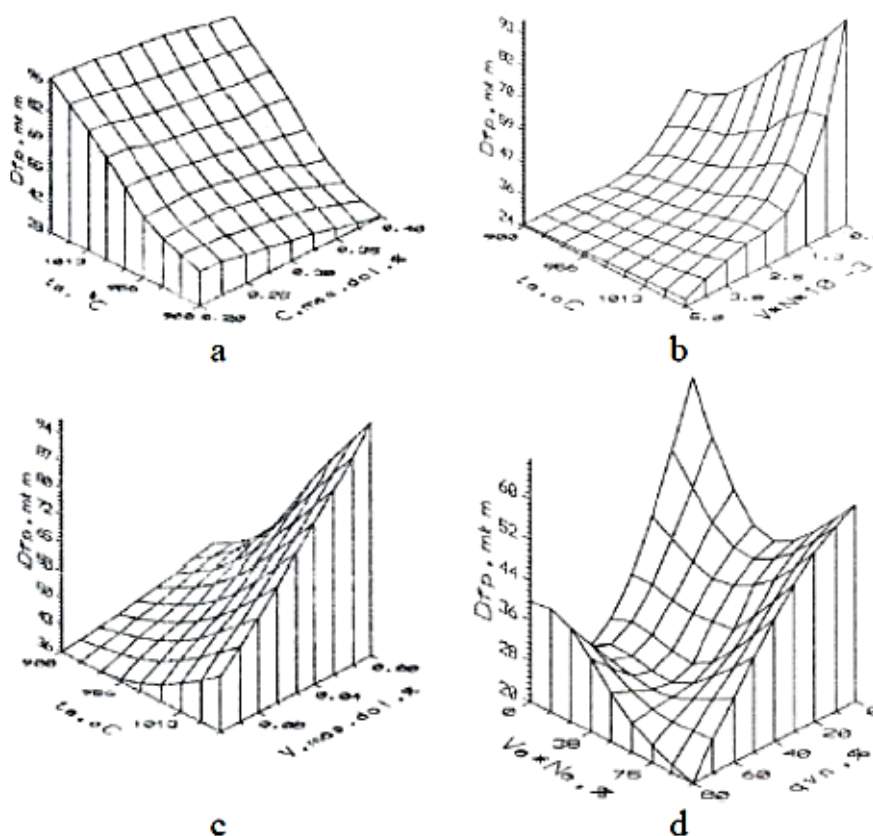


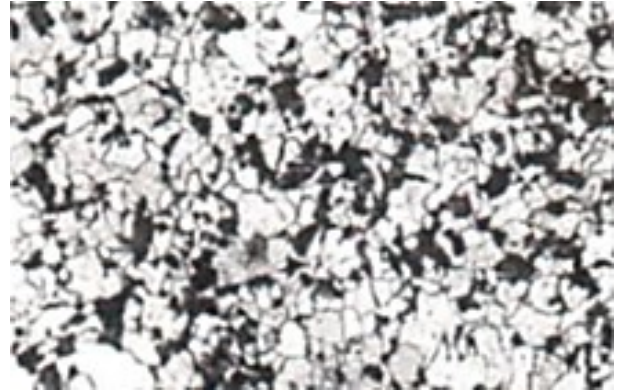
Рисунок 3. Вплив вмісту C (a), $V_a + N_a$ (b), V (c) та q_{vNa} (d) на розмір зерен ферито-перлітної структури. Базова сталь містить (мас. %): 0,2 C; 1,0 Si; 1,0 Mn; 1,0 Cr

Після нагрівання до 900 °C за питомою ефективністю подрібнення структури елементи можна розташувати в наступній послідовності: Mn, Cr, C, V, N, а після нагрівання до 1050 °C послідовність ефективності впливу має наступний вигляд: Cr, Mn, C, V, N.

Із даних, наведених на рис. 3, видно, що спільне легування сталі азотом і ванадієм призводить практично до адитивного їхнього впливу і є найбільш суттєвим у розглянутих системах легування. При цьому максимальна диспергувальна дія спостерігається за умови розчинення в аустеніті близько 50 % азоту та ванадію і такого ж вмісту у вигляді нітридів ванадію (рис. 3, d). Приклади впливу елементів на дисперсність ферито-перлітної структури показано на рис. 4.



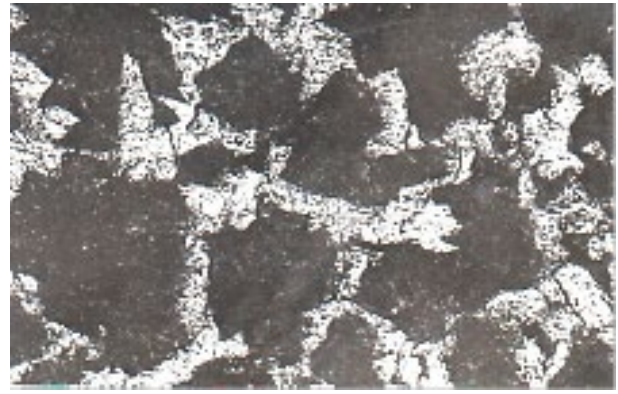
а



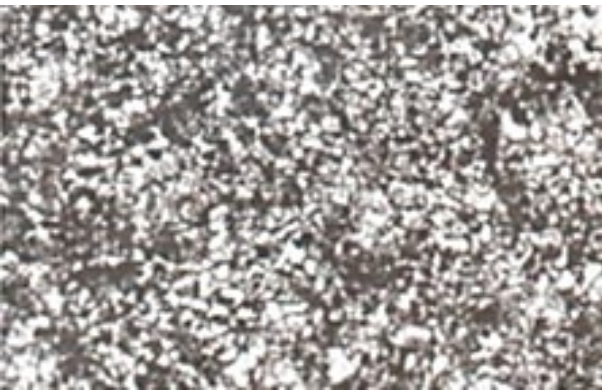
б



в



г



д

Рисунок 4. Вплив вуглецю (в, сталь 40ХГСЛ), кремнію (г, сталь 20ХГС3) азоту та ванадію (д, сталь 20ХГСАФЛ) на ферито-перлітну структуру сталі 20ХГСЛ (а, б) після аустенізації за 900 °С та охолодження із швидкістю 40 °С/хв. Збільшення: а, в, г – 300; б, д – 100

В результаті дослідження впливу легувальних елементів на формування вторинної структури сталей, які містять від 0,19 до 0,37 % масової частки вуглецю; 0,82–1,82 кремнію; 0,63–3,03 марганцю; 1,01–3,09 хрому; 0,005–0,031 азоту; до 0,25 % ванадію, встановлено, що розмір зерна аустеніту визначається зміною вмісту нітридванадієвої фази в аустеніті, ступеню його легування та перегрівання над температурою t_{ac3} , а дисперсність ферито-перлітної структури – розміром зерна

аустеніту та термодинамічними параметрами фаз. Визначено аналітичні залежності такого впливу, які з ймовірністю 95 % та похибкою від 16 % до 18 % описують експериментальні дані.

Література:

1. Бокштейн Б.С., Копецкий И.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
2. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
3. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987. – 214 с.

Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Подольська О.А.

(ІЧМ НАН України, м. Дніпро)

**МЕТАЛОГРАФІЧНА ОЦІНКА СТАНУ ОБОДА ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА
ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

Колеса належать до відповідальних елементів рухомого складу, експлуатаційний стан яких у процесі служби поступово змінюється внаслідок накопичення пошкоджень на поверхні кочення. Виникнення окремих дефектів є практично неминучим, однак за сприятливого рівня залишкових напружень і достатньої в'язкості металу обода їх вплив на працездатність колеса, як правило, не є визначальним. Разом з тим, за певних умов такі дефекти можуть розглядатися як потенційні осередки зародження втомних тріщин, що розвиваються у радіальному напрямку.

Взаємодія колеса і рейки є фізичною основою руху рухомого складу та суттєво впливає на перебіг деградаційних процесів у матеріалі. Параметри цієї взаємодії визначають не лише безпеку руху і допустимі швидкості, а й

інтенсивність зношування коліс, що пов'язано з поступовою зміною їх експлуатаційних характеристик у часі.

У зв'язку з цим у даній дослідній роботі передбачається проведення металографічного дослідження залізничного колеса після експлуатації на відповідність вимогам нормативно-технічної документації з метою оцінки змін його структури, що визначають залишковий ресурс і умови подальшої безпечної роботи.

Матеріалом для досліджень служили зразки, виготовлені з колеса марки ER 7, виготовленого відповідно до вимог стандарту DIN EN 13262:2011. Дослідження якості колеса проводилося по всьому радіальному перерізу кочення.

В результаті аналізу забрудненості залізничного колеса після експлуатації встановлена наявність сульфідів (група A), глобулярних оксидів (група D) та поодиноких пор (група Ds). Максимальний розмір включень глобулярних оксидів не перевищує (група D) - 2-го бала (тонка серія), поодиноких пор (група Ds) – 1 го балу, сульфідів (група A) – 0,5 балу (рис. 1).

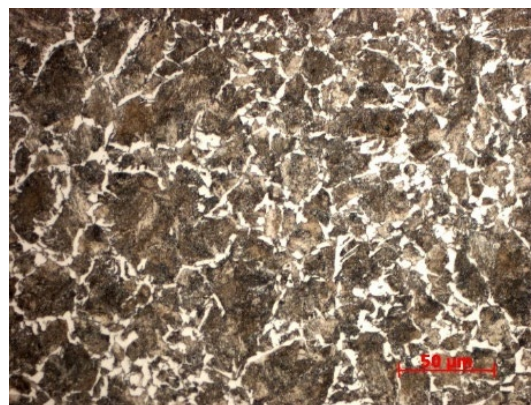


Рисунок 1. Аналіз неметалевих вкраплень ободу залізничного колеса ($\times 100$)

В результаті металографічних досліджень встановлено, що структура коліс переважно складається з тонкодисперсного перліту та фериту по границях колишніх аустенітних зерен. При аналізі розміру зерна встановлено, що він переважно знаходиться в діапазоні 7–8 номера (рис. 2).



а, $\times 100$



б, $\times 500$

Рисунок 2. Металографічні дослідження ободу залізничного колеса

Отримані результати свідчать, що після експлуатації структура та рівень забрудненості металу обода залізничного колеса марки ER7 залишаються в межах вимог нормативно-технічної документації DIN EN 13262:2011. Виявлені особливості мікроструктури та неметалевих включень не мають критичного впливу на експлуатаційні властивості матеріалу, що дозволяє зробити висновок про збереження достатнього рівня міцності та працездатності колеса і можливість його подальшої безпечної експлуатації в межах допустимого залишкового ресурсу.

Бірюкович Л. О., Степанов О. В., Богомол Ю. І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**ПОСТАКРЕДИТАЦІЙНИЙ МОНІТОРИНГ ОСВІТНЬО-ПРОФЕСІЙНОЇ
ПРОГРАМИ ДРУГОГО (МАГІСТЕРСЬКОГО) РІВНЯ ВИЩОЇ ОСВІТИ
«НАНОТЕХНОЛОГІЇ ТА КОМП'ЮТЕРНИЙ ДИЗАЙН МАТЕРІАЛІВ»**

E-mail: linabiruk@ukr.net

Анотація. У роботі наведено результати постакредитаційного моніторингу зауважень і рекомендацій експертів, отриманих під час акредитаційної експертизи у 2022 році освітньо-професійної програми (ОПП) «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» другого (магістерського) рівня вищої освіти

спеціальності 132 «Матеріалознавство» у КПІ ім. Ігоря Сікорського, які умовно поділено на чотири групи: взаємодія зі здобувачами освіти; залучення стейкхолдерів і міжнародного досвіду; технічне оформлення документації; інші аспекти реалізації програми. Висвітлено дискусійні питання щодо доцільності повної інтеграції компетентностей професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти» у межах магістерської підготовки матеріалознавців. Обґрунтовано необхідність збереження фахового профілю програми та наведено приклад часткової реалізації педагогічного складника через введення освітнього компонента «Педагогіка вищої школи». Показано, що постакредитаційний моніторинг є важливим інструментом удосконалення освітніх програм і забезпечення їх відповідності стандартам вищої освіти та потребам ринку праці.

Вступ. Метою зовнішнього забезпечення якості вищої освіти в Україні є гарантування якості освіти та формування довіри до системи, що досягається через застосування системи інструментів та процедур, які спрямовані на моніторинг та оцінку освітньої діяльності закладів вищої освіти.

До переліку основних складників зовнішнього забезпечення якості вищої освіти належать акредитація освітніх програм та інституційна акредитація, яка проводиться незалежними установами оцінювання і полягає у встановленні відповідності освітніх програм та діяльності закладів вищої освіти вимогам та стандартам; моніторинг якості освіти, який представляє системне спостереження та аналіз показників якості, що здійснюють як державні органи, так і незалежні установи [1].

Акредитація освітніх програм та інституційна акредитація покликані вирішити два основних завдання:

1. Допомогти закладам вищої освіти (ЗВО) визначити сильні і слабкі сторони освітньої програми та/або (у випадку інституційної акредитації) системи забезпечення якості розробити конкретні заходи щодо їх удосконалення.

2. Надати всім зацікавленим сторонам (здобувачі освіти та їх представники, роботодавці, органи державної влади та органи місцевого самоврядування, місцеві

та територіальні громади тощо) інформацію про якість освітніх програм і надійність забезпечення якості у ЗВО.

Результати постакредитаційної моніторингу. Акредитаційна експертиза освітньо-професійної програми «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» другого (магістерського) рівня вищої освіти спеціальності 132 «Матеріалознавство» відбулась у 2022 році, за якою ОПП отримала позитивну оцінку як від експертів виїзної експертної групи, так і від експертів галузевої експертної ради Національного агентства із забезпечення якості вищої освіти (НАЗЯВО). Але, попри це, експерти зробили низку зауважень, які в результаті їх аналізу умовно було поділено на чотири групи [2].

Перша група зауважень пов'язана із недостатньою роботою зі здобувачами вищої освіти, а саме:

- недостатня обізнаність здобувачів вищої освіти з можливостями оновлення ОПП і недостатнє залучення здобувачів до моніторингу та аналізу;
- недостатнє інформування здобувачів щодо можливості визнання результатів навчання, отриманих у неформальній освіті;
- недостатній рівень обізнаності серед здобувачів про ресурсні та наукові можливості закладу вищої освіти.

Друга група зауважень пов'язана з недостатнім залученням стейкхолдерів та світового досвіду до створення, модернізації та оновлення ОПП, зокрема:

- відсутні приклади врахування результатів аналізу закордонних освітніх програм в оновленні ОПП «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів»;
- недостатнє залучення провідних фахівців-практиків з підприємств-партнерів безпосередньо до освітнього процесу, що сприяло б якісному вдосконаленню змістового компонента освітньої програми;
- відсутність залучення роботодавців до прямої участі у засіданнях науково-методичної комісії університету (НМКУ) щодо оновлення ОПП.

Третя група зауважень належить до технічного оформлення опису ОПП та повноти супровідних документів, зокрема:

– відсутність графічного позначення окремих зв'язків у структурно-логічній схемі;

– неточне оформлення індивідуальних навчальних планів, зокрема форми аудиторного навантаження вибіркового дисциплін;

– відсутність у вільному доступі частини силабусів вибіркового дисциплін.

Четверта група зауважень стосується інших аспектів ОПП та її реалізації, наприклад:

– частина програмних компетентностей лише змістовно відповідають переліку компетентностей професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти»;

– недостатня практика перевірки на плагіат методичних праць НПП. Адже обов'язковій перевірці на плагіат підпадають в першу чергу випускові дисертації та курсові роботи здобувачів;

– відсутність на сайті кафедри інформації щодо кар'єрного росту випускників.

За термін, що минув після акредитації, більшість зауважень експертів було враховано в оновлених версіях ОПП, але були зауваження, які викликали дискусію у науково-методичній комісії університету зі спеціальності 132 «Матеріалознавство». Серед них, зауваження експертів виїзної експертної групи щодо того, що лише частина програмних компетентностей ОПП змістовно відповідають переліку компетентностей професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти» і рекомендація *«перегляду змісту ОП та переліку компетентностей на предмет забезпечення всіх норм професійного стандарту “Викладач закладу вищої освіти”»*.

Згідно з Національною рамкою кваліфікацій (НРК) [3], освітня програма має формувати компетентності, що є релевантними відповідному фаху та спеціальності. Тому основною метою ОПП «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» є *«Підготовка фахівця, здатного вирішувати складні задачі та проблеми у галузі матеріалознавства та здійснювати інноваційну професійну діяльність. А також здійснювати дослідницьку роботу в умовах сталого*

інноваційного науково-технічного розвитку суспільства та формування високої адаптивності здобувачів вищої освіти в умовах трансформації ринку праці через взаємодію з роботодавцями та іншими стейкхолдерами» [4], яка відповідає інтегральній компетентності Стандарту вищої освіти другого (магістерського) рівня ВО спеціальності 132 «Матеріалознавство» [5].

Науково-методична комісія університету зі спеціальності 132 «Матеріалознавство», розглянувши компетентності професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти», прийшла до висновку, що їх повна інтеграція до ОПП «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» другого (магістерського) рівня ВО є недоречною, оскільки перевантажить програму, що може призвести до зменшення уваги до фахових освітніх компонентів, які є ключовими для підготовки фахівців-матеріалознавців, а також розміє профіль програми, що знизить її спеціалізацію та конкурентоспроможність. Передусім випускник має володіти інженерно-науковими знаннями та практичними вміннями, а не готуватись до викладання в університеті як основної діяльності. Педагогічна діяльність є лише можливим, але не основним напрямом професійної реалізації випускників.

У 2022 році до переліку освітніх компонентів ОПП було додано освітній компонент ЗО 03 «Педагогіка вищої школи» для забезпечення набуття здобувачами спеціальної (фахової) компетентності стандарту вищої освіти СК 08 «Здатність зрозуміло і недвозначно доносити власні знання, висновки та аргументацію з питань матеріалознавства і дотичних проблем до фахівців і нефахівців, зокрема до осіб, що навчаються». Набуття педагогічних компетентностей професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти» може бути реалізовано іншим, більш гнучким способом через післядипломну підготовку.

Висновок. Постакредитаційний моніторинг освітньо-професійної програми «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» другого (магістерського) рівня вищої освіти спеціальності 132 «Матеріалознавство» засвідчив, що акредитаційна процедура не є завершальним етапом оцінювання якості, а виступає

підґрунтям для подальшого системного вдосконалення змісту, організації та нормативного забезпечення освітнього процесу.

Проведений аналіз зауважень та рекомендацій експертів виїзної групи та галузевої експертної ради НАЗЯВО дав змогу визначити основні напрями вдосконалення програми, які стосуються взаємодії зі здобувачами, залучення стейкхолдерів, використання міжнародного досвіду та покращення документації.

У результаті більшість рекомендацій було враховано під час оновлення ОПП. Водночас встановлено, що повна інтеграція компетентностей професійного стандарту «Викладач закладу вищої освіти» є недоцільною через ризик перевантаження програми та зниження її фахової спрямованості. Раціональним компромісом у межах удосконалення програми стало часткове забезпечення педагогічного складника через впровадження освітнього компонента «Педагогіка вищої школи», що сприяє формуванню у здобувачів вищої освіти комунікативних та освітньо-методичних компетентностей відповідно до вимог стандарту вищої освіти, не порушуючи основного профілю підготовки матеріалознавців.

Література:

1. Про вищу освіту [Електронний ресурс] : закон України / Верховна Рада України. Законодавство України. – 1994–2025. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1556-18#Text>.

2. Бірюкович Л. О. Аналіз результатів акредитаційної експертизи освітньо-професійної програми магістра «Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів» / Л. О. Бірюкович, Ю. І. Богомол, О. В. Степанов // Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 12 : міжнародна наукова конференція, 15–16 грудня 2022, Київ. – Київ, 2022. – С. 132–134. – Режим доступу: http://drive.google.com/file/d/13-zniht48NGztjEsk5kBsYDKBI_vmcBF/view.

3. Про затвердження Національної рамки кваліфікацій : постанова Кабінету Міністрів України від 23 листопада 2011 р. №1341 (зі змінами) / Кабінет Міністрів України. – 2011. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1341-2011-%D0%BF#Text>.

4. Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів : освітньо-професійна програма другого (магістерського) рівня вищої освіти / КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Київ, 2024. – Режим доступу: https://osvita.kpi.ua/sites/default/files/opfiles/132_oppm_ntkdm_2024.pdf.

5. Стандарт вищої освіти України другого (магістерського) рівня вищої освіти спеціальності 132 Матеріалознавство / Міністерство освіти і науки України. – Київ, 2020. – Режим доступу: <https://mon.gov.ua/static-objects/mon/sites/1/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/2020/11/17/132-materialoznavstvo-mahistr.pdf>

6. Викладач закладу вищої освіти : професійний стандарт / Міністерство освіти і науки України. – Київ, 2024. – Режим доступу: <https://register.nqa.gov.ua/profstandart/vikladaci-zakladiv-visoi-osviti>.

Величкович А. С.

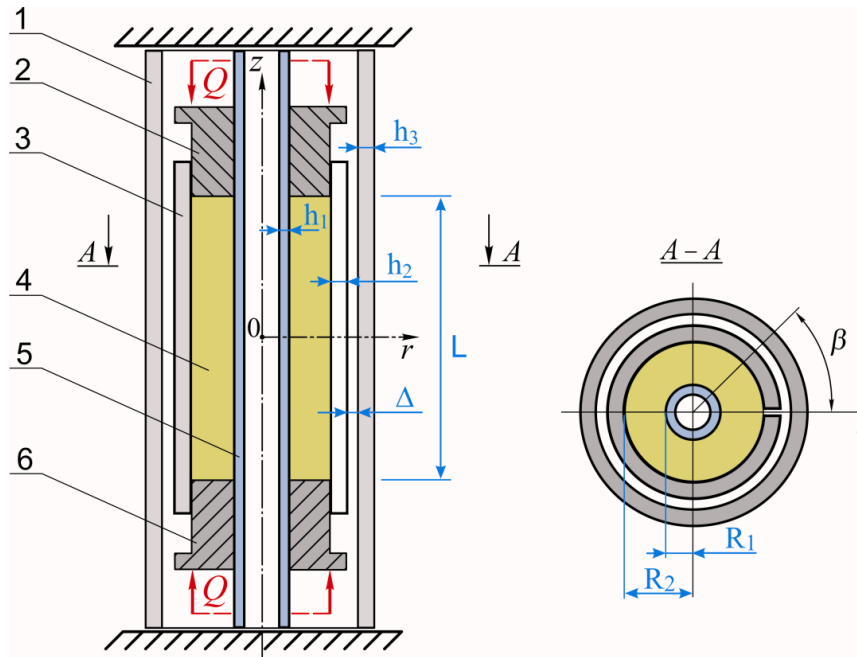
(Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу)

**ЧИСЛОВЕ МОДЕЛЮВАННЯ АДАПТИВНОГО ФРИКЦІЙНОГО
ДЕМПФЕРА З РОЗІМКНУТОЮ ОБОЛОНКОЮ**

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

У роботі розглянуто адаптивний фрикційний демпфер, який виконано у вигляді розімкнутої циліндричної оболонки із слабостисливим деформівним заповнювачем [1, 2]. Особливістю конструкції є наявність радіального зазора між оболонкою та жорстким корпусом. У штатному режимі оболонка деформується вільно, забезпечуючи високу податливість системи, а при зростанні навантаження зазор закривається і корпус стає додатковою опорою.

На рис. 1 показано взаємодію основних компонентів демпфера. Осьове навантаження Q передається через поршні на заповнювач, який перетворює його у радіальний тиск на оболонку. Контактні пари «заповнювач – оболонка» і «заповнювач – ствол» моделюються з урахуванням сухого тертя.



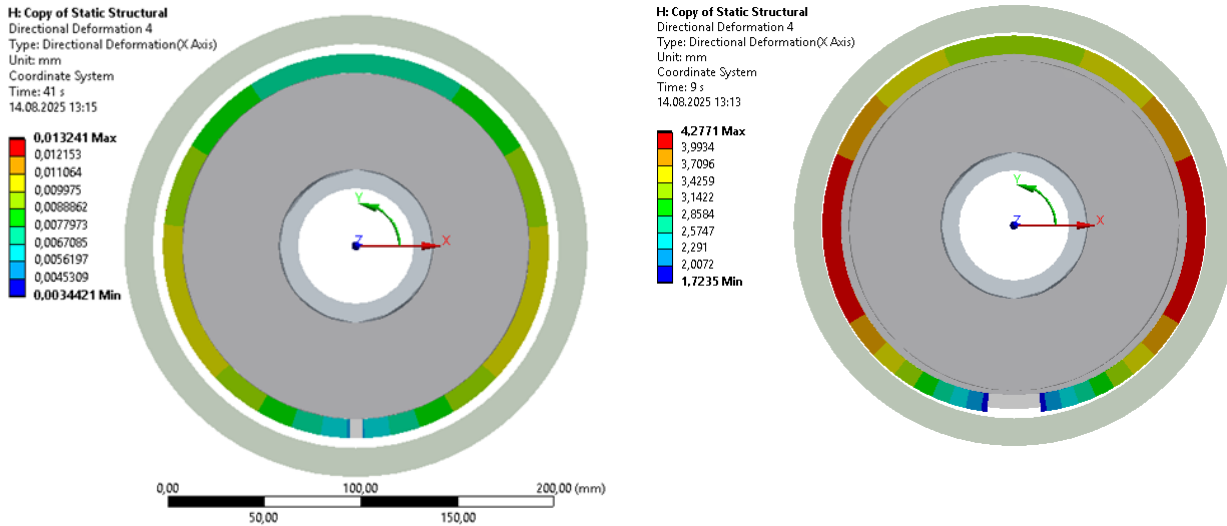
1 – корпус; 2 – верхній поршень; 3 – розрізана вздовж твірної циліндрична оболонка; 4 – еластомерний заповнювач; 5 – ствол; 6 – нижній поршень

Рисунок 1. Схема взаємодії компонентів адаптивного демпфера:

У табл. 1 наведено основні розміри моделі: зовнішній діаметр 240 мм, радіус ствола 40 мм, радіус оболонки 90 мм, товщини основних сталевих елементів 10–15 мм, радіальний зазор 5 мм, довжина заповнювача 500 мм. Ці параметри відповідають реалістичному типорозміру демпфера.

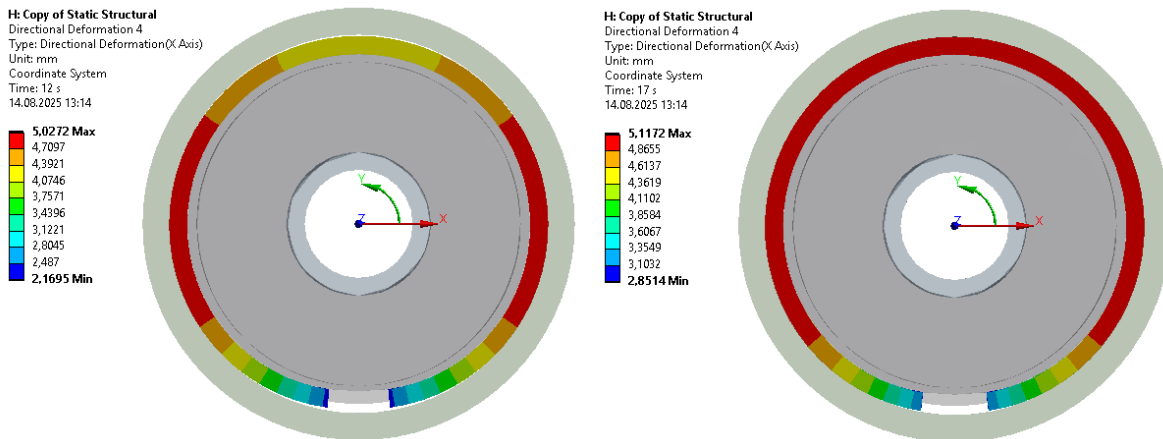
Таблиця 1. Геометричні параметри моделі демпфера

Діаметр корпусу	Товщина ствола,	Радіус ствола,	Товщина оболонки,	Радіус оболонки,	Товщина корпусу,	Величина зазора,	Довжина заповнювача,
D , мм	h_1 , мм	R_1 , мм	h_2 , мм	R_2 , мм	h_3 , мм	Δ , мм	L , мм
240,0	10	40	10	90	15	5	500



а

б



в

г

Рисунок 2. Вхідження розімкнутої оболонки в контакт з корпусом:

а – навантаження відсутнє (між оболонкою і корпусом рівномірний зазор);

б – при навантаженні на поршень 90 кН (відкритий нерівномірний зазор);

в – при навантаженні 100 кН зазор закритися в зонах з азимутом 90 та 270 градусів;

г – при навантаженні на поршень 200 кН зазор закрито

Рис. 2 ілюструє послідовний перехід оболонки до контакту з корпусом. За відсутності навантаження зазор є рівномірним. При навантаженні 90 кН він ще не закритий, але вже стає суттєво нерівномірним. При 100 кН контакт виникає локально у секторах з азимутами приблизно 90° і 270°. При 200 кН зазор майже повністю закритий (крім невеликої прикорйової зони поблизу розрізу).

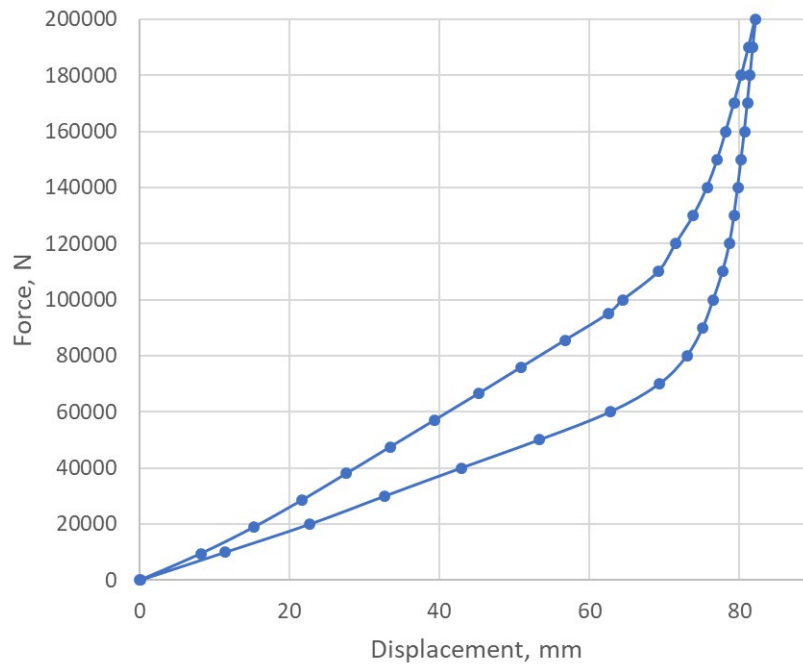


Рисунок 3. Діаграма деформування демпфера (навантаження 0–200–0 кН)

Рисунок 3 демонструє петлю гістерезису оболонкового демпфера в позаштатному режимі навантаження. Після досягнення навантаження близько 100 кН верхня гілка петлі помітно крутішає, що відповідає поступовому закриттю зазора та залученню корпусу до роботи.

Рис. 4 показує зміну максимальних еквівалентних напружень у розімкнутій оболонці протягом повного циклу навантаження 0–200–0 кН (критерій Губера–Мізеса).

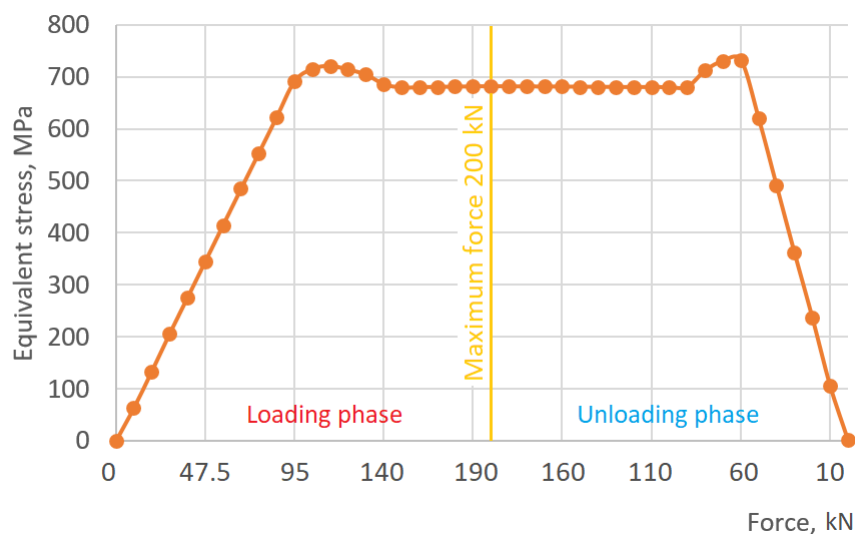


Рисунок 4. Максимальні еквівалентні напруження в розімкнутій оболонці при віднульовому циклі навантаження (0–200–0 кН)

Попри суттєве збільшення зовнішнього навантаження, максимальні еквівалентні напруження при 200 кН становлять близько 681 МПа. Це менше від границі текучості матеріалу оболонки (сталь 60SiCr7). Зниження пікових напружень пояснюється майже повним закриттям зазора та перерозподілом контактного тиску на більшу площу оболонки.

Побудована числова модель дає змогу описати роботу оболонкового демпфера у двох режимах: податливому штатному (зазор відкритий) та адаптивному позаштатному (зазор закривається). Закриття радіального зазора відбувається поступово: спочатку локально, а потім майже по всій поверхні оболонки. Це підвищує ефективну жорсткість системи, перерозподіляє контактний тиск і знижує небезпечні концентрації напружень. Отже, запропонована конструкція здатна поєднувати високу податливість у робочому режимі з безпечним сприйняттям перевантажень. Отримані результати показують, що контакт оболонки з корпусом виконує не лише обмежувальну, але і стабілізувальну функцію, зменшуючи локальні піки напружень у позаштатному режимі.

Література:

1. Velychkovych, A., Mykhailiuk, V., & Andrusyak, A. (2025). Numerical Model for Studying the Properties of a New Friction Damper Developed Based on the Shell with a Helical Cut. *Applied Mechanics*, 6(1), 1. <https://doi.org/10.3390/applmech6010001>
2. Velychkovych, A., Mykhailiuk, V., & Andrusyak, A. (2025). Evaluation of the Adaptive Behavior of a Shell-Type Elastic Element of a Drilling Shock Absorber with Increasing External Load Amplitude. *Vibration*, 8(4), 60. <https://doi.org/10.3390/vibration8040060>

Верховлюк А.М., Железняк О.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ РОЗЧИНЕННЯ МОДИФІКАТОРІВ У РОЗПЛАВАХ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

Дослідження кінетики розчинення чистих металів та дрібнокристалічних модифікаторів в розплаві на основі алюмінію проводили методом обертового диску з рівнодоступною поверхнею. Зразки діаметром 10 мм з чистих металів (Cu, Zr, Ti) виготовляли на токарному верстаті, а кристалічні лігатури систем Al-Zr і Al-Cu-Zr-Ni заливали у спеціально виготовленні графітові обойми. Час контакту твердих зразків з розплавом на основі алюмінію складав від декількох секунд до години. Зміну маси зразка за рахунок угару або окислення визначали по зміні маси твердих зразків при холостих дослідженнях, де зразок проходив всі стадії експерименту, окрім розчинення.

Встановлено, що розчинення модифікаторів систем Al-Zr і Al-Cu-Zr-Ni в розплаві В95 (% мас. част.: Al-87,53, Zn-6,73, Mg-2,37, Cu-1,86, Fe-0,38, Si-0,41, Mn-0,43, Cr-0,18, Ni-0,08, Ti-0,03.) протікає набагато швидше ніж чистих металів. Зміна маси кристалічних зразків Al-2,5 % Zr при їх розчиненні в рідкому алюмінієвому сплаві при температурі 750 °C і швидкості обертання 600 об/хв на протязі 30 секунд змінюється від 1 % до 20 % . Що стосується розчинення зразків системи Al-Cu-Zr-Ni, то показано, що їх витримка протягом тридцяти секунд при вищезгаданих умовах в розплаві алюмінію призводить до того, що їх маса зменшується удвічі.

Таким чином встановлено, що з чистих металів найвищу швидкість розчинення має мідь (18,6 кг/м²·с), а титан та цирконій приблизно на порядок нижче. Питома швидкість розчинення кристалічних лігатур близька до швидкості розчинення міді.

Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Щерецький В.О., Сергієнко Р.А.,

Железняк О.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

МІЖФАЗНА ВЗАЄМОДІЯ ДИСПЕРСНИХ ЧАСТИНОК З ЛИВАРНИМИ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

На даний час накопичено значний матеріал щодо застосування нанодисперсних порошків для модифікування різного типу сплавів. У зв'язку з незначною кількістю модифікатора, що вводиться (не більше 0,05 мас. %) і, відповідно, кількістю фаз, які утворюються в результаті взаємодії з розплавом не можна їх дослідити, тому що їх кількість знаходяться поза зоною чутливості сучасних рентгенофазових аналізаторів.

Фізичні властивості порошків приведено в табл. 1.

Таблиця 1. Властивості дискретних порошків [1]

Властивість	TiB ₂	SiC	Al ₂ O ₃	B ₄ C
Крист. структура	Гекс.	Гекс.	Гекс.	Ромб.
Густина, г/см ³	4,52	3,19-3,21	3,9-4,0	2,51
ТКЛР×10 ⁶ , К ⁻¹	4,6-8,1	4,63-4,70	3,6-9,6	4,78-5,00
E,×10 ⁹ Н/м ²	500	350-490	380-490	440-480
σ _в ,×10 ⁹ Н/м ²	1,29	0,4-1,7	0,2-6,5	0,35-3,5
HV,×10 ⁹ Н/м ²	–	24-28	15-18	37
T _{пл} , К	3253	2873-2970	2313	2723
Властивість	TiC	AlB ₂	AlN	WC
Крист. структура	Кубіч.	Гекс.	Гекс.	Кубіч.
Густина, г/см ³	4,9-5,0	3,17	3,25-3,30	15,0-15,3
ТКЛР×10 ⁶ , К ⁻¹	6,52-7,15	4,2-8,1	5,3	5,8-8,4
E,×10 ⁹ Н/м ²	440	350	350-380	450
σ _в ,×10 ⁹ Н/м ²	1,20-1,54	0,8-1,4	3,5-7,0	1,1-1,8
HV,×10 ⁹ Н/м ²	–	–	–	–
T _{пл} , К	3433	~850	2703	2873

Інтенсивність міжфазної взаємодії карбіду кремнію з матричним сплавом на основі системи алюміній – мідь, представником якої є ливарний сплав АМ5 (АЛ19), досить висока за рахунок присутності в його складі марганцю та титану. Дослідження показали, що максимально агресивним до частинок SiC є ливарний сплав АМг5Мц. Великий вміст магнію та цинку в ньому приводить до переходу введених частинок в карбід алюмінію при температурах значно нижчих температури солідус. Сплави на основі системи алюміній – магній також досить активно взаємодіють з дисперсними частинками. При цьому додаткове легування іншими елементами уповільнює взаємодію (наприклад, кремній в сплаві АМг5К) або значно її підсилює (наприклад, марганець в сплаві АМг5Мц).

Карбіди титану, бору та вольфраму вводять в алюмінієві розплави в основному для підвищення фізико-механічних та триботехнічних характеристик сплавів, а високодисперсний TiC використовують також для їх модифікування. Взаємодія TiC та алюмінієвого розплаву відбувається за рахунок розчинення титану в алюмінії та вивільнення при цьому активного вуглецю, який, в свою чергу, взаємодіє з розплавом і утворює карбід алюмінію. З цього витікає, що присутність в матричному сплаві титану позитивно впливає на стан розплаву і блокує утворення карбіду алюмінію. Ці висновки підтверджуються розрахунками. Наприклад, при вмісті титану в базовому сплаві 0,2 мас. % кількість можливого утворення карбіду алюмінію зменшується, а при збільшенні концентрації його до 1,0 мас. % виникнення Al₃C практично припиняється.

Карбід бору (B₄C) також досить активно взаємодіє з розплавами на основі алюмінію. При цьому утворюється борид алюмінію та карбід алюмінію, але на відміну від інших карбідів B₄C при високій температурі (вище 1200 К) більш стабільний ніж при низькій. Легування базового сплаву Cu, Mg, Ni, Mn, Fe, Zr, Y не впливає на міжфазну взаємодію наповнювача (B₄C) з матричним сплавом на основі алюмінію. Введення в базовий сплав кремнію менше одного відсотка також мало впливає на взаємодію в даній системі. Використання базових алюмінієвих сплавів, які містять 5,0 мас. % кремнію і більше приводить до зміни механізму міжфазної взаємодії в системі: дисперсні частинки карбіду бору – розплав на основі

алюмінію, борид алюмінію продовжує утворюватися, але замість карбіду алюмінію синтезується карбід кремнію.

Література:

1. Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Болотова Л. К., Панфилов А. В., Панфилов А. А. Дисперсно упрочненные композиционные материалы, полученные в процессе реакционного литья // Международная конференция/ Структура и свойства материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях / Кацевели, 2004. – С. 226-227.

Волошко С.М.¹, Бурмак А.П.¹, Ворон М.М.^{1,2}, Фурманюк Я.Г.^{1,2}

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ФТІМС НАН України, Київ)

**АНИЗОТРОПІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ
INCONEL 718, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ SLM**

E-mail: mykhailo.m.voron@gmail.com

Адитивні технології виробництва металевих виробів активно розвиваються у сучасному машинобудуванні, авіаційній та космічній техніці. Однією з найбільш перспективних технологій виготовлення деталей складної геометрії зі спеціальних сплавів є селективне лазерне плавлення (Selective Laser Melting, SLM). Цей метод дозволяє створювати деталі безпосередньо за цифровою моделлю шляхом пошарового сплавлення металевого порошку лазерним променем [1]. Використання цієї технології забезпечує значну економію матеріалу та дозволяє виготовляти складні конструкційні елементи, які неможливо отримати традиційними методами металургії.

Одним із матеріалів, що широко застосовується в адитивному виробництві, є жароміцний нікелевий жароміцний сплав Inconel 718, який характеризується високою міцністю, корозійною стійкістю та стабільністю властивостей при високих температурах [2]. Саме тому він широко використовується у виробництві елементів

газотурбінних двигунів, деталей енергетичних установок, а також у космічній техніці. Водночас специфіка процесу SLM призводить до формування складної за своїми параметрами мікроструктури та суттєвої анізотропії властивостей матеріалу, що пов'язано з особливостями теплових циклів під час пошарового формування виробів та як наслідок – специфічним фазоутворенням [3-5].

Виходячи з цього, існує потреба детального вивчення структурних особливостей сплаву Inconel 718, виготовленого методом SLM, а також визначення впливу мікроструктури на механічні властивості матеріалу. Таке розуміння закономірностей формування структури дозволить оптимізувати технологічні параметри друку та підвищити експлуатаційну надійність виробів. З огляду на це було проведено дослідження анізотропії мікроструктури, фазового складу та мікротвердості сплаву Inconel 718, отриманого методом селективного лазерного плавлення, а також виконано аналіз впливу структури на розподіл механічних властивостей у різних площинах зразків.

Для досягнення поставленої мети було застосовано комплекс експериментальних методів дослідження. Зокрема, використовувалися металографічний аналіз, сканувальна електронна мікроскопія, мікротвердометрія та рентгенівський фазовий аналіз. Такий підхід дозволив комплексно дослідити морфологію структурних складових, визначити фазовий склад матеріалу та оцінити рівень залишкових напружень.

Дослідження мікроструктури показали, що під час формування деталей методом SLM структура матеріалу формується внаслідок послідовної кристалізації окремих розплавлених ванн металу. У результаті формується характерна шарувата структура, що складається з перекривних зон плавлення. Така будова обумовлює формування витягнутих колоноподібних зерен, орієнтованих у напрямку тепловідведення. Встановлено, що мікроструктура сплаву Inconel 718, отриманого методом SLM, характеризується значною анізотропією, яка проявляється у різній морфології структурних складових у різних площинах дослідження. У поздовжній площині спостерігається витягнута колоноподібна структура зерен, тоді як у поперечній площині структура має більш дрібнодисперсний характер.

Важливим фактором формування мікроструктури є високі швидкості охолодження, які досягаються під час лазерного плавлення. У результаті формуються нерівноважні структурні стани, що відрізняються від отриманих традиційними методами лиття або деформаційної обробки. Такі умови сприяють утворенню дрібнодисперсних фазових складових та високій дислокаційній щільності.

Проведений рентгенофазовий аналіз показав, що основною структурною складовою сплаву є γ -фаза на основі нікелю, яка утворює матрицю матеріалу. Крім того, у структурі виявлено зміцнювальні фази γ' та γ'' , що відіграють важливу роль у забезпеченні високих механічних властивостей сплаву. Також були виявлені карбідні частинки типу NbC, які утворюються внаслідок локальної сегрегації легувальних елементів під час кристалізації.

Дослідження мікротвердості показали значну нерівномірність її розподілу у різних напрямках відносно траєкторії друківання зразка. Значення мікротвердості можуть суттєво відрізнятися залежно від площини вимірювання, що підтверджує наявність структурної анізотропії матеріалу. Такий ефект пов'язаний із різною орієнтацією зерен, неоднорідним розподілом фаз та наявністю залишкових напружень.

Однією з причин анізотропії властивостей є специфічна текстура матеріалу, яка формується під час адитивного процесу. Напрямок теплового потоку під час кристалізації визначає орієнтацію росту зерен та сприяє формуванню текстурованої структури. Крім того, значний вплив мають повторні теплові цикли, які виникають під час нанесення наступних шарів матеріалу.

Встановлено, що на формування анізотропії також впливають залишкові напруження, які виникають у процесі швидкого локального нагрівання та охолодження матеріалу. Нерівномірний розподіл температурних полів призводить до появи внутрішніх напружень, що можуть змінюватися залежно від орієнтації шару та параметрів друку.

Таким чином, результати проведених досліджень показали, що структура сплаву Inconel 718, отриманого методом селективного лазерного плавлення, є

складною та характеризується вираженою анізотропією. Формування такої структури обумовлене особливостями адитивного процесу, зокрема послідовним формуванням шарів, високими швидкостями охолодження та повторними тепловими циклами.

Практичне значення отриманих результатів полягає у можливості оптимізації параметрів адитивного виробництва для зменшення структурної анізотропії та підвищення однорідності властивостей матеріалу. Отримані дані можуть бути використані при розробленні технологічних режимів виготовлення відповідальних деталей із нікелевих жароміцних сплавів.

Проведене дослідження підтверджує перспективність застосування технології селективного лазерного плавлення для виготовлення деталей зі сплаву Inconel 718. Водночас для забезпечення стабільних експлуатаційних характеристик необхідно враховувати вплив структурної анізотропії та розробляти оптимальні режими термічної та технологічної обробки матеріалу.

Література:

1. Additive manufacturing of metallic materials: A review Zhang Y., Wu L., Guo X., Kane S., Deng Y., Jung Y.-G., Zhang J. Additive manufacturing of metallic materials: A review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2018. – Vol. 27, No. 1. – P. 1–13. – DOI: 10.1007/s11665-017-2747-y.
2. Pröbstle M., Neumeier S., Hopfenmüller B., Püschel A., Freund L. P., Schmid M., Körner C., Göken M. Superior creep resistance of a nickel-based superalloy produced by selective laser melting // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 674. – P. 299–307. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.019.
3. Selective laser melting of nickel-based superalloys DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

4. Amato K. N., Gaytan S. M., Murr L. E., Martinez E., Shindo P. W., Hernandez J., Collins S. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // *Acta Materialia*. – 2012. – Vol. 60. – P. 2229–2239. – DOI: 10.1016/j.actamat.2011.12.032.

5. Review on Inconel 718 additive manufacturing Sames W. J., List F. A., Pannala S., Dehoff R. R., Babu S. S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // *International Materials Reviews*. – 2016. – Vol. 61. – No. 5. – P. 315–360. – DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.

Гнатуш В. А.

(незалежний аналітик, Київ)

ТРЕНДИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ: MEGA CASTING & GIGA CASTING

E-mail: vgnatush@gmail.com

Активний розвиток глобального ринку електромобілів ініціював створення принципово нового варіанту технології лиття під тиском – мегалиття (Mega Casting & Giga Casting). Процес використовується для виготовлення великих конструктивних елементів автомобілів під високим тиском з високоміцних алюмінієвих сплавів без використання термічного оброблення. В результаті зменшується кількість деталей та скорочується процес складання автомобілів.

Виробниками надвеликих пресів для процесу мегалиття є компанії Bühler Group (Швейцарія), IDRA Group (Італія) та LK Machinery (Гонконг). Компанія Bühler Group виготовила свій перший мегапрес у 2020 р. і з того часу реалізувала споживачам понад 50 машин серії Carat. Мегапреси Bühler Group мають зусилля замикання прес-форм до 92 000 кН, а, наприклад, машина Carat 920 може впорскувати понад 200 кг рідкого алюмінієвого сплаву у прес-форму протягом мілісекунд [1].

Патент компанії Tesla Inc. (США) від 2018 р. [2] демонструє технічне рішення багатонаправленої ливарної машини (ливарний гігапрес) для виготовлення

методом лиття під тиском цільної конструкції (рами) або днища транспортного засобу (електромобіля).

Відзначається [1], що модернізований ливарний цех окрім гігапреса має включати плавильні печі великої ємності, автоматизоване розливання розплаву, систему для контролю пористості гігавиливків та управління температурою протягом усього процесу. Крім того, для моніторингу та виправлення дефектів або деформацій у гігавиливках необхідні рентгенівські або комп'ютерні сканери, ультразвуковий контроль, прилади для вимірювання розмірів та системи рихтування. До проблем гігалиття відносять потребу в спеціальних алюмінієвих сплавах, забезпечення стабільності розмірів гігавиливка та його якості [1].

Для виготовлення гігавиливків автомобільних конструкцій компанія Tesla, Inc. (США) пропонує використовувати алюмінієво-кремнієві сплави, які містять 6...11 мас.% Si; 0,3...0,8 мас.% Cu; 0,3...0,8 мас.% Mn; 0,1...0,4 мас.% Mg; 0,05...0,15 мас.% V; 0,01...0,05 мас.% Sr; максимум 0,15 мас.% Ti; максимум 0,03 мас.% Cr та максимум 0,5 мас.% Fe [3].

Концепція виробництва Mega-Casting має високі інвестиційні витрати на купівлю та монтаж у ливарному цеху гігапресу. Також збільшуються витрати на енергію через роботу плавильної печі великої ємності. В той же час інвестиційні та експлуатаційні витрати можна зменшити, відмовившись від використання роботів та об'єднавши операції в кузовному цеху [4].

Штучний інтелект (ШІ) суттєво вплине на процес виробництва гігавиливків. Відзначається, що системи керування технологічними процесами на основі ШІ використовують дані в режимі реального часу з датчиків температури, тиску та потоку розплаву для оптимізації швидкості впорскування рідкого металу, швидкості охолодження металу у формах. Це дасть змогу зменшити пористість і ливарні дефекти та покращити структуру алюмінієвих виливків [5].

Компанія Precedence Research (США) оцінила у 2025 р. обсяг світового ринку гігакастингових пресів (gigacasting presses) у 1,30 млрд дол. США [5]. Прогнозується, що впродовж 2026-2035 рр. ринок зросте з 1,46 млрд дол. США до 4,27 млрд дол. США з середньорічним темпом зростання (CAGR) 12,6 %.

Факторами, які вплинуть на розвиток ринку, є збільшення виробництва електромобілів та попиту на економічно ефективне автомобілебудування [GM]. Аналітики оцінюють у 2025 р. обсяг ринку гігакастингових пресів у Північній Америці в 507 млн дол. США [5], що становить 39 % обсягу світового ринку. Згідно прогнозу від 2026 р., до 2035 р. обсяг ринку в Північній Америці буде зростати з середньорічним темпом 12,8 %.

Література:

1. Austin Weber. Gigacasting: The Next Big Idea in Automotive Manufacturing? December 26, 2025. URL:<https://www.assemblymag.com/articles/99720-gigacasting-the-next-big-idea-in-automotive-manufacturing/>.
2. Multi-Directional Unibody Casting Machine For A Vehicle Frame And Associated Methods. US020190217380A1. B22D 17/2236, B62D 23/005, B22D 17/002, B22D 17/2015. Matthew Kenneth Kallas. Appl. No.: 15/874 , 348. Filed: Jan. 18,2018. Pub. Date: Jul. 18, 2019.
3. Die-Cast Aluminium Alloys for structural components. Патент EP4093894A1 Europa. C22C 21/02, C22C 21/04, C22F 1/043, B22D 21/00, B22D 21/04. Stucki, J.; Patinson, G.; Hamill, Q.; Prabhu, A.; Palanivel, S.; Lopez-Garrity, O.: Number: 21704681.2. Date of filing: 20.01.2021; Date of publication 09.10.2024 Bulletin 2024/41. 24p.
4. Peter Burggraf, Georg Bergweiler, Stefan Kehrer, Tobias Krawczyk, Falko Fiedler. Mega-casting in the automotive production system: Expert interview-based impact analysis of large-format aluminium high-pressure die-casting (HPDC) on the vehicle production. Journal of Manufacturing Processes 124 (2024). P. 918–935.
5. Gigacasting Presses Market Size, Share and Trends 2026 to 2035. Precedence Research. 23 Feb 2026. Report Code: 7831.
URL: <https://www.precedenceresearch.com/gigacasting-presses-market/>.

Гнатуш В. А.

(незалежний аналітик, Київ)

ТЕНДЕНЦІЇ ЛИВАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ

В 2020-2025 РОКАХ

E-mail: vgnatush@gmail.com

Ливарна промисловість України є важливим компонентом вітчизняного машинобудування. Особливо під час російсько-української війни, коли головним завданням українських ливарників є вироблення та постачання виробів для військово-промислового комплексу, будівництва та інфраструктури країни.

Україна в 2024 р. перейшла межу в 1000 днів повномасштабної війни, яку розпочала росія в лютому 2022 р. За цей час економіка України значною мірою перебудувалась відповідно до умов війни. Повідомляється [1], що в 2024 р. ливарна галузь України виробила приблизно 380 тис. т металевих виливків, тобто впродовж 2022-2024 рр. середньорічний темп зростання (CAGR) виробництва становить 8,2 %. Виходячи з даних за 9 місяців 2025 р. [1], очікується, що за підсумком року виробництво виливків в країні сягне близько 470 тис. т.

Реалізація металевих виливків в Україні впродовж 2020-2022 рр. збільшилась від 2,978 до 4,257 млрд. грн., тобто з середньорічним темпом (CAGR) 12,6 % (табл. 1).

В подальшому за період з 2022 по 2024 р. ливарна галузь країни збільшила реалізацію металевих виливків від 4,257 до 7,899 млрд. грн., тобто з CAGR 22,9 %. Слід відзначити, що під час війни активізувалось виробництво виливків із сталі та чавуну, відповідно з CAGR 51,3 % і 23,5 % (табл. 1), незважаючи на зменшення кількості активних підприємств, відповідно, з CAGR -2,4 % та -1,7 % (табл. 2). Певною мірою, відповідно на -16,2 % та -0,3 % CAGR, впродовж 2022-2024 рр. зменшилось виробництво у вартісному вимірі лиття легких кольорових металів і лиття інших кольорових металів (табл. 1).

Таблиця 1. Реалізація продукції ливарними підприємствами України

Найменування виробництва	Код КВЕД–2010	2020 р.		2022 р.		2024 р.		CAGR (2020-2022), %	CAGR (2022-2024), %
		вартість, млн грн	частка, %	вартість, млн грн	частка, %	вартість, млн грн	частка, %		
Лиття чавуну	24,51	766,7	25,7	849,4	20,0	2943,0	37,3	3,5	51,3
Лиття сталі	24,52	1452,3	48,8	2078,7	48,8	3913,3	49,5	12,7	23,5
Лиття легких кольорових металів	24,53	524,4	17,6	678,7	15,9	399,5	5,1	9,0	-16,2
Лиття інших кольорових металів	24,54	235,1	7,9	649,7	15,3	643,5	8,1	40,3	-0,3
Разом	24,5	2978,5	100,0	4256,5	100,0	7899,3	100,0	12,6	22,9

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [2]. Розрахунки автора

Повідомляється [1], що в Україні зростання обсягів виробництва виливків у 2025 р. було зумовлено активізацією експорту продукції. У той же час рівень завантаженості потужностей українських ливарних підприємств впродовж січня–вересня 2025 р. коливався в межах 40–70 %. Це обумовлено дефіцитом замовлень на внутрішньому ринку, зокрема з боку підприємств оборонно-промислового комплексу, машинобудування, залізничного транспорту та інфраструктури [1].

Слід відзначити, що впродовж 2020-2022 рр. обсяг капітальних інвестицій в лиття металів в Україні збільшився з 133,9 млн грн. до 134,7 млн грн., тобто з CAGR 0,2 %. За підсумком 2024 р. капітальні інвестиції в лиття металів сягнули 428,5 млн грн., що свідчить про зростання їх обсягу впродовж 2022-2024 рр. з CAGR 47,1 %. В 2025р. капітальні інвестиції збільшились у 2,3 рази проти показника 2024 р. [2]. Це свідчить про інтенсифікацію розвитку ливарної галузі України під час війни.

В результаті захоплення території України та руйнування підприємств ливарної галузі їх активна категорія за період 2020-2022 рр. і 2022-2024 рр. зменшилась з середньорічним темпом (CAGR), відповідно, на -7,1 % та -0,4 % (табл. 2).

Таблиця 2. Активні підприємства в ливарній галузі України

Найменування виробництва	Код КВЕД–2010	2020 р.		2022 р.		2024 р.		CAGR (2020-2022), %	CAGR (2022-2024), %
		кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %		
Лиття чавуну	24,51	76	37,8	58	36,0	54	34,0	-8,6	-2,4
Лиття сталі	24,52	49	24,4	39	24,2	37	23,3	-7,3	-1,7
Лиття легких кольорових металів	24,53	48	23,9	37	23,0	38	23,9	-8,3	0,9
Лиття інших кольорових металів	24,54	28	13,9	27	16,8	30	18,9	-1,2	3,6
Разом	24,5	201	100,0	161	100,0	159	100,0	-7,1	-0,4

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [2]. Розрахунки автора

В той же час є сенс відзначити, що по всім товарним групам впродовж 2022-2024 рр. уповільнився темп та зменшилась кількість неактивних підприємств порівняно з 2020-2022рр. (табл. 2).

За станом на 2025 р. до основних проблем ливарної галузі України відносяться наступні [1]: зростання вартості електроенергії; забезпечення стабільного енергопостачання при аварійних і планових відключеннях; нестача кваліфікованого робочого та інженерного персоналу; недостатня завантаженість виробничих потужностей.

В той же час проробляються перспективні напрямки розвитку машинобудування України у повоєнний час [3]. До них відносять такі сегменти машинобудування як залізничне, автомобільне, аграрне та енергетичне. При цьому необхідно масштабувати проекти виробництва важливих видів продукції машинобудування, що сприятиме завантаженню виробничих потужностей підприємств, нарощуванню зв'язків виробників з науковими установами для розроблення сучасних матеріалів і металевих сплавів, а також створенню сучасних вітчизняних брендів у сегменті машинобудування [3].

Література:

1. Клименко Степан. Ливарна галузь за 9 місяців збільшила виробництво на 15 %. 26 Листопада 2025 р. GMK Center. URL: <https://gmk.center/ua/opinion/lyvarna-haluz-za-9-misiatsiv-zbilshyla-vyrobnytstvo-na-15-2/>.
2. Держстат України. URL: <https://ukrstat.gov.ua/>.
3. Собкевич О. В. Напрями розбудови машинобудування в Україні як драйвера економічного розвитку під час війни та в повоєнний період, Національний інститут стратегічних досліджень. Січень 2024 р. 6 с.
URL: https://www.niss.gov.ua/sites/default/files/2024-01/az_mashinobuduvannya_23012024.pdf/.

Гнатуш В. А.

(незалежний аналітик, Київ)

**ЕВОЛЮЦІЯ ЛИВАРНИХ ПІЩАНИХ ФОРМ У СЕГМЕНТІ
БІОРОЗКЛАДНИХ ФОРМУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ**

E-mail: vgnatush@gmail.com

Україна 23 червня 2022 р. отримала статус кандидата на вступ до Європейського Союзу і тому актуальною є екологічна безпека українського машинобудування загалом і ливарного виробництва зокрема, виходячи з законодавчого регулювання в форматі країн ЄС.

Відзначається [1], що негативний вплив ливарної промисловості на навколишнє середовище пов'язаний з процесами плавлення металів та використанням мінеральних домішок, що впродовж технологічного процесу супроводжується виділенням вихлопних та відпрацьованих газів, пилу, а також утилізацією мінеральних залишків. Пил виділяється під час плавлення металу, формування піщано-глинястих сумішей, лиття і вибивання ливарних форм. При виготовленні ливарних форм і стрижнів для зв'язування піску використовуються різні добавки. В результаті під час зв'язування піску, заливання металу в ливарну

форму та її охолодження утворюються неорганічні та органічні речовини (наприклад аміни, летючі органічні речовини (Volatile organic compounds, VOC) [1].

Вимоги щодо підвищення якості литва, забезпечення задовільних екологічних показників, доступності та вартості матеріалів були передумовами коливання обсягів використання різних зв'язувальних добавок у XX – XXI століттях. В результаті вміст смоли у формувальних сумішах у цьому часовому інтервалі зменшився від 3–4 % до 0,8–1,0 %. Наразі проблема залишається, так як токсичні речовини, які виділяються з ливарних форм і стрижнів у вигляді газів і конденсату в атмосферу, а також потрапляють у верхній шар землі, за масою становлять 30–40 % всіх викидів ливарного цеху. Таким чином актуальною науковою проблемою світового масштабу є створення екологічних зв'язувальних добавок/компонентів із необхідним комплексом властивостей для ливарного виробництва [2].

Для зменшення використання органічного зв'язувального матеріалу при виготовленні стрижнів для лиття під тиском алюмінієвих впускних колекторів двигунів автомобіля розроблені різні склади неорганічних в'язучих речовин [1]. При цьому в якості в'язучого компонента використовується водний розчин сірчаноокислого магнію і/або поліфосфату в кількості 3-8 % за масою. Для зменшення часу, необхідного для сушіння ливарних стрижнів, до 10-20 секунд, підігрітий пісок (60-80 °C) вдувається в гарячу камеру (120-140 °C) установки для приготування стрижнів. Оціночно, використання вказаної технології забезпечує зменшення витрат на виготовлення стрижнів на 30-50 %, порівняно з технологією холодного стрижневого ящика. При цьому також відсутні викиди зв'язувальних речовин як при виготовленні стрижнів, так і при заливанні ливарної форми розплавом [1].

Перспективним напрямком розвитку технології піщаної ливарної форми є застосування біорозкладних зв'язувальних компонентів. Згідно зі стандартом ASTM D-5488-94d «Standard Terminology of Environmental Labeling of Packaging Materials and Packages (Withdrawn 2002)», термін «біорозкладний» (biodegradable) означає «здатний до розкладання на вуглекислий газ, метан, воду, неорганічні

сполуки або біомасу», де переважним механізмом є ферментативна дія мікроорганізмів [3]. Механізм біорозкладності може бути виміряно за допомогою стандартних тестів протягом певного періоду часу при утилізації в різних середовищах (рідке, інертне або компостне). Впродовж 90-х років XX століття корпорація General Motors (США) розробила нову систему зв'язування формувальних пісків на основі білкового складу (protein composition called), під назвою GMBOND [3].

На початку 1990-х років відділ досліджень і розробок (R&D) компанії General Motors (GM) розпочав роботу над пошуком нової екологічно чистої системи піщаного в'язучого матеріалу (GMBond®) [4]. Цей в'язучий матеріал був представлений американській ливарній промисловості у 1994 році. Піщана сполучна речовина GMBond® складається переважно з біополімерів тваринного походження, які є комбінаціями амінокислот, з'єднаних разом, утворюючи довгі ланцюги, що називаються білками. Під час відпрацювання технології кількість сполучної речовини, що використовувалася, становила 1 % від маси піску, а також добавлялась вода в кількості 2 % від маси піску. У цьому технологічному процесі зворот стрижнів легко використовувати повторно, оскільки жодної хімічної реакції не відбулося. У стрижневій машині GMBond® прес-форма нагрівається електрикою в інтервалі від 100 до 150 °С. Потім стрижень висушується повітрям з температурою 120 °С [4].

Випробування показали, що час технологічного циклу для стрижня GMBond® був на 36 % довшим, ніж для оновленого легшого фенольно-уретанового в'язучого матеріалу. В той же час GMBond® має перевагу над фенольно-уретановим в'язучим в сегменті переробки звороту стрижнів, зменшенні токсичних викидів та потреби у вентиляційному обладнанні, а також у підвищеній міцності стрижня, легкому вибиванні та покращеній екологічній безпеці [4].

Як повідомляється [3], в Польщі наукова група К. Русіна (K. Rusin) в 2003 р. випробувала можливість використання біогенних в'язучих речовин на основі білків (proteins derived), отриманих як побічні продукти фармацевтичної промисловості. Б. Грабовська (B. Grabowska) в 2013 р. запропонувала

використовувати водні біорозкладні полімерні композиції, що складаються з акрилових похідних та модифікованих природних полімерів (BioCo) як зв'язувальні компоненти формуальної суміші в ливарному виробництві [3].

Випробувано використання формувальних сумішей з новим двокомпонентним в'язучим, яке містить фурфурил-резольну смолу та полікапролактон (polycaprolactone, PCL) для виробництва важких виливків з ковкого чавуну. Дослідження показало, що додавання нового біорозкладного PCL- в'язучого у кількості 5 % до фурфурил-резольної смоли суттєво не змінює характеристики формуальної суміші та виливків з ковкого чавуну [5].

Повідомляється [6], що відповідно до Програми скорочення викидів від лиття США (Casting Emission Reduction Program, CERP), на підприємствах країни було проведено дослідження викидів у навколишнє середовище біополімерного в'язучого на основі білка для документування побічних продуктів розкладання, що утворюються під час виготовлення виливків з алюмінієвих сплавів. Дослідження викидів проводилися під час операцій заливання розплаву, охолодження та вибивання ливарних форм. Результати порівняльного дослідження лиття між біополімерним в'язучим та фенольним уретаном показали зменшення на 91 % вмісту небезпечних забруднювачів повітря (hazardous air pollutants, HAPs), на 91 % вмісту летких органічних сполук (volatile organic compounds, VOCs) та на 99 % вмісту поліциклічних органічних матеріалів (polycyclic organic materials, POMs). Біополімерне в'язуче (biopolymer binder) продемонструвало потенціал для значного зменшення викидів небезпечних сполук, що виробляються в галузі ливарного виробництва [6].

Література:

1. Інтегроване запобігання та контроль забруднення. Довідковий документ щодо найкращих доступних технологій та методів управління (ДД НДТМ) у ковальській та ливарній промисловості. Європейська Комісія. Травень 2020 року. 405 с.

https://mepr.gov.ua/wp-content/uploads/2023/07/sf_bref_0505_1_ukr_ed_final.pdf/.

2. Лютий Р. В., Селівьорстов В. Ю., Іванов В. Г., Ямшинський М. М. Зв'язувальні матеріали для ливарних форм і стрижнів: проблеми і перспективи. Метал та лиття України. 2022. том 30, № 2 (329). – С.72-82.

URL:<https://metalsandcasting.com/index.php/mcu/article/view/19/19>

3. K. Major – Gabrys. Biodegradable Materials as Foundry Moulding Sands Binders. Metalurgija. 54 (2015) 3, p. 591-593.

4. Cost Benefit Analysis for GMBOND. Technikon # 1411-146. November 2005. – 55 p.

<https://afsinc.s3.amazonaws.com/Documents/EHS/All%20CERP%20Reports/1411-146%203rd%20phase%20gmbond%20public.pdf/>.

5. Hosadyna-Kondracka M., Major-Gabryś K., Warmuzek M., Bruna M. Quality Assessment of Castings Manufactured in the Technology of Moulding Sand with Furfuryl-Resole Resin Modified with PCL Additive. Arch. Metall. Mater. 67 (2022), 2, p. 753-758.

6. S.R. Giese, G.R. Thiel, R.M. Herreid, J.D. Eastman. Influence of Protein-Based Biopolymer-Coated Olivine Core Sands on Olivine Green Sand Molding Properties. Copyright 2002 American Foundry Society. AFS Transactions 02-018. 7 p.

Горбань М. В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ СИЛЦИДУ МОЛБДЕНУ В ЯКОСТІ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ЗАСТОСУВАНЬ

E-mail: gorban.max@lil.kpi.ua

Зростаючі вимоги до матеріалів для роботи в умовах високих температур, механічних навантажень і агресивних середовищ зумовлюють потребу в нових конструкційних матеріалах. Кераміка, на відміну від металів, відповідає цим вимогам завдяки високій твердості, корозійній стійкості, електроізоляційним властивостям, низькій вазі та високій температурі плавлення [1].

Металеві силіциди мають важливі переваги для високотемпературних покриттів і мікроелектроніки: вони зберігають механічні властивості при високих температурах, мають низьку хімічну активність завдяки утворенню захисного шару SiO_2 та високу твердість [1, 2]. Проте, їм притаманні недоліки – крихкість і насичення киснем за низьких температур, що обмежує їх застосування.

Для подолання цих проблем розробляють високоентропійні силіциди, які поєднують переваги традиційних силіцидів і зменшують їх недоліки.

Перші успішні дослідження таких матеріалів (наприклад, системи $(\text{MoNbTaTiW})\text{Si}$) з'явилися у 2019 році [3]. Їхні властивості визначаються конфігураційною ентропією та умовами синтезу, що забезпечує формування стабільної монофазы з покращеними характеристиками.

Метою роботи є висвітлення основних викликів використання MoSi_2 та перспективи в розробці та покращенні цих матеріалів.

У високотемпературних умовах традиційно застосовували нікелеві сплави, придатні для роботи за температур до $1200\text{ }^\circ\text{C}$, що наближається до їх температури плавлення. Без використання систем охолодження температура в турбінах може сягати $1500\text{ }^\circ\text{C}$ [4, 5]. Із розвитком технологій у сучасних умовах температура середовища може досягати $2000\text{ }^\circ\text{C}$ [6], що унеможливорює використання традиційних нікелевих сплавів.

У зв'язку з цим було запропоновано альтернативні матеріали, зокрема вольфрам, тантал і силіцид молібдену (MoSi_2). Серед них силіцид молібдену вирізняється нижчою вартістю, кращою оброблюваністю та меншою масою порівняно з більшістю альтернатив. Порівняльні характеристики силіциду молібдену з іншими високотемпературними матеріалами наведені в табл. 1.

Таблиця 1. Властивості силіцидів з температурою плавлення вище 2000 °С [6]

Сплав	Температура плавлення, °С	Густина, г/см ³
Ta ₅ Si ₃	2505	13,4
W ₅ Si ₃	2370	14,5
Zr ₅ Si ₃	2327	5,99
Mo ₅ Si ₃	2180	8,24
Ti ₅ Si ₃	2130	4,32
TaSi ₂	2220	9,1
WSi ₂	2160	9,86
MoSi ₂	2030	6,24
MoSi ₃	2025	8,92

З урахуванням наведених факторів, силіцид молібдену інтенсивно досліджується та розглядається як перспективний матеріал для роботи в умовах надвисоких температур, а також характеризується високою твердістю (табл. 2).

Таблиця 2. Механічні властивості, температура плавлення та густина сплавів на основі MoSi [7, 8]

Сплав	Температура плавлення, °С	Густина, г/см ³	Твердість, ГПа	В'язкість руйнування, МПа*м ^{1/2}
MoSi ₂	2030	6,24	10,50	2,9
Mo ₅ Si ₃	2180	8,19	12,85	3,2
Mo ₃ Si	2025	8,97	11,48	3,5

Однак, силіцид молібдену має два суттєві недоліки: інтенсивне окиснення за високих температур і крихкість за кімнатних умов [9].

Окрихчення відбувається за таким механізмом: на початковому етапі взаємодії з киснем формується шар аморфного діоксиду кремнію. Цей процес можна подати у вигляді реакції:



Подальший розвиток окиснення відбувається внаслідок дифузії атомів молібдену й кремнію до поверхні та проникнення кисню вглиб матеріалу. У результаті руйнування зв'язків молібден і кремній утворюють оксиди, що призводить до корозії матеріалу [10].

В 2019 році було успішно синтезовано дисиліцид молібдену з високою ентропією $(\text{Mo}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Ti}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{Si}_2$. Він має гексагональну структуру, що представляє нове сімейство матеріалів з високою ентропією (силіциди з високою ентропією) та нову некубічну кристалічну структуру. За результатами дослідження Joshua Gild «A high-entropy silicide: $(\text{Mo}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Ti}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{Si}_2$ » [3] демонструє високу нанотвердість $16,7 \pm 1,9$ ГПа та твердість за Віккерсом $11,6 \pm 0,5$ ГПа, але теплопровідність впала ($6,9 \pm 1,1$ Вт м⁻¹ К⁻¹), що майже на порядок менше, ніж у традиційно використовуваного MoSi_2 [11]. Це дослідження демонструє, що оптимального рішення для вирішення викликів застосування MoSi_2 не було знайдено, і навіть високоентропійні сплави на основі дисиліциду молібдену потребують подальшого вивчення.

Силіцид молібдену є перспективним матеріалом, який був перевірений часом. Але в умовах сучасності його недоліки не дають змогу його повноцінно використовувати, тому дослідження можливого вдосконалення даного матеріалу є перспективними. Одним із напрямків усунення недоліків є синтез високоентропійних силіцидів.

У подальших дослідженнях важливо акцентувати увагу на оксидній стійкості, оскільки у силіцидів є властивість окрихчуватися під час насичення киснем, що може бути катастрофічним під час експлуатації.

Література:

1. Introduction to Ceramics / W. D. Kingery et al. Journal of The Electrochemical Society. 1977. Vol. 124, no. 3. P. 152C.
2. Petrovic J. J., Vasudevan A. K. Key developments in high temperature structural silicides. Materials Science and Engineering: A. 1999. Vol. 261, no. 1-2. P. 1–5.
3. A high-entropy silicide: $(\text{Mo}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ta}_{0.2}\text{Ti}_{0.2}\text{W}_{0.2})\text{Si}_2$ / J. Gild et al. Journal of Materiomics. 2019. Vol. 5, no. 3. P. 337–343.
4. International Symposium on Niobium for High Temperature Applications (2003 Araxá, Brazil). Niobium: High temperature applications : proceedings of the International Symposium on Niobium for High Temperature Applications : held in Araxa, MG, Brazil, December 1-3, 2003. Warrendale, Pa : TMS, 2004. 280 p.
5. Study of microstructure of nickel-based superalloys at high temperatures / Q. Zhang et al. Scripta Materialia. 2017. Vol. 126. P. 55–57.
6. A Review of Mo-Si Intermetallic Compounds as Ultrahigh-Temperature Materials / L. Jiang et al. Processes. 2022. Vol. 10, no. 9. P. 1772.
7. Phase-microstructure of Mo/Si nanoscale multilayer and intermetallic compound formation in interfaces / N. Kumar et al. Intermetallics. 2020. Vol. 125. P. 106872.
8. Solid solution hardening and softening in MoSi_2 alloys / A. A. Sharif et al. Scripta Materialia. 2001. Vol. 44, no. 6. P. 879–884.
9. Temperature Resistance of Mo_3Si : Phase Stability, Microhardness, and Creep Properties / O. Kauss et al. Metals. 2021. Vol. 11, no. 4. P. 564.
10. Low temperature oxidation behavior of a MoSi_2 -based material / J. Chen et al. Materials Science and Engineering: A. 1999. Vol. 261, no. 1-2. P. 239–244.
11. Raju G. B., Basu B. Densification, Sintering Reactions, and Properties of Titanium Diboride With Titanium Disilicide as a Sintering Aid. Journal of the American Ceramic Society. 2007. Vol. 90, no. 11. P.

Гулієва Н.М.¹, Гулієва З.Н.²

(¹ЛНТУ, м. Луцьк; ²ДПУ, м. Ірпінь)

РОЗВИТОК МАШИНОБУДУВАННЯ В НАПРЯМІ ІНДУСТРІЯ 4.0 В УКРАЇНІ

E-mail: n.huliieva@lntu.edu.ua

Розвиток Індустрії 4.0 у машинобудуванні є одним із головних напрямів модернізації промисловості, що визначає трансформацію традиційних виробничих систем у високотехнологічні, цифрові та інтелектуальні виробництва [1]. Машинобудування як базова галузь промисловості відіграє стратегічну роль у формуванні технологічного потенціалу держави, оскільки забезпечує виробництво обладнання, техніки, інженерних систем і інфраструктурних рішень для різних секторів економіки [2]. У контексті глобальної цифровізації впровадження концепції Індустрії 4.0 у машинобудуванні стає необхідною умовою підвищення конкурентоспроможності підприємств, оптимізації виробничих процесів та інтеграції у світові виробничі системи [3].

Індустрія 4.0 характеризується впровадженням кіберфізичних систем, штучного інтелекту, інтернету речей (IoT), великих даних (Big Data), хмарних технологій, робототехніки та цифрових двійників у виробничі процеси (рис. 1). У машинобудуванні ці технології забезпечують створення так званих «розумних виробництв» (Smart Manufacturing), де обладнання, програмні системи та аналітичні інструменти функціонують як єдина інтегрована цифрова система [4]. Це дозволяє здійснювати автоматизоване управління виробничими лініями, прогнозувати технічний стан обладнання, оптимізувати використання ресурсів і підвищувати якість продукції.

Однією з головних тенденцій розвитку Індустрії 4.0 у машинобудуванні є цифровізація виробничих процесів [5]. Вона передбачає перехід від традиційних методів виробництва до цифрових систем управління, що базуються на зборі та аналізі даних у реальному часі. Завдяки інтеграції датчиків, автоматизованих систем керування та аналітичних платформ підприємства отримують можливість

контролювати всі етапи виробничого процесу – від проектування до випуску вже готової продукції. Це сприяє підвищенню прозорості виробництва, зниженню виробничих витрат та мінімізації технологічних процесів.

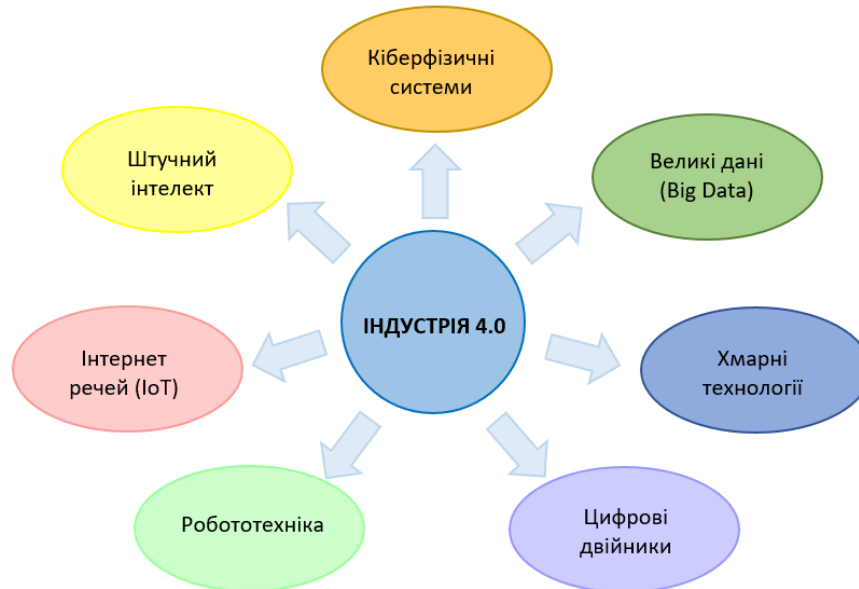


Рисунок 1. Характеристика впровадження Індустрії 4.0 у виробничі процеси

Важливим аспектом розвитку є впровадження технологій штучного інтелекту (ШІ) [6]. ШІ використовується для аналізу великих масивів виробничих даних, прогнозування поломок обладнання, автоматичного контролю якості та оптимізації виробничих процесів. Застосування інтелектуальних алгоритмів дозволяє підприємствам здійснювати прогнозне технічне обслуговування (Predictive Maintenance), що значно зменшує простої обладнання та підвищує ефективність його експлуатації. Крім того, ШІ-системи сприяють прийняттю управлінських рішень на основі аналітики даних, що підвищує гнучкість виробничих систем.

Ще одним важливим напрямом є використання цифрових двійників (Digital Twin) [7]. Цифровий двійник представляє собою віртуальну модель виробу, обладнання або виробничої лінії, яка дозволяє моделювати виробничі процеси, тестувати модернізацію та оптимізувати технологічні процеси без ризику для реального виробництва. В сучасних умовах цифрові двійники використовуються

для проєктування складних машинобудівних систем, оптимізації технологічних параметрів та підвищення точності інженерних розрахунків.

У машинобудуванні промислові роботи застосовуються для виконання складних технологічних операцій, таких як зварювання, обробка деталей, складання вузлів та контроль якості продукції [8]. Автоматизація виробничих операцій дозволяє підвищити продуктивність праці, зменшити вплив людського фактору та забезпечити стабільну якість продукції. Роботизовані системи у поєднанні з штучним інтелектом формують основу гнучких виробничих систем, здатних швидко адаптуватися до змін попиту та технологічних умов.

ІоТ-технології забезпечують безперервний моніторинг стану обладнання, параметрів виробничого середовища та технологічних процесів. Збір даних з виробничих сенсорів у реальному часі дозволяє підприємствам оперативно реагувати на відхилення у виробничому процесі, запобігати аваріям та оптимізувати використання ресурсів. Інтеграція ІоТ з аналітичними системами створює передумови для формування автономних виробничих систем.

Розвиток адитивних технологій (3D-друку) також є важливою складовою Індустрії 4.0. Використання адитивного виробництва в машинобудуванні дозволяє скоротити час розробки та виготовлення деталей, зменшити матеріальні витрати та забезпечити високу точність виготовлення складних компонентів. Це особливо актуально для виробництва індивідуалізованої продукції та прототипування нових виробів.

В умовах цифрової трансформації машинобудівні підприємства поступово переходять до концепції «розумної фабрики» (Smart Factory), яка передбачає повну інтеграцію цифрових технологій у виробничу систему. Smart Factory характеризується високим рівнем автоматизації, автономності виробничих процесів та використанням інтелектуальних систем управління. Такі підприємства здатні самостійно адаптувати виробничі процеси до змін зовнішнього середовища, оптимізувати виробничі ресурси та забезпечувати високу ефективність виробництва.

Впровадження технологій Індустрії 4.0 в машинобудуванні України наведено на рис. 2. Найбільша частка з 20 % припадає на інтернет речей (IoT). Сюди входить моніторинг обладнання, сенсорні системи. Трохи менше, а саме 18 % становлять кіберфізичні системи в якості автоматизованих виробничих ліній. Хмарні технології складають 16 %, які застосовуються для зберігання та обробки виробничих даних. Штучний інтелект є на рівні 15 %. Де виконується оптимізація виробництва, контроль якості продукції. Аналітика виробничих процесів здійснюється при обробці великих даних (Big Data) і становить 14 %. Робототехніка на рівні 12 %, до якої входить автоматизація, зварювання, складання. Цифрові двійники становлять найменшу частку, лише 5 % застосовуючись у моделюванні виробів та процесів.

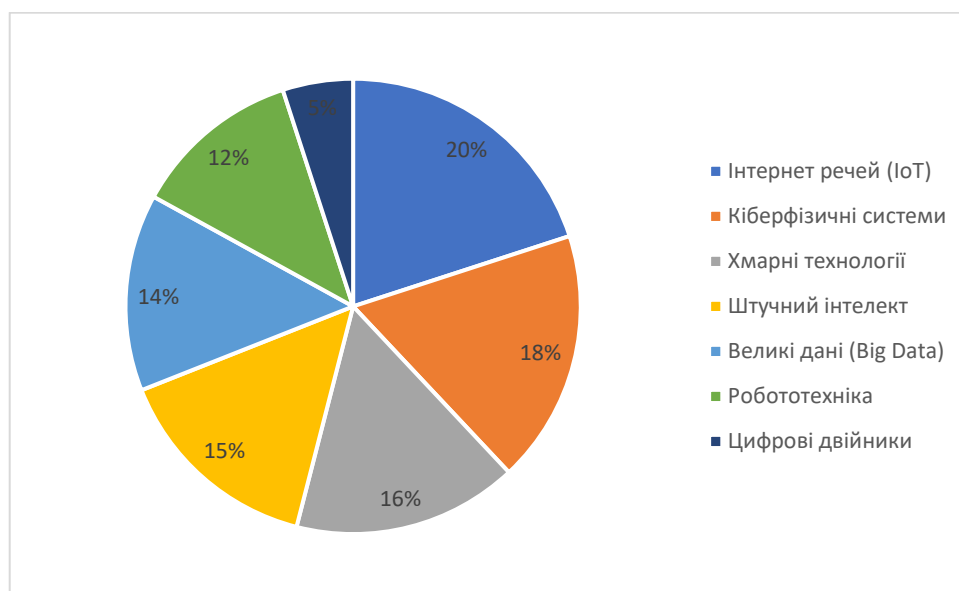


Рисунок 2 . Застосування технологій у машинобудуванні в Україні

Разом з тим розвиток Індустрії 4.0 у машинобудуванні супроводжується низкою проблем. До основних належать висока вартість впровадження цифрових технологій, необхідність модернізації застарілого обладнання, дефіцит кваліфікованих кадрів та недостатній рівень цифрової інфраструктури. Багато підприємств стикаються з труднощами інтеграції новітніх технологій у існуючі виробничі системи, що потребує значних інвестицій та організаційних змін.

Перспективи розвитку Індустрії 4.0 у машинобудуванні пов'язані з подальшим удосконаленням цифрових технологій, розширенням застосування штучного інтелекту, роботизації та кіберфізичних систем. У довгостроковій перспективі очікується формування повністю автономних виробничих систем, здатних до самонавчання, самодіагностики та самостійного прийняття рішень. Це сприятиме підвищенню ефективності виробництва, зниженню витрат та створенню інноваційної промислової екосистеми.

Таким чином, розвиток Індустрії 4.0 у машинобудуванні є стратегічним напрямом модернізації промисловості, що забезпечує підвищення технологічного рівня підприємств, оптимізацію виробничих процесів та інтеграцію у глобальну цифрову економіку. Впровадження інтелектуальних технологій, автоматизації та цифрових виробничих систем створює передумови для формування конкурентоспроможного машинобудівного сектору, здатного ефективно функціонувати в умовах цифрової трансформації економіки та технологічного розвитку суспільства.

Література:

1. Bodi I., Piperi E., Xhafka E., Teta J., Kosta M. Role of Industry 4.0 in Albanian industry transformation: An integrated understanding of industry 4.0. In I. Karabegović (Ed.) *New technologies, development and application iv. NT 2021*. 2021. P. 251-259. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-030-75275-0_29.
2. Lipych L., Khilukha O., Kushnir M. Changing the business model of enterprise under the influence of industry 4.0. *Economic Forum*. 2023. 13(3). P. 119-127. DOI: <https://doi.org/10.36910/6775-2308-8559-2023-3-15>.
3. Huliieva N.M. Peculiarities of the development of the fourth industrial revolution "Industry 4.0". *Ricerche scientifiche e metodi della loro realizzazione: esperienza mondiale e realta domestiche: Raccolta di articoli scientifici «ΛΟΓΟΣ» con gli atti della II Conferenza scientifica e pratica internazionale (T. 2)*, Bologna, 12 novembre 2021. Bologna Vinnytsia, 2021. P. 30-31. DOI: <https://ojs.ukrlogos.in.ua/index.php/logos/article/view/16158>

4. Dalmarco G., Ramalho F.R., Barros A.C., Soares A.L. Providing industry 4.0 technologies: The case of a production technology cluster. *High Technology Management Research*, 2019. 30(2). P. 100355. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hitech.2019.100355>.

5. Nnaji U.O., Benjamin N.L., Eyo-Udo N.L., Etukudoh A.E. A review of strategic decision-making in marketing through Big Data and analytics. *Magna Scientia Advanced Research and Reviews* 2024. 11(1) P. 84-91. DOI: <https://doi.org/10.30574/msarr.2024.11.1.0077>.

6. Davlikanova O., Osadchuk I. Analytical report. Work of the future. Foresight: Developments in agriculture, forestry and fisheries in Ukraine as a result of technological change. *The project "Ukraine 4.0. Foresight of socio economic changes and forecast of the need for professional qualifications with digital skills"*. Kyiv: LLC VISTKA. 2022. P. 116. URL: <https://collections.fes.de/publikationen/ident/fes/19807>

7. Misra N.N., Dixit Y., Al-Mallahi A., Bhullar M.S., Upadhyay R., Martynenko A. IoT, big data, and artificial intelligence in agriculture and food industry. *IEEE Internet of Things Journal*. 2022. 9(9). P. 6305-6324 DOI: <https://doi.org/10.1109/jiot.2020.2998584>.

8. Huliieva, N., Huliieva, Z. Regulatory and legal basis of robotic systems in the mechanical engineering industry. *Progressive Directions of Technological Complexes Development: Collection of Scientific Reports of VII-th International scientific and technical conference devoted to problems of higher education and science TK-2022*. Lutsk, Ukraine May 28-30, 2022. P. 34-35.

Дерв'янко О.В.¹, Істоміна Т.І.¹, Небожак І.А.², Хорошко І.В.², Піонтковський І.Г.³
(¹ ІПМ НАН України; ² ФТІМС НАН України, Київ; ³ ТОВ Науково-виробниче підприємство «Українська ливарна група»)

ДЛЯ ТОРСІЙНОГО ПОЛЯ НА ФОРМУВАННЯ МЕТАЛОГРАФІЧНОЇ СТРУКТУРИ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ В УМОВАХ ІПС

E-mail: alederevyanko@gmail.com

Торсійне поле (ТП) – це фізичне поле, породжене крученням простору. Цей термін у фізичну науку було введено математиком Елі Картаном на початку ХХ століття у 1922 році для позначення гіпотетичного фізичного поля, що породжується крутінням простору [1].

З точки зору фізики, якщо викладати спрощено, ТП є породженням спіна і охарактеризовує обертання елементарної частки навколо своєї осі. ТП існує одночасно із електромагнітним полем і гравітаційним полем та має ряд принципових відмінностей від інших полів, наприклад, воно має інформаційну складову. Швидкість поширення ТП перевищує швидкість світла.

За даними світової спільноти науковців, виявлено наступні принципові властивості ТП [1, 2, 3, 4]: будь-яка речовина має своє ТП; торсійні заряди одного напрямку обертання притягуються; ТП змінює спіновий стан самого фізичного об'єкта; швидкість поширення торсійних хвиль в 10⁹ разів перевищує швидкість світла; ТП проходять через будь-які природні середовища, не втрачаючи енергії; ТП мають ефект пам'яті; ТП передають інформацію, причому напрям закручування поля пов'язаний з позитивним або негативним характером інформації.

Як відомо, іскро-плазмове спікання (ІПС) – це процес консолідації порошкових композицій, який включає одночасно пресування, спікання і гаряче допресовування, тобто безпосередньо з порошкової суміші формується готовий виріб. І у дослідників резонно виникла зацікавленість – чи дійсно є вплив ТП на формування структури виробу і умовах застосування ІПС.

Було проведено три серії експериментів із умовою, що ТП заздалегідь обробляли:

1. Тільки прес-форму.

2. Прес-форму із порошковою засипкою.

3. Під час ІПС додатково впливали електромагнітним випромінюванням світлового діапазону при використанні приладу «Вітон-Епф» (Лампа Суржина).

Для експериментів щодо дії ТП було обрано устаткування «СТРУМ 902» із встановленим приладом для обробки ТП («Вітон-Епф» (Лампа Суржина), рис. 1, 2) під час ІПС. Матеріал, що консолідувався – олов'яниста бронза (М2-01: 80 % мас. Cu + 20 % мас. Sn). Зразки виготовлялися у вигляді елементів таблеткового типу із діаметром 10 мм та заввишки 5 мм. Процес ІПС проводили в графітових прес-формах (рис. 2, б).

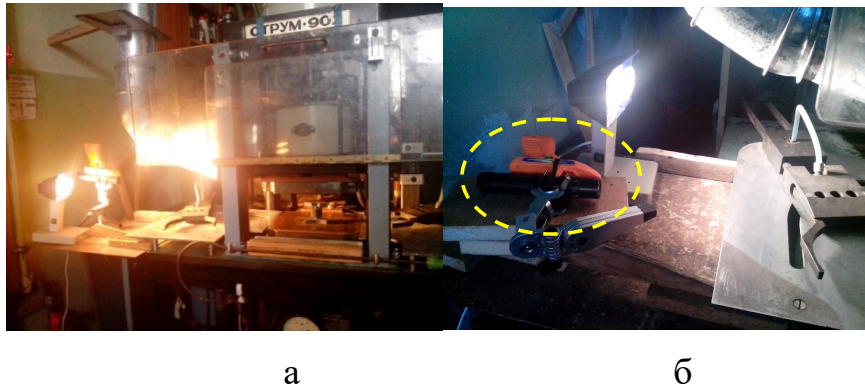


Рисунок 1. Устаткування СТРУМ 902 (а) із приладом для обробки матеріалів ТП (б)

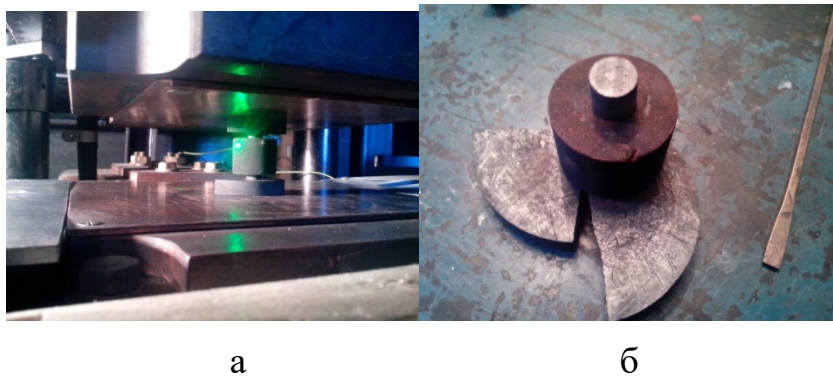


Рисунок 2. Оброблення електромагнітним випромінюванням світлового діапазону (зелений спектр) під час ІПС (а) графітової прес-форми (б) із порошковою засипкою

Режими ІПС були навмисно обраними однаковими для всіх зразків, що наведено у табл. 1.

Таблиця 1. Режим ІПС

Технологічний параметр	Одиниця виміру
Струм промислової частоти	~800 А
Температура ІПС	900 ± 50 °С

Для здійснення металлографічних досліджень травлення зразків проводили у 20 % розчині азотної кислоти. Металлографічний аналіз проводили при використанні мікроскопа НЕОФОТ 21 (рис. 3).

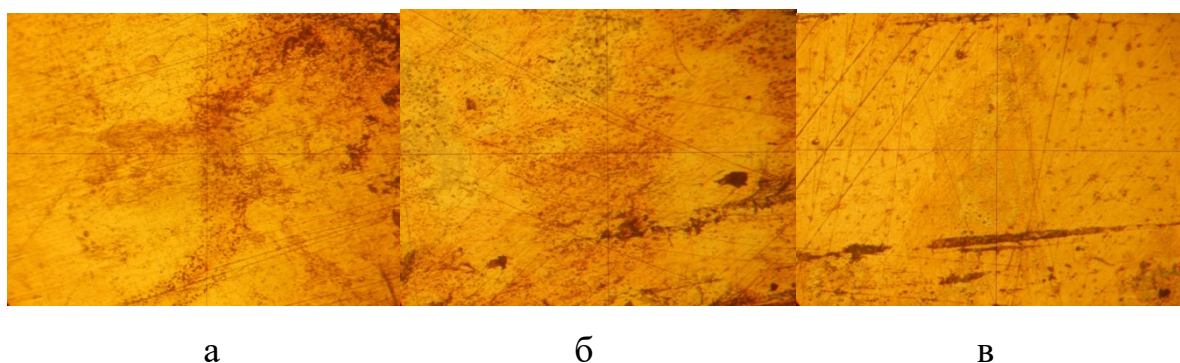


Рисунок 3. Структура отриманих зразків ($\times 300$): а – оброблялася ТП тільки сама прес-форма; б – оброблялася ТП прес-форма разом із порошковою засипкою; в – на оброблену прес-форму із засипкою під час ІПС впливали електромагнітним випромінюванням світлового діапазону

Інтерес, насамперед, в дослідженнях щодо використання шихтового складу (М2-01: 80 % мас. Сu + 20 % мас. Sn) був наступним. Для обраного складу після ІПС зазвичай виходить фазовий склад, який неможливо отримати іншими методами порошкової металургії [5]. ТП, в принципі, деяким чином повинно було впливати на формування кінцевого складу матеріалу під час його швидкої, в часі, електрообробки.

Але, як можна бачити на рис. 3, практично нема ніякої різниці у структурі матеріалу на основі (М2-01: 80 % мас. Сu + 20 % мас. Sn). Тобто, ТП в умовах ІПС не впливає на видимі зміни структури матеріалу.

Це, якраз, чітко збігається із висновками, які було отримано у свій час Бродиним М.С. в інституті фізики НАН України під час вивчення наданого інститутіві генератора ТП. Тоді також комісія, яка досліджувала дію ТП на фізичні об'єкти, зробила однозначний висновок. На прикладі зразка металу з нібито підвищеною провідністю було виявлено повну відсутність заявленого ефекту впливу ТП на властивості матеріалу.

Висновок: Додаткова обробка ТП не дає помітних змін структури зразків.

Література:

1. Інтернет ресурс. Торсійне поле. <https://lnk.ua/L3qFY9FCe>.
2. Pivovarenko Yu. «Torsion Fields as a Reality». *European Journal of Applied Physics*. Vol 6, Issue 4. July 2024. pp. 8-14. <http://dx.doi.org/10.24018/ejphysics.2024.6.4.336>
3. Bagrov, V.G., Bukhbinder, I.L. & Shapiro, I.L. Possible experimental manifestations of the torsion field. *Soviet Physics Journal* . 1992. No35. pp. 208–213. <https://doi.org/10.1007/BF00895769>
4. Вся правда про торсіонні поля. Сайт компанії ТОВ «Спінор Інтернешнл». <https://lnk.ua/3ZIP9TxiW>.
5. Патент України № 13157.Металева зв'язка алмазно-абразивного інструменту. Буренков Г.Л., Кононенко В.В., Попов В.П. та ін. Бюл.№ 1, 1997р.

Дорошенко В. С., Шалевська І.А. Небожак І. А., Клименко С. І.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ІНТЕГРАЦІЯ КАРКАСНОГО АРМУВАННЯ У ТЕХНОЛОГІЮ ЛИТТЯ
ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ
КОРПУСІВ ТРУБОПРОВІДНИХ СИСТЕМ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Питання актуальності і доцільності відновлення трубопровідного транспорту рідких і газоподібних продуктів з використанням оптимальних матеріалознавчих і машинобудівних рішень, зокрема інноваційних ливарних процесів, постає сьогодні надзвичайно гостро. Його вирішення дозволить оперативно та з мінімальними витратами забезпечити потреби інфраструктури у високоміцних деталях ключових вузлів трубопровідних систем. Технологічна необхідність відновлення виробництва литої запірної-регулюючої арматури для магістральних, комунальних та промислових трубопроводів зумовлена вимогами до високої міцності, довговічності та зниження її маси, що є критичним для стратегічного елемента національної інфраструктури. Протягом 2023 р. вантажообіг у трубопровідному секторі склав 43,0 млрд т-км, посідаючи друге місце за цим показником після залізничного транспорту [1].

Основними викликами в секторі трубопровідного транспорту є зношення запірної арматури та потреба використання високоміцних матеріалів для роботи в агресивних середовищах [2]. Транспортування рідин та газів з абразивними домішками вимагає особливого підходу до вибору матеріалів, де широко використовують залізобуглецеві сплави: від традиційних сірих чавунів до високоміцних чавунів із кулястим графітом та легованих сталей [1, 2]. До запірної арматури та елементів з'єднання трубопроводів наразі висувуються дедалі жорсткіші вимоги. Їхня роль у системах трубопроводів для транспортування рідких і газових середовищ, насичених абразивами й агресивними хімічними домішками, залишається критичною як для безпеки, так і для економічної ефективності.

Для досягнення оптимальних рішень, що поєднують довговічність та економічність, в інституті ФТІМС НАН України на основі аналізу досвіду вітчизняних та зарубіжних виробників проводяться дослідження з метою створення легковагих моно- та армованих конструкцій з нового класу високоміцних сплавів на основі заліза і алюмінію та технологій одержання багатофункціональних виливків. Серед перспективних ливарних методів особливе місце посідає лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

Символічно, що у 2026 році наукова спільнота відзначає 75-річчя з моменту відкриття пінополістиролу (фірмова назва Styropor) фірмою BASF у 1951 році (<https://uk.wikipedia.org/Пінопласт>). На основі цього пінополімеру у 1956–1958 роках Г. Шроєром було отримано перші патенти на метод ЛГМ, де цей полімер відіграє ключову роль, дозволяючи охопити контекст від створення литих конструкцій з чорних та кольорових металів до розробки складних композитних сплавів з армувальними фазами.

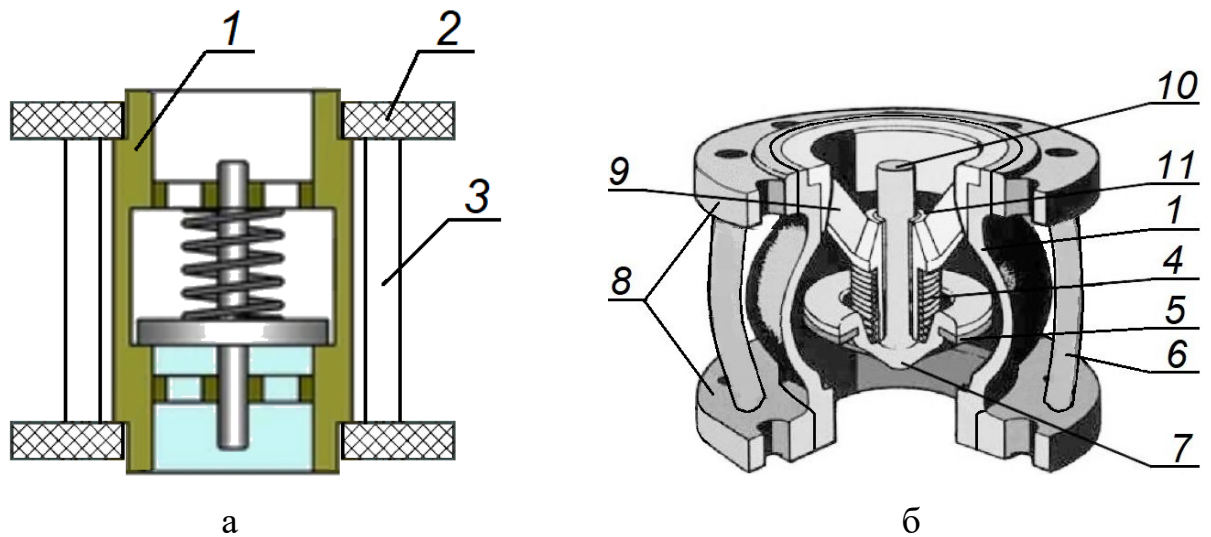
ЛГМ-процес нерідко застосовують для виготовлення трубоарматури [1, 2], проте нинішні задачі відновлення трубопровідного транспорту рідких і газоподібних продуктів потребують розробки ресурсоощадних технологічних рішень виготовлення конструкцій, особливо з корозійною та зносостійкістю саме у проточній частині, тоді як корпусні елементи можуть бути з поширених недорогих сплавів.

Візьмемо до уваги також те, що для фланцевого кріплення трубної арматури стандарт ДСТУ ГОСТ 12822:2008 описує сталеві вільні фланці. Зварне з'єднання упорних кілець для них залишається слабким місцем через зміну фаз металу, залишкові напруги та загрозу утворення мікротріщин, що стають причиною виходу з ладу трубної арматури з такими фланцями. Особливо це критично у випадках, коли робоче середовище агресивне (кислоти, луги, корозійні гази) і потрібна корозійна стійкість саме у проточній частині (тобто в трубі, сідлі, затворі). Проте у багатьох випадках корпусні елементи (наприклад, фланці, кожух, несучі частини) не контактують безпосередньо із таким середовищем і можуть виконуватися з дешевшої сталі чи чавуну.

Альтернативою усунення зварного з'єднання та зменшення собівартості корпусів арматури може стати метод каркасного лиття на основі ЛГМ. Він полягає у виготовленні разової полімерної моделі для виливання несучого каркасу навколо металевої зносо- чи корозійностійкої оболонки. Таку ливарну модель з інтегрованою в неї металевою оболонкою формують у сухому піску контейнерної форми, яку заливають розплавом вуглецевої сталі або графітізованого чавуну. Попередньо вмонтована в каркасну модель оболонка, зокрема трубчаста заготовка з нержавіючого або зносостійкого сплаву, після заливання металу залишається інтегрованою в несучий каркас і служить захисним шаром, що ізолює литу каркасну частину від контакту з робочим плинним середовищем, з яким і «працює» утворена каркасно-комбінована конструкція (одиниця) трубної арматури. При цьому вилита частина містить усі необхідні засоби (фланці) для кріплення до трубопроводів та монтажу отриманого регулюючого механізму.

Такий підхід включає виконання разової полімерної моделі у вигляді каркасної конструкції, яка містить з'єднувальні перемички між функціональними елементами корпусу. Це дозволяє отримати вилиту частину відповідної полегшеної архітектури. При ЛГМ типовим матеріалом моделі слугує пінополістирол, а більш прогресивним варіантом є виготовлення такої каркасної конструкції моделі методом тривимірного друку, де перемички виконують порожнистими або піноподібними з відкритими порами. Така легковага структура забезпечує не лише економію матеріалів, а й оптимальні умови для газифікації полімеру під час лиття, що сприяє високій якості та надійності отриманої запірної арматури.

На рис. 1 схематично показано застосування каркасних конструкцій при виготовленні варіантів зворотного клапана. Ескіз зображеної на рис. 1, б конструкції створений на основі цільнолитого зворотного клапана типу NVD 402, який компанія «Danfoss» (Данія) серійно випускає з умовними діаметрами (D_y) від 40 мм до 500 мм [3].



1 – корпус клапана; 2 – модель фланця; 3 – модель перемички між фланцями;
 4 – пружина з неіржавкої сталі; 5 – ущільнення EPDM (етилен-пропіленовий каучук); 6 – перемичка; 7 – спеціальний профіль запірної системи; 8 – фланці;
 9 – знімна напрямна обтічна форма; 10 – бронзовий шток; 11 – бронзове напрямівне кільце

Рисунок 1. Схема комплектації з моделлю каркаса (а) та ескіз зворотного клапана з металевим каркасом (б)

Для фланцевих конструкцій при виготовленні полімерних моделей перемички між фланцями встановлюють між кріпильними отворами фланців так, щоб це не заважало виконувати механічне кріплення арматури за типом «болт-гайка», чи «шпилька-гайка». У разі проектування перемичок вигнутої форми, призначених для огинання випуклого корпусу оболонки, їхню геометрію доцільно виконувати за кривизною провисаючої ланцюгової лінії (катенарії). Такий підхід базується на моделюванні виливків як оболонкових конструкцій [4], що дозволяє оптимізувати розподіл внутрішніх напружень у литому каркасі, мінімізуючи небажані згинальні моменти. Така форма забезпечує роботу елементів каркаса переважно на чистий розтяг або стиснення, що суттєво підвищує експлуатаційну надійність при сприйнятті тиску плинного середовища.

Застосування зносостійкої або корозійностійкої корпусної оболонки зі спеціальних легованих сплавів в поєднанні з несучою каркасно-фланцевою

конструкцію зі сплавів, значно дешевших за вартістю, забезпечує економію коштів. Порівняно рівностінні оболонки з високолегованих сплавів, та трубчастих конструкцій з кованих чи прокатних сталей мають підвищені експлуатаційні властивості, ніж литі конструкції, зокрема з масивними фланцями. Описаний спосіб дозволяє перевести відпрацьовані популярні цільнолиті (наприклад, чавунні) конструкції, на каркасно-комбіновані з оболонками зі спеціальними властивостями для їх застосування при обробці агресивних середовищ.

Література:

1. Дорошенко В. С., Шалевська І. А., Янченко О. Б. Відновлення та модернізація транспортної інфраструктури України: роль інноваційних ливарних технологій // Вісник машинобудування та транспорту. – 2025. – Том. 21, № 1. – С. 50–60. <https://doi.org/10.31649/2413-4503-2025-21-1-50-60>.
2. Дорошенко В. С., Клименко С. І., Федюк Ю. А. Запірна трубопровідна арматура з залізобетонних сплавів: світовий досвід та перспективи для України // Литво. Металургія. 2025 (Харків, травень 2025 р.). – Харків, 2025. – С. 88–92.
3. Зворотний клапан Danfoss NVD 402 PN16 DN50. Teplocentr.ua. М. Чернівці. URL: <https://teplocentr.ua/product/zvorotniy-klapan-402-pn16-dn50-065b7471/>.
4. Дорошенко В. С. Моделирование отливок как оболочковых конструкций с целью металлосбережения // Металл и литье Украины. – 2015. – № 6. – С. 30–34.

Дорошенко В. С., Клименко С. І., Шинський В. О., Боровик М.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ГЕОМЕТРИЧНА ОПТИМІЗАЦІЯ КОРПУСІВ ТРУБНОЇ АРМАТУРИ ЯК ОБОЛОНКОВИХ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ ТОЧНОМУ ЛИТТІ

E-mail: doro55v@gmail.com

Серед актуальних завдань при створенні нових матеріалів та технологій для машинобудування і транспорту є зниження матеріаломісткості литих металоконструкцій, які за масою та кількістю часто займають до 50 % від загальної

потреби у металопродукції цих галузей, де такі деталі нерідко відповідають за конкурентоспроможність нової техніки.

При розробці у ФТІМС НАН України нових високоефективних литих матеріалів їхні переваги варто реалізувати у металоконструкціях, що виливається у таких піщаних формах, які дозволять суттєво підвищити їхню розмірну точність, створити задані умови для твердіння та структуроутворення металу при скороченні матеріало-, енерговитрат і шкідливих викидів у навколишнє середовище. До таких методів належать різновиди лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), а також нові перспективні процеси лиття у заморожені форми та за крижаними моделями, наукові та технологічні основи яких тривалий час удосконалюються у відділі фізико-хімії ливарних процесів [1, 2] і простежуються у зростаючому потоці публікацій у світовій науково-технічній інформації. Комп'ютерні програми, що використовуються вітчизняними ливарниками для моделювання процесів, розроблені на основі емпіричних рівнянь, що описують процеси формоутворення, створені ще у минулому столітті, і часто не дозволяють реалізувати складні литі конструкції з високою розмірною точністю для таких нових технологій.

У цій статті розглянуто метод фізичного моделювання виливків оболонкових конструкцій корпусних деталей трубопровідної арматури для рідинних та газових середовищ середнього та високого тиску, що отримуються за ЛГМ-процесом. Актуальність таких досліджень ґрунтується на потребі відновлення транспортної логістики України, в тому числі для успішної інтеграції в європейську транспортну систему, де трубопровідний транспорт відіграє суттєву роль [3]. Загалом литі конструкції в Україні нерідко перевищують розрахункові за металомісткістю у 1,5–2 рази, а в Західній Європі – у 1,3–1,5 рази, що призводить до перевитрати енергоносіїв, шихтових матеріалів та працемісткості їх виробництва у 1,5–2,0 рази [1, 2].

Спільна оптимізація металоконструкцій та технології їх лиття для підвищення ступеня використання металу запропонована на прикладі оболонкових конструкцій трубопровідної арматури, типові зразки та пінополістиролові моделі яких (з досвіду їх лиття у цеху ФТІМС НАНУ) показано на рис. 1.



Рисунок 1. Ливарні моделі та виливки деталей трубої арматури з ливарного цеху ФТІМС НАН України [3]

Зокрема, для оптимізації таких конструкцій запропоновано застосовувати моделювання методом перевертання ланцюгової лінії для пошуку ідеальної

конфігурації для арок та куполів за аналогією, відомою у будівництві. Однорідна арка у формі перевернутої ланцюгової лінії зазнає лише деформацій стиснення, але не згину. Метод фізичного моделювання опорної поверхні безмоментної склепінчастої оболонки складної криволінійної поверхні можна реалізувати шляхом перевертання висячих мереж (сіток) [2]. Таку сітку-павутину, що звисала зі стелі, часто використовував архітектор А. Гауді (1852–1926). Суть його моделювання – у прирівнюванні сил стиснення силам розтягу; купол імітують у перевернутому вигляді. Мотузки з вантажами замінюють представлення частини купола, колони, стіни. Якщо стіна була завтовшки у пів цеглини, то на мотузці через кожні 5 см кріпили свинцеві важки по 10 г, якщо в цілу цеглину – по 20 г. Виходив ланцюг із вантажів. Якщо купол мав бути встановлений на 6 розгалужених колон, то до стелі підвішували 6 таких масштабованих ланцюгів і до їхніх кінців кріпили мотузки з вантажами, пропорційно вазі купола. У підсумку отримували «ланцюговий» прогин. Залишалося окреслити форму, зафіксувати пропорції лінійкою і перевернути картинку.

Однак за допомогою висячих сіток із плоского їхнього положення часто складно сформувати дією сили тяжіння оболонку необхідної опуклості при закріпленні її над отвором довільної форми. Тому для оболонкових конструкцій за аналогією з моделюванням методом перевертання висячих сіток запропоновано моделювання методом перевертання провисаючої нагрітої термопластичної синтетичної плівки [2]. Для випробувань використовували поліетиленову плівку або севілен марки 11304-075, яка часто застосовується при вакуумно-плівковому формуванні для облицювання модельних комплектів при її подовженні до 6 разів. Товщина плівки – у межах 75–100 мікрон. Плівка при нагріванні до пластичного стану в ливарному цеху провисала під власною вагою. Випробували моделювання форми виливку кришки люка поліетиленовою плівкою, закріпивши її у проємі та нагріваючи її решіткою з трубчастих електронагрівачів (ТЕН). Коли плівка провисла на необхідну відстань, її фотографували збоку для обробки зображення на комп'ютері. Величину провисання регулювали зміною температури ТЕНів або ступеня їх наближення до плівки. Плівка легко закріплюється по краю (периметру)

проєму будь-якої конфігурації, а подібна технологія нагрівання добре відпрацьована для процесу вакуумно-плівкового піщаного формування. Це спрощувало моделювання без застосування сіток особливої конструкції.

Виконано фізичне моделювання таким же методом деталей литого контейнера для захоронення радіоактивних відходів, описане в роботах [2, 4]. Крім того, оболонковий корпус контейнера запропоновано армувати вставками з кам'яного матеріалу при збереженні службових властивостей такого корпусу [2].

Інтеграція вдосконалення оболонкових металоконструкцій та технології їх лиття є важливою умовою отримання конкурентоспроможних литих деталей. Застосування вакуумованої піщаної форми, типової для ЛГМ-процесу (особливо із застосуванням спрямованого виведення газів у процесі заливки металу [5]), сприяє підвищенню рідкоплинності металу майже на 20 % порівняно з формами із сумішей із зв'язувальними компонентами і дозволяє лити тонкостінні оболонкові металоконструкції. Використання разових моделей (без характерних ухилів та припусків для традиційних форм) також підвищує точність виливків. Обидва такі чинники сприяють збереженню металу, як і описаний метод проектування оболонкових конструкцій з можливістю зниження ваги виливків при збереженні їхньої необхідної міцності. Зниження матеріаломісткості продукції та пов'язане з ним енергозбереження, а також перспективи застосування льоду для модельного оснащення і в якості зв'язувального компоненту заморожених форм в потенційно екологічно небезпечному ливарно-металургійному комплексі закономірно веде до скорочення забруднення довкілля.

Література:

1. Шинський О. І. Зниження металоємності ливарної продукції – основа розвитку галузі // Обладнання та інструмент для професіоналів. – 2011. – № 1. – С. 78 – 79.
2. Дорошенко В. С. Моделирование отливок как оболочковых конструкций с целью металлосбережения // Металл и литье Украины. – 2015. – № 6. – С. 30–34.

3. Дорошенко В. С., Шалевська І. А., Янченко О. Б. Відновлення та модернізація транспортної інфраструктури України: роль інноваційних ливарних технологій // Вісник машинобудування та транспорту. – 2025. – Том. 21, № 1. – С. 50–60. <https://doi.org/10.31649/2413-4503-2025-21-1-50-60>.

4. Дорошенко В. С. Армированные конструкции для защиты от радиации, перевозки и захоронения радиоактивных отходов // Співробітництво для вирішення проблеми відходів: Матер. VI Міжнар. конф. (8–9.04.2009, Харків). Х.: ЕкоІнформ. – 2009. – С. 51 – 52.

5. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б. Вентильовані, наповнені пінопластом друковані моделі // XVI Міжнар. наук. - техн. конф. Нові матеріали і технології в машинобудуванні - 2024: мат. наук. - техн. конф. 25-26 квітня 2024 р., Київ / заг. ред. Р. В. Лютий. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського. – 2024. – С. 132–137.

Дорошенко В.С., Федюк Ю.А. Боровик М.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ОПТИМІЗАЦІЯ ГАЗОВІДВОДУ ПРИ ЛИТТІ КАРКАСНО-АРМОВАНИХ
МЕТАЛОВИРОБІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Сучасна промисловість та транспорт потребують впровадження енергоефективних та екологічно орієнтованих технологій, що дозволяють створювати металовироби з покращеними експлуатаційними характеристиками. Для стратегічних галузей України, таких як транспортне машинобудування, критично важливим є зниження металомісткості литих деталей без втрати їхньої міцності та надійності. Одним із найбільш перспективних інструментів для вирішення цього завдання є метод лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), який цього року відзначає своє 70-річчя з часу подачі заявки на патент Г. Шроєра в 1956 році (Cavityless casting mold and method of making the same), який було отримано у 1958 році (US 2,838,343) [1].

Дослідження, що проводяться у ФТІМС НАН України, свідчать про високу ефективність застосування каркасного армування при використанні ЛГМ-процесу. Інтеграція сталевих зміцнювальних каркасів (до 15 % за масою) безпосередньо в тіло виливка зі сталі чи чавуну дозволяє зменшити загальну вагу деталей на 15-20 %. Це досягається завдяки використанню арматури з вищими міцнісними показниками, ніж у базового матричного сплаву. Армувальний каркас розміщують в тілі моделі при її виготовленні, що дозволяє точно фіксувати підсилювальні елементи в зонах високих експлуатаційних навантажень майбутнього виробу.

Пінополімерна модель стає носієм скомпанованої конструкції як скріпленого із різних армувальних деталей каркасу, так і без такого скріплення. Перевага ЛГМ полягає в тому, що вже в тілі разової моделі (поза ливарною формою) зручно розташувати навіть різнорідні металеві та (чи) неметалеві деталі (які матричний метал скріпляє воедино), проконтролювати їх позиціонування відносно один одного, а потім помістити модель у піщану форму, впевнено знаючи, що в ній вони залишаться на потрібному місці протягом усього циклу формування і заливання, навіть при транспортуванні чи вібрації цієї форми. Натомість при вставленні арматури до традиційних порожнистих форм, її треба пришпилювати, розпирати жеробійками, чи підвішувати на гачках в порожнині при збиранні форм з роз'ємних півформ. Це може пошкодити стінки форми, а металева арматура може зміститись при транспортуванні форм під заливку, що загрожує порушенням геометричної точності армування.

Загалом, разова піномодель (в т. ч. з 3D-друкованими елементами) значно спрощує і розширює можливості армування виливків аж до розміщення в них об'ємних каркасних конструкцій складної конфігурації. Це дає новий поштовх для розвитку каркасного лиття як одного із аспектів розкриття досі недостатньо затребуваного потенціалу ЛГМ-процесу. Цьому також сприяє застосування у складі армувального каркасу перфорованих елементів, завдяки проливанню розплаву крізь отвори яких виконується «зшивання» (за аналогією з дією заклепок) у єдину лито-армовану конструкцію. Створення такого міцного з'єднання має

значні перспективи для поширення армування виливків у різних галузях промисловості.

Крім того, металевий каркас виконує роль внутрішніх холодильників, що забезпечує спрямоване затвердіння розплаву, чим запобігає появі газових та усадкових пор та раковин у армованих виливках без застосування масивних надливів, характерних для них припусків (зокрема при проектуванні за методом вписаних кіл) та нерідко застосовуваних живильників для таких надливів, сполучених з ливниковою системою. Зміцнення виливка армувальним каркасом з металу вищої міцності, ніж у матричного сплаву, та зазначена функція холодильників дозволяють суттєво знизити масу неармованого виливка без зниження його службових властивостей разом з економією завдяки зменшенню витрат рідкого металу. Для залізничного транспорту така оптимізація маси литих деталей означає пряму економію палива та зниження динамічних навантажень на колії, що підвищує загальну економічну та ресурсну ефективність перевезень.

Технологічна особливість ЛГМ-процесу отримання армованих виливків полягає в тому, що при заповненні форми розплав миттєво (протягом 1-3 секунд) нагріває арматуру, провокуючи інтенсивну газифікацію пінополістиролу по всій поверхні контакту. На відміну від класичного ЛГМ-процесу, де заміщення моделі рекомендовано виконувати послідовно (знизу вгору) [1], тут виникає ризик стрибкоподібного зростання тиску газів, що створює загрозу викиду металу з форми через ливникову систему, що є недопустимим з огляду на техніку безпеки.

Для стабілізації процесу розроблено методику керованого газовідводу через систему спеціальних вентканалів, що з'єднані безпосередньо з арматурним каркасом, та подовжені полімерними трубками серійного виробництва з поліетилену чи поліпропілену, або виготовленими в ливарному цеху у вигляді трубчастого випору з пінополістиролу.

Така оптимізація газовідводу із зони газифікації моделі дозволяє не лише нівелювати пікові стрибки тиску, а й ефективно виводити продукти газифікації моделі або за межі форми [2, 3], або у пористе середовище вакуумованого піску форми [4]. Перший варіант також передбачає спалення цих нагрітих вуглеводневих

продуктів на зовнішній поверхні форми за рахунок їх окислення до діоксиду вуглецю CO₂ та водяної пари H₂O, за аналогією з горінням метану на кухонній плиті, що забезпечує екологічний ефект за рахунок знешкодження цих газів без виділення диму у приміщення цеху. Крім того, видалення з порожнини форми мікрочастинок сажистого вуглецю разом із цими газами сприяє зменшенню ступеня науглецювання матричного сплаву при збереженні заданих хімічних та механічних властивостей металу. Таким чином, удосконалена технологія ЛГМ з армуванням і оптимальним газовідводом забезпечує отримання високоякісних полегшених металоконструкцій, що мають значний потенціал для широкого промислового впровадження в рамках концепції сталого розвитку ливарного виробництва.

Література:

1. Шуляк В. С. Литьє по газифицируемым моделям. СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Патент 67906 Україна, МПК В22С 9/04. Спосіб лиття за моделями, що газифікуються / О. Й. Шинський, В. Т. Шульга, Л. П. Вишнякова, І. О. Шинський, О. А. Яковишин. Опубл. 10.09.2007. Бюл. № 14.
3. Дорошенко В. С. Знешкодження газів, які виділяються при литті за моделями, що газифікуються // Метал та лиття України. – 2021. – № 2. – С. 60-67.
4. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Дьяченко М. М. Лиття за газопроникними полімерними моделями, що газифікуються з відкачуванням по вентканалах газів з робочої порожнини форми // Процеси лиття. – 2024. – № 2. – С. 19-28. <https://doi.org/10.15407/plit2024.02.019>

Дорошенко В.С., Шинський В.О., Федюк Ю.А., Шалевський А.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ АРМОВАНОГО ВИЛИВКА МЕТОДОМ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

E-mail: doro55v@gmail.com

Сучасна концепція розвитку засобів захисту бронетехніки і захисних споруд прагне переходу від пасивних гомогенних структур до інтелектуальних метаматеріалів, здатних активно протидіяти динамічним навантаженням. Одним із перспективних напрямів у цій сфері є спосіб виготовлення армованого легкового вилівка методом лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Разові полімерні моделі, виготовлені з пінополістиролу чи (останнім часом) з залученням 3D-друку, можуть служити монтажною основою або носієм для розміщення в їх тілі армувальних елементів, які після газифікації моделі інтегруються в тіло вилівка.

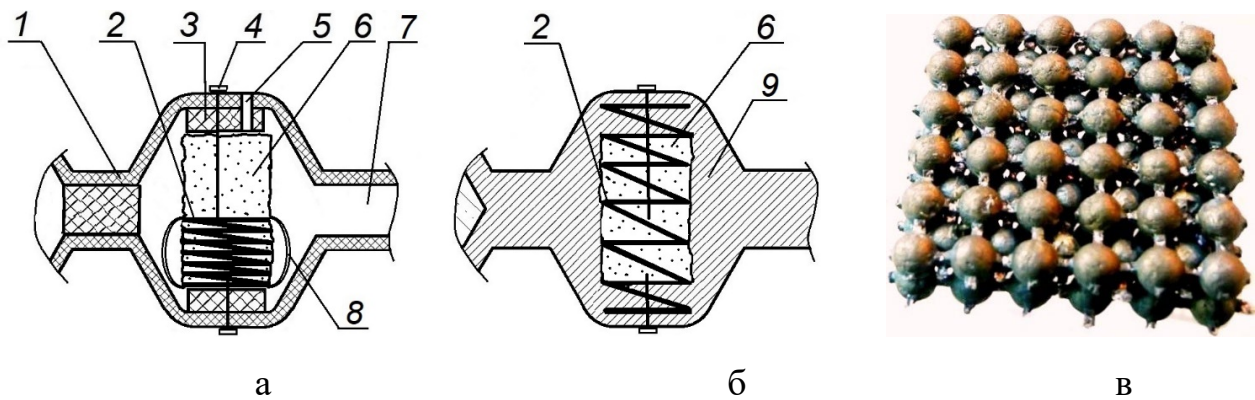
В роботі [1] описано виготовлення метало-піщаного композиту методом ЛГМ. Особливість застосованої технології полягає у виготовленні з пінополістиролу ливарної полімерної моделі у вигляді двох половинок-оболонок, що дещо нагадують за зовнішнім видом лотки для яєць чи блістери для цукерок. Також описано виготовлення таких оболонок методом термоформування із термопластичного полімерного листа, наприклад, товщиною від 0,2 до 2,0 мм, що включає нагрівання листа до досягнення пластичного стану з температурою, відповідною до типу полімеру, з подальшим формуванням у прес-формі під дією вакууму або тиску. Для поширених видів полімерів ця температура знаходиться в інтервалі 85-170 °С. Перспективним є також 3D-друкування таких оболонок.

Уявімо, що замість яєць у такий багатомісний полімерний контейнер з двох оболонок кладуть ливарні піщані стрижні [1]. А після заливання такої армованої цими стрижнями моделі за ЛГМ-процесом отримують вилівок, наповнений стрижнями, піщана суміш яких спікається, а стрижні залишаються в металі у складі метало-піщаного композиту, або вибиваються з вилівка, що надає йому каркасно-комірчасту конструкцію. По суті, піщані стрижні разом з вставками-прокладками

між оболонками виконують роль розпірок для «наповнення повітрям» моделі і регулювання її газотвірності при термодеструкції у ливарній формі. Останнє відкриває додаткові можливості ЛГМ-процесу за рахунок використання друкованих моделей, між друкованими оболонками яких утворюється простір (зазор), який зменшує масу моделі на одиницю об'єму разом з її питомою газотвірністю, а також відбувається вільний вихід газів при встановленні вентиляційних випорів на моделі. Армування металовиробу неметалевими елементами надає йому додаткових функціональних властивостей, зокрема підвищення опору проникненню – збільшенню протидії імпульсному руйнуванню за рахунок каркасно-комірчастої конструкції металевої основи (зі стрижнями чи без) із стінками «різнокутного» розташування відносно напрямку дії силового вектора руйнування, що часто застосовують для бронеперешкод.

В процесі подальших досліджень армування у розвиток методу [1] було запропоновано спосіб одержання армованого легкого вага вилівка з підвищеними механічними властивостями, переважно для бронеперешкод, за рахунок створення в структурі активного поля попереднього напруження та реалізації ефекту трансформаційної пластичності. Цей спосіб включає (рис. 1) виготовлення разової полімерної моделі 1 з порожнинами, розміщення в них металевих армувальних елементів у вигляді попередньо напружених пружин (пружних модулів) 2, зафіксованих у стиснутому стані легкоплавкими фіксаторами 8, з подальшим заливанням форми матричним металом при одночасному вакуумуванні.

Дві половинки полімерної оболонкової моделі 1 скріплюються формувальними гвіздками 4, що проходять крізь локальні розпірки (прокладки) 3 з пінополістиролу (кілька подібних прокладок також можуть встановлювати для контролювання товщини моделі не лише у вузлах армування) та рулон (валик) 6 із муліто-кремнеземного волокна.



1 – оболонкова модель; 2 – пружина; 3 – розпірки з пінополістиролу;
 4 – фіксувальний гвіздок; 5 – вентканал (накол); 6 – валик з муліто-кремнеземного
 волокна; 7 – вільний простір; 8 – фіксатор стиснутої пружини; 9 – метал вилівка

Рисунок 1. Схема установки арматури в модель (а), частина вилівка навколо
 одної пружини (б) та приклад подібного вилівка (в)

На рис. 1, а показано зібрану з двох оболонок ділянку моделі, але таких оболонок може бути три і більше. Наприклад, при трьох оболонках у стик до середньої армувальні пружини 2 у стиснутому вигляді за допомогою фіксаторів 8 можуть встановлювати по обидві сторони. Між полімерними оболонками 1 знаходиться вільний простір 7. На рис. 1, б показано ділянку вилівка з розтиснутою пружиною 2 та валик 6, що в моделі був вставлений в середину гвинтової пружини, яка знаходиться в литому металі 9. Така компоновка забезпечує локальну анізотропію властивостей у заданих (опуклих) зонах модуля бронеплити.

Вивільнення пружної енергії пружин відбувається в інтервалі температур вище солідусу, що супроводжується їх розпрямленням до упору в поверхневу кірку матричного сплаву, сформовану вакуумованою формою, що створює зони попереднього напруження стиску та механічне ущільнення матриці. Внутрішні порожнини стиснутих гвинтових пружин заповнюють муліто-кремнеземним волокном (вата, повсть або картон) для підвищення вогнетривкості, зменшення маси вилівка та посилення демпфувальних властивостей при поглинанні енергії удару.

Як матрицю використовують залізобетонний сплав, причому охолодження виливка рекомендовано виконувати у піщаній формі до температури 1000-900 °С для видалення його в аустенітному стані і виконання такого режиму ізотермічного гартування, щоб отримати 25-35 % залишкового аустеніту у матричному металі. При цьому метал отримує здатність до TRIP-ефекту (перетворення в мартенсит деформації). Виготовлення оболонкової моделі здійснюють з пінополістиролу традиційним спіканням у прес-формі, шляхом 3D-друку або термоформування, а при збиранні оболонок проміжки між оболонками регулюють вставками з пінополістиролу аналогічно [1], чим контролюють об'ємну щільність виливка.

Ключовим технологічним рішенням є фіксація пружинних модулів (можуть застосовуватись пружини не лише гвинтового типу) у стиснутому стані за допомогою легкоплавких фіксаторів, матеріал і товщина яких підбираються таким чином, щоб їх руйнування відбувалося саме в інтервалі температур між ліквідусом і солідусом матричного металу. Після розміщення моделі у формі з сухим піском та її вакуумування здійснюється заливання розплавом. Вакуумування забезпечує інтенсивний відвід тепла, що гарантує швидке утворення поверхневої кірки за рахунок ефекту присмоктування металу до стінки форми. Коли тепло розплаву руйнує фіксатори, пружини починають розпрямлятися всередині напівтвердої матриці, спираючись на вже сформовану кірку. Це перетворює вилівок на напружену конструкцію ще до завершення кристалізації всього об'єму, забезпечуючи здрібнення кристалічного зерна матриці за рахунок дії арматури як внутрішнього холодильника і тепловідводу до валика 6.

Особливого значення набуває синергетичний ефект при використанні як матриці залізобетонних сплавів, «передчасного» видалення гарячого виливка з форми і подальшого охолодження в режимі ізотермічного гартування з досягненням структури, придатної до TRIP-ефекту (Transformation Induced Plasticity). У такій системі пружини виступають не просто як арматура, а як акумулятори фазового перетворення. Внутрішні мікродеформації від зусилля пружини сприяють перетворенню аустеніту в мартенсит ще до початку зовнішнього впливу – ефекту «самогартування». Якщо пружина розпрямилася не

повністю, вона залишається постійним джерелом енергії. При виникненні тріщини від вибуху пружина намагається дотиснути матрицю, що знову провокує утворення мартенситу прямо в «голові» тріщини, працюючи як «інтелектуальний пластир».

Практичне застосування цієї технології, наприклад, при створенні секцій протимінного захисту днища з високоміцного аустенітного чавуну, дозволяє отримати дворівневу систему захисту: макроскопічну пружність пружин та мікроскопічну міцність мартенситу. Пружини «зшивають» структуру, запобігаючи відколюванню внутрішніх шарів броні, а попереднє напруження стиску змушує ударну хвилю витратити енергію на подолання внутрішнього тиску. Це робить такий метаматеріал майже невразливим до крихкого розколювання, що є інноваційним кроком у створенні активних бронеперешкод з інтегрованими системами накопичення внутрішньої енергії.

Додаткову функціональність метаматеріалу забезпечує заповнення внутрішніх порожнин гвинтових (циліндричних) пружин муліто-кремнеземним волокном у вигляді вати або волокна. Це дозволяє створювати легковагі конструкції з підвищеною вогнетривкістю та сприяє демпфувальним властивостям. Таким чином, поєднання ЛГМ-процесу з механізмом самозміцнення на стадіях кристалізації та зовнішнього деформування з метою створення адаптивного захисту техніки дозволяє отримувати активні бронеструктури складної геометрії, які за рівнем захисту та питомою міцністю перевершують класичну гомогенну броню.

Література:

1. Дорошенко В. С. Виготовлення метало-піщаного композиту методом лиття за моделями, що газифікуються // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – 2025. – № 7. – С. 27-36. <https://doi.org/10.20535/2519-450X.7.2025.349068>.

Дорошенко В. С.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ТЕХНОСФЕРНИЙ ПІДХІД ДО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ЯК
ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНОЇ СКЛАДОВОЇ НООСФЕРИ З
ПРИРОДОПОДІБНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ ТА МАТЕРІАЛАМИ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Сучасна парадигма ливарного виробництва наближається до стану методологічного застою, що потребує суттєвого перегляду методологічних засад металургійних процесів. В умовах поступового глобального переходу до шостого технологічного укладу класичний системний підхід, який розглядає виробництво як лінійну сукупність дискретних обробних операцій, вичерпує свій потенціал.

Інженерна наука сьогодні розвивається шляхом конструктивізму, який є для неї звичним. Однак такий розвиток супроводжується комплексом протиріч: між окремими операціями та виробничим ливарним циклом загалом; між галуззю та довкіллям; між ливарником та технологічним середовищем тощо. Поточний стан інженерії не дає підстав вважати, що ці протиріччя можуть бути вирішені в межах старої логіки «людина над природою». Конфлікт між детермінізмом математичних розрахунків та стохастичною природою реальних фізико-хімічних перетворень, зокрема у ливарній формі, стає нездоланною перешкодою для отримання бездефектних виливків критичного призначення.

Суттєвим гальмом стає надмірна складність системних моделей (системний підхід), що намагаються врахувати тисячі параметрів, але нехтують головним – синергією цілого. Таке спрощення реальності призводить до ефекту «симплергії» – втрати сутнісних властивостей складного об'єкта при його декомпозиції. Симплергія стає ціною за «зрозумілість» моделі, де за «деревами» окремих датчиків інженер перестає бачити «ліс» цілісного технологічного процесу. Як наслідок, кількісне накопичення великих даних (Big Data) не конвертується у якість управління. Альтернативою може стати техносферний (сферний) підхід,

теоретичний фундамент якого закладено у вченні нашого видатного співвітчизника акад. В. І. Вернадського про ноосферу [1].

У цій парадигмі ливарне виробництво трансформується з «гарячого цеху» з «нагромадженням» обладнання в наукоємну складову техносфери, що наслідує принципи організмічності. Це означає перехід від механістичної моделі до концепції «живої технології», де все виробництво функціонує як цілісний організм. Ливарний цех у такому розумінні постає як складна екосистема, що перебуває у постійному енергоінформаційному та матеріальному метаболізмі (взаємопов'язаних процесів споживання, перетворення та дисипації різних видів енергії) з глобальними циклами планети. Тяжіння до природоподібності реалізується через підхід до повного рециклінгу (сировини та відпрацьованого литва) та створення металевих виливків з оптимальним життєвим циклом. При цьому саморегуляція системи виступає не як зовнішній алгоритм, а як іманентна властивість техносферної одиниці підтримувати технологічний гомеостаз у відповідь на мінливість зовнішнього середовища.

За цими міркуваннями виникає питання: якою має стати нова інженерно-матеріалознавча наука, щоб відобразити всю повноту і глибину поточних змін і вирішити вказані протиріччя? Вона має стати відповідною до життя як такого, чи життєподібною. В. Вернадський наполягав на принциповій відмінності часу та простору, збереження унікальності кожного та іншому способу їх об'єднання в єдиний біологічний простір-час. Для ливарної технології це може означати перехід від лінійного часу технологічного процесу до «біологічного часу дозрівання» структури вилівка, де кожна секунда кристалізації є незворотною та якісно унікальною. Також це впливає з тези В. Вернадського про необхідність доповнення існуючої наукової основи «матерія-енергія», ще однією фундаментальною основою - життям.

Життя, за В. Вернадським, не має початку та не виникає шляхом самозародження з відсталої, мертвої матерії, воно вічне і незнищенне, як матерія-енергія, та його таємниця, як і таємниця матерії-енергії, лежить поза пізнавальних можливостей наукового методу. Нова наука та нове природознавство

спиратимуться на обидві підстави: матерії-енергії та життя. Ця жива наука зможе повністю переглянути весь корпус наукового знання та способів зв'язку з реальністю і вивести людство з тих глухих кутів, в які воно заходить. У контексті ливарництва така «жива наука» дозволяє бачити в металі, чи в інших ливарних матеріалах в процесі їх фазо-зміни, не пасивний об'єкт маніпуляцій, а активне середовище з притаманною йому внутрішньою інтенцією до впорядкування. Ця інтенція виявляється через самоорганізацію дисипативних структур у нерівноважних термодинамічних умовах, де кожна фазова трансформація є актом «вибору» системою найбільш стійкого стану, що виводить проектування технологій на рівень «співтворчості» з матеріалом, де інженерна думка не пригнічує природні властивості розплаву, а резонує з ними для досягнення ідеальної структури.

Ключовою методологічною новацією є сприйняття формування вилівка і процесу його виготовлення аналогічно акту самоорганізації живої матерії. У такому «технологічному організмі» розплав, ливарна форма (та разова модель у точних процесах лиття) утворюють єдину функціональну сферу – нерозривну оболонку, де енергія кристалізації не просто дисипує у довкілля, а стає основним чинником формування структури. При цьому тепломасоперенесення розглядається не як сукупність втрат, а як внутрішній потік енергії, що структурує простір вилівка згідно з логікою мінімізації ентропії. Це дозволяє відійти від примусового, енерговитратного керування окремими параметрами до створення предиктивних умов для перетворення рідкого металу у вилиту конструкцію. Сферність тут виступає антитезою лінійності: об'єктом управління стає не послідовність дій, а стан середовища, забезпечуючи цілісність системи.

Природоподібність технології деталізується через створення «розумних» матеріалів, яким притаманний не лише заданий хімічний склад, а й, наприклад, саморегулюючі властивості чи біонічна архітектура. Біонічний підхід у конструюванні литих деталей дозволяє імітувати структури живої природи, де еволюційно відібраний розподіл маси матеріалу відповідає векторам реальних напружень, що суттєво підвищує питому міцність виробу. Важливим аспектом є

використання ефекту структурної спадковості, де метал розглядається як носій «генетичного коду». Ряду сплавів за певних термодинамічних умов притаманна властивість пам'яті структури, що передається від шихти до готового виробу. Це дозволяє реалізувати механізми адаптивної відповіді матеріалу: вилівок може покращувати свої експлуатаційні властивості безпосередньо у відповідь на зростання навантажень, агресивність середовища тощо. Зокрема, це проявляється через ефекти деформаційного зміцнення (тріп-ефект) або ініціювання фазових переходів безпосередньо в робочій (локальній) зоні деталі під час експлуатації. Ливарна форма при цьому перетворюється з пасивного резервуара на адаптивне «гніздо» – інтелектуальну матрицю, що керує як живленням вилівка так і регулює охолоджувальне середовище, забезпечуючи бездефектну кристалізацію на макро- та мікрорівнях.

Також високотехнологічна складова виробництва базується на принципах ритмічності та просторової симетрії, яким В. Вернадський приділяв ключову увагу в аналізі живої речовини. Застосовуючи ці принципи, ми отримуємо можливість керувати фазовими переходами через резонансні циклічні впливи, - зокрема ультразвукові коливання, вібрація чи електромагнітні поля, що імітують природні ритми структурування матерії. Ці енергетичні впливи виступають у ролі зовнішніх «ритмоводіїв», які синхронізують процеси зародкоутворення та росту кристалів (їх здріблення), забезпечуючи високий ступінь структурної гомогенності вилівка. Це відкриває шлях до створення матеріалів з унікальними характеристиками, що за показниками питомої міцності та витривалості перевершують сучасні аналоги. Розширюється застосування метаматеріалів в ливарному виробництві, в тому числі завдяки удосконаленню 3D-друку, зокрема полімерних моделей та піщаних форм, що дозволяє реалізувати топологічно оптимізовані (в тому числі біонічні) конструкції, недоступні для традиційних методів формування. Ливарник стає дизайнером «вирощування» конструкції у цифровому полі, де кожна структурна одиниця займає своє місце згідно з логікою цілого, а 3D-друк виступає як технологічний аналог біологічного морфогенезу, де цифрова модель є інформаційним кодом, що розгортається у фізичному просторі техносфери.

Ознаки природоподібних технологій, що описані в дослідженнях ФТІМС НАН України, представлено в таких публікаціях [2-15]. Ці роботи поповнюють вітчизняний базис для реалізації ноосферної парадигми, підтверджуючи пріоритет (починаючи з В. Вернадського) української школи у розробці інтелектуальних ливарних процесів. Саме такий шлях розвитку – через життєподібність технологій та техносферну відповідність – є ключем до глобальної конкурентоспроможності вітчизняного виробництва в епоху переходу до шостого технологічного укладу.

На завершення варто підкреслити, що техносферний підхід поступово інтегрує ливарне виробництво у структуру ноосфери як гармонійну та безпечну її інтелектуальну складову. Це не просто цифровізація чи впровадження штучного інтелекту – це перетворення технології на інструмент розумної еволюції глобальної промисловості. Литі конструкції майбутнього – це «розумні продукти», що несуть у собі потенціал безпечного функціонування у складних техногенних системах космічного масштабу. У такому контексті ливарна галузь, позбуваючись ресурсовитратних реліктових рис індустріальної епохи, стає «генератором» високоорганізованої матерії. Саме такий шлях розвитку є стратегічно пріоритетним, в тому числі для української науково-технологічної школи, яка має потенціал не лише до рефлексії світових досягнень, а й до формування власного, ноосферного вектору розвитку інженерії майбутнього.

Література:

1. Вернадский В. И. Философские мысли натуралиста. – М.: Наука, 1988. – 520 с.
2. Дорошенко В. С. Відтворення структур природи як спосіб отримання ресурсозберігаючих металоконструкцій // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, 2014. – № 1 (32). – С. 43-49.
3. Дорошенко В. С. Проектування легковагих литих каркасно-комірчастих металоконструкцій за допомогою моделювання структур природи. – Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing, 2015. – 54 с. ISBN: 978-3659-79495-7.
4. Doroshenko V., Mul O., Kravchenko O. Mathematical Relations for Harmonization with Technical and Decorative Casting Nature // Boundary Field Problems and Computer Simulation. – 2016. - Vol. 55. Riga: RTU Press. – P. 44-49.

5. Дорошенко В. С. Структура досліджень з розробки технології лиття за крижаними моделями з використанням низки особливостей та природних явищ // Процеси лиття. – 2017. – № 1. – С. 39-46.

6. Дорошенко В. С. Сучасні литі металоконструкції на основі природних аналогів // Світогляд. – 2017. – № 5. – С. 57-63.

7. Дорошенко В. С. Про гармонізацію конструкцій металовиробів із природою з метою заощадження металу // Світогляд. – 2017. – № 6. – С. 61-67.

8. Дорошенко В. С. Градієнтний механізм зміцнення піщаної суміші піщаних форм у природоподібних технологіях ливарного виробництва // Лиття України. – 2017. – № 12. – С. 5-10.

9. Дорошенко В. С. Ливарне виробництво як середовище для природоподібних технологій // Лиття та металургія. – 2018. – № 2. – С. 23-28.

10. Дорошенко В. С. Прообрази природоподібних технологій ливарного виробництва // Метал та лиття України. – 2018. – № 5-6. – С. 27 – 32.

11. Дорошенко В. С. Давайте лити метал, наслідуючи еволюційні алгоритми природи // Промисловість у фокусі. – 2018. – № 9. – С. 46-50.

12. Дорошенко В. С., Шалевська І. А. Ливарно-термообробні процеси виробництва виливків, близьких за конструкцією до природного походження // Литво. Металургія. 2021 / Під ред. Пономаренко О.І. – Запоріжжя, 2021. – С. 58-63.

13. Шинський О. Й., Калюжний П. Б., Дорошенко В. С. Біонічний підхід до виготовлення литих легковагих металоконструкцій для будівництва споруд модульного типу // Процеси лиття. – 2022. – № 4. – С. 53-64.

<https://doi.org/10.15407/plit2022.04.063>

14. Дорошенко В. С. Цифрове моделювання метаматеріалів для 3D-друку ливарних моделей в контексті переходу до виробництва на вимогу // Теорія і практика металургії. – 2025. – № 2. – С. 43-50. <https://doi.org/10.15802/tpm.2.2025.06>.

15. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Погребач Є. В. Огляд методів застосування штучного інтелекту в проектуванні ливарних технологій і метаматеріалів // Процеси лиття. – 2025. – № 4. – С. 74-87. <https://doi.org/10.15407/plit2025.04.074>

Єфімова В.Г.¹, Письмарьов К.Є.²¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ФТІМС НАН України, Київ)

РОЗРАХУНОК АКТИВНОСТІ КОМПОНЕНТІВ У ТВЕРДОМУ РОЗЧИНІ ШПНЕЛІ

Для визначення вільної енергії $\Delta G_f^o \text{MgO}$ проводились експерименти шляхом встановлення рівноваги між рідкою міддю, що містить графіт у тиглі з MgO у атмосфері Ar – CO. В результаті було встановлено наступну рівноважну реакцію:



Зміна вільної енергії рівняння (1) пов'язана з константою рівноваги цього процесу K_1 :

$$\Delta G_1^0 = -RT \ln K_1 = -RT \ln \frac{a_{\text{MgO}} \cdot a_{\text{C}}}{a_{\text{Mg}} \cdot P_{\text{CO}}}, \quad (2)$$

де a_{MgO} , a_{C} та a_{Mg} – активність компонентів, що приймають участь у рівноважній реакції;

P_{CO} – парціальний тиск, атм;

R – універсальна газова стала, Дж/моль·К;

T – температура, К.

Оскільки активність MgO та вуглецю дорівнює одиниці, у зв'язку з використанням чистого тигля MgO та графіту, вираз для константи рівноваги може набути наступного вигляду:

$$K_1 = \frac{1}{a_{\text{Mg}} \cdot P_{\text{CO}}} = \frac{1}{\gamma_{\text{Mg}} \cdot X_{\text{Mg}} \cdot P_{\text{CO}}}, \quad (3)$$

де γ_{Mg} – коефіцієнт активності магнію;

X_{Mg} – масова частка магнію у рідкій міді, % відповідно.

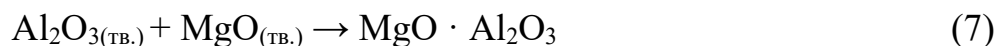
Значення коефіцієнтів активності магнію у рідкій міді було досліджено у роботі [1-4]. Дані цих досліджень свідчать, що коефіцієнт активності магнію слабо залежить від температури. Звідси випливає, що при визначенні константи рівноваги процесу утворення MgO можна користуватися рівноважною концентрацією Mg у рідкій міді. Отже зміна вільної енергії утворення MgO можна представити наступним чином:



$$\Delta G_2^0 = -116560 - 84,8T \frac{\text{Дж}}{\text{моль}}, \quad (6)$$

Визначення вільної енергії утворення MgO Al_2O_3 .

Реакція стехіометрично утворення шпінелі з чистих оксидів має наступний вигляд:



$$\Delta G_f^0 \text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 = -RT \ln K_2 = -RT \ln \frac{a_{\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3}}{a_{\text{MgO}} \cdot a_{\text{Al}_2\text{O}_3}} \quad (8)$$

де $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ та $a_{\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3}$ – активність Al_2O_3 та $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, відповідно.

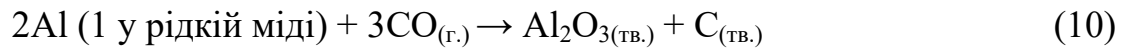
В наших дослідженнях ми приймаємо стандартну активність шпінелі як її стехіометричний склад $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, тоді вираз для визначення вільної енергії Гіббса набуде вигляду:

$$\Delta G_f^0 \text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 = -RT \ln \frac{1}{a_{\text{MgO}} \cdot a_{\text{Al}_2\text{O}_3}} \quad (9)$$

В рівняння (9) випливає, що для визначення вільної енергії утворення шпінелі необхідно визначити активності MgO та Al_2O_3 у рівновазі з чистим $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$.

Для визначення $\Delta G_f^0 \text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ нами було використано стехіометрично чистий $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, який знаходився у рівновазі з рідкою міддю та поміщений у графітовий тигель з фіксованим співвідношенням суміші газів Ar – CO.

Рівновага реакції:



відбувається за умов реакції (1).

Зміна енергії Гіббса буде визначатися у відповідності рівняння:

$$\Delta G_2^0 = -RT \ln K_2 = -RT \ln \frac{a_{Al_2O_3} \cdot a_C^3}{a_{Al} \cdot P_{CO}^3}, \quad (11)$$

де a_{Al} – активність алюмінію.

Оскільки активність вуглецю дорівнює 1, оскільки використовується графітовий тигель, активність Al_2O_3 може бути виражена рівнянням:

$$a_{Al_2O_3} = K_2 \cdot a_{Al}^2 \cdot P_{CO}^3 = K_2 \cdot \gamma_{Al}^2 \cdot X_{Al}^2 \cdot P_{CO}^3, \quad (12)$$

де γ_{Al} – коефіцієнт активності алюмінію в розплаві міді;

X_{Al} – масова частка алюмінію у розплаві.

Значення K_2 можна знайти за значеннями стандартних енергій Гіббса ΔG_2^0 з використанням таблиць термодинамічних величин. Значення активності алюмінію a_{Al} було знайдено з використанням роботи. Отже активність $a_{Al_2O_3}$ в стехіометричній сполучі може бути знайдена за рівноважним вмістом алюмінію у рідкій міді.

Активність MgO також можна визначити зі значення K_1 за значенням ΔG_1^0 , що визначається у відповідності рівняння (6). Отже рівняння для визначення активності MgO має наступний вигляд:

$$a_{MgO} = K_1 \cdot a_{Mg} \cdot P_{CO}. \quad (13)$$

Вільна енергія рівняння (7) може бути визначена з рівняння (9) шляхом підстановки активності кожного учасника процесу.

Активність компонентів в твердому розчині шпінелі. Область розчину.

При вимірюванні активності компонентів у фазі шпінелі твердий розчин шпінелі з нестехіометричним складом знаходиться у рівновазі з рідкою міддю у графітовому тиглі при сталому співвідношенні газів CO – Ar. Активності MgO та Al₂O₃ у твердому розчині шпінелі було визначено з використанням рівнянь (12) та (13) у відповідності того ж самого експериментального принципу. Далі активність стехіометричної шпінелі у твердому розчині може бути отримана за наступним рівнянням:

$$a_{MgO \cdot Al_2O_3} = K_1 \cdot a_{MgO} \cdot a_{Al_2O_3} \quad (14)$$

Також було проведено кілька додаткових експериментів для точного визначення меж існування шпінелі. Для цього було використано метод дифузійної пари. Циліндричний зразок Al₂O₃ був щільно з'єднаний з пластиною MgO. Кожна контактна поверхня була попередньо відполірована. Цю дифузійну пару витримували протягом 24 годин при 1700, 1800, 1873 та 1900 К під потоком очищеного аргону, а потім витягували з печі. Цей загартований зразок встановлювали у форму та розрізали в поздовжньому напрямку. Профіль концентрації Mg та Al у зразку виявляли за допомогою ЕРМА з дисперсією довжин хвиль. Товщина шару шпінелі, утвореного між MgO та Al₂O₃, становила від 300 до 500 нм в залежності від температури. Результати досліджень наведено у табл. 1.

В результаті проведених досліджень визначено вільні енергії утворення MgO та MgO · Al₂O₃, а також активності компонентів у твердому розчині шпінелі методом хімічної рівноваги.

Встановлено:

1. Рівняння для визначення вільної енергії утворення MgO з Mg_(тв.) + 1/2O_{2(г.)} → MgO_(тв.), як $\Delta G_{MgO}^0 = -669350 + 135,0T$.
2. Рівняння для визначення вільної енергії утворення MgO · Al₂O₃ з Al₂O_{3(тв.)} + MgO_(тв.) → MgO · Al₂O₃, як $\Delta G_{MgO \cdot Al_2O_3}^0 = -20790 - 15,7T$.
3. Показано, що твердий розчин MgO · Al₂O₃ демонструє від'ємне відхилення від закону Рауля.
4. Визначено коефіцієнт активності MgO · Al₂O₃ при насичених MgO та Al₂O₃.

Таблиця 1. Експериментальні результати активностей компонентів у твердому розчині шпінелі

N	T, K	P_{CO} , атм	Фаза рідкої міді		Фаза шпінелі			
			X_{Al} , долі 1	$X_{Mg} \times 10^4$, долі 1	$X_{Al_2O_3}$	$a_{Al_2O_3}$	a_{MgO}	$a_{MgO \cdot Al_2O_3}$
1	1800	0,811	0,0016	3,99	47,3	0,032	0,917	0,781
2	1801	0,383	0,0131	1,03	48,0	0,257	0,109	0,745
3	1801	0,398	0,0132	6,90	48,1	0,293	0,076	0,592
4	1802	0,516	0,0111	6,50	50,0	0,416	0,091	1,006
5	1798	0,499	0,0134	3,55	52,5	0,682	0,052	0,942
6	1799	0,503	0,0144	2,75	54,8	0,786	0,040	0,832
7	1801	0,340	0,0258	2,45	57,3	0,884	0,023	0,541
8	1800	0,287	0,0327	2,34	61,1	1,020	0,019	0,513
9	1873	0,993	0,0056	12,9	47,0	0,034	0,954	0,810
10	1874	0,986	0,0136	2,52	47,9	0,218	0,181	0,989
11	1871	0,988	0,0220	6,34	53,8	0,754	0,048	0,910
12	1874	0,986	0,0244	4,77	57,3	0,852	0,034	0,731
13	1875	0,992	0,0256	4,10	58,5	0,937	0,029	0,682
14	1873	0,990	0,0254	2,57	63,4	0,991	0,019	0,468

Література:

1. Park J., Zhang L. (2020). Kinetic Modeling of Nonmetallic Inclusions Behavior in Molten Steel: A Review. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 51 (6). – pp. 2453-2482.
2. Sajjad M., Dekang R., Hongyu Z., Xin T. (2025). Study on the separation process of non-metallic inclusions at the steel-slag interface using water modeling under static and dynamic conditions. Archives of Advanced Engineering Science. Vol. 3(3). pp. 197-204.

3. Wang Q., Zhang Y., Zheng Y., Wang J., Guo Z., Wu X, Zhang Q., Zhu L. (2026) Formation and high-temperature stability Mg-doped titanium nitrides in Mg – Ti treated steel: Experiment and first-principles calculation. [Materials Characterization](#). Vol. 232. pp. 234-241.

4. Liu Y., Cheng S., & Liu T. (2024). Study of inclusions-removal and slag-metal dispersion phenomenon in gas-stirred ladle. International Journal of Chemical Reactor Engineering. Vol. 22(7). pp. 843–853.

Іванов В.Г., Матвейшин М.В., Глотка О.А.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**МІКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНИЙ АНАЛІЗ НЕРЖАВІЮЧИХ
АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ**

E-mail: ivanov@zp.edu.ua

Аустенітні хромонікелеві сталі завдяки унікальному поєднанню високої корозійної стійкості, пластичності та стабільності структурного стану в екстремальних температурних діапазонах знайшли широке використання в багатьох галузях промисловості для виготовлення деталей, що піддаються інтенсивному механічному та корозійному впливу. Для розширення функціональних можливостей сталі її додатково можуть легувати молібденом, вольфрамом, титаном та іншими елементами. Перспективним методом оптимізації структури матеріалу є також легування бором, ефективність якого зумовлена як присутністю елемента у вільному стані, так і формуванням зміцнювальних фаз – карбідів та нітридів. Введення бору, концентрація якого зазвичай не перевищує одного відсотка, дозволяє значно покращити прогартовуваність, характеристики міцності та зносостійкості сталі Крім того, у специфічних умовах ядерної енергетики легування бором, у значно більшій кількості, забезпечує сталям необхідну здатність до поглинання теплових нейтронів, роблячи їх незамінними для створення захисних бар'єрів та елементів керування реакторами.

Досліджували хромонікелеві сталі наступного хімічного складу (мас. частка, %): 0,10...0,12 C; 18,5...19,0 Cr; 11,9...12,5 Ni; 1,1...1,2 Mn; 0,4...0,5 Si; до 0,01 S; до 0,03 P. Експериментальні плавки проводилися у лабораторних умовах у високочастотній індукційній печі місткістю 50 кг з нейтральною футерівкою. Основу шихти складали відходи сталі марки 12X18H10T, армко-залізо, феросплави (феромарганець, феробор). Сталь розкислювали феромарганцем (0,1...0,15 %) та додатково – алюмінієм та титаном (0,075...0,15 %). Останнім вводили феробор. Діапазон варіювання бору у дослідних хромонікелевих сталях складав 1,0...2,5 % (за масою).

Мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА) дослідних сплавів виконували із застосуванням растрового електронного мікроскопа PEM-106 (SELMI).

Металографічний аналіз показав, що у литому стані дослідні хромонікелеві сталі мають яскраво виражену дендритну будову з виділенням боридних та карбідних фаз по межах зерен. Встановлено, що зростання концентрації бору призводить до пропорційного збільшення об'ємної частки та розмірів неметалевих вкраплень, а при досягненні його вмісту понад 2,0 % у структурі формується розгалужена мережа стрижнеподібних сполук, що пронизує металеву матрицю.

Спеціально проведеними мікрорентгеноспектральними дослідженнями встановлено, що в аустенітних хромонікелевих сталях бор має специфічний характер локалізації, зумовлений його вкрай низькою розчинністю в аустенітній матриці. У сталях з високим вмістом бору МРСА підтверджує формування декількох видів боридів, вбудованих в аустенітну матрицю: типу MeB_2 та Me_3B_2 . Перші виявляються як темні фази, що сильно збагачені хромом (до і більше 50 %). Другі виглядають як світлі вclusions, ймовірно евтектичного походження. Важливим результатом МРСА є фіксація зон збіднених на хром, особливо на межах зерен, прилеглих до боридів. Таке збіднення може бути причиною схильності таких сталей до міжкристалітної корозії.

Таким чином, мікрорентгеноспектральне дослідження показало, що вміст бору є визначальним фактором у формуванні морфології та кількісного розподілу зміцнювальних фаз в литих аустенітних хромонікелевих сталях.

Іванова Л.Х., Колотило Є.В.

(УДУНТ, м. Дніпро)

СПЛАВИ ЗАЛІЗА ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД ТЕПЛОВИХ НЕЙТРОНІВ

E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

Поглинання нейтронів в активній зоні – основа регулювання роботи реактора та його безпечної експлуатації.

Захист від теплових нейтронів засновано на використанні матеріалів з високим перерізом захвату нейтронів. Для послаблення нейтронного випромінювання використовуються пластини з бетону, алюмінію, сталі, свинцю, оргскла та поліетилену. Для захисту можуть застосовуватися речовини з високим перетином поглинання теплових нейтронів, це – бор, кадмій, гадоліній та літій.

Метою дослідження було визначення впливу рідкоземельних металів (РЗМ) у складі сплаву на основі заліза на рівень їх нейтронопоглинаючого ефекту.

До РЗМ відповідно до промислової класифікації металів відносяться хімічні елементи з номерами 57-71 Періодичної системи Д. І. Менделєєва, що мають однакову кількість електронів на зовнішній оболонці атомів і відповідно схожі фізико-хімічні властивості. До рідкоземельних також відносять близькі до них перехідні метали третьої групи – хімічні елементи з порядковим номером 39 та 21 – ітрій та скандій.

У роботі досліджували рівень нейтронопоглинального ефекту 5 хімічних елементів: церій, самарій, гадоліній, диспрозій та ітрій у сплавах на основі заліза.

Методика дослідження. Метали плавили у силітовій печі в алунових тиглях. Базовим був сплав такого хімічного складу, мас. %: вуглець 3,52; кремній 1,46; марганець 0,065; фосфор 0,34; сірка 0,031; залізо решта. Для модифікування застосовували практично чисті рідкоземельні метали з вмістом домішок, %: церій – 0,41, самарій – 0,46, гадоліній – 0,29, диспрозій – 0,39, ітрій – 0,24.

Церій (лат. Serium) Ce – атомний номер 58, атомна маса 140,12, атомний радіус 1,71 А, густина 6,789 г/см³ температура плавлення 1077 К (804 ± 5°С), температура кипіння 3 743К (3 470 °С).

Самарій (лат. *Samarium*) Sm – атомний номер 62, атомна маса 150,36, атомний радіус 1,802 А, густина 7,536 г/см³ температура плавлення 1345 К (1072 ± 5 °С), температура поліморфного перетворення 1193 К (1670 °С).

Гадоліній (лат. *Gadolinium*) Gd – атомний номер 64, атомна маса 157,25, атомний радіус 1,802 А, густина 7,886 г/см³ температура плавлення 1585 К (1312 ± 15 °С), температура кипіння 3103 К (2830 °С), гадоліній та самарій мають дуже близькі значення радіусів атомів, але відрізняються кристалічними структурами, через те, що гадоліній має гексагональну структуру типу магнію.

Диспрозій (лат. *Dysprosium*) Dy – атомний номер 66, атомна маса 162,5, атомний радіус 1,802 А, густина 8,55 г/см³ температура плавлення 1685 К (1412 ± 15 °С), температура кипіння 2840 К (2567 °С).

Ітрій (лат. *Yttrium*) Y – атомний номер 39, атомна маса 88,91, атомний радіус 1,801 А, густина 4,472 г/см³ температура плавлення 1825 К (1552 ± 15 °С), температура кипіння 2903 К (2630 °С).

Модифікування РЗМ здійснювали у кількості 6 мас. % примусовим зануренням при досягненні температури розплаву 1450 ± 10 °С. Після тимчасової витримки протягом 10 хв здійснювали заливання одержаного розплаву при температурі 1320 °С у суху піщано-глинясту форму для одержання спеціального зразка з розмірами 75 × 75 × 15 мм. Зразки перед випробуванням нейтронопоглинального ефекту підлягали механічному обробленню.

Мікроскопічне дослідження проводили на оптичному металомікроскопі Neophot 21 при збільшенні 100 та 500. Шліфи досліджували після травлення у 2 %-му розчині азотної кислоти в етиловому спирті (ніталь). Кількість структурних складників визначали точковим методом Глаголева в 20 полях зору при збільшенні 400, що забезпечувало необхідну достовірність. Твердість чавунів вимірювали на приладі Роквелла за ДСТУ EN 6508-1:2013, використовуючи алмазний конус з кутом при вершині 120° (шкала С), з переведенням в одиниці Брінелля. Величину твердості розраховували як середню із п'яти вимірів. Мікротвердість структурних складових чавунів визначали на приладі ПМТ-3 за ГОСТ 9450-76 при навантаженні

0,49 Н та збільшенні 487. Точність вимірювання діагоналі відбитка становила 0,07 мкм. Величину мікротвердості розраховували як середню із 50 вимірів.

Дослідження впливу РЗМ у високовуглецевих сплавах на основі заліза на рівень їх нейтронопоглинального ефекту проводили на спеціальній «гарматі» за постійного нейтронного потоку над зразком $4800 \text{ с}^{-1}\text{см}^{-2}$.

Результати дослідження. Кількісний склад структурних складників дослідних чавунів та їх мікротвердість наведені у табл. 1. В усіх зразках при евтектичній кристалізації відбувався повний поділ фаз та первинна структура складалася з дендритів аустеніту і цементиту. Вторинний цементит при подальшому охолодженні після твердіння зразків виділявся з аустеніту у вигляді тонких пластин. Евтектоїдне перетворення аустеніту призводило до утворення перліту або трооститу. Кількісний склад структурних складників дослідних чавунів, їх мікротвердість та властивості дослідних сплавів наведені у табл. 1.

Досліджені хімічні елементи за величиною нейтронопоглинаючого ефекту розташовувалися у такий спадний ряд: гадоліній, самарій, диспрозій, ітрій. Обробка чавунного розплаву церієм не дала позитивного результату.

Таблиця 1. Результати проведених досліджень

Номер досліджу	Модифікатор	Кількість структурних складників, %		Мікротвердість структурних складників, МПа		Властивості чавунів	
		карбід	перліт	карбід	перліт	твердість НВ	нейтронний потік під зразком, $\text{с}^{-1}\text{см}^{-2}$
1	–	76,0	24,0	6870	2330	420	1800
2	церій	48,4	51,6	6990	3300	290	1800
3	самарій	50,9	49,1	8090	3510	320	120
4	гадоліній	16,7	83,3	6870	3260	510	120
5	диспрозій	21,4	78,6	7510	3190	455	460
6	ітрій	46,9	53,1	7100	2900	370	930

Іванченко Д.В.¹, Ямшинський М.М.^{1,3}, Биба Є.Г.^{1,2}, Петриченко С.В.¹,

Коваленко В.В.¹ Лютий Р.В.¹ Мініцький А.В.¹, Лук'яненко І.В.¹,

Барабаш М.Ю.^{1,3}, Кивгило Б.В.¹

(¹ КПП ім. Ігоря Сікорського; ² Інститут прикладних систем управління НАН

України; ³ Технічний центр НАН України, Київ)

ТРАНСФОРМАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРНОЇ АРХІТЕКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІД ВПЛИВОМ ЦИРКОНІЮ

Ливарні алюмінієві сплави системи Al–Cu–Mn (зокрема сплав AM5) [1] є давно відомими матеріалами для аерокосмічної галузі та використовуються з середини ХХ століття. У сучасних умовах актуальність роботи зумовлена не стільки пошуком альтернатив, скільки необхідністю подальшого підвищення термічної стабільності структури, опору укрупненню фаз та збереження механічних властивостей за підвищених температур експлуатації. Однак, механічні властивості таких сплавів критично залежать від еволюції інтерметалідних фаз, які формуються під час кристалізації та наступної гомогенізації, гартування та штучного старіння [2].

У зв'язку із зростанням потреб у легких матеріалах, алюмінієві сплави отримали широке застосування в автомобільній, аерокосмічній, військовій та інших галузях завдяки своїм найкращим властивостям, таким як низька густина і висока питома міцність [3]. Однак, високоміцні алюмінієві сплави, використовуються у промисловості тільки за низьких температур (нижче 150 °С), не відповідаючи сучасним промисловим вимогам до розробки жаростійких і високоміцних алюмінієвих сплавів з температурою експлуатації від 300 °С до 400 °С [4]. До типових жаростійких ливарних алюмінієвих сплавів відносяться сплави системи Al-Si-Cu-Ni-Mg та Al-Cu-Mn, які використовуються у виробництві автомобільних деталей двигунів внутрішнього згорання, наприклад, поршнів [4, 5].

Перспективним є сплав системи Al-Cu-Mn, який характеризується підвищеною міцністю, завдяки поліпшенню його механічних властивостей після термічного оброблення з дисперсійним зміцненням. Ефективність термічного

оброблення алюмінієвих сплавів визначається кінетикою мікроструктурних змін, які корелюють із температурно-часовими параметрами цього процесу. Найбільш технологічно значущим для промислового сектору є режим T5, який базується на послідовній реалізації гомогенізації під гартування, швидкого охолодження та штучного старіння [6].

Останнім часом підвищення механічних властивостей алюмінієвих сплавів відбувається за рахунок утворення двох різних груп інтерметалідів α -Al(Mn,Fe)Si розміром 50-70 нм та $Al_3(Sc,Zr)$ розміром 6-8 нм, які сприяють підвищенню механічних характеристик сплаву AA3004 з додаванням Sc і Zr [7-10].

Висока вартість та дефіцитність скандію зумовлюють необхідність формування зміцнювальних фаз в алюмінієвих сплавах через прецизійну оптимізацію хімічного складу та застосування раціональних режимів термічного оброблення для досягнення необхідного рівня експлуатаційних характеристик.

Одним із найефективніших методів керування структурою є мікролегування та модифікування перехідними металами, зокрема цирконієм. Додавання Zr дає змогу формувати дисперсні фази Al_3Zr , які мають ізоморфну до алюмінію ґратницю та стають додатковими центрами кристалізації [4].

Проблемою залишається відсутність чітких рекомендацій щодо вибору джерела цирконію та оптимізації режимів термічного оброблення для сплаву AM5, які надали б можливість повністю реалізувати потенціал дисперсійного зміцнення без використання коштовних елементів в умовах складного легування.

Метою роботи є встановлення впливу цирконію на структуроутворення та фазовий склад алюмінієвих сплавів AM5 і АК8МЗ.

У роботі досліджено процес легування алюмінію марки А8 шляхом термічного розпаду та насичення розплаву з тетрафториду цирконію в кількості до 1,8 % від загальної маси металеві шихти за ізотермічної витримки з температурою 750 °С.

Процеси взаємодії тетрафториду цирконію з алюмінієм у високотемпературній області є типовими прикладами металотермічного відновлення, які супроводжуються утворенням інтерметалідних фаз типу Al_3Zr .

Після оброблення тетрафторидом цирконію хімічний склад отриманого сплаву становив %: Al –99,04; Zr – 0,93.

За температури ізотермічного витримування 750 °С створюються умови для повної активації реакції відновлення Zr^{4+} до металевого цирконію з подальшим фазоутворенням.

Процес відбувається за стадійний характером фазоутворення: відбувається дисоціація тетрафториду цирконію, електрохімічно еквівалентне відновлення цирконію, формування фториду алюмінію як побічного продукту, розчинення цирконію у розплаві та подальше зародження інтерметалідної фази Al_3Zr . Визначальною є стадія дифузійного перерозподілу цирконію, яка контролює морфологію та дисперсність частинок Al_3Zr .

Інтерметалідна фаза Al_3Zr ., що виділяється у вигляді первинних частинок та дисперсних краплень, виступає центром гетерогенного зародкоутворення α -Al, що забезпечує подрібнення зерна, структурну стабілізацію та підвищення термічної стійкості сплаву.

Крім того, відбувається дисперсійне зміцнення (інтерметаліди Al_3Zr перешкоджають руху дислокацій), відбувається зменшення розміру зерна, що загалом сприяє термічній стабілізації структури за рахунок низької дифузійної рухливості цирконію у твердому розчині.

Комплекс фізико-хімічних і структурних перетворень свідчить про ефективність даного методу як інструменту керування експлуатаційними властивостями алюмінієвих сплавів.

Досліджено вплив тетрафториду цирконію у кількості 1,1 % від загальної маси шихти на структуру сплавів AM5 та АК8М3.

Після оброблення тетрафторидом цирконію хімічний склад сплаву AM5 становив %: Al 93,92; Ti 0,42; Mn 0,77; Cu 4,52; Zr 0,38, сплаву АК8М3: Al 84,66; Cu 4,32; Zr 0,42; Mn 0,75; Si 8,96; Fe 0,89.

У мікроструктурі сплаву AM5 формується евтектична фаза за межами зерен твердого розчину у вигляді суміші $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + Al_2Cu$ (рис. 1, табл. 1). Для ливарного алюмінієвого сплаву АК8М3, який належить до системи Al–Si–Cu, характерним є

формування структури за участю первинного твердого розчину α -Al та евтектики типу α -Al + Si, що визначає базову морфологію литої структури.

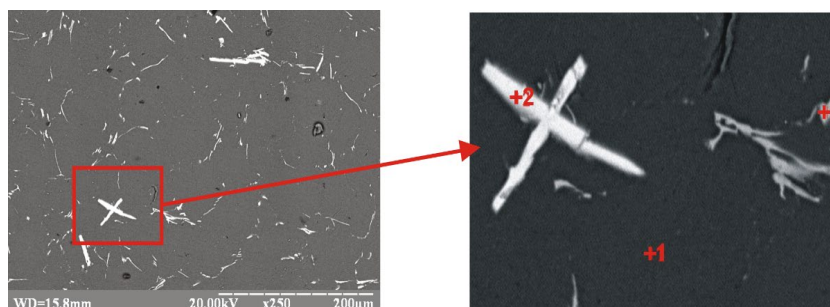


Рисунок 1. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву AM5 після введення тетрафториду цирконію в кількості 1,1 % мас

Таблиця 1. Локальний хімічний склад сплаву AM5 після введення тетрафториду цирконію

Спектр	Хімічний елемент, % мас.					
	Al	Zr	Mn	Cu	Fe	інші елементи
1	93,77	–	0,89	5,25	0,09	–
2	43,69	54,23	0,19	1,46	0,25	0,18
3	18,89	–	3,54	65,58	11,85	0,14

Обмежений вміст магнію (до 0,45 % мас.) у досліджуваному сплаві АК8МЗ (рис. 2, табл. 2). нівелює можливість формування автономної евтектики α -Al+Mg₂Si, характерної для систем Al–Mg–Si, що зумовлює його переважну участь у фазоутворенні другорядних багатоконпонентних інтерметалідів та дисперсійному зміцненні під час термічного оброблення без домінуантного впливу на кінетику кристалізації, яка визначається взаємодією в підсистемах Al–Si та Al–Cu і узгоджується з літературними даними [11].

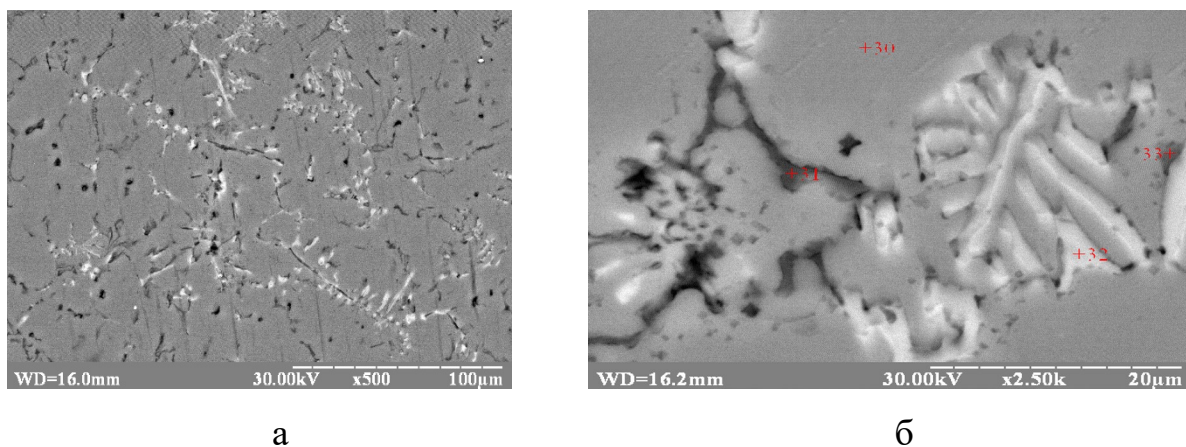


Рисунок 2. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву АК8М3 (а) та після введення тетрафториду цирконію 1,1 % мас. (б)

Таблиця 2. Локальний хімічний склад сплаву АК8М3 модифікованого тетрафторидом цирконію

Спектр	Хімічний елемент, % мас.								
	Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Si	Ti	Zr	Fe
0	89,71	2,65	5,37	0,66	0,38	0,7	0	–	0,52
1	82,86	3,42	4,38	–	0,54	7,68	0,23	–	0,89
2	72,12	1,35	2,83	4,87	–	0,21	–	0,44	18,17
3	81,17	3,19	9,11	1,45	0,42	0,56	0,22	–	3,87

Використання фтористих солей цирконію для легування дає змогу уникнути забруднення розплаву залізом (Fe), що неодноразово трапляється під час використання лігатур. Ізотермічна витримка за температури 750 °С забезпечує достатню швидкість реакції та рівномірний розподіл продуктів розпаду солі в об'ємі розплаву.

У сплаві АМ5 утворюється евтектика по межах зерен $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$ (спектр 3, рис. 1) в той же час для сплаву АК8М3 – модифікування Zr фіксує наявність Ti/Zr на рівні 0,22–0,36 % мас., що підтверджує успішне засвоєння цирконію, який концентрується переважно в інтерметалідних фазах або на межах зерен.

Легування цирконієм через флюс призводить до утворення термічно стабільних інтерметалідів Al_3Zr , які виступають центрами кристалізації та закріплюють межі зерен, що сприяє структурному модифікуванню сплавів. Це супроводжується подрібненням зерен $\alpha\text{-Al}$ із 120 до 26 мкм.

Фізичні процеси, які відбуваються під час модифікування алюмінієвих сплавів цирконієм у кількості 0,6 % мас., мають комплексний характер і охоплюють стадії від розчинення реагенту до формування кінцевої мікроструктури. Введення цирконію у сплав сприяє утворенню центрів кристалізації. За наявності кремнію (як у сплаві АК8М3) цирконій формує складну фазу (спектр 32, рис. 2). Кристали цієї фази мають високу структурну відповідність з $\alpha\text{-Al}$, що дає змогу зернам алюмінію зароджуватися безпосередньо на їхній поверхні. Експериментально підтверджено наявність цих частинок саме в центрах зерен $\alpha\text{-Al}$, що свідчить про їх функцію як первинних інокулянтів.

Сформовані інтерметаліди виконують подвійну функцію: на стадії первинної кристалізації вони можуть виступати гетерогенними центрами зародження $\alpha\text{-Al}$, підвищуючи щільність зародків, а по-друге, на стадії твердого стану чинять гальмівний вплив на міграцію меж зерен і субзерен (механізм Zener pinning), створюючи протидіючий тиск на рух меж. У сукупності це призводить до пригнічення росту зерен і стабілізації дрібнозернистої структури.

Таким чином, легування цирконієм реалізує ефект структурного легування, що проявляється у значному подрібненні зерен твердого розчину $\alpha\text{-Al}$.

Блокування руху дислокацій новоутвореними дисперсними частинками зумовлює суттєве зміцнення досліджуваних систем, підвищуючи твердість модифікованого сплаву АМ5 до 95 HRF, а АК8М3 – до 97 HRF. Порівняльний аналіз показників за шкалою Роквелла підтверджує закономірну перевагу сплаву

системи Al–Si–Cu (AK8M3) над AM5 як у вихідному (85 HRF проти 84 HRF), так і в легованому цирконієм стані.

Дана тенденція зумовлена синергетичним ефектом зміцнення алюмінієвої матриці інтерметалідами Al_2Cu та Al_3Zr і забезпечує додаткову структурну стабільність алюмінієвих сплавів, що підтверджує ефективність обраної системи легування для отримання високоміцних виливків.

У сплаві AK8M3 такі інтерметаліди змінюють умови кристалізації залізовмісних та марганцевих фаз. Додатково Zr може входити до складу складних фаз (спектр 32, рис. 2), змінюючи їх морфологію з грубих голчастих на більш компактні форми. Цирконій не викликає повної модифікації евтектики $L \rightleftharpoons \alpha-Al + Mg_2Si$, залишаючи її переважно розеткоподібною, але подрібнює власні евтектичні колонії.

Отже, встановлено, що за вмісту 0,6 % мас. Zr досягається оптимальний баланс між процесами фазоутворення та легування. У сплаві AM5 цирконій переважно витрачається на формування інтерметалідної фази Al_3Zr . Водночас у сплаві AK8M3 частина цирконію бере участь у формуванні первинних центрів кристалізації, тоді як інша частина залишається у твердому розчині. Це сприяє подальшому дисперсійному зміцненню структури інтерметалідами, що забезпечує формування дрібнозернистої морфології та суттєве підвищення механічних характеристик матеріалу.

Подяки. Роботу виконано за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України в рамках виконання проекту «Розробка легованих та модифікованих литих алюмінієвих сплавів авіаційного призначення» 218/0020 від 01.08.2025 р.

Висновки:

1. Показано, що зміцнення сплавів AM5 та AK8M3 тетрафторидом цирконію є ефективним механізмом підвищення механічних властивостей. Продемонстровано, що введення цирконію забезпечує формування бездендритної дрібнозернистої структури $\alpha-Al$ твердого розчину завдяки механізму гетерогенного зародкоутворення на первинних частинках Al_3Zr та складних фазах.

2. Методом локального рентгеноспектрального аналізу встановлено, що у сплаві АК8МЗ цирконій концентрується переважно у складних залізовмісних інтерметалідах $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ (вміст Fe до 8,93 % мас., Zr до 0,47 % мас.) та прилеглих зонах матриці. Це сприяє трансформації крихких голчастих фаз заліза у більш компактні вкраплення, що покращує технологічні властивості виливків. Встановлено, що синергетична взаємодія Ti та Zr забезпечує ефективне подрібнення зерна алюмінієвої матриці, що у поєднанні зі зміною морфології залізовмісних фаз створює передумови для суттєвого підвищення міцнісних характеристик матеріалу.

Література:

1. Belov, N. A., Eskin, D. G., & Avxentieva, N. N. (2017). *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys*. Elsevier.
2. Pranav, K. J., Sibi, S. P., & Jana, P. P. (2025). Evolution of Fe-rich intermetallic phases in cast and wrought aluminium alloys: Microstructural insights and property correlations. *Journal of Alloys and Compounds*, 1042, Article 184101. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.184101>
3. Guan, R. G., & Tie, D. (2017). A review on grain refinement of aluminum alloys: Progresses, challenges and prospects. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30(5), 409–432. <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0565-8>
4. Wang, F., Eskin, D. G., Connolley, T., & Mi, J. (2017). Influence of ultrasonic treatment on formation of primary Al₃Zr in Al–0.4Zr alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(5), 977–985.
5. A.Yu. Sezonenko, M.M. Petryshyn, A.A. Kolesnichenko, R.V. Lytvyn, I.V. Lukianenko, Ie.G. Byba, M.M. Yamshinskij, M.Yu. Barabash Features of structure and properties of Al-Si-Cu alloy produced by pressure casting // *Results in Materials* (2024). Vol. 21. 100539 <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2024.100539>
6. Knipling, K. E., Dunand, D. C., & Seidman, D. N. (2007). Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al-Ti and Al-Zr alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(10), 2552–2563.

7. Samuel, E.; Nabawy, A.M.; Samuel, A.M.; Doty, H.W.; Songmene, V.; Samuel, F.H. Effect of Zr and Ti Addition and Aging Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of Al-2 % Cu-Based Alloys. *Materials* 2022, 15, 4511. <https://doi.org/10.3390/ma15134511>
8. Li, H., Bin, J., Liu, J., Gao, Z., & Lu, X. (2012). Precipitation evolution and coarsening resistance at 400°C of Al microalloyed with Zr and Er. *Scripta Materialia*, 67(1), 73–76. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.03.026>
9. Yin, Z., Pan, Q., Zhang, Y., & Jiang, F. (2000). Effect of minor Zr and Sc on microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Li alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1), 151–155. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00682-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00682-6)
10. Naplocha, K., & Kaczmar, J. W. (2007). Influence of Al₃Zr and Al₃Ti intermetallic phases on the structures and properties of aluminium magnesium alloys. *Archives of Materials Science and Engineering*, 28(1), 505–512.
11. The effect of Zr and Li on the microstructure of AlMg5Si2Mn-type casting alloys / V. Boyko, K. Mykhalenkov, A. Springer, O. Kessler. *International Journal of Metalcasting*. 2024. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-024-01374-w>.

Кияновський Н.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**ОЦІНКА ВПЛИВУ ПОЧАТКОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПРЕСУВАННЯ НА
КІНЕТИКУ УЩІЛЬНЕННЯ КОМПОЗИТІВ З ПЛАКОВАНИХ НІКЕЛЕМ
ПОРОШКІВ WC**

E-mail: kiyanovscky.nikita@lil.kpi.ua

Твердосплавні матеріали на основі карбїду вольфраму з нікелевою зв'язкою (сплави типу ВН) є критично важливими для виготовлення зносостійкого інструменту, що працює в агресивних умовах [1].

Перспективним технологічним рішенням для підвищення їхньої структурної однорідності є застосування вихідних порошків WC, попередньо плакованих

нікелем. Використання таких композиційних часток типу «ядро-оболонка» (core-shell) забезпечує формування безперервного шару металевої зв'язки навколо карбідних зерен, що перешкоджає їх росту та сприяє отриманню дрібнозернистої структури під час спікання [2].

Однак процес консолідації таких матеріалів має суттєві особливості. Наявність металевої оболонки та висока жорсткість карбідного ядра обмежують здатність порошку до перепакування та пластичної деформації, що зумовлює високу залишкову пористість пресовок на етапі холодного формування [3].

Для подолання цих труднощів необхідним є використання технологічних пластифікаторів та точний вибір параметрів пресування. Метою даної роботи є оцінка впливу тиску формування та режимів двостадійного спікання на кінетику ущільнення та еволюцію пористості композитів, виготовлених з плакованих нікелем порошків WC.

В якості об'єкта дослідження використовувалися порошки карбіду вольфраму, попередньо плаковані нікелем (сплав типу ВН-8). Для забезпечення необхідної когезії між частинками та здатності до пресування, до порошкової суміші додавали пластифікатор – розчин синтетичного каучуку в бензині. Формування зразків здійснювали методом холодного пресування на гідравлічному пресі. Пресування проводили у діапазоні тисків від 50 до 300 МПа (а саме: 50, 100, 200 та 300 МПа). Увесь масив досліджуваних зразків був чітко розділений на дві окремі партії (зразки 1-12 та 13-20) для проведення подальшого порівняльного аналізу.

Процес термічної обробки отриманих пресовок проводили у лабораторній високотемпературній електропечі. Для запобігання руйнуванню зразків під час інтенсивного вигоряння пластифікатора та забезпечення їхнього рівномірного ущільнення, спікання було розділено на два послідовні етапи. Перший етап (попереднє спікання) здійснювали за температури 1100 °С для видалення полімерної зв'язки та початкового формування контактів. Другий етап (кінцеве спікання) проводили за температури 1340 °С з витримкою протягом 30 хвилин, що

забезпечувало остаточне ущільнення матеріалу та формування його мікроструктури.

Кінетику ущільнення оцінювали шляхом вимірювання геометричних розмірів, маси, густини та пористості зразків до та після кожного етапу термічної обробки. Для комплексного контролю властивостей та фазового складу матеріалу додатково застосовували методи рентгенофазового аналізу та скануючої електронної мікроскопії.

Аналіз результатів холодного формування показав, що збільшення тиску пресування з 50 до 300 МПа закономірно призводить до інтенсивного ущільнення композицій. Залишкова пористість сирцевих пресовок при цьому знижується з ~49–50 % (за мінімального тиску 50 МПа) до ~37–44 % (за максимального тиску 300 МПа) залежно від партії досліджуваного порошку. Отримані дані підтверджують, що жорсткий каркас карбідних ядер, вкритих нікелем, чинить значний опір пластичній деформації та потребує підвищених зусиль для ефективного перепакування часток.

Дослідження кінетики спікання продемонструвало ефективність обраного двостадійного температурного режиму. Попереднє спікання за температури 1100 °C забезпечило поступове видалення полімерного пластифікатора (синтетичного каучуку) без утворення макродефектів та розтріскування заготовок.

Кінцеве спікання у вакуумі за температури 1340 °C (протягом 30 хв) ініціювало активну об'ємну усадку матеріалу. Згідно з результатами вимірювань геометричних параметрів, зафіксовано суттєве зменшення лінійних розмірів (висоти та діаметра) усіх зразків, що свідчить про інтенсифікацію процесів масопереносу та формування щільної структури композиту. Дані рентгенофазового аналізу (РФА) спечених зразків підтвердили формування стабільного фазового складу та дозволили оцінити еволюцію розмірів областей когерентного розсіювання (ОКР) залежно від початкового тиску пресування.

В ході дослідження було встановлено, що початковий тиск пресування є визначальним чинником формування структури сирцевих заготовок. Основні результати ущільнення порошкових композицій системи WC-Ni наведено у табл. 1.

Таблиця 1. Залежність щільності та пористості пресовок від тиску пресування

Тиск пресування, МПа	Густина, г/см ³	Пористість, %
50	7,39 – 7,49	49,02 – 49,67
100	7,90 – 7,99	45,58 – 46,21
200	8,68 – 8,71	40,72 – 40,90
300	9,16 – 9,23	37,17 – 37,65

Як видно з наведених даних, підвищення тиску до 300 МПа дозволяє знизити пористість на ~12 %, проте навіть за таких умов матеріал залишається високопористим через ефект «жорсткого каркаса» карбідних часток.

Наступним етапом було дослідження кінетики ущільнення під час двостадійного спікання. Попереднє спікання (1100 °С) призвело до незначної лінійної усадки, що пов'язано з вигоранням каучуку та початком перегрупування часток. Основні зміни відбулися під час вакуумного спікання при 1340 °С (табл. 2).

Таблиця 2. Зміна геометричних параметрів та маси зразків після спікання

Стан зразка	Висота, мм	Діаметр, мм	Вага, г
Після пресування (100 МПа)	7,84 – 8,05	10,27	5,16 – 5,27
Після спікання (1340 °С)	7,63 – 7,92	10,07 – 10,08	5,1 – 5,2

Аналіз показує, що зразки демонструють стабільну масу після термічної обробки, що підтверджує ефективність обраного середовища для захисту нікелевої зв'язки від окиснення. Рентгенофазовий аналіз підтвердив, що при 1340 °С формується стабільна структура, де карбід вольфраму рівномірно розподілений у нікелевій матриці.

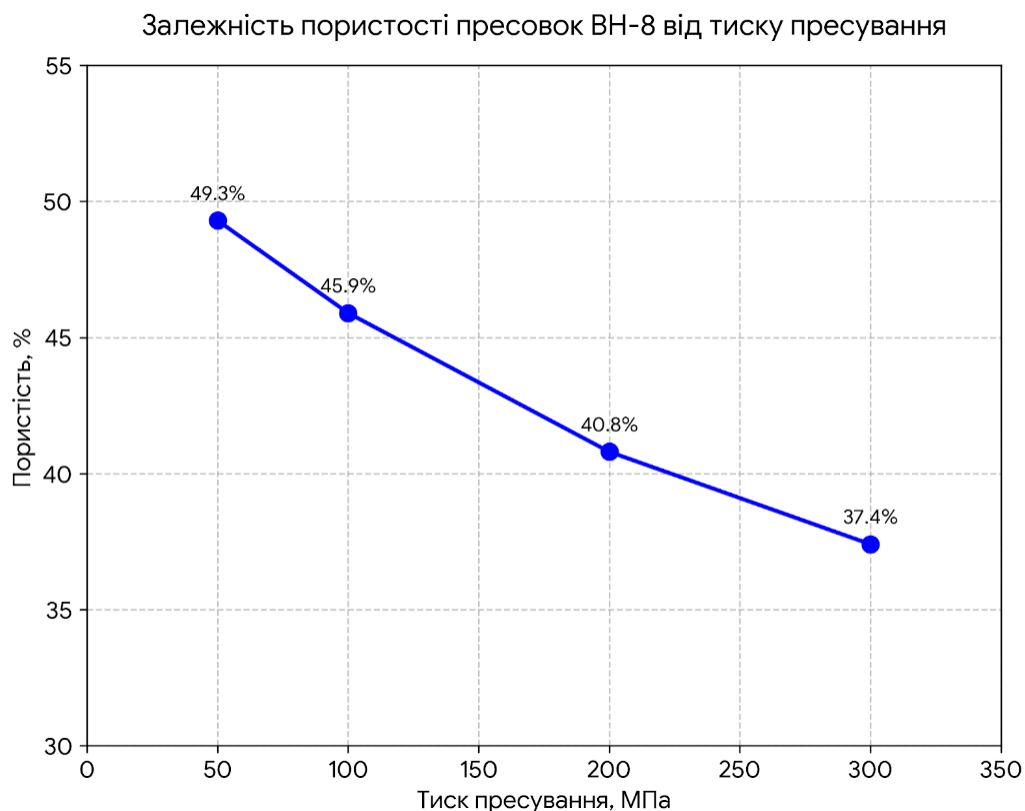


Рисунок 1. Залежність пористості пресовок з плакованих порошків WC-Ni від тиску пресування

В результаті встановлено, що процес холодного формування плакованих нікелем порошків WC ускладнюється наявністю жорсткого карбідного каркаса, який чинить опір пластичній деформації. Збільшення тиску пресування з 50 до 300 МПа дає змогу знизити залишкову пористість сирцевих заготовок з $\sim 49,5\%$ до $\sim 37,4\%$.

Показано ефективність використання двостадійного режиму спікання (попереднє при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ та кінцеве при $1340\text{ }^{\circ}\text{C}$). Такий підхід забезпечує контрольоване видалення полімерного пластифікатора, запобігає утворенню дефектів та сприяє інтенсивному об'ємному ущільненню композитів із формуванням стабільної структури.

Література:

1. Upadhyaya G. S. Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties, and Testing / G. S. Upadhyaya. – Westwood : Noyes Publications, 1998. – 410 p.
2. Su W. Effects of Ni coating on the microstructure and mechanical properties of WC–Ni cemented carbides / W. Su, Y. Sun, H. Yang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 582. – P. 34–40.
3. German R. M. Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing / R. M. German. – Princeton : Metal Powder Industries Federation, 2005. – 528 p.

Коваленко В.В., Яковець Л.А., Биба Є.Г., Мініцький А.В., Ямшинський М.М.,

Мініцька А.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**ВПЛИВ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОУТВОРЮВАЧА НА
СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ**

E-mail: aminitsky@gmail.com

Застосування надлегких матеріалів, які мають високу міцність, пластичність та низьку питому вагу, є необхідним для багатьох галузей авіабудування, автомобілебудування, у сучасному будівництві та енергетиці. Одними з найбільш перспективних класів сучасних матеріалів, які мають необхідний комплекс властивостей, є пористі металеві матеріали. Завдяки своїм унікальним властивостям: високе співвідношення жорсткості до маси, низька питома вага, здатність до поглинання енергії, тепло- та звукоізоляційним характеристикам – пористі металеві матеріали займають важливе місце серед функціональних матеріалів нового покоління.

Одним із головних факторів, які впливають на формування структури та властивостей пористого алюмінію, є характеристики пороутворювача, який використовують для формування пористої структури алюмінію. Зазвичай, в якості пороутворювача використовують солі, які виконують функцію сипкого

наповнювача, який просочують металевим розплавом. Відповідно, фізичні властивості наповнювача/пороутворювача – такі як форма, розмір і фракційний склад – визначають розподіл і розміри пор металевого пористого матеріалу, що, у свою чергу, визначає міцність, енергопоглинальні властивості, а також технологічні аспекти подальшого оброблення матеріалу.

Метою даної роботи є вивчення впливу фізичних та фізико-технологічних властивостей пороутворювача на структуру та властивості пористого алюмінію, отриманого методом інфільтрації.

Для проведення досліджень було використано сплав на основі алюмінію марки АК7ч та наповнювач/пороутворювач NaCl різних фракцій у вигляді кам'яної (ізометричної форми) та «Екстра» (круглої форми) солі. Наповнювач засипали у нагріту до температури 450 °С ливарну форму (кокіль). Розплав алюмінію заливали на поверхню засипки наповнювача. Температура заливання становила 700–750 °С. Заливання здійснювали із градієнтом тиску приблизно 0,2 атм, при цьому створено розрідження в межах 0,4–0,8 атм. Для екстракції наповнювача/пороутворювача готовий виріб занурювали в воду з температурою до 100 °С.

Аналіз експериментальних даних показав, що оптимальним діапазоном фракцій пороутворювача є 0,3–0,5 мм для обох типів використаної солі – кам'яної та солі типу «Екстра». В даному інтервалі зафіксовано найвищі значення твердості, що становлять 36,42 МПа для кам'яної солі та 32,72 МПа для екстра-солі. Застосування зазначеної фракції забезпечує зниження напружень, рівномірний розподіл пор і стабільність структури при збереженні достатньої пористості. Збільшення розміру фракції пороутворювача призводить до збільшення розміру пор, що негативно впливає на твердість і підвищує рівень залишкових напружень.

Результати проведених дослідження мають практичне значення для ливарного виробництва пористих алюмінієвих матеріалів, зокрема під час вибору оптимальної фракції пороутворювача та підтвердження ефективності методу вакуумного просочення. Отримані дані можуть бути використані для оптимізації технологічного процесу створення пористих металевих матеріалів з високими механічними характеристиками.

Кочешков А. С.¹, Дорошенко В. С.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського»; ²ФТІМС НАН України, Київ)

ХУДОЖНЄ ЛИТВО В НТУУ «КПІ ім. ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»:

ВИТОКИ ТА ПЕРШІ КРОКИ

E-mail: asko@ukr.net

Метал увійшов у повсякденне життя людства насамперед як засіб задоволення життєво важливих потреб: від примітивних знарядь праці та перших механізмів до витончених прикрас. Поява ранніх виробів із самородних сплавів припадає на розмиті в часі межу кам'яного та мідного віків, що відповідає V–VI тисячоліттю до нашої ери. Цей період став фундаментом для подальшого розвитку металургії, де функціональність поступово почала поєднуватися з естетичним вираженням. Мистецтво перетворення металу на художню форму пройшло шлях від сакральних тотемів до складних архітектурних ансамблів, заклавши підвалини сучасної техно-художньої культури.

Серед семи найвідоміших шедеврів античного світу, визнаних чудесами світу, два об'єкти були видатними зразками художнього литва та скульптурної пластики. Першим із них є Колос Родоський – велична бронзова статуя бога Сонця Геліоса (Аполлона) заввишки 35 метрів, зведена у 292–280 роках до нашої ери та зруйнована потужним землетрусом у 224 році до нашої ери. Другим шедевром вважається дванадцятиметрова статуя Зевса Олімпійського роботи видатного скульптора Фідія (близько 430 року до нашої ери) в Олімпії. Це творіння, виконане з використанням золота, мармуру та слонової кістки, загинуло під час пожежі в Константинополі. Ці пам'ятки назавжди закарбували в історії технічну потужність античних ливарників та їхню здатність масштабувати красу в монументальних формах.

Світове мистецтво художнього литва має багатотисячолітню історію, яка простягається крізь епохи та цивілізації. Новий етап розвитку цього напрямку в стінах Київської політехніки розпочався у 1994 році. Саме тоді за ініціативою декана тогочасного інженерно-фізичного факультету НТУУ «КПІ» професора

А. П. Сьомика та професора С. П. Дорошенка на кафедрі ливарного виробництва чорних та кольорових металів було започатковано спеціалізацію «Художнє і ювелірне литво». Це рішення стало важливим кроком до поєднання класичної інженерної підготовки з естетичними засадами ливарного мистецтва і дало змогу змістити суто промисловий акцент у творчий процес, де технологічний розрахунок слугує інструментом для реалізації художнього задуму.

Авторитет і популярність обраної спеціалізації з роками значно зміцнилися, що стало вагомим чинником у залученні творчо обдарованої молоді. Багато випускників сьогодні успішно реалізують свій потенціал на перетині технології з мистецтвом. Водночас зусиллями керівництва та колективу кафедри ливарного виробництва в історичній зоні Національного технічного університету було створено унікальний меморіальний простір. На території КПП встановлено вилиті в металі пам'ятники видатним ученим, які в різні роки працювали на викладацькій і науковій ниві [1, 2].

Виготовлена навчальними майстрами кафедри лита бронзова скульптура княгині Анни Ярославни, яка була королевою Франції у період 1051–1060 років, нині прикрашає передмістя Парижа (рис. 1).

Цей мистецький твір є не лише символом високої фахової майстерності ливарників НТУУ «КПІ», а й яскравим свідченням глибоких історико-культурних зв'язків між Україною та Європою. Встановлення такої значущої роботи за кордоном підкреслює міжнародне визнання школи художнього литва Київської політехніки та здатність її фахівців втілювати складні творчі задуми в металі на найвищому естетичному рівні.



а



б

Рисунок 1. Монументальна пластика в бронзі: а – колектив кафедри після завершення робіт над постаттю Анни Ярославни; б – урочисто встановлений пам'ятник Анні Київській у м. Санліс, Франція (автори проєкту – скульптори В. Зноба та М. Зноба, 2005 р.; репродукція з підручника [3, с. 42])

На ливарній ділянці КПП разом з відомими скульпторами (батьком і сином Знобами, О.П Скобліковим, Н. Баїлик, В. Бородай та інші), почав втілювати свої творчі задуми в металі молодий скульптор, а сьогодні знаний митець Олександр Сухоліт. На рис. 2 – 4 представлено його тематичні виливки з бронзи, які демонструють самобутній авторський стиль та глибоку філософську інтерпретацію сакральних образів.



Рисунок 2. Сюжетна композиція «Хрещення Господа нашого Ісуса Христа» (1997 р.): бронзове литво розміром 36×35 см [4]; відтворення виконано формувальником Д. В. Белановським та карбувальником А. С. Кочешковим



Рисунок 3. Камерна пластика «Шлюб у Кані Галілейській» (1997 р.): бронзовий оригінал 21×21 см [4]; копія у латуні, виготовлена майстрами Д. В. Белановським та А. С. Кочешковим



Рисунок 4. Бронзова ікона «Богоматір Троєручниця» (1996 р.): оригінальний виліток 25×25 см [4]; сучасна репліка 2024 року, створена творчим колективом у складі формувальників М. В. Кириленко, А. Т. Хоменко та карбувальника В. М. Благоверного

Поряд із монументальними проєктами, майстри та зацікавлені студенти кафедри активно опановували створення камерного кабінетного литва. Знаковою подією в житті підрозділу стало створення професором С. П. Дорошенком музею литва, де представлено його унікальну колекцію художньо-декоративних виливків (рис. 5).



а



б

Рисунок 5. Експозиційний простір музею художнього литва: а – фрагмент інтер'єру з тематичними розділами колекції; б – меморіальна лита табличка та взірці декоративного чавунного литва, які ілюструють багатство фактур

Ця експозиція, яку вчений збирав протягом усього свого життя, стала не лише окрасою кафедри, а й неоціненною наочною базою для навчання майбутніх фахівців, демонструючи розмаїття пластичних та технологічних можливостей металу. З часом колекція почала доповнюватись роботами дрібної пластики, що дозволяє простежити еволюцію технічних прийомів від традиційного чавунного литва до сучасних сплавів.

Низку прикладів художнього литва, виготовлених на кафедрі ливарного виробництва, показано на рис. 6–8. Ці роботи відображають сталість традицій вітчизняної сакральної пластики та високий рівень володіння техніками фінішного оброблення металу.



Рисунок 6. Репліка ікони «Святий Миколай Чудотворець»: бронза, художнє лиття з подальшим карбуванням (оригінал початку ХХ ст.); відтворено у 2000 р. майстрами М. В. Кириленком та В. М. Благоверним



Рисунок 7. Культова пластика «Богоматір з немовлям»: бронзове литво, карбування (за зразком кінця ХІХ ст.); копія 2000 р., 10×8 см, виконано М. В. Кириленком та В. М. Благоверним



Рисунок 8. Барельєфна композиція «Трійця»: художнє бронзове литво, що демонструє майстерність передачі об'єму та деталізації в металі

Посіяне колись зерно сьогодні виросло у сертифікаційну програму «Художнє та ювелірне литво», яка значною розширила пропозиції вільного вибору студентами нових навчальних дисциплін. Їх читають випускники спеціалізації кафедри попередніх років, викладаючи дизайн ювелірних та художніх виробів, комп'ютерне проєктування та моделювання литих виробів, композицію та художнє оброблення металів, контроль якості, металургію благородних металів, основи гемології, технології швидкого прототипування, а також функціональні матеріали та покриття.

За останні роки, попри загальні складнощі фінансування освіти, матеріальна база кафедри суттєво оновилася. Для виконання лабораторних робіт доступні сучасні комп'ютери в комплексі з 3D-принтерами для «вирощування» моделей художньо-сувенірного спрямування із композицій, що витоплюються, а також трикоординатний верстат для виготовлення моделей з пінополістиролу, пластмас і дерева. Реалізація програми «Художнє та ювелірне литво» є якісним кроком у підготовці фахівців кафедри ливарного виробництва, що значною мірою розширює професійні можливості випускників.

Підсумовуючи шлях становлення художнього литва в Київській політехніці, можна стверджувати, що закладений фундамент виявився досить міцним і перспективним. Створення спеціалізованої школи не лише збагатило навчальний процес, а й перетворило університет на важливий осередок збереження та розвитку національних ливарних традицій.

Синтез фундаментальної науки та образотворчого мистецтва сьогодні виводить вітчизняне художнє лиття на принципово новий рівень, де кожен виріб – від тендітної кабінетної пластики до величного монумента в самому серці Європи – постає беззаперечним свідченням нерозривного зв'язку між інженерною майстерністю та одвічним прагненням людини до естетичної досконалості.

У сучасному технологічному просторі художнє та промислове литво фактично змагаються між собою в межах закономірного переходу до створення надскладних тонкостінних, легковагих і навіть ажурних чи каркасних металовиробів. Цей процес тяжіє до втілення біонічних конструкцій, в яких складність геометрії обмежується лише фантазією автора чи дизайнера [5, 6]. Подальший розвиток цього напрямку вбачається у синергії класичних ливарних

методів із інноваційними адитивними технологіями, які суттєво змінюють методологію формоутворення та відкривають безмежні горизонти для творчої експресії нових поколінь майстрів-ливарників.

Література:

1. Історія литва у київському політехнічному: кафедрі ливарного виробництва НТУУ «КПІ» – 90 років / В. О. Косячков, В. А. Гнатуш, Р. В. Лютий, А. С. Кочешков. – К.: НТУУ «КПІ», 2015. –130 с.

2. Кочешков А. С. Художнє литво Київського політехнічного // Газета «Київський політехнік». – 2006. – № 33.

3. Дудар О. В., Гук О. І. Історія України: підруч. для 7 класу закладів загальної середньої освіти. – К.: Видавничий дім «Освіта», 2020. – 160 с.

4. Сухоліт О. Ікона / О. Сухоліт: альбом. – К.: ООО «Атлант Ю ЕмСі». 2015. – 208 с.

5. Дорошенко В. С. Про гармонізацію конструкцій металовиробів із природою з метою заощадження металу // Світогляд. – 2017. – № 6. – С. 61-67.

6. Шинський О. Й., Калюжний П. Б., Дорошенко В. С. Біонічний підхід до виготовлення литих легковагих металоконструкцій для будівництва споруд модульного типу // Процеси лиття, 2022. – № 4. – С. 53-64.

Кочешков А. С.¹, Дорошенко В. С.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського); ²ФТІМС НАН України, Київ)

ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО В ОБРАЗОТВОРЧОМУ МИСТЕЦТВІ

E-mail: asko@ukr.net

Мистецтво як специфічна форма суспільної свідомості та інструмент практичного пізнання світу історично охоплює будь-яку сферу діяльності, де результат досягається через творчий підхід та високу професійну майстерність. У широкому сенсі поняття «мистецтво» (від лат. *decorare* – прикрашати) є синонімом прекрасного та досконалого, що однаковою мірою стосується як

естетичного вираження, так і технологічного виконання. З найдавніших часів людина усвідомлювала красу не лише природи, а й власноруч створених знарядь, де функціональність невід'ємно поєднувалася з художньою формою [1]. Для людства мистецтво стало важливим засобом інтелектуального розвитку та трансляції колективного досвіду, втілюючи в конкретних образах суспільно-історичні ідеали та прагнення [2].

У цій роботі представлено огляд художніх полотен, які візуалізують ливарні цехи та складні технологічні операції. Ливарне виробництво, будучи фундаментом для створення функціональних деталей машин і механізмів, а також декоративних об'єктів, посідає особливе місце у формуванні інженерно-технічної культури [3, 4]. Картини, написані з глибоким розумінням специфіки ремесла, демонструють нерозривний зв'язок між еволюцією технічних засобів та художньою мовою образотворчого мистецтва. Постаті ливарників на цих полотнах постають спадкоємцями тисячолітніх традицій перетворення безформної руди чи брухту на «палаючу рідину», з якої народжуються конструкції, що поєднують економічну доцільність та естетичну цінність.

Мистецькі твори дають змогу ретроспективно простежити розвиток ливарних технологій. Попри незмінність базового принципу (плавлення → заповнення форми → отримання вилівка), деталі, підмічені художниками, фіксують прогрес: від примітивного вогнища та термостійкої глини до вдосконаленого модельного виробництва, сучасних формувальних матеріалів і фінішного оброблення виробів. В окремих творах можна віднайти навіть відлуння впровадження цифрових і дизайнерських досягнень у цю давню галузь.

Оглядова характеристика художньої «ливарної антології» була б неповною без акценту на емоційному аспекті та «людському факторі». Митці майстерно передають напруження сил у гарячих цехах, фаховий азарт та психологічне задоволення від результату праці – своєрідної перемоги людини над розплавленим металом. Залежно від часового контексту та рівня відображених технологій, розглянуті твори класифіковано за трьома напрямками: історичні сюжети,

індустріальні полотна останнього століття та сучасні інтерпретації, що і представлено у відповідній послідовності в авторських колажах (рис. 1, 2, 3).



Рисунок 1. Ливарні майстерні і цехи: а – майстерня на околиці озерного селища (<https://www.shutterstock.com/>), б – ливарники під час лиття бронзи (розпис гробниці у Фівах XVI — V ст. до н. е., <https://www.researchgate.net>), в – плавильна піч (приблизно 1803-1806 рр., <https://www.northwindprints.com/>), г, д – гравюри плавлення і розливання металу і розливання металу



Рисунок 2. Зображення ливарних цехів XVIII-XIX століть (з відкритих джерел Інтернету)



Рисунок 3. Ливарники XX століття (з відкритих джерел Інтернету)

Особливе місце в експозиційному огляді посідає творчість Девіда Кнаппа (Нью-Олбані, Огайо, США) – унікального митця-ливарника з майже 60-річним досвідом роботи в індустрії (від проектування виливків до стратегічного маркетингу). Його масштабна серія з 64 полотен, створена протягом 1971–2023 рр., присвячена ливарним цехам крупного литва у різних країнах світу. Художній стиль Кнаппа, який дистанціюється від суворого класичного реалізму на користь насиченої колористики та елементів наївного мистецтва, базується на глибокому фаховому розумінні технологічних процесів (рис. 4–7, джерело – <https://www.davidjknapp.com>) [5].

Головною інновацією митця є специфічна композиційна модель: він майстерно інтегрує на одному полотні розрізнені етапи виробничого циклу. Такий прийом дає змогу візуалізувати одночасно ті процеси, які в реальних заводських умовах просторово розділені по різних дільницях. Завдяки цьому картини набувають особливої інформативності, демонструючи повну трансформацію матеріалу: від підготовки модельного оснащення та формування до плавлення металеві шихти і перетворення сяючого гарячого розплаву на складні металоконструкції. Роботи Кнаппа, частину яких було представлено на ресурсах Американського ливарного товариства (AFS, <https://www.afsinc.org>), не просто ілюструють виробництво, а ніби філософськи осмислюють перетворення людиною речовини з сипкого та рідкого станів у міцні конструкційні форми [5].



Рисунок 4. Девід Кнапп серед своїх картин і з нагородою-скульптурою від AFS

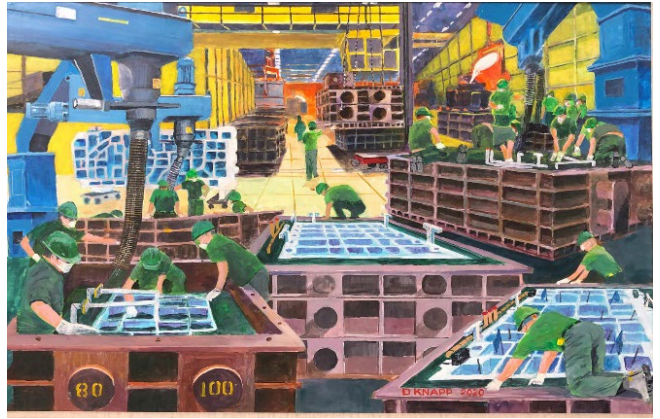




Рисунок 5. Зображення формувальних процесів у цехах середнього і крупного ЛИТВА







Рисунок 6. Зображення з наповненням ковша і розливанням металу



Рисунок 7. Контроль якості крупного литва та футерування печі

Також увагу привертає картина, присвячена комп'ютерним дизайнерам, що символізує цифрову трансформацію ливарної справи (рис. 8). З переходом від паперових креслень до цифрової документації комп'ютерне проектування стало невід'ємною частиною технологічної підготовки ливарних процесів.

Інтеграція спеціалізованого програмного забезпечення (CAD-систем) і цифрового моделювання в ливарні технології дає змогу оптимізувати як весь ливарний цикл загалом, так і моделювання процесів заповнення форми та кристалізації литва. Таким чином, картина (рис. 8) відображає поєднання традиційного інженерного мистецтва вогню та металу зі світом алгоритмів і цифрових розрахунків.



Рисунок 8. Візуалізація переходу до комп'ютерного моделювання та цифрового проектування у ливарній справі (з відкритих джерел Інтернету)

Представлені твори образотворчого мистецтва є вагомим складовою культурної спадщини, яка увічніює високий професіоналізм, винахідливість та інженерну майстерність фундаторів сучасної індустрії. Ці художні відображення фіксують еволюцію технологій і символізують нерозривний зв'язок між минулим і сьогоденням, демонструючи не лише технічний прогрес, а й духовну цінність праці, яка заклала підґрунтя для інновацій. Як історичні маркери, вони нагадують про ключову роль ливарної справи у формуванні економічних і соціальних засад суспільства. Водночас полотна митців надихають нові покоління на збереження та розвиток традицій технічної і художньої творчості. Вони транслюють усвідомлення визначального внеску ливарної галузі у становлення світових технологічних і культурних здобутків, стимулюючи подальший поступ інженерної думки та розвиток художньої майстерності у відображенні промислового потенціалу людства.

Література:

1. История художественного литья: Учеб. Пособие/ Дорошенко С.П. и др. Санкт-Петербург: Изд-во СПбГПУ, 2003. – 312 с.
2. Словник-довідник з технологій, інструменту і матеріалів художнього ювелірного литва / Автор-упорядник А.С. Кочешков. – Київ: НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського», 2025. – 284 с.
3. Davey, C.J. The early history of lost-wax casting. In Metallurgy and Civilisation: Eurasia and Beyond; Mei, J., Rehren, T., Eds.; Archetype Books: London, UK, 2009. – pp. 147–154.
4. Dirk Lehmhus. Advances in Metal Casting Technology: A Review of State of the Art, Challenges and Trends – Part I: Changing Markets, Changing Products. Metals 2022, 12(11), 1959; <https://doi.org/10.3390/met12111959>.
5. David Knapp foundryman artist. URL: <https://www.davidjknapp.com>.

Крейцер К.О.

(Національний Університет «Одеська Політехніка», м. Одеса)

**ПОРІВНЯЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ФЛЮСОВОГО ТА
БЕЗФЛЮСОВОГО ЗАХИСТУ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ВИЛИВКІВ
ІЗ СПЛАВУ AZ91D**

E-mail: dakerkir@gmail.com

Магнієві сплави належать до перспективних конструкційних матеріалів завдяки малій густині, високій питомій міцності та технологічності при виготовленні складних тонкостінних виробів. Одним із найбільш продуктивних способів їх формування є лиття під високим тиском, яке забезпечує високу точність виливків, добрий стан поверхні, мінімальну потребу в механічній обробці та економічну доцільність у серійному виробництві. Разом з тим застосування магнієвих сплавів у ливарних процесах ускладнюється їх високою хімічною активністю, насамперед спорідненістю до кисню, що підвищує ризик окиснення,

загоряння розплаву та утворення дефектів у структурі металу. Ці особливості зумовлюють необхідність удосконалення технології плавлення та захисту розплаву.

Традиційно для захисту розплавленого магнію використовують флюси, які створюють захисний шар на поверхні металу. Однак такі матеріали мають низку суттєвих недоліків: гігроскопічність, підвищення газонасиченості, складність повного видалення з розплаву, а також утворення неметалевих включень, що погіршують мікроструктуру металу та знижують корозійну стійкість готових виробів. У зв'язку з цим значний інтерес становить безфлюсова технологія плавлення магнієвих сплавів під захисною газовою атмосферою, яка дозволяє мінімізувати контакт металу з повітрям і зменшити кількість дефектів у виливках.

Метою роботи було експериментально оцінити вплив флюсового та безфлюсового способів захисту розплаву на корозійну стійкість виливків із магнієвого сплаву AZ91D, отриманих литтям під високим тиском. Для цього порівнювали зразки, виготовлені за традиційною технологією з використанням флюсу BI2, та зразки, одержані за модернізованою безфлюсовою технологією з імпульсною подачею захисного газу. Лиття здійснювали на машині лиття під високим тиском з гарячою камерою пресування та системою газового захисту магнієвих сплавів.

Ефективність технологій оцінювали за трьома основними показниками: ваговим показником корозії, глибинним показником корозії та бальною оцінкою стану поверхні після випробувань. Ваговий показник корозії характеризує втрату маси зразка, віднесену до площі поверхні та часу дії корозійного середовища. Глибинний показник дозволяє оцінити швидкість проникнення корозії в метал у перерахунку на мм/рік. Комплексне використання цих показників дає змогу об'єктивно порівняти захисну ефективність різних технологій плавлення.

Установлено, що безфлюсова технологія забезпечує істотне підвищення корозійної стійкості виливків із сплаву AZ91D. Ваговий показник корозії для зразків, отриманих із безфлюсовим захистом, становив $0,008 \text{ г/м}^2 \cdot \text{год}$, тоді як для зразків, виготовлених із застосуванням флюсу BI2, він дорівнював $2,01 \text{ г/м}^2 \cdot \text{год}$.

Глибинний показник корозії при безфлюсовому захисті становив 0,04 мм/рік, а при флюсовому – 10,3 мм/рік. Таким чином, інтенсивність корозійного руйнування при використанні безфлюсового захисту зменшилась більш ніж у 250 разів. Це підтверджується і візуальною оцінкою поверхні: зразки з безфлюсовим захистом отримали 4 бали за шкалою корозійної стійкості, тоді як зразки, виготовлені з використанням флюсу ВІ2, – 10 балів.

Таким чином, модернізація технології лиття магнієвих сплавів шляхом переходу від флюсового до безфлюсового газозахисного способу плавлення є ефективним напрямом підвищення якості виливків. Такий підхід забезпечує покращення мікроструктури, істотне зростання корозійної стійкості, підвищення надійності готових виробів і створює передумови для більш широкого промислового застосування магнієвих сплавів у литті під високим тиском.

Література:

1. Pan F., Yang M., Chen X. A review on casting magnesium alloys: Modification of commercial alloys and development of new alloys. *Journal of Materials Science & Technology*. 2020. Vol. 56. P. 60–72.
2. Zhou J., Nadooshan H.R.J., Li D., Zeng X., Ding W. Effects of pouring temperature and casting speed on microstructure and properties of AZ91D magnesium alloy. *Metals*. 2019. Vol. 9. P. 113–127.
3. Song J., She J., Chen D., Pan F. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020. Vol. 8, No. 1. P. 1–41.

Кудін В.В., Шалдін О.М., Кармазін М.О., Бойчук Р.В., Матвейшин М.В.,

Кудін О.В.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ
ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ
В МОДУЛІ ESI ProCAST/Visual-CAST**

E-mail: kudin@zp.edu.ua

Розвиток авіаційного газотурбобудування направлений на зростання робочих параметрів газотурбінних двигунів (ГТД) [1], яке супроводжується збільшенням рівня температур, питомої потужності, економічності та навантаженості деталей турбіни з одночасним підвищенням вимог до надійності та ресурсу роботи [2]. Надійність і тривалість роботи ГТД залежать від експлуатаційної довговічності деталей гарячого тракту турбіни: лопатки та соплові апарати. Основними сплавами для виготовлення цих деталей є високолеговані жароміцні сплави на нікелевій основі [3]. Робочі лопатки в процесі експлуатації зазнають впливу високих температур 760-975 °С, статичних та динамічних напружень до 250 МПа. У складних умовах реальна експлуатаційна довговічність лопаток із вказаних сплавів не перевищує 1500-2500 годин, потім вони знімаються з експлуатації [4]. Це призводить до багаторазової заміни комплектів лопаток та збільшення витрат на капітальні ремонти ГТД.

Виливок «робоча лопатка» виготовляється литтям по витоплюваним моделям (investment casting), має дуже складну конфігурацію та є проблемною позицією у номенклатурі литих деталей ГТД через те, що брак складає до 38 % при використанні промислової технології. В процесі заповнення форми розплавом між виливком і формою відбувається теплообмін. Розподіл температури всередині форми характеризується температурним полем, яке змінюється залежно від конфігурації вилівка, матеріалу форми і характеру перебігу сплаву, що впливає на процес кристалізації. Збільшення податливості форм, зниження температури заливки до 1550 ± 5 °С та вмісту шкідливих домішок не призводить до зменшення

браку по тріщинах і утворенню рихлот, що мають місце на радіусах переходів з профілю пера лопатки на масивні частини замку типу «ялинка» та в межах переходу з замку на бандажні полиці (рис. 1).

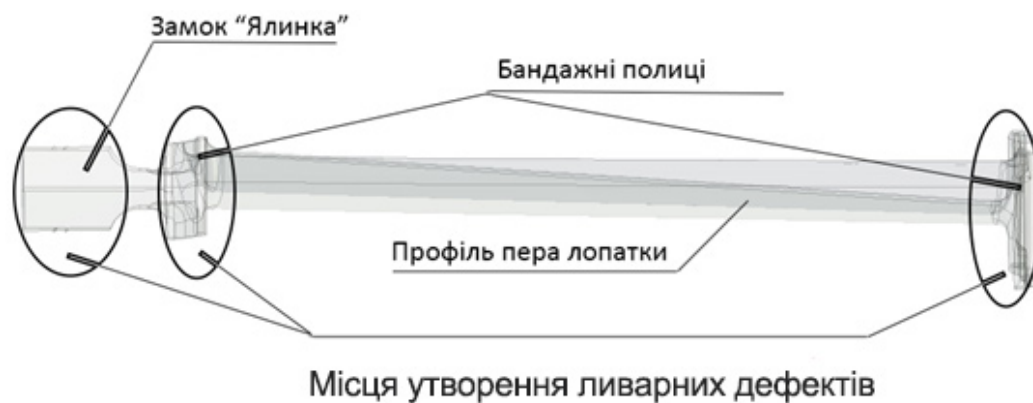


Рисунок 1. Місця утворення ливарних дефектів у виливку «Робоча лопатка»

Позитивні результати дають використання додаткових елементів ливниково-живильної системи, які встановлюються між ділянками з ускладненою усадкою. Це потрібно передбачати на стадії проектування виливків з урахуванням їх функціонального призначення. Необхідно враховувати, що в технології лиття для забезпечення точності виливків використовуються мало піддатливі форми та в процесі твердіння змінюється швидкість кристалізації окремих частин виливка. У реальних виробничих умовах при відпрацюванні технології одержання виливків змінювати щільність і залежну від неї теплопровідність можна в незначних межах.

В даній роботі за допомогою програмного комплексу MAGMASOFT® була розроблена на відміну серійного (рис. 2, а) вдосконалена об'ємна комп'ютерна 3D-модель ливарного модельного блоку для виливка «Робоча лопатка» (рис. 2, б).

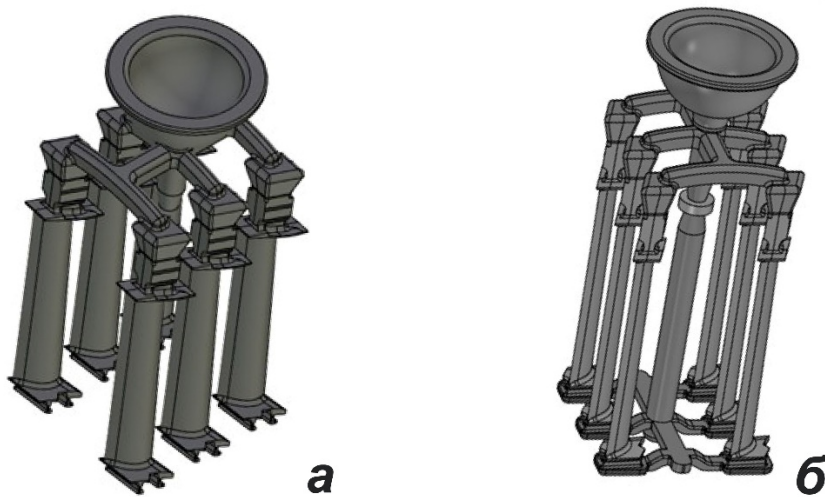


Рисунок 2. Об'ємна комп'ютерна 3D-модель ливарного модельного блоку для виливка «Робоча лопатка»: серійна технологія (а), вдосконалена (б)

Маса одного виливка 0,370 кг, габаритні розміри 260×22 мм та неоднакова товщина стінок від 0,8 до 22 мм. Програмний комплекс MAGMASOFT® має зручне, широке та гнучке управління для налаштування моделювання, розрахунку ливниково-живильної системи (колектор, надлив, живильник) та застосовується для проєктування виливків, які мають складну конфігурацію.

Дана об'ємна комп'ютерна 3D-модель шляхом перетворень через імпортування в середовище модуля ESI ProCAST/Visual-CAST і створення сіток «Mesh» [5] була використана для моделювання ливарних процесів: відтворення процесу заливки форми та розподілення твердої фази у сплаві (рис. 3); утворення усадкових раковин (рис. 4).

В окремих розрахункових модулях ProCAST (Thermal solver – тепловий, моделювання кристалізації, охолодження, твердіння, розташування усадкових раковин та пористості, Flow solver – гідродинамічний, оцінка швидкості заповнення металом, видалення повітря та розмив форми, Stress solver – напружений стан, оцінка усадки, утворення гарячих та холодних тріщин, Advanced Porosity Module – моделювання газоусадкової мікропористості, Microstructure module – фазова структура та механічні властивості, SAFE – розміри, форма та направлення росту зерна) були задані необхідні параметри.

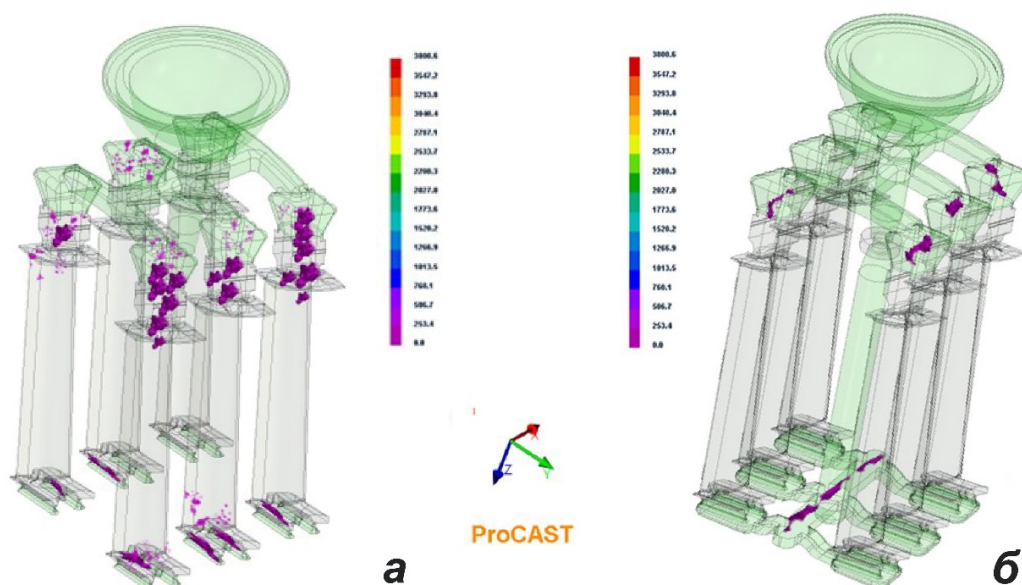


Рисунок 3. Звіт програми ProCAST після відтворення процесу заливання форми та розподілення твердої фази у сплаві: серійна технологія (а), вдосконалена (б)

Заливання форми при температурі 1550 ± 10 °С, матеріал форми – електрокорунд (Al_2O_3) з товщиною стінки 9-12 мм, матеріал виливків – жароміцний нікелевий сплав ЖС6У-ВІ (ДСТУ ISO 5632-1:2014) [6], температура керамічної оболонки під час заповнення розплавом 900-950 °С, заливання форми у вакуумі 0,66-1,33 Па, витримка залитої форми під вакуумом 3-5 хвилин, охолодження залитої форми в термостаті – 2 години.

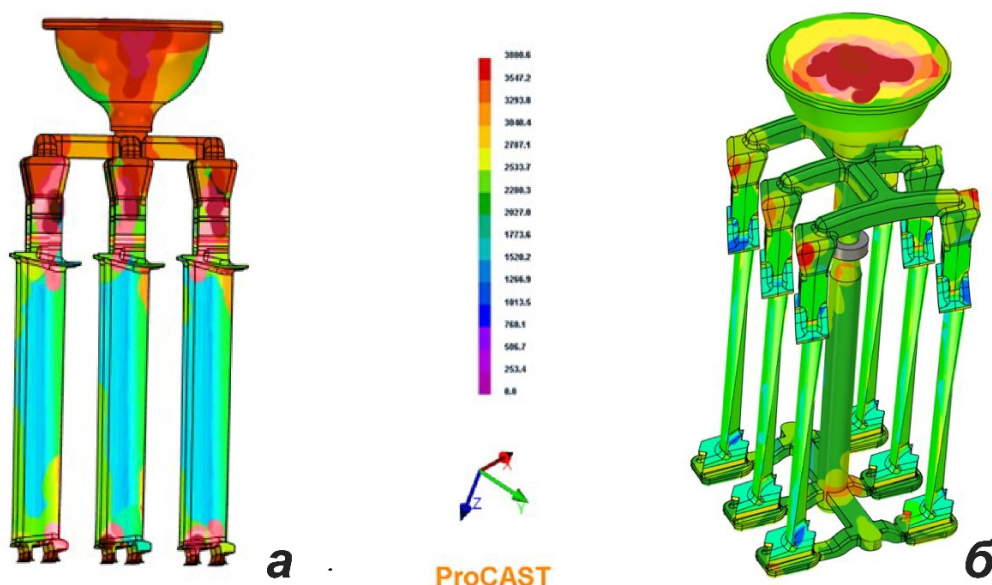


Рисунок 4. Звіт програми ProCAST після відтворення процесу заливання форми та утворення усадкових раковин: серійна технологія (а), вдосконалена (б)

При виробництві складних тонкостінних виливків ProCAST допомагає спрогнозувати ливарні процеси при майбутньому виготовленні виробів. При комп'ютерному моделюванні заповнення та кристалізації процесу лиття за витоплюваними моделями в модулі MeshCAST на основі наявної поверхневої сітки виливків збудована оболонка з об'ємною сіткою. Встановленні параметри із відтворенням віртуальної форми в модулі ProCAST. На рис. 3 та 4 зображено відтворення процесу заливки форми, розташування усадкових раковин, пористості та місць утворення ливарних дефектів. При постійній температурі заливки жароміцного сплаву змінити час кристалізації окремих частин виливки можливо шляхом підвищення тепло-акумуляуючої здатності за рахунок змінення ливниково-живильної системи.

В ході великої кількості перетворень у модулі Visual-CAST та зміною ливарної форми, при постійних умовах кристалізації отримали звіт програми ProCAST (рис. 3 та 4) та нову форму із зміненою ливниково-живильною системою. Основні конструктивні відмінності:

1. Збільшення стояку до нижньої частини форми.
2. Використання нижнього колектору та збільшення поперечного січення його каналів.
3. Допоміжний підвід металу до нижніх бандажних полок та збільшення надливів на верхніх полках.
4. Використання пережиму з пропускним діаметром 12,5 мм.

На рис. 4 можна побачити, що місця виникнення усадкових раковин у виливку «Робоча лопатка» зникли та перейшли до прибутку та колектору нової ливниково-живильної системи. Також дані були підтверджені аналізом розподілення твердої фази в жароміцному сплаві ЖС6У-ВІ (рис. 3).

Завдяки аналізу і використанню комп'ютерного моделювання у середовищі програми ESI ProCAST/Visual-CAST була створена нова модель ливниково-живильної системи для виливка «Робоча лопатка» та впроваджена при виробництві литих деталей газотурбінних двигунів.

Література:

1. Патон Б., Халатов А., Костенко Д., Білека Б., Письменний О., Боцула А., Парафійник В., Коняхін В. Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики». Вісник НАН України. 2008. № 4. С. 3-9. ISSN 2518-1203. <https://doi.org/10.15407/visn>.
2. Гайдук С.В., Беліков С.Б. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей. Запоріжжя, ЗНТУ. 2017. 80 с. ISBN: 978-617-529-160-3.
3. Ключихін В.В, Наумик В.В. Удосконалення технологічних процесів одержання жароміцних нікелевих сплавів для турбінних лопаток з використанням ливарного повернення. Матеріалознавство та технології. 2019. С. 1454-1458. https://doi.org/10.7449/2019/MST_2019_1454_1458.
4. Mauro M. de Oliveira, Antônio A. Couto, Gisele F.C. Almeida, Danieli A.P. Reis, Nelson B. de Lima, Renato Baldan. Mechanical behavior of Inconel 625 at elevated temperatures. Metals, 2019. 9 (3), 301. <https://doi.org/10.3390/met9030301>.
5. Shanpeng Qin, Peng Lv, Sirun Li, Yongcun Li. Casting process of gate valve steel based on ProCAST simulation. Journal of Physics: Conference Series. 1798 (2021) 012013, no. 1. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1798/1/012013>.
6. ДСТУ ISO 5632-1:2014 Леговані нержавіючі сталі та сплави корозійно-стійкі, жаростійкі та жароміцні. Марки (ISO 5632-72, IDT) <https://vsegost.com>, <https://budstandart.com>, <https://avglob.com.ua>.

Кусков Ю.М.¹, Фесенко М.А.², Лентюгов І.П.¹, Осин В.В.¹, Нетяга А.В.¹

(¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона; ²ДУІКТ, м. Київ)

ОТРИМАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ НАПЛАВКИ БІМЕТАЛЕВИХ АРМУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ІЗ ОТВОРАМИ КРІПЛЕННЯ

E-mail: fesmak@ukr.net, gavs04@ukr.net, v.v.osin@gmail.com

Робочі органи обладнання, яке експлуатується в гірничо-збагачувальній, переробній та дорожньо-будівельній галузях промисловості, схильні до підвищеного абразивного зношування, яке найчастіше супроводжується ударними навантаженнями. Одним із шляхів збільшення працездатності таких робочих органів обладнання є механічне закріплення на їх зношуваних поверхнях захисних футерівок, які зазвичай виготовляються ливарними способами з абразивностійких матеріалів.

В якості захисних футерівок можуть використовуватися і біметалеві армувальні елементи, одержані електрошлаковою наплавкою (ЕШН). Перевага таких елементів полягає в тому, що наплавлений метал, сформований у водоохолоджуваних кристалізаторах та оброблений високоактивним шлаковим розплавом, на відміну від металу, який одержується звичайними методами лиття, має більш тонку кристалічну структуру, а також підвищену міцність та пластичні властивості.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено технологію отримання ЕШН біметалевих армувальних елементів квадратного перерізу 200×200 і 250×250 мм у так званому струмопідвідному кристалізаторі (СПК) – секційному водоохолоджуваному пристрої, до однієї з секцій якого підведено напругу від джерела живлення.

Крім того, пристрій виконано таким чином, що забезпечує електромагнітний вплив на шлакову та металеву ванни.

Матеріали та співвідношення товщин металів, які застосовуються при використанні техніки наплавлення, наступні. Основний метал – низьковуглецева сталь типу Ст.3 товщиною шару 6...30 мм. Наплавлений метал – високохромистий чавун (26...28 % Cr) з товщиною шару 10...40 мм з твердістю до 55 HRC.

В даному випадку з'єднання армувальних елементів із зношуваними деталями обладнання здійснюється за допомогою зварювання. У ряді випадків застосування такої техніки з'єднання армувального елемента з деталлю викликає певні складнощі, особливо якщо остання виготовлена з важко зварюваної сталі, наприклад, 110Г13Л.

Для вирішення такого завдання було проведено експерименти в СПК 200×200 мм з вивчення можливості формування в шарі наплавленого чавуну кріпильних отворів, які дають змогу забезпечити механічне з'єднання армувального елемента з деталлю. Переважно одному з кутів наплавленої заготовки товщиною 30 мм виконали кріпильний отвір змінного діаметра 30/20 мм, віддаленого від її сторін на відстань ~80 мм, в який було встановлено та закріплено пристрій у вигляді водоохолоджуваного пальця аналогічно змінного діаметра і довжиною, що виходить за висоту СПК.

Наплавлення виконували з використанням флюсу АНФ-29. Початок наплавлення здійснювали на твердому старті із застосуванням графітової насадки діаметром 90 мм (рис. 1), яку після наведення електрошлакового процесу замінювали на чавунний витратний електрод такого ж діаметра.

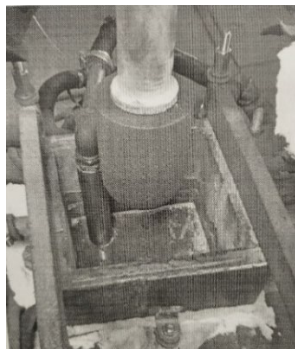


Рисунок 1. Графітова насадка + палець в СПК



Рисунок 2. Наплавлений шар з отвором від водоохолоджуваного пальця і графітовою заглушкою

Завдяки вибору оптимального часу прогрівання заготовки шлакової ванни та її обертання в горизонтальній площині, забезпечувалося відносно рівномірне теплове поле по всьому перерізу СПК. Це дало змогу отримати добре сформований

шар наплавленого металу товщиною 15 мм і розташований у ньому кріпильний отвір (рис. 2).

Таким чином, запропонована техніка ЕШН в СПК може бути використана при необхідності з'єднання біметалевих армувальних елементів із зношуваними поверхнями деталей без допомоги процесу зварювання.

Мельников Д.В.^{1,2}, Кедровський С.М.², Сліпченко В.М.², Коваль Ю.М.²
(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ)

ВИКОРИСТАННЯ МАТЕРІАЛІВ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ У СУЧАСНІЙ ІНЖЕНЕРІЇ

E-mail: melnykov.dmytro@i111.kpi.ua

В даній роботі розглядається сучасний стан застосування функціональних матеріалів з ефектом пам'яті форми. Матеріали з ефектом пам'яті форми (Shape Memory Materials) – це категорія матеріалів, що здатні повертатись до заздалегідь заданої форми після попередньої деформації під впливом зовнішнього чинника у вигляді тепла або магнітного поля. Такі матеріали (найчастіше метали) здатні зберігати нову форму після деформації у певних температурних діапазонах, однак при нагріванні вище таких діапазонів – відбувається повернення до заданої заздалегідь форми. Ефект пам'яті форми зазвичай спостерігається у сплавах з бездифузійним мартенситним перетворенням. До найбільш поширених промислових матеріалів з зазначеним ефектом відносяться сплави на основі систем: Ni-Ti, Cu-Al-X (де X – Ni, Mn, Zn,...) та ін. При охолодженні у зазначених матеріалах відбувається утворення низькотемпературної фази мартенситу, яка при механічному навантаженні змінює форму з процесом утворення так званого «мартенситу деформації». Після нагрівання охолодженого матеріалу до температур початку оберненого мартенситного перетворення As-Af аустенітна («високотемпературна») фаза стає термодинамічно стабільною і повертає

структуру матеріалу до попередньо заданого стану, що відновлює вихідну геометрію матеріалу. [1]

Полімери також можуть мати ефект пам'яті форми, подібно до металевих матеріалів. Цей ефект заснований на структурній гетерогенності полімерів – наявності в їх молекулярних структурах двох функціональних складових: елементів, що відповідають за фіксацію постійної (заданої) форми, та змінних елементів, які тимчасово утримують деформований стан. Елементи що мають постійну фіксацію можуть бути сформовані як доменами (кристалоподібні або склоподібні), так і хімічними зв'язками. Для задання форми такі матеріали нагрівають до температури переходу (температура склування T_g , плавлення T_m , трансформації T_{trans}), що робить змінні елементи більш рухливими, після чого відбувається деформація і подальше охолодження. У такому стані матеріал фіксується завдяки «заморожуванню» молекулярної рухливості. При повторному нагріванні вище точки T_{trans} ланцюги полімеру повертаються до вихідної конфігурації, що приводить до макроскопічного відновлення форми. Також існують полімери що можуть бути активовані світлом, рН, вологістю, електричним струмом або магнітним полем. [2]

Галузі використання. Серед сфер, де використовуються такі матеріали, однією з найпоширеніших є медицина. Завдяки біосумісності сплавів на основі Ti та можливості розгортатися під дією температури тіла широко поширені стали інструменти, яким притаманний ефект пам'яті форми: саморозгортальні стенти, ендovasкулярні пристрої та інші мікроінструменти для мінімально інвазивної хірургії [3]. Одним з системи сплавів на основі титану є Ni-Ti (нітінол), він є одним з найпоширеніших функціональних матеріалів. Цей матеріал демонструє не тільки відмінні характеристики ефекту пам'яті форми та надпружності, але і є біосумісним. Дослідження сплавів на основі системи Ni-Ti є досі актуальним і поширеним напрямком вивчення функціональних матеріалів [4]. Проте слід зауважити, що в певних випадках у пацієнта може бути помічена алергічна реакція на Ni. Через зазначену реакцію також є попит на дослідження безнікелевих біосумісних сплавів, наприклад системи сплавів на основі елементів Ti, Zr, Hf, Nb

та Ta. Подібні сплави на відміну від нітінолу зменшують ризики алергічних реакцій у біомедичних застосуваннях. Сплави на основі систем Ti-Nb, Zr-Nb, Hf-Nb, Ti-Zr-Hf демонструють високу біоінертність при наявності необхідних механічних та функціональних характеристик, зокрема фазових перетворень [5-7].

Окрім металів, що змінюють форму під дією температури, у медичних цілях використовують і полімери. Серед досліджуваних нових неметалевих матеріалів, що активуються теплом, є поліуретанові полімери. Вони демонструють перехід до “закодованої” форми при температурах близьких до фізіологічних, що дозволяє уникнути ушкодження тканин. Крім безпечної для тканин температури активації, такі матеріали проявляють: стабільність у вологому середовищі, гнучкість поліуретанової структури, завдяки чому відбувається більш щільний контакт з тканинами, зменшуючи ризик механічних подразнень [8]. Полімери можуть відновлювати форму використовуючи світлове опромінення [9]. Один з актуальних напрямів дослідження полімерних систем – створення мікроактюатори, які працюють бездротово. Завдяки можливості керувати такими матеріалами через світлове опромінення це дозволяє створити функціональні пристрої, які мають менше обмежень (наприклад, відсутність складних схем керування). Завдяки світлочутливим компонентам такі матеріали можуть змінювати форму лише під впливом точно дозованого випромінювання, що дає змогу створити складні сценарії деформації без посереднього фізичного контакту [10]. Активацію мартенситного перетворення у випадку металів як Ni-Mn-Ga може бути ініційовано не лише термічно, але й магнітним впливом. Використання магнітної активації перетворення істотно розширює можливості його практичного застосування. В зазначеному випадку відбувається зміна енергетичного стану фаз, унаслідок чого відбувається кероване структурне перегрупування кристалічної решітки, без дифузійних процесів [11].

Іншою сферою розповсюдженого використання є робототехніка, зокрема м’яка робототехніка, де матеріали з пам’яттю форми виконують роль «штучних м’язів» – елементів, що виконують функцію скорочення реагуючи на тепло, струм, світло та під дією інших впливів [3, 4]. Прикладом таких штучних м’язів є розробка

суглобів – механізму, що імітує згинання та розгинання механізму пальця завдяки керуванню температурно активованих волокон з ефектом пам'яті форми. Одним з сучасних досліджень є вивчення динаміки деформації такого роботизованого протезу за допомогою прецизійного моделювання та експериментальної верифікації. В зазначеній роботі було досліджено зразки оболонки зробленої з полімеру, в частині яких було розміщені нитки з металів, що демонструють ефект пам'яті форми, а в другій частині досліджуваних зразків – класичні сталеві пружини. На прилад подавалась напруга, яка нагрівала зразок, через що спостерігалось скорочення таких суглобів. При охолодженні нитки могли повертатись до первинної довжини і суглоб розпрямлявся [12]. Дослідження матеріалів з ефектом пам'яті форми стосується не тільки окремих об'єктів робототехніки, а також і рухливості роботів в загальному. Для цього при дослідженні використовуються електро-реологічні (ER) рідини, магнето-реологічні (MR) рідини та сплави з пам'яттю форми. Використовуючи зазначені матеріали вже проводяться дослідження про впровадження таких матеріалів з метою створення систем активного керування рухом. Для них поставлені вимоги багатоциклічного переміщення завдяки фазовим перетворенням в матеріалах з ефектом пам'яті форми, також позитивним впливом від таких матеріалів є фіксація положення, елементів руху, після охолодження, без постійного енергоживлення [13].

Актуальним напрямком досліджень є створення сенсорів нового покоління на основі термочутливих полімерних композитів для детектування тиску та деформації. У зазначених системах матеріали з ефектом пам'яті форми використовують у ролі активного прошарку, що реагує на тепло або навантаження, включаючи зміну опору чи ємнісного сигналу. Таким чином, матеріал з ефектом пам'яті форми може використовуватись як адаптивний шар у електроніці, де має місце певна деформація або необхідна певна гнучкість. Другою перевагою у подібних системах є можливість використовувати матеріал у деформованому вигляді, а за необхідності відновити форму, що дозволяє більш гнучко налаштовувати прилади [14].

Аерокосмічні технології також використовують матеріали з ефектом пам'яті форми. Дані матеріали використовуються для створення адаптивних конструкцій, які змінюють форму через вплив навколишнього середовища під час польоту і т.п. Здатність матеріалів зберігати і автономно відновлювати форму дозволяє створювати розумні компоненти супутників, антен чи сонячних панелей [3]. Одним з переваг використання матеріалів з ефектом пам'яті форми є те, що такі матеріали не лише виконують заданий рух, а й утримують нову форму без додаткового енергоспоживання. Завдяки цим ефектам з'являється можливість поєднати концепцію модульної конструкції, де кожен елемент з пам'яттю форми може працювати незалежно або в синхронізованій послідовності з іншими елементами. Це надає можливість створення складних рухових сценаріїв і програмової поведінки системи в цілому [15]. Іншою значною перевагою використання таких матеріалів є зменшення загальної маси аерокосмічних транспортних засобів. Описані матеріали дозволяють зменшити масу та енергоспоживання за рахунок часткової заміни традиційних гідравлічних чи механічних приводів. Актуатори, які інтегруються безпосередньо у несучі елементи конструкції, забезпечують плавну зміну профілю крила чи нахилу кермового елемента. Це дозволяє оптимізувати аеродинамічні характеристики в режимі реального часу в залежності від швидкості польоту, висоти та атмосферних умов [16].

Висновок. У представленій роботі детально розкрито багатогранне використання матеріалів з ефектом пам'яті форми у різних галузях сучасної науки та техніки, від медицини до аерокосмічної інженерії. Слід зазначити велику універсальність цього класу матеріалів, здатних повертатися до заздалегідь заданої форми завдяки фазовим перетворенням у металах або структурним змінам у полімерних системах. У медичній сфері ключову роль відіграють біосумісні сплави та термочутливі полімери, які дозволяють створювати саморозкривні стенти, ендovasкулярні пристрої та мікроінструменти для мінімально інвазивної хірургії. У м'якій робототехніці такі матеріали виступають "штучними м'язами", що забезпечують рухливість і гнучкість без складних механічних систем, а в сенсорних технологіях вони стають основою для створення термочутливих адаптивних шарів

у гнучкій електроніці. Особливий інтерес викликають аерокосмічні застосування, де ефект пам'яті форми дає змогу зменшити масу та енергоспоживання, забезпечуючи при цьому зміну аеродинамічних характеристик у режимі реального часу.

Матеріали з ефектом пам'яті форми продовжують розвивати і створювати нові сучасні технології завдяки поєднанню інтелектуальних властивостей, надійності та універсальності. Їх здатність автономно змінювати форму під дією зовнішніх стимулів відкриває шлях до створення адаптивних систем нового покоління, які можуть працювати у складних і змінних умовах. Подальші дослідження, спрямовані на розширення спектра стимулів активації, підвищення довговічності та інтеграцію з сенсорними мережами, здатні перетворити ці матеріали на ключовий елемент у медицині, робототехніці, авіації та космічній галузі, формуючи основу для технологій майбутнього.

Література:

1. Otsuka, Kazuhiro; Wayman, Clarence Marvin (ed.). Shape memory materials. Cambridge university press, 1999.
2. Wu, Xuelian, et al. Mechanisms of the shape memory effect in polymeric materials. *Polymers*, 2013, 5.4: 1169-1202.
3. Xia, Yuliang, et al. A review of shape memory polymers and composites: mechanisms, materials, and applications. *Advanced materials*, 2021, 33.6: 2000713.
4. Shelyagin, V., et al. Laser Welding of Ti-Ni Shape Memory Alloy for Medical Application. *Metallophysics & Advanced Technologies/Metallofizika i Novejsie Tehnologii* 43.3 (2021).
5. Кедровський С. Н., Коваль Ю. Н., Слєпченко В. Н. Сплави на основі Zr-Nb-перспективні функціональні матеріали. *Металофізика та новітні технології* 36, № 12 (2014): 1651-1659.
6. Kedrovskyi, S., et al. Martensitic Transformation in Quenched Hf-Nb Alloys. *Metallophysics & Advanced Technologies/Metallofizika i Novejsie Tehnologii* 42.5 (2020).

7. Tasaki, Wataru, et al. Martensitic transformation and shape memory effect of TiZrHf-based multicomponent alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 931 (2023): 167496.
8. Senatov, Fedor S., et al. Mechanical properties and shape memory effect of 3D-printed PLA-based porous scaffolds. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, 2016, 57: 139-148.
9. Chan, Benjamin Qi Yu, et al. Recent advances in shape memory soft materials for biomedical applications. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2016, 8.16: 10070-10087.
10. Delaey, Jasper; Dubruel, Peter; van Vlierberghe, Sandra. Shape-memory polymers for biomedical applications. *Advanced Functional Materials*, 2020, 30.44: 1909047.
11. Straka, Ladislav, Oleg Heczko, and Hannu Hänninen. Activation of magnetic shape memory effect in Ni–Mn–Ga alloys by mechanical and magnetic treatment. *Acta Materialia* 56.19 (2008): 5492-5499.
12. Rodrigue, Hugo, et al. An overview of shape memory alloy-coupled actuators and robots. *Soft robotics*, 2017, 4.1: 3-15.
13. Sohn, Jung Woo; Kim, Gi-Woo; Choi, Seung-Bok. A state-of-the-art review on robots and medical devices using smart fluids and shape memory alloys. *Applied Sciences*, 2018, 8.10: 1928.
14. Ruth, Deivamoney Josephine Selvarani, et al. Control aspects of shape memory alloys in robotics applications: a review over the last decade. *Sensors*, 2022, 22.13: 4860.
15. Costanza, Girolamo; Tata, Maria Elisa. Shape memory alloys for aerospace, recent developments, and new applications: A short review. *Materials*, 2020, 13.8: 1856.
16. Basheer, Al Arsh. Advances in the smart materials applications in the aerospace industries. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 2020, 92.7: 1027-1035.

Музиченко О. І., Мініцький А. В., Поліщук К. В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

РОЗРОБКА ВАЖКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ

E-mail: olecksiy77myzuchenko@gmail.com

Поширене використання вольфрамових важких сплавів зумовлене їхніми цінними властивостями, зокрема: високою густиною, доброю технологічністю в обробці, високою електропровідністю та стійкістю до ерозії. Завдяки цим характеристикам такі сплави знаходять застосування у виробництві маховиків, противаг, гіроскопічних роторів, центрифужних регуляторів, контактів для високовольтних вимикачів, електродів та елементів терморегулювання [1]. Виробництво виробів з важких сплавів передбачає використання надчистих, дуже дрібнодисперсних металевих порошків. Найчастіше застосовуються класичні системи сплавів, зокрема вольфрам-нікель-залізо та вольфрам-мідь-нікель. Проте використання чистих порошків має низку обмежень, серед яких – висока вартість та нерівномірний розподіл легуючих елементів при механічному змішуванні. Це зумовлено значною різницею в густині між вольфрамом та іншими компонентами, що ускладнює процес рівномірного легування матеріалу [2].

Метою роботи є вивчення впливу процесу хімічного осадження покриттів міді на частинки порошку вольфраму на закономірності консолідації важких сплавів.

Методика дослідження. Одним з ефективних способів введення легуючих елементів є плакування порошку, тобто нанесення покриття на поверхню частинки. Зокрема, мідне плакування вольфрамового порошку здійснюється методом хімічного осадження. Застосовували порошки вольфраму марки ПВ (ТУ 48-19-72-92) із середнім розміром частинок 50–100 мкм. Для проведення процесу хімічного осадження міді використовували сульфат міді $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, як комплексоутворювач – гліцерин, як лужний компонент – їдкий натрій, а відновником слугував розчин формальдегіду (30–40 мг/дм³). Осадження здійснювали шляхом відновлення міді з її комплексної солі формаліном у лужному середовищі. Даний процес, що

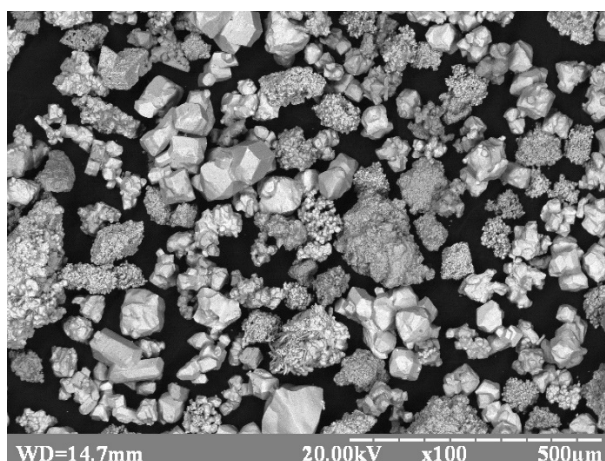
відбувається за кімнатної температури, базується на відновленні міді з комплексної сполуки за допомогою формаліну при забезпеченні $\text{pH} > 11$, яке регулювали додаванням 25 % розчину аміаку [3].

Після завершення осадження порошки промивали водою, висушували та піддавали відпалу при температурі 350–400 °С у середовищі водню протягом 30 хв [5]. Отримані порошки пресували на гідравлічному пресі ПГ-50 статичним способом у діапазоні тисків 500–800 МПа, після чого проводили спікання при температурі 1200 °С у муфельній печі опору з ізотермічною витримкою 60 хв у середовищі водню.

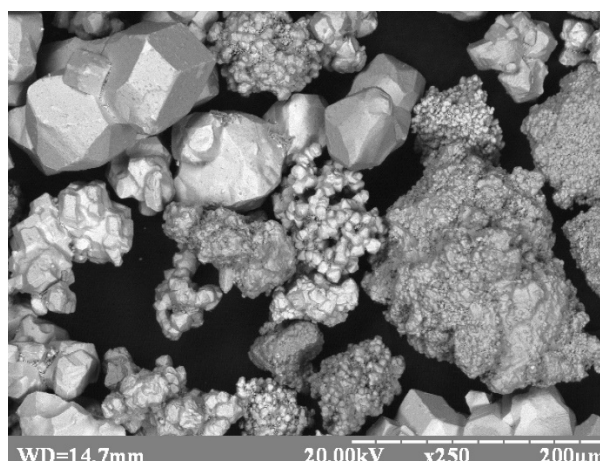
Дослідження морфології, мікроструктури та хімічного складу порошків і спечених зразків здійснювали за допомогою скануючого електронного мікроскопа РЕММА-106И (Selmi, Україна), оснащеного енергодисперсійним спектрометром для визначення елементного складу. Хімічний аналіз порошків проводили із використанням рентгенофлуоресцентного аналізатора EXPERT3L [6].

Для визначення теплофізичних характеристик пресовок із композиційного порошку вольфраму, покритого міддю, застосовувався імпульсний метод вимірювання температуропровідності (ІМВТ) [7].

Результати дослідження. Було отримано композиційні порошки, що складаються з частинок вольфраму з мідним покриттям (рис. 1).



а



б

Рисунок 1. СЕМ зображення частинок порошку вольфраму плакованого міддю:

а – x100, б – x250

За результатами металографічного аналізу встановлено, що плакування частинок вольфраму міддю призводить до зміни їхньої форми та морфології. При цьому виявлено відмінності у вмісті міді на окремих частинках порошку, що пояснюється різною питомою поверхнею та морфологічними особливостями вихідних частинок вольфраму. На відносно гладкій поверхні частинок осаджується 12–13 % міді, тоді як на частинках із більш розвиненою поверхнею її вміст суттєво зростає і досягає 78–82 %. Нерівномірність або локальна відсутність покриття на окремих частинках зумовлена обмеженим контактом порошку з розчином, що пов'язано зі специфікою процесу перемішування.

Згідно з результатами рентгенофлуоресцентного хімічного аналізу встановлено, що плакування міддю забезпечує загальний вміст міді у порошку вольфраму на рівні близько 4,5–4,7 % після осадження протягом 120 хв.

За результатами імпульсного методу вимірювання температуропровідності можна стверджувати, що збільшення тиску пресування для W–5 % Cu призводить до деякого зростання пікової інтенсивності та зміщення піку в бік менших значень часу при тисках 600–800 МПа в порівнянні з 500 МПа, що вказує на кращі теплофізичні властивості при вищих тисках тоді, як подальше збільшення тиску приводить до збільшення контакту між частинками, тобто пластичної деформації брикетів. Пористість залишається на рівні 35 %. Плаковані порошок мають кращу ущільнюваність при відносно низьких тисках тому, що плаковані частинки мають форму близьку до сферичної за рахунок покриття.

Спикання зразків у середовищі водню при температурі 1200 °C приводить до зниження пористості в межах 8–10 %. Таке зниження пористості пояснюється значною об'ємною усадкою брикетів до 23–28 %, що пов'язано із процесами рідкофазного спікання у вакуумі. Через погану взаємодію міді та вольфраму не відбувається часткової розчинності вольфраму, що дає змогу краще дослідити розподіл фаз по об'єму пресовки, адже чіткішими будуть межі фаз.

В результаті досліджень поверхні спечених зразків з плакованого міддю порошку вольфраму на скануючому електронному мікроскопі, було встановлено, що такі зразки мають досить рівномірний розподіл фаз по об'єму в порівнянні зі

зразками з таким же складом та умовами пресування та спікання, але отриманими іншими способами.

Висновки. В результаті роботи було вивчено процес хімічного осадження міді на частинки вольфраму та досліджено фізичні та технологічні властивості композиційних порошків. Отримані результати дозволяють стверджувати про доцільність та ефективність запропонованого підходу до створення вольфрамових сплавів із плакованих порошків. Такі зразки мають більш рівномірний розподіл фаз порівняно із зразками, отриманими з сумішей порошків або шляхом просочення. Дані дослідження можуть бути корисними при розробці важких сплавів для військових та машинобудівних цілей.

Література:

1. Randall M. German. Sintered tungsten heavy alloys: Review of microstructure, strength, densification, and distortion // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2022. – Vol. 108, 105940 <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.105940>
2. Muller A.V., Ewert D., Galatanu A. Milwich, R. Neu, Pastor J.Y., Siefken U., Tejado E., You J.H. Melt infiltrated tungsten–copper composites as advanced heat sink materials for plasma facing components of future nuclear fusion devices // Fusion Engineering and Design. – 2017. – Vol. 124. – P. 455–459. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2017.01.042>
3. Randall M. German. Review: liquid phase sintering [Electronic resource] / R. M. German, P. Suri, S. J. Park // Journal of Materials Science. – 2009. – Vol. 44. – P. 1-39. – Mode of access: <https://doi.org/10.1007/s10853-008-3008-0>
4. Dong L.L., Ahangarkani M., Chen W.G., Zhang Y.S. Recent progress in development of tungsten-copper composites: Fabrication, modification and applications // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. –2018. – Vol. 75. – P. 30-42 <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.03.014>
5. Pawel Bacal, Mikolaj Donten, Zbigniew Stojek Electrodeposition of high-tungsten W-Ni-Cu alloys. Impact of copper on deposition process and coating structure //

Electrochimica Acta, Volume 241, 1 July 2017, P. 449-458.

<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2017.05.004>

6. Chen X., Li H., Yan X., Wang Y. Miao Explosive compact-coating of tungsten–copper alloy to a copper surface // Materials Research Express. – 2017. – Vol. 4. – P. 138–147 <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aa664c>

7. Senthilnathan, N., Raja Annamalai, A. & Venkatachalam, G. Sintering of Tungsten and Tungsten Heavy Alloys of W–Ni–Fe and W–Ni–Cu: A Review. Trans Indian Inst Met 70, 1161–1176 (2017). <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0936-2>

Наконечний С.О., Рєзнік Д.О., Мартиненко Я.М., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**ОТРИМАННЯ СФЕРИЧНИХ ПОРОШКІВ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ
СПЛАВІВ ДЛЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ МЕТОДОМ
УЛЬТРАЗВУКОВОЇ АТОМІЗАЦІЇ**

E-mail: s.nakonechniy@kpi.ua

Багатокомпонентні жароміцні нікелеві сплави (Inconel 718, ВЖЛ12У, ЖС6К, ЕП648) широко застосовуються в авіа- та енергетичному машинобудуванні завдяки високим механічним властивостям і жаростійкості [1]. Водночас їх використання в адитивних технологіях обмежується складністю отримання порошків із контрольованим хімічним складом і високою сферичністю частинок [2]. Однією з ключових проблем є хімічна неоднорідність, що виникає під час плавлення і кристалізації, а також можливі втрати легкоплавких елементів (Al, Ti), які критично впливають на фазовий склад і властивості сплавів [1, 3]. Тому актуальним є розроблення технологій отримання порошків, які забезпечують відповідність хімічного складу стандартам і високу якість частинок.

Метод ультразвукової атомізації є перспективним підходом для отримання сферичних порошків із вузьким гранулометричним складом та мінімальною кількістю дефектів.

Методика досліджень. Для отримання порошків використовували жароміцні сплави: Inconel 718, ВЖЛ12У, ЖС6К, ЕП648. Сферичні порошки отримували методом ультразвукової атомізації із застосуванням спеціалізованого обладнання – ультразвукового розпилювача AMAZEMET rePowder R02. Основні етапи отримання:

- підготовка вихідних порошкових зразків сплавів;
- плавлення матеріалу в контрольованій атмосфері (Аргон, вищий сорт);
- диспергування розплаву під дією ультразвукових коливань;
- швидке охолодження та кристалізація частинок в потоці інертного газу.

Аналіз проводили за допомогою електронної мікроскопії (мікроструктура частинок, залитих бакелітовою смолою) із застосуванням енергодисперсійної спектроскопії (EDS) для визначення хімічного складу. Оцінку відповідності складу отриманих частинок проводили шляхом порівняння з нормативними значеннями для відповідних сплавів.

Отримані порошки мають переважно сферичну форму (рис. 1), що є критично важливим для адитивного виробництва (SLM, DED тощо). Поверхня частинок характеризується низькою шорсткістю та відсутністю значної кількості включень, виступів тощо.

Мікроструктурний аналіз показав формування практично бездефектної дрібнодисперсної дендритної структури з незначними областями (долі мікрон) мікросегрегації тугоплавких елементів (Mo, W). При цьому хімічний склад частинок відповідає складу вихідних сплавів без зниження вмісту легкоплавких елементів (Al, Ti), що пов'язано з довготривалим та поступовим нагріванням порошкових зразків під час їх плавлення. Важливим є той факт, що застосування контрольованих режимів плавлення та ультразвукової атомізації дозволяє мінімізувати хімічну неоднорідність та забезпечити склад порошку відповідного до вимог стандартів, стабільні характеристики частинок.

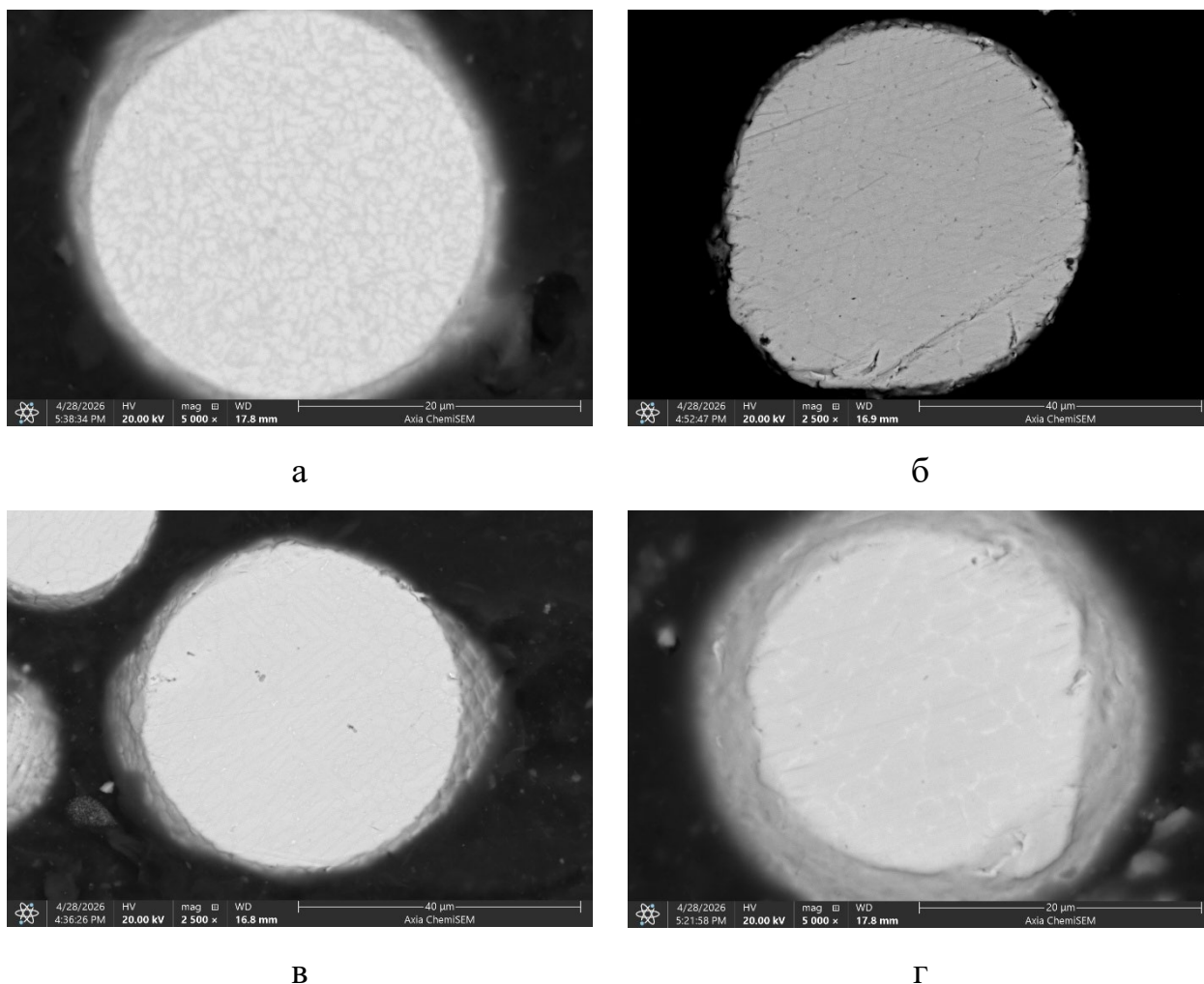


Рисунок 1. Мікроструктура частинок жароміцних сплавів Inconel718 (а), ВЖЛ12У (б), ЖС6К (в) та ЕП648 (г) після ультразвукової атомізації: а, г – х5000; б, в – х2500

Отримані результати узгоджуються з літературними даними щодо схильності нікелевих суперсплавів до сегрегації, однак показують, що ультразвукова атомізація є ефективним способом її зменшення порівняно з традиційними методами.

Висновки:

1. Показано можливість отримання сферичних порошків жароміцних нікелевих сплавів методом ультразвукової атомізації з використанням установки AMAZEMET rePowder R02.

2. Отримані порошки характеризуються високою сферичністю, що відповідає вимогам адитивних технологій.

3. Метод ультразвукової атомізації забезпечує більш однорідний розподіл елементів і може бути рекомендований для отримання порошків, що відповідають вимогам стандартів для адитивного виробництва.

Джерело фінансування. Ця робота була виконана в межах виконання науково-технічної роботи № ДЗ/176-2025 Міністерства освіти і науки України «Розроблення технології виготовлення дрібнодисперсних сферичних порошків жароміцних сплавів для 3D-принтерування методом ультразвукової атомізації».

Література:

1. T.M. Pollock, S. Tin, Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure and properties, J. Propuls. Power, 2006. V.22, No.2. P.361–374.
2. D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, Acta Mater., 2016. V.117. P.371–392.
3. J.J. Lewandowski, M. Seifi, Metal additive manufacturing: A review of mechanical properties, Annu. Rev. Mater. Res., 2016. V.46. P.151–186.

**Нарівський А.В., Поливода С.Л., Сірий О.В., Гордня О.М., Твердохвалов В.О.,
Фон-Прусс М.А.**

(ФТІМС НАН України, Київ)

**МГД-ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ПРИГОТУВАННЯ ТА
БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТТЯ ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

E-mail: etma@i.ua

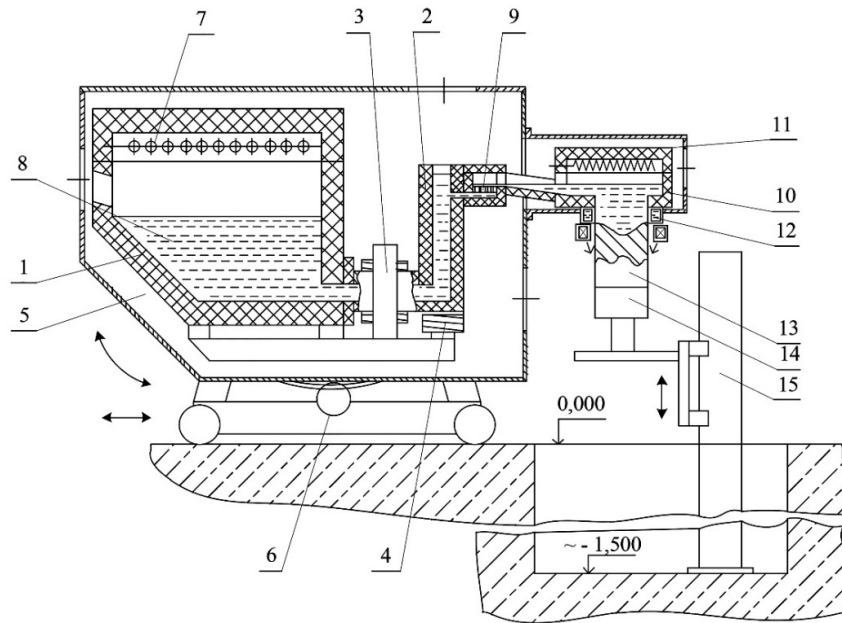
Створення ефективних наукоємних технологій та обладнання для одержання високоякісних конструкційних матеріалів з алюмінієвих сплавів при економних витратах енергоресурсів відповідає вимогам науки та практики на сучасному етапі. У ФТІМС НАН України розроблено багатофункціональне обладнання [1] у складі вакуумного магнітогідродинамічного міксеру (МГД-міксер) та машини

безперервного лиття (МБЛЗ) (рис. 1), а також супутні МГД-технології, в яких реалізуються малоінерційний і безконтактний вплив електромагнітних полів на металеві розплави, регульовані індукційний нагрів сплавів та процеси перемішування, транспортування і розливання металу під дією електромагнітної сили та генерованого тиску.

У конструкції МГД-мікзера застосований трансформаторний принцип перетворення електричної енергії в теплову, при цьому первинною обмоткою є котушка індуктора, а вторинною – витік рідкого металу в каналі та тиглі МГД-мікзера. Порядок роботи такого обладнання відбувається наступним чином: після заповнення П-подібного горизонтального каналу МГД-мікзера рідким металом на котушку індуктора та котушки електромагніта подається напруга змінного струму, у наслідок чого в металопроводі індуктора утворюється змінний магнітний потік, який індукує у рідкому металі електричний струм. При цьому відбувається нагрівання рідкого металу до заданої температури, причому швидкість нагріву залежить від величини електричного струму. За рахунок взаємодії струму, наведеного у рідкому металі індуктором, та магнітного поля, створеного електромагнітом, відбувається циркуляція рідкого металу у тиглі і каналі. При піднятті напруги на котушках електромагніту у активній зоні МГД-мікзера посилюється магнітний потік. При взаємодії магнітного потоку зі струмом в каналі виникає електромагнітна сила, під дією якої здійснюється рух рідкого металу по зливному металопроводу до машини безперервного лиття.

Одною з основних переваг приготування алюмінієвих сплавів у вакуумному МГД-міксері є інтенсифікація процесів розчинення елементів, у тому числі чистих тугоплавких металів. Розчинення відбувається в активній зоні - ділянці каналу мікзера, де взаємодіють магнітні поля індуктора і електромагніта, створюючи при цьому максимальні за величиною магнітогідродинамічні фактори впливу на розплав [2, 3]. Так, наприклад, показано [4] що за оптимальної комбінації величини та напрямку дії об'ємних електромагнітних сил в активній зоні МГД-мікзера чистий хром у кількості 3,0 мас. % розчиняється в алюмінії за ~ 20 хвилин без суттєвого перегрівання металу. Більшість деформівних алюмінієвих сплавів, особливо це стосується високоміцних сплавів, містять тугоплавкі елементи, такі як Mn, Cr, Ti, Zr та ін. Для їх уведення в сплав, як правило, використовують лігатури.

Виключення з технологічного процесу приготування алюмінієвих сплавів застосування лігатур тугоплавких металів дозволяє зменшити газонасичення та окислення сплаву, а також витрати електроенергії при веденні плавки.



- 1 – тигель; 2– металопровід; 3 – індуктор; 4 – електромагніт; 5 – вакуумна камера;
6 – привід повороту вакуумної камери; 7 – нагрівальні елементи; 8 – рідкий метал;
9 – камера з пінокерамічним фільтром; 10 – тепла насадка;
11 – розливальний вузол; 12 – кристалізатор; 13 – зливоч; 14 – затравка;
15 – механізм вертикального переміщення кристалізатора

Рисунок 1. Вакуумне МГД-обладнання для приготування алюмінієвих сплавів та безперервного лиття з них зливків

Властивості деформівних алюмінієвих сплавів в значній мірі визначаються вмістом у них водню, наявність якого сприяє розвитку макро- та мікропоруватості та перешкоджає заварюванню несущільностей, що утворюються при обробці тиском. Вакуумне рафінування при постійному електромагнітному перемішуванні розплаву вирішує цю проблему. Корпус МГД-міксера слугує вакуумною камерою, де проводиться вакуумне рафінування при залишковому тиску 0,133 кПа (1 мм.рт.ст.). **Незалежно від початкового вмісту водню у сплаві, рафінування дозволяє знизити залишковий його вміст до 0,05-0,12 см³/100 г, що сприяє одержанню зливок без газової поруватості.** Для вакуумного рафінування алюмінієвих сплавів з високим вмістом цинку розроблена технологія їх приготування [5], що дозволила усунути втрати цього легуючого елемента випаровуванням, а для сплавів відповідального призначення розроблено спосіб рафінування [6] за допомогою послідовних вакуумних імпульсів, що забезпечує залишковий вміст водню у зливках на рівні 0,01-0,03 см³ / 100 г. Створено методи оперативного контролю вмісту водню у рідкому металі [7], які дозволили розробити схему автоматизації процесу приготування сплавів в МГД-міксері [8].

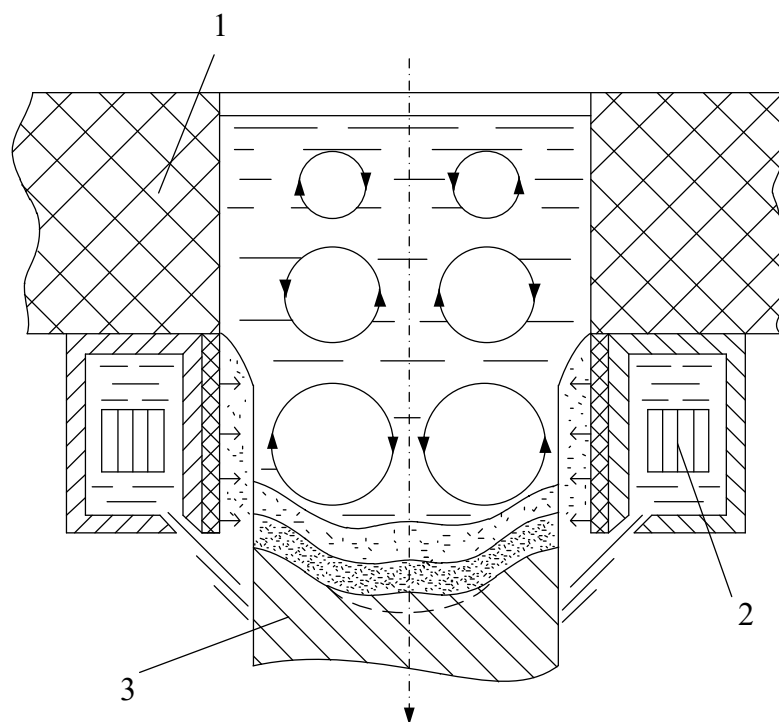
Приготовлений в МГД-міксері сплав під регульованим електромагнітним тиском подається у фільтрувальний вузол, де розташований поруватий керамічний фільтр. Сплав очищається від оксидних включень до залишкової концентрації $\leq 0,05$ об. % та надходить до розливального вузла. Розливальний вузол приєднаний до передньої стінки вакуумної камери МГД-міксера та також являє собою вакуумну камеру, у якій розміщена теплова насадка. Розплав заповнює теплову насадку двома ламінарними потоками, що сприяє перемішуванню, усередненню його температури та виключає замішування у сплав оксидних плівок. Теплова насадка оснащена нагрівальними елементами, що дозволяє компенсувати тепловтрати розплаву на шляху його руху від МГД-міксера до кристалізатора, а також зменшує градієнт температури по висоті надливної частини зливка, створюючи тим самим сприятливі умови для його спрямованої кристалізації.

Безперервне лиття зливок є одним з найбільш ефективних технологічних процесів одержання напівфабрикатів з деформівних алюмінієвих сплавів для

подальшої їх обробки тиском. До складу комплексу вакуумного МГД-обладнання входить МБЛЗ вертикального типу з плавним регулюванням швидкості пересування ливарного столу. МБЛЗ оснащена низьким ($h \sim 30$ мм) кристалізатором запатентованої конструкції [9], особливістю якого є застосування теплоізоляційного шару футеровки з низькою теплопровідністю, що забезпечує відсутність радіального тепловідведення від рідкого металу по висоті кристалізатора та призводить до значного зниження глибини лунки та висоти перехідної зони зливка під час кристалізації та позитивним чином впливає на його структуру. На внутрішню поверхню кристалізатора наноситься газоутворююче покриття, при сублімації якого по периметру зливка утворюється газоподібний шар, який також знижує тепловідведення від зливка через стінку кристалізатора. Таким чином, у кристалізаторі утворюється лише тонка кірка закристиалізованого металу, а основна кристалізація зливка відбувається у поясі водяного охолодження нижче рівня кристалізатора. Швидкість відведення тепла від зливка, що кристалізується, є ключовим параметром керування структурою зливків, тому МБЛЗ оснащена системою регульованого подавання охолоджувальної рідини на зливки.

МБЛЗ, що входить до комплексу вакуумного МГД-обладнання, може оснащуватися кристалізатором з вбудованим електромагнітним перемішувачем, який створює у рідкій фазі зливка вихорові структури тороїдального типу [10], що вважається найбільш ефективним варіантом (рис. 2).

Електромагнітне перемішування рідкої фази зливка, що кристалізується, впливає на тепло- та масо перенос, керує конвективними потоками розплаву та створює зсуваючі напруження по фронту кристалізації, що призводить до руйнування дендритної структури і перетворення фрагментів зруйнованих дендритів у зерна глобулярної морфології. Перемішування також доцільно застосовувати при введенні у розплав модифікаторів, яке інтенсифікує процес зародкоутворення в сплаві, та сприяє рівномірному розподілу центрів кристалізації біля фронту тверднення зливка.



1 – теплова насадка; 2 – кристалізатор з електромагнітним перемішувачем;
3 – зливка

Рисунок 2. Схема руху рідкого металу в кристалізаторі з електромагнітним перемішувачем

Ефективність впливу електромагнітного перемішування сплаву В96Ц при його кристалізації на структуру безперервно литого зливка діаметром 90 мм показано на рис. 3. Частина зливка, що виготовлена без електромагнітного перемішування сплаву в процесі лиття (рис. 3, верхня частина) має нерівномірну крупнокристалічну структуру з величиною мікрозерна ~ 350 мкм. Частина зливка, яка відливалася із застосуванням електромагнітного перемішування має рівномірну дрібнокристалічну структуру з величиною мікрозерна ~ 00 мкм (рис. 3, нижня частина).

Якість та властивості зливків з деформівних алюмінієвих сплавів суттєво залежать від концентрації оксидних включень. Для суттєвого зменшення окислення рідкого металу всі вузли вакуумного МГД-комплексу (тигель міксер, роздавальна камера та кристалізатор) герметично з'єднані між собою. Це дозволило створювати над розплавом захисне середовище з інертних газів на всіх

етапах одержання зливоків від плавлення до лиття [11]. Створення захисного середовища особливо актуально під час приготування сплавів, які містять легкоокислювані елементи, наприклад, магній.

Усі фактори впливу на розплав, які реалізуються під час приготування сплавів у вакуумному МГД-міксері та їх литті в МБЛЗ дозволяють одержувати високоякісні зливки з алюмінієвих деформівних сплавів діаметром до 180 мм та довжиною до 1500 мм з високою хімічною однорідністю, без внутрішніх дефектів, що мають однорідну дрібнокристалічну структуру і рівну блискучу поверхню, яка не потребує механічної обробки перед пресуванням.

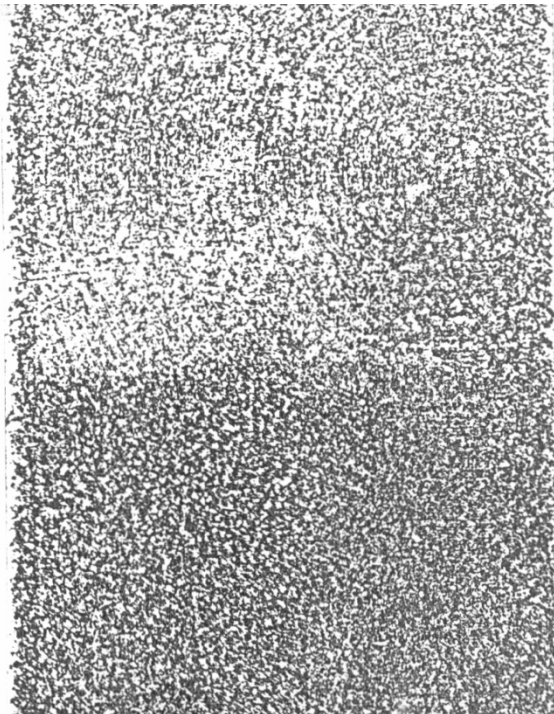


Рисунок 3. Макроструктура поздовжнього перерізу безперервнолитого зливка діаметром 90 мм зі сплаву В96Ц: верхня частина – без електромагнітного перемішування; нижня – з електромагнітним перемішуванням рідкої фази зливка

Література:

1. Пужайло Л.П., Сірий О.В., Гординя О.М., Поливода С.Л., Плавильно-ливарний комплекс для напівбезперервного лиття зливоків з алюмінієвих сплавів:

пат. 119406 Україна: МПК B22D11/14. № u201703178; заявл. 03.04.2017; опубл. 25.09.2017, Бюл. № 18/2017.

2. Пужайло Л.П., Сірий О. В., Поливода С. Л. Установа для приготування та електромагнітного розливання алюмінієвих сплавів у ливарні форми: пат. 99307 Україна: МПК B22D39/00. № a201004220; заявл. 12.04.2010; опубл. 10.08.2012, Бюл. № 15/2012.

3. Пужайло Л. П., Сірий О. В., Поливода С. Л. Установа для приготування та електромагнітного розливання алюмінієвих сплавів у ливарні форми: пат. 100231 Україна: МПК H05B6/02. № a200907285; заявл. 10.07.2009; опубл. 10.01.2011, Бюл. № 1/2011.

4. Пужайло Л. П., Поливода С. Л., Сірий О. В. Гординя О. М. Спосіб приготування алюмінієвих лігатур у магнітогідродинамічних установках: пат. 131179 Україна: МПК C22B21/00. № u201806805; заявл. 15.06.2018; опубл. 10.01.2019, Бюл. № 1/2019.

5. Пужайло Л. П., Поливода С. Л. Сірий О. В. Спосіб приготування високоміцних алюмінієвих деформівних сплавів з вмістом цинку: пат. 101343 Україна: МПК C22C21/06. № a201007359; заявл. 14.06.2010; опубл. 26.12.2011, Бюл. № 24/2011.

6. Пужайло Л. П., Сірий А. В., Поливода С. Л. Спосіб рафінування алюмінієвого сплаву у вакуумі: пат. 108781 Україна: МПК C22B21/00. № a201310432; заявл. 27.08.2013; опубл. 25.04.2014, Бюл. № 8/2014.

7. Пужайло Л. П., Поливода С. Л., Сірий О. В., Гординя О. М. Поливода М. О. Спосіб визначення вмісту водню у рідкому металі: пат. 115590 Україна: МПК C22B21/00. № a201511064; заявл. 11.12.2015; опубл. 25.08.2016, Бюл. № 16/2016.

8. Пужайло Л.П., Поливода М.О., Серый О.В. Метод автоматического контроля процесса дегазации алюминиевых сплавов в вакуумных МГД-установках // Материалы XII международной научно-практической конференции «Литье 2016». – Запорожье. – 24-26 мая 2016 г. – С. 177-179.

9. Пужайло Л. П., Сірий О. В., Гординя О. М., Поливода С. Л. Кристалізатор для безперервного лиття зливків з алюмінієвих сплавів: пат. 118018 Україна:

МПК В22D11/14. № а201609696; заявл. 20.09.2016; опубл. 25.07.2017, Бюл. № 14/2017.

10. Пужайло Л. П., Гаврилюк В. П., Серый А. В., Поливода С. Л., Гордыня А. Н. Моделирование магнитогидродинамических процессов электромагнитного перемешивания алюминиевого сплава в кристаллизаторе и тепловой насадке при полунепрерывном литье слитков // Процессы литья. – 2012. – № 5. – С. 54–60.

11. Пужайло Л. П., Поливода С. Л., Сірий О. В., Гордыня О. М. Спосіб напівбезперервного лиття зливків з алюмінієвих сплавів, які містять легкоокислювані компоненти: пат. 131180 Україна: МПК В22D11/14. № u201806809; заявл. 15.06.2018; опубл. 10.01.2019, Бюл. № 1/2019.

Нарівський А.В.¹, Давиденко О.А.^{2,3}, Поливода С.Л., Молебний О.А.³,

Монастирська Т.О.³, Сірий О.В.¹, Гордыня О.М.¹

(¹ ФТІМС НАН України; ² ДонФТІ ім. О.О.Галкіна НАН України;

³ ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ)

**ВПЛИВ СКАНДІЮ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Zn–Mg–Cu У ЛИТОМУ І ТЕРМІЧНО
ОБРОБЛЕНОМУ СТАНАХ**

E-mail: etma@i.ua

Сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, що зміцнюються термодформаційною обробкою, мають високу міцність та відносно низьку питому вагу, завдяки чому вони широко застосовуються в авіаційній, космічній, військовій та інших галузях промисловості. При легуванні сплавів цієї системи скандієм і цирконієм утворюються когерентні алюмінієвій матриці комплексні інтерметаліди Al₃(Sc, Zr), які сприяють подрібненню зеренної структури. Додавання малих домішок скандію підвищує стійкість сплавів до рекристалізації під час деформаційної обробки,

стабілізує структуру при наступній термічній обробці та сприяє зміцненню сплаву [1-3].

В більшості публікацій досліджується вплив скандію на структуру та механічні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu у деформованому стані. Дані про його вплив на литий стан обмежені [4]. Метою даної роботи було дослідити вплив скандію на структуру та механічні властивості сплаву цієї системи у литому та термообробленому станах.

Для дослідження був обраний сплав № 1 (табл. 1), подібний до промислових сплавів 1965 та 7055, які є одними з найбільш міцних в системі Al-Zn-Mg-Cu. Відомі на даний час промислові сплави зі скандієм мають вміст цього елемента в межах 0,17-0,30 мас. %. Зважаючи на високу вартість скандію, дослідний сплав № 2 був економно легований за нижньою межею цього проміжку – 0,17 мас. %.

Таблиця 1. Хімічний склад (мас.%) дослідних сплавів

Сплав №	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc	Fe	Решта	Al
1	7,51	1,89	1,79	0,26	-	0,18	0,11	Основа
2	7,46	1,82	1,68	0,29	0,17	0,13	0,07	Основа

Для виготовлення зливок із дослідних сплавів застосовували комплекс обладнання у складі вакуумного МГД-міксеру та машини безперервного лиття у низький кристалізатор з тепловою насадкою [5]. Основними особливостями обладнання є приготування сплавів з постійним електромагнітним перемішуванням, вакуумне рафінування та фільтрування через поруватий керамічний фільтр і регульоване електромагнітне розливання рідкого сплаву у низький кристалізатор з тепловою насадкою. Вказаним методом було виготовлено два зливки діаметром 150 мм та довжиною 1500 мм з дослідних сплавів.

Мікроструктури зливок дослідних сплавів представлено на рис. 1. Структура литого сплаву № 1 характеризується дендритною ліквіацією з розміром зерен 200-270 мкм та дендритним параметром 20-30 мкм. В матриці присутні стрижнеподібні інтерметаліди розміром ~30 x 5 мкм. Структура сплаву № 2

бездендритна з розміром зерна 50-70 мкм. Інтерметаліди подрібнюються до 15 мкм. Бездендритна структура зливків має вагомні переваги перед звичайною дендритною, оскільки дозволяє знизити зусилля пресування напівфабрикатів, а вироби, виготовлені з таких зливків мають вищі показники міцності та пластичності.

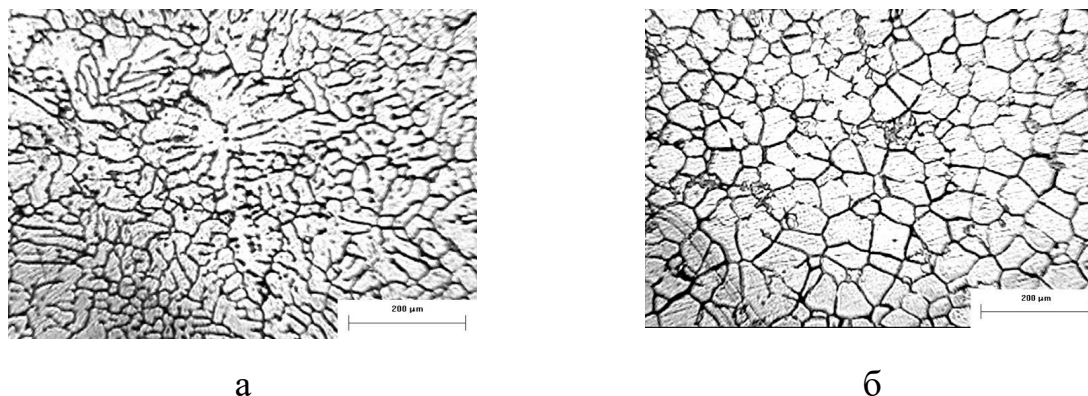


Рисунок 1. Мікроструктура сплавів № 1 (а) та № 2 (б) у литому стані

У литому стані обидва дослідних сплави характеризуються низькою міцністю ($\sigma_B = 220-260$ МПа) та відсутністю пластичності. Гомогенізувальний відпал (465 °С, 12 год., охолодження з піччю) значною мірою підвищує пластичні властивості обох сплавів ($\delta = 2,6-3,7$ %) зі збереженням міцності на рівні їх литого стану.

Високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu набувають максимуму властивостей після деформаційної та термічної обробки. Відповідно до мети дослідження, були визначені механічні властивості литих зразків дослідних сплавів після термічної обробки, яка зазвичай проводиться на деформованих виробах: обробка на твердий розчин (465 °С, 1 год.), гартування у воду (20 °С) та наступне старіння (120 °С, 20 год). Результати випробувань наведені у табл. 2.

Таблиця 2. Механічні властивості дослідних сплавів після термічної обробки

Сплав №	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	-	291,0-353,1	0
2	471,0-494,4	484,1-532,6	0,84-1,12

Результати випробувань показали, що сплав, додатково легований скандієм (№ 2), у литому термообробленому стані має достатньо високу міцність і, на відміну від сплаву № 1, має пластичні властивості. Це свідчить про потенціал його застосування для виготовлення литих виробів з подальшою термічною обробкою.

Література:

1. J.Liu, P.Yao, N.Zhao, Ch.Shi, H.Li et al. Effect of minor Sc and Zr on recrystallization behavior and mechanical properties of novel Al-Zn-Mg-Cu alloys / Journal of Alloys and Compounds 657 (2016) 717 DOI: [10.1016/j.jallcom.2015.10.122](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.122)
2. S.V.Senkova, O.N.Senkov, D.B.Miracle. Cryogenic and Elevated Temperature Strengths of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Modified with Sc and Zr / Metallurgical and materials transactions A Vol.37A, 2006.-3569 DOI: 10.1007/s11661-006-1012-4
3. Y.Deng, Z.M.Yin, K.Zhao, J.Q.Duan, Z.B.He. Effects of Sc and Zr microalloying additions on the microstructure and mechanical properties of new Al-Zn-Mg alloys / J. Alloys Comp. 530 (2012) 71-80. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.03.108
4. O.N.Senkov, R.B.Bhat, S.V.Senkova, D.Schloz. Microstructure and properties of cast ingots of Al-Zn-Mg-Cu alloys modified with Sc and Zr / Metall Mater Trans A 36, 2115–2126 (2005). DOI: 10.1007/s11661-005-0215-9
5. A. Narivskiy, O. Shinsky, I. Shalevska, Y. Kvasnitska, P. Kaliuzhnyi, S. Polyvoda. Modern technological processes of obtaining cast products and structures of responsible purpose from aluminum, ferrous carbon and heat-resistant alloys / Structural materials: manufacture, properties, conditions of use. DOI: [10.15587/978-617-7319-97-8.ch2](https://doi.org/10.15587/978-617-7319-97-8.ch2)

Наумик В.В., Наумик О.О., Кагановський О.Д., Качалов М.Б.

(Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ
ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ
ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ**

E-mail: vnaumyk@gmail.com

На поточний час найбільш поширеним методом виготовлення відповідальних деталей із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційного та енергетичного машинобудування є лиття в керамічні форми, отримані за моделями, що витоплюються.

Для забезпечення постійно зростаючих вимог до матеріалів сучасних силових агрегатів, відповідно до вимог розробників в Україні та світі розробляють нові сплави. При цьому також перспективним напрямом є підвищення рівня експлуатаційних та економічних показників деталей та готових виробів з відомих та широко розповсюджених сплавів із застосуванням різноманітних сучасних технологічних методів на різних етапах виготовлення.

Відомою технологічною операцією, що застосовуються на етапі виплавлення сплавів є високотемпературна обробка розплаву (ВТОР). В процесі ВТОР метал перегрівають вище певної критичної температури, при цьому розплавом досягається новий рівноважний стан і втрачаються відповідні спадкові властивості шихти, розчиняються тугоплавкі включення, відбувається видалення газів з розплаву; звужується нерівноважний інтервал кристалізації сплаву. ВТОР дозволяє збільшити міцність, пластичність, ударну в'язкість та тривалу міцність жароміцних нікелевих сплавів, а в результаті підвищити експлуатаційну надійність готових литих деталей і виробів.

Для поліпшення властивостей відомих ливарних сплавів широко застосовується модифікування рідкісноземельними металами, карбідоутворювальними елементами, ультрадисперсними тугоплавкими частинками, а також різними комплексами модифікаторів.

Характерними дефектами для всіх виробів, отриманих методами лиття є ліквідаційна неоднорідність хімічного складу матеріалу, наявність порожнин і нещільностей усадкового характеру.

Для усунення мікропористості та інших порожнин, що не сполучаються з поверхнею вилівка застосовують гаряче ізостатичне пресування (ГІП), суть якого полягає у всебічному стисканні вилівоків у середовищі спеціальної рідини або газу при максимально високих температурах.

Одним з основних методів технологічного поліпшення структури та властивостей литих виробів є термічна обробка.

Для підвищення економічної конкурентоспроможності виробів із вартісних нікелевих сплавів при виплавленні у шихті повторно використовують кондиційне технологічне повернення з обов'язковим застосуванням ряду перерахованих технологічних операцій у процесі їх виготовлення.

Комплексне використання при виготовленні відповідальних литих виробів описаних технологічних операцій дозволяє забезпечити їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивості, а також економічні показники на рівні світових аналогів та вище.

Останніми роками все більш широке розповсюдження при виготовленні деталей із високолегованих жароміцних нікелевих сплавів отримують адитивні технології. Цей метод дозволяє докорінно усунути характерні для лиття дефекти ліквідаційного характеру. Однак при цьому суттєво загострюються проблеми, пов'язані із залишковою пористості матеріалу після сплавлення частинок робочого сплаву. Одним із способів нівелювання цього факту також є застосування ГІП до виробів, отриманих із жароміцних нікелевих сплавів 3Д принтингом.

Небожак І. А., Дорошенко В. С., Хорошко І. В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ІНОКУЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ
ЗА ДОПОМОГОЮ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ,
ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ**

E-mail: nebozhak@ukr.net

Сучасний стан ливарного виробництва потребує впровадження технологічних методів, які дають змогу виготовляти виливки з мінімальними припусками на подальше механічне оброблення, що є ключовим фактором для створення нового класу довговічної та надійної техніки [1] на базі екологічно безпечних та ресурсозберігаючих технологій [2]. Світовий досвід свідчить, що ефективним інструментом для досягнення високих розмірної точності та ступеню зміцнення виливків є використання фізико-хімічних методів впливу шляхом впровадження прогресивних методів одержання моно- та багатошарових армованих виливків [1–9], серед яких найбільший потенціал мають усі різновиди процесу лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) [1, 9, 10].

ЛГМ-процес є єдиною технологією, унікальною рисою якої є використання разової пінополімерної моделі (піномоделі, ПМ), яка залишається у ливарній формі (ЛФ) під час заливання металу, що визначає її переваги перед традиційними способами лиття [1, 5, 10]. Оскільки найбільш поширеним процесом виготовлення таких ПМ є їх спікання з гранульованого модельного матеріалу – пінополістиролу (ППС) після розміщення його в порожнині прес-форми [10, 11], це створює можливість введення дисперсних присадок в об'єм моделі разом з цими гранулами ППС при заповненні ними прес-форми. Застосування ПМ як носія дисперсних присадок дає змогу виконувати інокулювання матричного розплаву за допомогою цих присадок безпосередньо в порожнині ЛФ, водночас забезпечуючи раціональну утилізацію пилоподібних відходів феросплавної галузі [1]. Додатковою перевагою використання дисперсно-наповненої піномоделі (ДНПМ) є значне зниження витрат

інокулятора, оскільки легувальні елементи не витрачаються на елементи ливникової системи, а концентруються безпосередньо в тілі виливка.

Метою дослідження було виготовлення зразків сталей і чавунів за допомогою ДНПМ із подальшим аналізом ефективності цього процесу. Критерієм ефективності процесів модифікування, мікролегування й легування матричного розплаву в «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом виступали показники засвоєння інокулятора - ступінь переходу легувальних елементів у розплав [1, 2, 5]. Для цього визначалися концентрації кремнію, міді, хрому, ванадію та титану з подальшим обчисленням коефіцієнтів засвоєння вказаних легувальних елементів (ЛЕ) та елементів-модифікаторів (ЕМ) матричним розплавом за встановленою математичною залежністю [12]. Коефіцієнти засвоєння ЕМ та ЛЕ рідким металом були розраховані за допомогою формули:

$$k_{[E]} = \frac{[E]_1 - [E]_0}{C_E^{\Gamma M}}, \quad (1)$$

де $[E]_1$, $[E]_0$ – концентрації ЛЕ або ЕМ у матричному розплаві після та до процесу його інокулювання, % (мас. частка);

$C_E^{\Gamma M}$ – вміст ЕМ або ЛЕ (від маси зразка) у ДНПМ, % (мас. частка) [12].

Методика підготовки сировини, виготовлення ДНПМ та контрольних ПМ, планування серії факторних експериментів та способи математичної обробки результатів детально описані в попередніх наукових працях [1, 5, 7, 9].

В ході експериментів, крім графітизувального модифікування чавунів марок СЧ300 та СЧ250 феросилієм ФС75, було здійснено легування стабілізованим мідним порошком марки ПМС-К, дисперсним ферохромом марки ФХ650А, комплексним сфероїдизувальним модифікатором марки ФСМг7, а також мікролегування розплаву зносостійкої хромистої сталі марки 70ХЛ дисперсними ферованадієм марки ФВд40У0,75 і феротитаном марки ФТи70С1 [1]. Це дало змогу отримати піддослідні зразки виливків з широким спектром властивостей: від феритно-перлітного чавуну СЧ200, жаростійкого хромистого чавуну марки ЧХ1 до

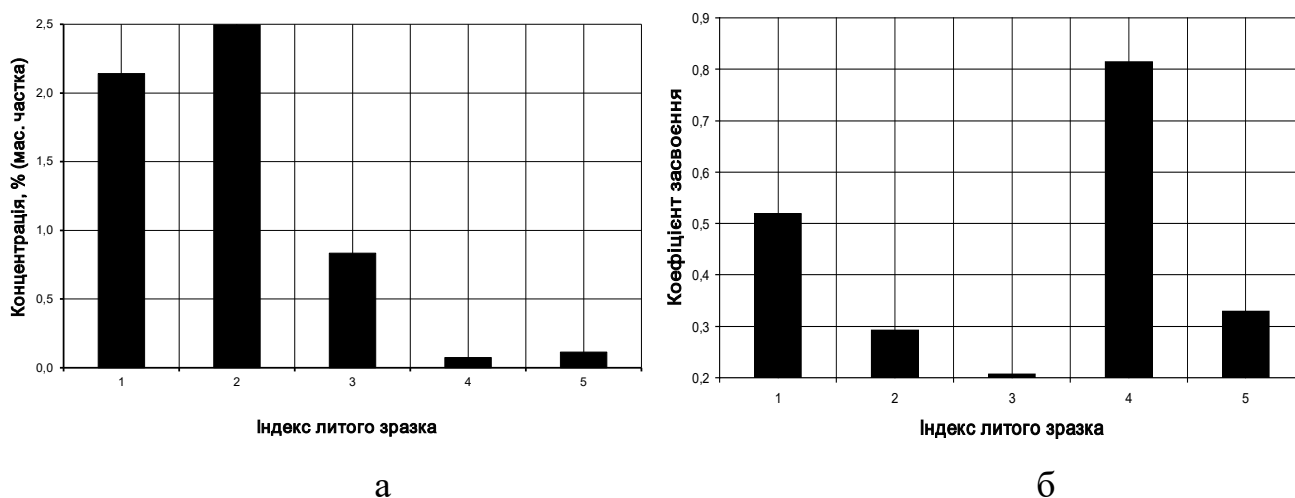
високоміцного чавуну марки ВЧ500-7 і зносостійкої складнолегованої сталі 75ХФТЛ. Крім того, за цією ж технологією було одержано двовимірний литий композитний матеріал системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХЗ], результати дослідження якого будуть висвітлені в окремій публікації.

Концентрації Si, Cu, Cr, V й Ti в ливарних Fe-C-сплавах (сталях і чавунах) та коефіцієнти їх засвоєння матричним розплавом наведено у табл. 1, а показники засвоєння LE та EM рідким металом – у вигляді стовпчастих гістограм (рис. 1).

Таблиця 1. Показники засвоєння інокуляторів матричним розплавом

ФС75		ПМС-К		ФСМГ7		ФХ650А		ФВд40У0,75		ФТи70С1	
$[Si]_m$	$k_{[Si]}$	$[Cu]_л$	$k_{[Cu]}$	$[Mg]_m$	$k_{[Mg]}$	$[Cr]_л$	$k_{[Cr]}$	$[V]_л$	$k_{[V]}$	$[Ti]_л$	$k_{[Ti]}$
2,140	0,519	2,495	0,292	–	–	0,835	0,207	0,075	0,815	0,115	0,329

Примітка: вміст дисперсного інокулятора в ПМ становить: ФС75 – 1,000 % (мас. частка); ПМС-К, ФСМГ7, ФХ650А – 7,000 % (об. частка); ФВд40У0,75 – 0,250 % (мас. частка); ФТи70С1 – 0,350 % (мас. частка)



1 – кремній; 2 – мідь; 3 – хром; 4 – ванадій; 5 – титан

Рисунок 1. Показники засвоєння елементів матричним розплавом із ДНПМ [1]:

а – концентрації елементів-модифікаторів та легувальних елементів;

б – коефіцієнти засвоєння легувальних елементів та елементів-модифікаторів

Аналіз отриманих даних дозволив встановити, що ступінь переходу елементів із моделі в метал визначається не лише початковим вмістом добавок, а й

геометричними параметрами вилівка, місцем підведення живильника до нього та термодинамічними умовами формування вилівка, передусім температурно-часовим режимом заливання. Ці закономірності лягли в основу висновків щодо оптимізації параметрів розглянутого варіанту технології, яку можна класифікувати як один із ефективних методів внутрішньоформового інокулювання металу [1, 13].

Література:

1. Небожак І. А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України, ФТІМС. Київ, 2024. – 303 с.
2. Небожак І. А., Дзевін Є. М., Дерев'янка О. В., Горбачов І. М. Границя короткочасної міцності двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], одержаного у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2025: тези доп. XVII Міжнар. наук.-техн. конф. (25–26 вер. 2025 р., м. Київ) / під ред. Р.В. Лютого. Київ: КПІ ім. І. Сікорського, 2025. – С. 379–384.
3. Dulaska A., Studnicki A., Szajnar J. Reinforcing Cast Iron With Composite Insert // Arch. Metall. Mater. – 2017. – Vol. 62, No. 1. – P. 355–357.
4. Калюжний П. Б., Слюсарев В. А., Калашник Д. О. Армування виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються // Металознавство та обробка металів. – 2017. – № 4. – С. 48–53.
5. Небожак І. А., Шинський О. Й., Шалевська І. А., Нарівський А. В. Дисперсійне зміцнення ливарних алюмінієвих і мідних сплавів інтерметалідом FeCr: монографія. Вінниця: Друк. вид-во «Твори», 2025. – 256 с.
6. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Alloy Powder In Evaporative Pattern Casting Process Of Cast Iron // Materials Transactions. – 2003. – Vol. 44, No. 11. – P. 2396–2403.
7. Nebozhak I. A., Novytskyi V. G., Shinsky O. Y., Gavrilyuk V. P. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means Of Dispersed Intermetallic Compound Fe–Cr

Under Dry Friction. Proceedings Of WTC2005 World Tribology Congress III (Sept. 12–16, 2005, Washington, D.C., USA). – Washington: WTC2005-63062, 2005. – P. 1–2.

8. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting Of Al–Si System Alloy // Mat. Transactions. – 2003. – Vol. 44, No. 11. – P. 2404-2409.

9. Jiang W., Fan Z. Novel technologies for the lost foam casting process // Frontiers of Mechanical Engineering. – 2018. – Vol. 13, No. 1. – P. 37–47.

10. Шуляк В. С. Литьє по газифицируемым моделям. СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

11. Павлов В.А. Пенополистирол. Москва: Химия, 1973. – 240 с.

12. Вишнякова Л. П., Суменкова В. В. Взаимодействие металла и газифицируемой модели с металлическими имплантатами // Пути возрождения литейного производства в Украине в начале нового тысячелетия: труды междунар. науч. -тех. конгресса. Киев: НАН України, ФТІМС, 2001. – С. 69–70.

13. Zakharchenko E. V., Shinsky O. I., Baglyuk G. A., Klimenko S. I., Kurovsky V. Ya., Sirenko E. A. and Goncharov A. L. Ladle and in-mold modification methods for obtaining castings from cast irons with various graphite morphology // Nauka innov. –2019. – No.15(1). – P. 53-62. <https://doi.org/10.15407/scin15.01.053>.

Небожак І.А., Дорошенко В.С.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЖАРОСТІЙКОГО
ХРОМИСТОГО ЧАВУНУ МАРКИ ЧХ1 ШЛЯХОМ ІМПЛАНТУВАННЯ
ДИСПЕРСНОЇ ЛІГАТУРИ У «ТІЛО» МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ**

E-mail: nebozhak@ukr.net

Обмеженість сировинних ресурсів легувальних та базових металів в Україні диктує необхідність розробки наукових і технологічних основ комплексного покращення фізико-механічних, спеціальних та експлуатаційних характеристик ли-

тих виробів масового призначення. Це досягається технологічними методами, зокрема шляхом створення нових видів композиційних, біметалевих і багат шарових виробів із диференційованими та спеціальними властивостями (ВДСВ) [1]. Паралельно із цим, у машинобудівному та інших секторах економіки дедалі більше зростає запит на вироби зі сталей і сплавів, механічні та спеціальні властивості яких (трибо-, електротехнічні, електромагнітні, теплофізичні, фізико-хімічні тощо) мають бути неоднорідними по поверхні чи в об'ємі [2]. Така потреба першочергово зумовлена специфічними умовами експлуатації деталей, прагненням знизити собівартість їх виробництва та іншими економічними чинниками. Проте, виготовлення ВДСВ відомими на сьогоднішній день (традиційними) методами, такими як [2–6]: механічне з'єднання, зварювання, порошкова металургія, самопоширюваний високотемпературний синтез, спаювання, наплавлення, осаджування, напилення, екструзія, термічна, хіміко-термічна та лазерна обробка тощо, зазвичай, є процесом довготривалим та неекономічним.

Ливарне виробництво ВДСВ дозволяє ефективно уникнути недоліків, притаманних вказаним методам [2]. Найбільш перспективним підходом для виготовлення таких виробів із мінімальними припусками на механічну обробку визнано ЛГМ-процес (лиття за моделями, що газифікуються). Його головна технологічна особливість полягає у використанні моделі, яка не видаляється із ливарної форми (ЛФ) перед її заповненням розплавом металу. Саме цей чинник зумовлює ключові переваги даного методу в порівнянні з іншими способами лиття, забезпечуючи високу розмірну точність, мінімальні припуски на механічну обробку та ефективність виливання металоконструкцій [3].

Крім того, модель, що газифікується (ГМ), можна отримувати у порожнині прес-форми із гранульованого модельного матеріалу, зазвичай, пінополістиролу [7]. Це створює унікальну можливість вводити дисперсні присадки безпосередньо до складу ГМ, що дозволяє одночасно вирішувати 2 (дві) важливі задачі, а саме [2]: ефективне інокулювання матричного розплаву безпосередньо в «порожнині» ЛФ та корисну утилізацію пилоподібних відходів феросплавного виробництва. Слід виділити, окремо, суттєву економію інокулятора, оскільки при використанні

дисперсно-наповненої піномоделі (ДНПМ) легувальні елементи (ЛЕ) чи елементи-модифікатори (ЕМ) взаємодіють із рідким металом лише в об'ємі виливка без марних витрат на елементи ливнико-живильної системи (ЛЖС).

З огляду на наведені вище передумови, головною метою даної науково-дослідної роботи (НДР) стало визначення ефективності процесу інокулювання металічного розплаву безпосередньо в порожнині ЛФ при отриманні жаростійкого хромистого чавуну марки ЧХ1 згідно ДСТУ 8851:2019 за технологією ЛГМ. Оскільки одним із ключових критеріїв оцінки ефективності такого легування за допомогою ДНПМ є ступінь засвоєння легувального елемента (ЛЕ) матричним розплавом [2, 3], то у ході досліджень було проведено кількісне визначення концентрації хрому в об'ємі піддослідного виливка. На основі отриманих експериментальних даних здійснено розрахунок коефіцієнта засвоєння хрому розплавом чавуну вихідного складу, що дозволило комплексно оцінити результативність запропонованого технологічного рішення.

Легування розплаву вихідного чавуну проводилося з використанням дисперсного ферохрому марки ФХ650А згідно ДСТУ ISO 4552-1:2010, який був попередньо імплантований безпосередньо в «тіло» ГМ. Процес підготовки зазначеної лігатури, її детальна характеристика, а також специфікації всіх допоміжних матеріалів, використаних у межах даної НДР, ґрунтовно викладені у попередніх дослідженнях [8]. Аналогічним чином методика виготовлення ДНПМ та ГМ контрольного виливка разом із алгоритмами планування та постановки серії однофакторних експериментів детально висвітлені у зазначеній науковій праці. Це забезпечило методологічну єдність досліджень та високу відтворюваність отриманих результатів легування у «порожнині» ЛФ.

Детальна методика визначення концентрації хрому в об'ємі піддослідного виливка представлена у науковій праці [8]. Для кількісної оцінки ефективності процесу інокулювання чавунного розплаву використовується математичне співвідношення (1), яке дозволяє розрахувати коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ рідким металом. Даний розрахунковий підхід базується на зіставленні фактичного вмісту хрому в отриманому жаростійкому чавуні марки ЧХ1 із кількістю

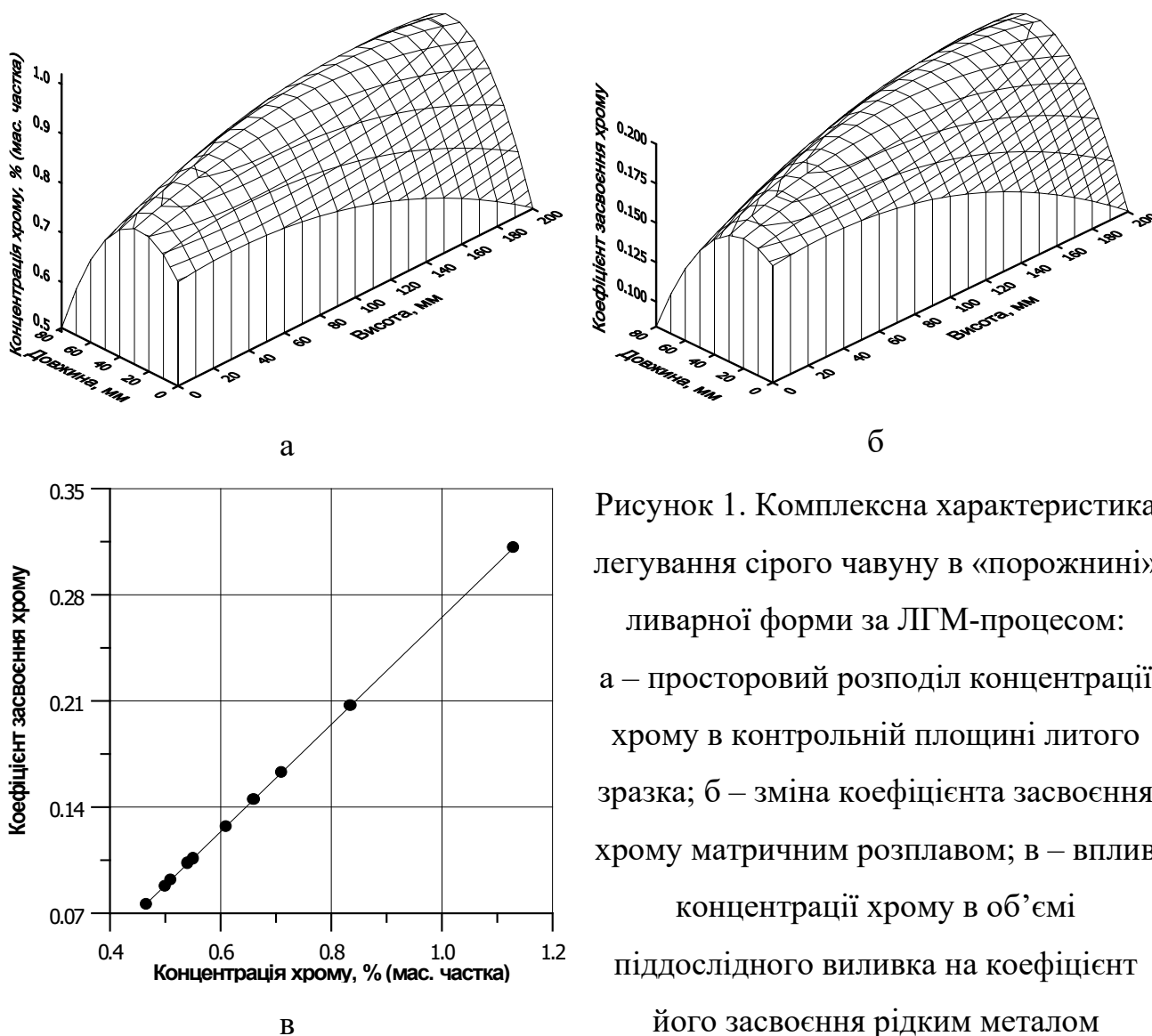
дисперсного ферохрому марки ФХ650А, який було введено до складу ГМ. Використання такої залежності забезпечує точність аналізу технологічних параметрів ЛГМ-процесу при формуванні заданих властивостей конструкційного матеріалу. Функціональне співвідношення, згадане раніше, наведене далі за текстом:

$$k_{[Cr]} = \frac{[Cr]_{ЧХ1} - 0,25}{2,8275}, \quad (1)$$

де $[Cr]_{ЧХ1}$ – концентрація хрому в жаростійкому легованому чавуні марки ЧХ1 по завершенню процесу легування матричного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А, % (мас. частка).

Аналіз експериментальних даних [8] свідчить про те, що вміст даного ЛЕ у складі конструкційного матеріалу збільшується по мірі віддалення фігуративної точки від місця підведення рідкого металу до «порожнини» ЛФ. Графічна інтерпретація (рис. 1, а) результатів експерименту [8] показала, що на концентрацію хрому впливають довжина й висота литого зразка. Це проявляється, насамперед, у тому, що вміст такого ЛЕ як хром у контрольній площині піддослідного виливка змінюється в інтервалі від 0,465 % (мас. частка) до 1,130 % (мас. частка).

Оскільки, концентрація хрому в жаростійкому хромистому чавуні марки ЧХ1 та коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ рідким металом пов'язані між собою залежністю (1), то поверхня відгуку (рис. 1, б), яка відображає розподіл коефіцієнта засвоєння хрому матричним розплавом у контрольній площині литого зразка аналогічна за формою поверхні (див. рис. 1, а), що відображає зміну концентраційного поля зазначеного ЛЕ у контрольній площині піддослідного виливка.



Рисунк 1. Комплексна характеристика легування сірого чавуну в «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом:
 а – просторовий розподіл концентрації хрому в контрольній площині литого зразка; б – зміна коефіцієнта засвоєння хрому матричним розплавом; в – вплив концентрації хрому в об’ємі піддослідного виливка на коефіцієнт його засвоєння рідким металом

Коефіцієнт засвоєння зазначеного ЛЕ чавуном вихідного складу варіюється в межах від 0,076 до 0,311. Щодо функціонального співвідношення показників засвоєння хрому рідким металом між собою (рис. 1, в), то на інтервалі концентрацій цього ЛЕ в жаростійкому хромистому чавуні марки ЧХ1 від 0,465 % (мас. частка) до 1,130 % (мас. частка) коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ матричним розплавом зростає від 0,076 до 0,311, відповідно. Такий характер зміни показників засвоєння хрому рідким металом підтверджує ефективність використання ДНПМ на практиці для досягнення цільового рівня легування вихідного сірого чавуну в заданих точках литої заготовки.

Математична обробка числового масиву експериментальних даних полягала

в апроксимації функціональних залежностей, заданих у табличній формі [8]. Такий підхід дозволив вивести, у результаті, низку емпіричних рівнянь (2...4), які аналітично описують закономірності розподілу ЛЕ й, таким чином, доводять ефективність його засвоєння матричним розплавом. Ці рівняння, у вигляді поліномів 2 (другого) порядку, показані нижче:

$$[Cr]_{\text{ЧХ1}} = 6,98048 \cdot 10^{-1} + 4,7633 \cdot 10^{-4} \cdot H_B - 7,58601 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 + 2,89566 \cdot 10^{-5} \cdot H_B \cdot a_B + 4,97009 \cdot 10^{-3} \cdot a_B - 9,49666 \cdot 10^{-5} \cdot a_B^2, \quad (2)$$

$$k_{[Cr]} = 1,58402 \cdot 10^{-1} + 1,66727 \cdot 10^{-4} \cdot H_B - 2,66995 \cdot 10^{-6} \cdot H_B^2 + 1,02125 \cdot 10^{-5} \cdot H_B \cdot a_B + 8,74508 \cdot 10^{-4} \cdot a_B - 2,25097 \cdot 10^{-5} \cdot a_B^2, \quad (3)$$

$$k_{[Cr]} = 3,536 \cdot 10^{-1} \cdot [Cr]_{\text{ЧХ1}} - 8,84 \cdot 10^{-2}, \quad (4)$$

де H_B й a_B – висота й довжина литого зразка, відповідно, $\times 10^{-3}$ м.

Величина достовірності апроксимації співвідношень фізичних величин, що були задані в табличній формі [8], підтверджується високими статистичними показниками, які наближено становлять від 90 % до 100 %. Коефіцієнт детермінації виведених функціональних залежностей (2–4), при цьому, набуває достатнього значення, тобто $R^2 = 0,9 \dots 1,0$.

Результати проведених досліджень дозволили сформулювати низку ключових висновків щодо ефективності запропонованої технології. Насамперед, було встановлено, що на показники засвоєння хрому матричним розплавом визначальний вплив мають геометричні розміри піддослідного вилівка, а також просторове розташування місця підведення рідкого металу до «порожнини» ЛФ, тобто координат живильника. Окрім того, одержаний по ходу експериментів жаростійкий хромистий чавун марки ЧХ1, вилитий шляхом легування розплаву сірого чавуну вихідного складу ферохромом марки ФХ650А за допомогою ДНПМ, можна рекомендувати як повноцінний жаростійкий матеріал для потреб теплотехніки, зокрема для виготовлення деталей машин і механізмів, що працюють у повітряному середовищі за температур до 773 К.

Література:

1. Найдек В.Л. Создание новых технологий и материалов на основе фундаментальных научных исследований. *Литейное производство*, 1991. – № 3. – С. 2–4.
2. Небожак І.А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України. ФТІМС. Київ, 2024. – 303 с.
3. Небожак І.А., Шинський О.Й., Шалевська І.А., Нарівський А.В. Дисперсійне зміцнення ливарних алюмінієвих і мідних сплавів інтерметалідом FeCr: монографія. Вінниця: Друкарня-видавництво «Твори», 2025. 256 с. ISBN 978-617-552-933-1.
4. Derev'yanko O.V., Nebozhak I.A., Istomina T.I. Manufacturing Of Composite Material Of Abrasives Composition – Metal Binder Using SPS-Technology. *Литво. Металургія. 2023*: тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. докт. техн. наук, проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2023. С. 14–16. ISBN 978-966-488-169-9. DOI: <https://doi.org/10.15407/foundrymetallurgy-2023>.
5. Derev'yanko O.V., Nebozhak I.A. Sherwood's Criterion Is An Indicator For The Efficiency Of Interaction Processes Between Composite Mixture Components Under Electro-Thermal Action. *Литво. Металургія. 2024*: тези доп. XX Міжнар. наук.-практ. конф. (28–30 трав. 2024 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. докт. техн. наук, проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХП», 2024. С. 80–83. ISBN 978-617-05-0490-6. DOI: <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024>.
6. Дерев'янюк О.В., Присташ М.С., Небожак І.А. Залежність властивостей матеріалу на основі Fe – Ti – C – B від параметрів ПС. *Вісник ХНАДУ*. 2025. Вип. 111. С. 43–49. DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2025.111.0.43.
7. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
8. Nebozhak I.A. Features of alloying cast iron with dispersed ferrochrome of the brand ФХ650А, implanted in the «body» of a gasifying model. *Metal and Casting of Ukraine*. Передано до друку.

Недужий А.М., Дука В.М.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ЗАХИСНОЇ ОБМАЗКИ СПАЮ
ТЕРМОПАР НА ТОЧНІСТЬ ВИМІРЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

E-mail: onmlptima@ukr.net

Вимірювання температури алюмінієвих сплавів є дуже важливим процесом при плавленні, перегріванні та, зокрема, перед заливкою розплаву в ливарну форму. Від точності вимірювання та контролю температури заливки алюмінієвих сплавів залежить структура, яка буде утворюватися у виливках, а також фізико-механічні властивості литого металу у виливках. Точність вимірювання температури сплавів залежить від декількох основних факторів: від якості виготовлення термопар; класу точності вимірювальних приладів (наприклад, аналого-цифрового перетворювача, вимірювача-регулятора температури на блоці управління піччю опору) тощо. Відомо, що точність показань термопар залежить, зокрема, від якості виготовлення їх спаю. Мета досліджень полягала у визначенні впливу типу обмазки спаю хромель-алюмелевих термопар на точність їх показань при охолодженні та кристалізації алюмінію марок А7 та А99.

Для проведення досліджень з перевірки точності показань термопар використовували алюміній технічної чистоти марки А7 (не менше 99,70 % алюмінію) та алюміній високої чистоти марки А99 (не менше 99,99 % алюмінію) згідно ДСТУ ГОСТ 11069 – 2003. Експерименти проводили з використанням хромель-алюмелевих термопар з діаметром дроту 0,3 мм. Алюміній вказаних марок розплавляли в алундовому керамічному тиглі в муфельній печі опору. Геометричні розміри тиглю, становили, мм: внутрішній діаметр – 50; глибина – 67 та товщина стінки – 2. При виготовленні термопар спочатку проводили скручування кінців термопари з кількістю витків до десяти. Після цього здійснювали зварювання в місці скручування кінців термопари з використанням лабораторного автотрансформатора при напрузі близько 40–50 В. В результаті, кінці термопари з

двох різних електродів (хромель і алюмель) були зварені між собою таким чином, що на кінцях вказаних скручених проволочок утворювалася кулька діаметром приблизно 0,6–0,7 мм. Після розплавлення алюмінію в тиглі, розплав в печі перегрівали приблизно на 100–110 °С над температурою його плавлення та витримували протягом 15–20 хвилин. Далі, тигель з розплавленим алюмінієм виймали із печі та ставили на азбестову підставку. Після цього поверхню розплаву очищали від шлаку та в розплавленій алюмінії занурювали термопару, попередньо закріплену вертикально в штативі та починали запис зміни температури металу в часі. Передбачалося також проведення експериментів з повторного нагрівання вже закристалізованого алюмінію разом з термопарами в ньому. Для цього тигель з закристалізованим металом та термопарами в ньому переміщали в піч опору, накривали захисною теплоізоляційною кришкою та проводили повторне нагрівання і розплавлення алюмінію, а потім знову охолодження. В експериментах використовували термопару, спай яких попередньо обмазували захисними: маршалітовою обмазкою на рідкому склі; бентонітовою обмазкою з хромофосфатним зв'язуючим та взагалі без обмазки. В тигель з розплавленим алюмінієм занурювали одну термопару, попередньо обмазану однією із вищевказаних захисних обмазок, або дві термопару скріплені між собою разом та обмазані різними вказаними обмазками. Також, в розплавленій алюмінії занурювали три термопару, скріплені між собою разом, дві з яких обмазані різними вказаними вище захисними обмазками, а третю без використання обмазки. Вільні кінці термопар за допомогою компенсаційних проводів підключали до аналого-цифрового перетворювача NI USB-9162 National Instruments (Угорщина), який в свою чергу підключали до персонального комп'ютера (ноутбук Samsung). Після запису зміни температури металу в часі, будували криві охолодження та нагрівання алюмінію вищевказаних марок в одній системі координат для порівняння їх між собою.

Таким чином, після проведення експериментальних досліджень визначено, що температура плавлення досліджуваного алюмінію марки А99 становила 660,4 °С. Встановлено, що показання термопар, спай яких попередньо було

обмазано захисними маршалітовою обмазкою на рідкому склі, бентонітовою обмазкою з хромофосфатним зв'язуючим та термопар взагалі без використання обмазки, суттєво не відрізнялися між собою. Різниця в показаннях температури для термопар з вищевказаними обмазками становила близько ± 1 °C від визначеної температури плавлення алюмінію марки А99. Оскільки час кристалізації вилівка із алюмінієвих сплавів вагою до 350 грамів в сталевому тонкостінному кокоті зазвичай становить до п'яти хвилин, в подальших експериментах було вирішено використовувати хромель-алюмелеві термопари без обмазки їх спаю.

Недужий А.М.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З НЕДЕНДРИТНОЮ СТРУКТУРОЮ
ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7**

E-mail: onmlptima@ukr.net

Сьогодні для одержання виливків із частково закристалізованих алюмінієвих сплавів значного поширення набули методи формування певної порції сплаву з недендритною структурою первинної фази. Часто, порція визначеної маси сплаву з недендритною структурою використовується для одержання заготовки для наступного її використання в технологіях тиксолиття та тиксоштампування. Одним із методів одержання заготовок з недендритною структурою первинної фази із алюмінієвих сплавів є заливка ливарної форми з використанням тонкого металевого жолобу. Цей метод широко використовується в ливарному виробництві для одержання виливків та заготовок з недендритною структурою первинної фази, оскільки не потребує додаткового складного технологічного обладнання та значних енергетичних витрат. Однією із гіпотез формування структури сплаву зі сферичними частинками є утворення такої структури при інтенсивному примусовому потоці сплаву. При цьому в літературі мало інформації про однозначні оптимальні технологічні параметри цього методу, зокрема, довжини

жолобу та температури заливки сплаву на жолоб. Тому, метою роботи було проведення досліджень для встановлення впливу потоку алюмінієвого сплаву АК7, який рухається по металевому жолобу на одержання виливків з недендритною структурою первинної фази та визначення оптимальних величин довжини жолобу та температури заливки сплаву на жолоб.

Як ливарну форму для проведення експериментальних досліджень вибрали сталевий кокіль з наступними геометричними розмірами, мм: верхній внутрішній діаметр – 50; нижній внутрішній діаметр – 40; глибина порожнини – 80 та товщина стінки форми – 5. Досліджуваний сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження насичення розплаву домішками заліза. Після розплавлення сплаву, поверхню розплаву очищали від шлаку та проводили термічний аналіз металу. Результати проведеного термічного аналізу показали, що температура ліквідусу сплаву становить 600,5 °С, а температура його солідусу складає 577,5 °С. Як вхідні технологічні фактори проведення досліджень було обрано довжину жолобу та температуру заливки сплаву на жолоб. Для проведення експериментальних досліджень вибрали наступні змінні значення довжини жолобу: 100; 200; 300; 400; 500 та 550 мм. Значення температур заливки сплаву на жолоб становили: 620; 630; 650 та 680 °С. Під час проведення досліджень кут нахилу жолобу до ливарної форми становив 45°. Для проведення експериментів було виготовлено металевий жолоб з плоским дном шириною 50 мм та товщиною стінки 0,5–0,6 мм. Попередньо, перед проведенням досліджень, жолоб фарбували спеціальною протипригарною фарбою. В експериментах, для визначення та вимірювання температури досліджуваного сплаву, використовували хромель-алюмелеві термопари. Для контролю температури заливки сплаву на жолоб, термопари встановлювали та закріплювали безпосередньо на вході струменю розплаву на жолоб та на виході з нього. Для заливки розплаву на жолоб використовували заливальний ківш, в якому також попередньо встановлювали термопару для контролю температури заливки сплаву. Заливальний ківш попередньо фарбували всередині та зовні протипригарною фарбою. Із тигля печі відбирали задану порцію розплаву та при досягненні

необхідної температури заливки, сплав заливали на досліджуваний металевий жолоб. З жолоба сплав стікав в дослідну ливарну форму, в якій також попередньо була розміщена та закріплена термопара. При досягненні температури сплаву в кокілі 585–580 °С, розплав гартували у воді шляхом занурювання його у водяну ванну разом з формою. Маса одержаних виливків становила 200–240 грамів. Із одержаних виливків вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі з використанням цифрової камери DCM130, яка виводила зображення мікроструктури сплаву на дисплей персонального комп'ютера (ноутбук Samsung). Мікроструктуру сплаву досліджували в центральній частині виливка, на відстані 0,5 радіуса від центру та в приповерхневій зоні виливка.

Після проведення експериментальних досліджень було встановлено, що використання металевого жолоба з плоским дном для заливки ливарної форми, дозволяє одержувати виливки з недендритною структурою первинної фази із алюмінієвого сплаву АК7 з розміром кристалів 30–54 мкм. В ході досліджень було визначено, що найбільш раціональними параметрами проведення експериментів є довжина жолобу 400–550 мм та температура заливки сплаву – 620 та 630 °С. Визначені раціональні технологічні параметри методу заливки дослідної форми з використанням металевого жолоба забезпечують формування недендритної структури первинної фази в центральній частині виливків. Ймовірно, що до формування виливків з недендритною структурою первинної фази приводить перемішування сплаву в потоці на жолобі з додатковим утворенням великої кількості зародків кристалізації на поверхні жолобу. Встановлено також, що зі збільшенням довжини жолобу від 100 до 550 мм та заливки сплаву на жолоб від температур 620 та 630 °С, структура твердого розчину алюмінію стає більш округлою, однорідною, а розмір кристалів первинної фази зменшується.

Нестерук О. П., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Медвідь С.М.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ В УМОВАХ
ВИКОРИСТАННЯ ВТОРИННОЇ ШИХТИ ТА БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО
ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ**

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

Структура високоміцного чавуну (ВЧ) визначається якістю шихтових матеріалів і модифікаторів, наявність яких є однією з ключових проблем сучасного українського ливарного виробництва, особливо в умовах зростання частки вторинної металеві сировини. Використання металобрухту та синтетичних шихт супроводжується накопиченням домішок (S, P, Cr, Ti, Al, Pb, Bi та ін.), які істотно впливають на морфологію графіту, кількість перліту/фериту, схильність до відбілу та механічні властивості металу виливків, тобто змінюють процеси графітизування, сфероїдизування та формування металеві основи чавуну.

Аналіз сучасних досліджень показує, що при використанні вторинних шихтових матеріалів основною проблемою є нестабільність хімічного складу отриманого розплаву. Збільшення масової сірки та карбідоутворювальних елементів погіршує процес сфероїдизування графіту, сприяє утворенню карбідів та феритно-перлітної неоднорідності. Для забезпечення стабільної структури ВЧ необхідно підтримувати низький рівень сірки (<0,015 %) і фосфору, а також обмежувати масову частку хрому та марганцю [1]. Встановлено, що якість структури високоміцного чавуну визначається поєднанням комплексу модифікування розплаву на різних стадіях технологічного процесу: первинним (у ковші), вторинним (під час випуску металу) та третинним (у ливарній формі). Вторинне та внутрішньоформове модифікування дозволяють суттєво підвищити кількість центрів кристалізування графіту, зменшити розмір графітових вкраплень та збільшити їх щільність розподілу [2, 11].

Для компенсації негативного впливу низькоякісної шихти у сучасній практиці застосовують комплексний підхід, який включає контроль хімічного складу, рафінування розплаву та ефективно модифікування. При цьому ключовим фактором залишається забезпечення стабільних умов сфероїдизування графіту та формування однорідної мікроструктури. Застосування комплексних модифікаторів дозволяє підвищити кількість центрів гетерогенного зародження графіту, зменшити ступінь переохолодження та стабілізувати процес формування структури навіть при використанні шихти з підвищеним вмістом домішок.

Сучасні технології модифікування чавунних розплавів орієнтовані на використання спеціалізованих модифікаторів, адаптованих до умов внутрішньоформового (in-mould) оброблення, що характеризуються обмеженим часом взаємодії та високою швидкістю кристалізування. Провідні виробники, зокрема ELKEM, ASK Chemicals та Carpenter Brothers, розробляють багатокомпонентні інокулятори на основі FeSi з добавками Ca, Ba, Sr, Zr та рідкоземельних елементів, які забезпечують інтенсифікування зародження евтектики, підвищення кількості сфероїдального графіту та тривалості ефективної дії модифікатора (зменшення втрати ефекту модифікування).

Нано- та мультифазні інокулятори є сучасним напрямом обробки чавунних розплавів, спрямованим на інтенсифікування зародження графіту, стабілізування евтектичного кристалізування та підвищення показників механічних властивостей високоміцного чавуну. Їх застосування є особливо актуальним для процесів внутрішньоформового модифікування, в яких час взаємодії розплаву з інокулятором обмежений, а fading-ефект не має суттєвого значення. Наноінокулятори – це ультрадисперсні частинки розміром 1-100 нм, зокрема карбіди, нітриди, оксиди та силікати, такі як TiC, TiN, SiC і Al₂O₃. Завдяки високій питомій поверхні ці частинки виступають ефективними центрами гетерогенного зародження графіту та аустеніту. Введення нанорозмірних частинок сприяє підвищенню щільності центрів кристалізування, зменшенню евтектичного переохолодження, подрібненню евтектичного зерна та формуванню сфероїдального графіту. У результаті спостерігається підвищення міцності та втомної довговічності чавуну [3, 10].

Мультифазні інокулятори являють собою комплексні системи на основі FeSi, що містять Ca, Ba, Sr, Zr, Al та рідкоземельні елементи, а також дисперсні оксидні, сульфідні, карбідні або нітридні фази. Застосування нано- та мультифазних інокуляторів є особливо важливим для технологій внутрішньоформового модифікування, оскільки за короткий проміжок часу інокулятор повинен забезпечити швидке формування активних центрів кристалізування та стабільне утворення сфероїдального графіту, запобігати утворенню карбідів та покращити структурну однорідність, особливо у тонкостінних та відповідальних виливках.

Серійне ливарне виробництво високоміцного чавуну базується на багатокомпонентних FeSi-сплавах із добавками Ba, Ca, Sr, Zr та рідкоземельних елементів, які мають відносно невисоку вартість, технологічну універсальність та стабільність металургійного ефекту. Компанія Elkem Foundry Products [4, 5, 7] займається виробництвом інокуляторів серій Superseed, Ultraseed та SMZ, які призначені для підвищення стабільності зародження графіту та зменшення схильності до fading-ефекту. Richard Anton KG розробляє системи FeSiMg-RE для високоміцного чавуну та процесів внутрішньоформового модифікування [8]. Carpenter Brothers Inc. виробляє інокулятори на основі систем Ca-Ba-RE, спрямовані на стабілізацію сфероїдизації графіту та покращення механічних властивостей чавуну [6]. Подібні підходи реалізовані компанією Anyang Lishi Industrial Co., Ltd у Mg-вмісних інокуляторах на основі феросиліцію для технологій лиття високоміцного чавуну [9]. Особливої уваги приділяють підвищенню ефективності поширених феросиліцій-магнієвих лігатур типу ФСМг з масовою часткою магнію 5-7 %.

Додаткове підвищення ефективності модифікування досягається при використанні у ливарній формі протокових і відцентрових реакторів, в яких за рахунок інтенсифікування тепломасообміну забезпечується більш повне засвоєння магнію та підвищення однорідності структури чавуну. Особливо результативним є застосування FeSiMgCa-лігатур, які при модифікуванні у ливарній формі сприяють збільшенню кількості кулястих вкраплень графіту у 4-5 разів, порівняно з традиційним модифікуванням у ковші. При цьому підвищується ступінь феритизування металевої основи, зменшується схильність до утворення відбілу та покращуються експлуатаційні властивості виливків. Таким чином, поєднання

внутрішньоформового модифікування із сучасними мультикомпонентними інокуляторами є одним із найбільш перспективних напрямів підвищення якості та надійності виробів із високоміцного чавуну.

Література:

1. Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П. Одержання високоміцних чавунів перлітного класу з підвищеними технологічними і механічними властивостями. Процеси лиття. 2024. – №1. – С.3-13.
2. Пашинський В.В., Пашинська О.Г., Бойко І.О. Дослідження структурних факторів, які визначають рівень міцності та пластичності високоміцного чавуну. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. 2024. – №1. – С.13-19.
3. A. Vicente, J. R. Moreno, T. F. Santos, D. C. Espinosa, J. A. Tenório (2019). Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 775, pp. 1230-1234. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.136>
4. <https://www.elkem.com/products/foundry-alloys/inoculants/>
5. <https://expert.com.tr/elkem-inoculants/?lang=en>
6. <https://www.carpenterbrothersinc.com/product/ultraseed-bi/>
7. <https://expert.com.tr/elkem-nodularisers-mggesi-alloys>
8. <https://www.richard-anton.de/en/produkte/impfkohle/>
9. <https://www.ferrosilicon-alloy.com/>
10. Tonkovic Prijanovic, M., Mrvar, P., Burja, J. *et al.* Study on Dissolution of Ba-Containing Inoculant in Ductile Cast Iron Melt and Nucleation of Graphite. *Inter Metalcast* 18, 2985-2995 (2024). <https://doi.org/10.1007/s40962-023-01215-2>
11. Бубликов В.Б., Нарівський А.В., Бачинський Ю.Д., Ясинський О.О. Легований кремнієм високоміцний чавун та його застосування. Процеси лиття. 2020. – №1. – С.20-27.

Ноговіцин О.В., Середенко В.О., Середенко О.В.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**ФОРМУВАННЯ РІВНОВІСНИХ ЗЕРЕН У БЕЗПЕРЕРВНО ЛИТІЙ СТРИЧЦІ З
МІДНОГО СПЛАВУ ЗМІЦНЕНОГО ДИСПЕРСНИМИ ВКРАПЛЕННЯМИ
НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА**

E-mail: mhdptima@gmail.com

Сплави на основі системи Cu-Fe є перспективними високо тепло- і електропровідними зміцненими матеріалами з вельми високим магнітним опором для застосування, зокрема, у новітніх пристроях для електромагнітного екранування, випромінювачів з прискоренням часток, сховищах ядерних відходів, тощо. Сплави при певних умовах охолодження виявляють тенденцію до незмішування рідких фаз за рахунок чого в мідній основі можливе формування емульсованих або суспензійних зміцнюючих крапель на основі заліза. Саме вивченню особливостей утворення крапель приділяється основна увага дослідників багатьох розвинених країн світу, а стосовно зерен основи сплавів існують лише окремі дані. Відомо, що зерна основи є важливою структурною складовою полікристалічних металевих матеріалів. Для збільшення однорідності структури, механічних і спеціальних властивостей сплавів, дисперсності зерен основи і протяжності їх границь кращим є формування рівновісної морфології зерен зі співвідношення довжини до ширини (l/b) 1,0 – 1,3. У виливках при певних умовах теплопередачі від розплаву до форми утворюється зона стовбчастих напрямлених зерен з $l/b \sim 10$. В об'ємі разорієнтованих зерен значення l/b для окремого кристаліта неоднакове і може складати діапазон від 1,0 до 4,0. Також різним є співвідношення кількості зерен в структурі, що мають співвідношення l/b характерне для рівновісних, подовжених ($1,3 < l/b \leq 4,0$) і стовпчастих. Така різниця у пропорціях зерен обумовлена градієнтами температури між локальними мікрооб'ємами у мікронеоднорідному розплаві.

Мета даної роботи полягала у встановленні режиму охолодження розплаву системи Cu-Fe, при якому в сплаві формується найбільша кількість зерен при

найчисельнішій кількості рівновісних і реалізації визначених умов охолодження в процесі отримання безперервно литої стрічки у валковий кристалізатор методом рідкої прокатки.

На сплавах міді з вмістом заліза 2 % мас., що відповідало рівню розчинності заліза в литій основі сплаву, було проведено дослідження по впливу режиму охолодження на кількість зерен в сплавах (видимих на поверхні шліфів – N , мм²), а також число зерен з різними величинами l/b . Зі сплавів було отримано зразки товщиною 40 – 320 мкм у вигляді дисків шляхом скидання порції розплаву на сталеву поліровану поверхню. Були реалізовані швидкості охолодження $(1 - 250) \cdot 10^3$ °C/с, шляхом варіювання товщиною зразка і величиною перегріву розплаву ($\sim 50 - 300$ °C), які розраховані по рівнянню Ньютона-Ріхмана. Режим охолодження розплаву описувався безрозмірними числами Біо (Bi) і Фур'є (Fo). Число Bi характеризувало величину градієнту температури між поверхнями зразка, які контактували з охолоджувачем і повітрям. Число Fo показувало темп зміни кількості тепла, що містилось в металі. В ході досліджень реалізовані умови охолодження зразків сплавів відповідно до значень чисел $Bi = 0,02 - 0,30$; $Fo = 0,1 - 39,0$. Зразки сплавів досліджувались на травлених шліфах металографічним методом.

Аналіз литих структур отриманих зразків показав, що вони складались з мідної основи і вкраплень на базі заліза компактної форми. Було виявлено, що з підвищенням швидкості і зміною режиму охолодження кількість зерен основи змінювалась нелінійно, а їх форма трансформувалась і мала 7 характерних типів – 4 основних і 3 перехідних. У цих типах змінювався відсоток зерен з відповідними величинами l/b , їх кількість і орієнтування. Основними типами структури були: 1 – утворення 85 % подовжених разорієнтованих зерен з $1,3 < l/b \leq 2,5$ (решта рівновісні, рис. 1, а); 2 – виникнення 84 % рівновісних зерен і рештою подовжених (l/b аналогічна попередньому типу, рис. 1, б); 3 – формування 94 % подовжених орієнтованих по тепловідводу зерен і рештою рівновісних (l/b , як у попередніх випадках, рис. 1, в); 4 – кристалізація 100 % стовпчастих зерен з $4,0 \leq l/b \leq 14,0$

орієнтованих по тепловідводу (рис. 1, г). Між основними типами структура мала ознаки, як попереднього типу так і наступного.

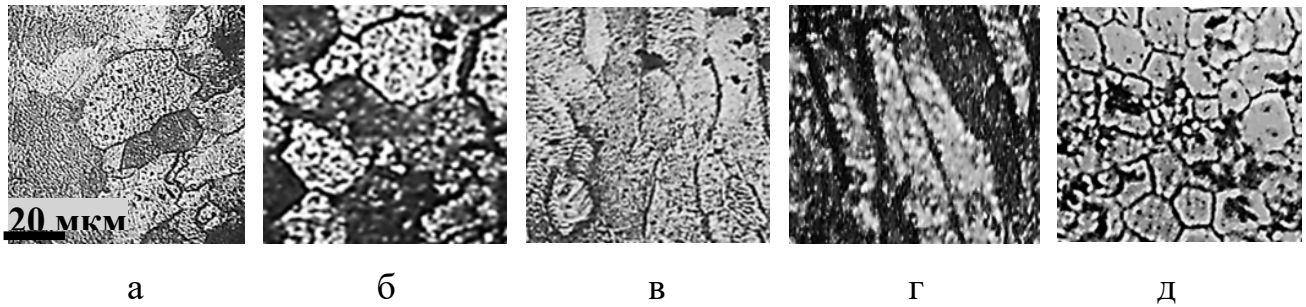


Рисунок 1. Форма зерен сплаву Cu-Fe в залежності від умов охолодження: подовжені разорієнтовані (а); рівновісні (б); подовжені орієнтовані (в); стовпчасті (г); рівновісні зерна в стрічці; отриманій литтям у валковий кристалізатор (д)

Встановлено, що максимальна кількість зерен у сплавах відповідала діапазону $(2,7-3,5) \cdot 10^5 \text{ мм}^{-2}$. Це відбулось при формуванні 3 і 4 типів структури, реалізованих у режимах охолодження $V_i = 0,28 - 0,30$; $F_o = 4 - 8$. Зниження N супроводжувалось зменшенням числа рівновісних зерен до 34 %.

При отриманні стрічки зі сплаву Cu – 20 % Fe товщиною 0,9 мм реалізовано режим охолодження $V_i \sim 0,39$ і $F_o \sim 6$. Швидкість охолодження була $\sim 10^3 \text{ }^\circ\text{C/с}$. З теорії тепловідводу відомо, що в діапазоні $0,2 < V_i \leq 10$ характер зміни температури в тілі є подібним, тому режими охолодження дослідних зразків і стрічки були аналогічними. Аналіз литої структури стрічки показав, що вона складалась з зерен основи сплаву з середнім розміром 15 мкм і компактних суспензованих вкраплень на базі заліза (рис. 1, д). Кількість зерен була $6,9 \cdot 10^5 \text{ мм}^{-2}$, більшість з яких мала рівновісну морфологію (74 %), решта – подовжені з $1,3 < l/b \leq 2,0$. Збільшення кількості зерен в стрічці і зменшення їх середнього розміру в порівнянні з дослідними зразками (в 2 рази), вірогідно, пов'язане з більшою інтенсивністю перемішування розплаву при заливанні у допоміжні проміжні ємності кристалізатора і витікання струменя у щілину між валками та їх деформаційної дії на метал, що здійснювало фізичне модифікування сплаву.

Петриченко С. В., Коваленко В. В., Ямшинський М. М., Биба Є. Г.,

Мініцький А. В., Барабаш М. Ю., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВПЛИВ СКЛАДУ ФЛЮСУ NaCl-KCl НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

E-mail: lukianenkoiv@gmail.com

Аналіз сучасних наукових досліджень і виробничої практики свідчить, що однією з ключових проблем перероблення вторинного алюмінію є забезпечення високої чистоти розплаву та стабільності його фізико-механічних і ливарних властивостей [1]. Крім того, зростання обсягів вторинної сировини, зокрема різнотипного алюмінієвого брухту, що характеризується підвищеним рівнем забруднення [2], обумовлює необхідність подальшого дослідження та оптимізації складу і дозування флюсів. У зв'язку з цим встановлення раціональних параметрів використання флюсу NaCl-KCl для забезпечення поєднання достатнього рівня очищення та збереження експлуатаційних властивостей алюмінієвих сплавів є актуальним науково-технічним завданням [3, 4].

Результати дослідження хімічного складу досліджуваного алюмінієвого сплаву легованого кремнієм, магнієм, марганцем та цинком показали, що введення флюсу NaCl-KCl сприяє суттєвому очищенню розплаву та підвищенню вмісту основного компонента – алюмінію. Зі збільшенням кількості флюсу до 15 % вміст Al зростає до 95,13 %, що свідчить про ефективне видалення неметалевих включень, оксидів та сторонніх домішок. Особливо показовим є різке зниження вмісту кремнію вже за мінімальних концентрацій флюсу ($\approx 1\%$), що підтверджує високу активність флюсу щодо силікатних і оксидних включень. Водночас встановлено, що подальше збільшення кількості флюсу призводить не лише до очищення, але й до небажаного видалення легувальних елементів, зокрема Mg, Zn та частково Mn, що свідчить про наявність певного інтервалу концентрацій, за межами якого відбувається деградація складу сплаву.

Аналіз механічних властивостей дозволив встановити складну нелінійну залежність між концентрацією флюсу та міцнісними характеристиками. Зростання тимчасового опору розриванню до значень близько 230-235 МПа у діапазоні 3-5 % флюсу пояснюється ефективним очищенням розплаву від газів і неметалевих включень, які виступають концентраторами напружень. Зменшення кількості дефектів сприяє більш рівномірному розподілу напружень у структурі та підвищує опір руйнуванню. Водночас подальше збільшення вмісту флюсу супроводжується зниженням міцності, що пов'язано з утворенням шлакових включень, втратою легувальних елементів і формуванням крихких фаз. Таким чином, результати свідчать про наявність граничного значення ефективності флюсування, після якого позитивний ефект очищення замінюється негативним впливом надлишкового шлакоутворення.

Суттєві зміни спостерігаються також у показниках пластичності. Зі збільшенням концентрації флюсу відбувається систематичне зниження відносного подовження та звуження, що безпосередньо пов'язано зі зміною мікроструктури сплаву. Зменшення вмісту кремнію призводить до скорочення об'єму евтектичної складової, яка забезпечує сприятливе поєднання міцності та пластичності. Крім того, при підвищених концентраціях флюсу відбувається формування інтерметалідних фаз і залишкових шлакових включень, які знижують тріщиностійкість матеріалу та сприяють крихкому руйнуванню. Це підтверджується результатами фрактографічного аналізу, який показав перехід від пластичного до міжкристалітного крихкого механізму руйнування за вмісту флюсу понад 10 %.

Мікроструктурні дослідження дозволили деталізувати механізми впливу флюсу на структуроутворення сплаву. У діапазоні концентрації флюсу 2-4 % формується однорідна структура з рівномірним розподілом фаз і мінімальною кількістю дефектів, що забезпечує переважно пластичний характер руйнування. За подальшого зростання концентрації флюсу спостерігається накопичення шлакових залишків, поява крихких інтерметалідних фаз та підвищення структурної неоднорідності. Надлишкове флюсування також сприяє локальному перегріву та

вторинним реакціям у розплаві, що додатково погіршує структурний стан матеріалу. Таким чином, мікроструктура виступає ключовим індикатором ефективності процесу очищення та підтверджує існування оптимального діапазону концентрацій флюсу.

Узагальнення отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що ефективність використання флюсу NaCl-KCl визначається балансом між інтенсивністю очищення розплавів та збереженням легувальних елементів і структурної цілісності сплаву. Найбільш раціональним є інтервал 3-5 % флюсу, у якому досягається максимальне підвищення міцності, достатній рівень пластичності та висока рідкотекучість. Перевищення цього діапазону супроводжується негативними явищами, такими як деградація хімічного складу, формування крихких фаз і зниження експлуатаційних характеристик.

Література:

1. Zhang G., Lu W., Wu X., Yang B., Tan Y., Xu Z., Tang H., Zeng J., Wang J. A new strategy on designing fluxes for aluminum alloy melt refinement // *Materials*. 2023. Vol. 16, Iss. 6. Article 2322. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16062322>
2. Українська армія перетворила 5 тисяч одиниць техніки рф на металобрухт – Forbes // *Укрінформ*. 2022. 12 квітня. URL: <https://www.ukrinform.ua/rubric-economy/3455625-ukrainska-armia-peretvorila-5-tisac-odinic-tehniki-rf-na-metalobruht-forbes.html> (дата звернення: 19.03.2026).
3. Teixeira A. B., Ambrys W. M., Sampaio C. H., Raposo F. L. Q., De Brum I. A. S., Moncunill J. O. Optimization of water leaching of chlorides from aluminum salt slag // *Minerals*. 2022. Vol. 12, Iss. 9. Article 1141. DOI: <https://doi.org/10.3390/min12091141>.
4. Capuzzi S., Timelli G., Capra L., Romano L. Study of fluxing in Al refining process by rotary and crucible furnaces // *International Journal of Sustainable Engineering*. 2019. Vol. 12, Iss. 1. P. 38–46. DOI: <https://doi.org/10.1080/19397038.2017.1393022>

**Пригунова А.Г.¹, Ноговіцин О.В.¹, Аюпова Т.А.², Кошелєв М.В.¹, Аболіхіна О.В.²,
Носко О.А.²**

(¹ФТІМС НАН України, Київ; ²УДУНТ МОН України, м. Дніпро)

**ЕВОЛЮЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ СПЛАВУ 7075
У ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА – ТЕРМІЧНА
ОБРОБКА», ОПТИМІЗОВАНОМУ НА ОСНОВІ ДАНИХ ДТА**

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Високоміцні алюмінієві сплави системи Al–Zn–Mg–Cu, зокрема сплав 7075, набули широкого застосування в авіаційній, автомобільній та оборонній галузях завдяки високим питомій міцності, експлуатаційним характеристикам та здатності до ефективного термічного зміцнення [1]. Формування комплексу їхніх властивостей визначається, насамперед, характером і послідовністю фазових перетворень, що реалізуються на різних стадіях технологічної обробки матеріалу.

Серед сучасних методів отримання напівфабрикатів з алюмінієвих сплавів важливе місце займає валкова розливка (twin-roll casting) – технологія безперервного лиття, що поєднує розлив і первинну прокатку в одній установці [2]. Процес реалізується шляхом подачі розплаву між двома водоохолоджуваними обертовими валками, де відбувається його інтенсивна кристалізація з формуванням суцільної штаби або листа. Застосування такого підходу забезпечує скорочення кількості технологічних операцій, зниження енергоспоживання та собівартості продукції порівняно з традиційними методами лиття і прокатки [2–4].

Реалізація ефективності валкової розливки безпосередньо визначається можливістю керування процесами структуроутворення, що формуються як на стадії кристалізації, так і під час наступних операцій термічної обробки [5]. Ключовим у цьому контексті є встановлення температур солідус і ліквідус, а також дослідження послідовності фазових змін у процесах кристалізації, нагріву та охолодження в твердому стані, що забезпечує формування керованої мікроструктури та мінімізацію термічно індукованих дефектів. Отримані результати створюють науково обґрунтовану основу для вибору температурних

режимів валкової розливки [6] і подальших стадій термічної обробки, на яких відбувається завершальне формування структурно-фазового стану сплаву, механічних і експлуатаційних характеристик.

У процесі нагріву, гартування та старіння реалізується комплекс фізико-хімічних явищ, пов'язаних із утворенням та розпадом пересиченого твердого розчину та виділенням дисперсних зміцнюючих інтерметалідних фаз [7, 8]. Їх морфологія, розміри та характер розподілу визначаються параметрами загартування і старіння – температурою та тривалістю витримки, що безпосередньо впливає на ступінь зміцнення матеріалу.

У роботі [9] показано, що застосування інтегрованої технології «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка» для сплаву Д16 забезпечує отримання штаби з підвищеним рівнем механічних властивостей, які перевищують нормативні вимоги. Отримані результати створюють підґрунтя для подальших досліджень у цьому напрямі. Зокрема, актуальним є вивчення закономірностей формування структури та властивостей високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu за умов поєднання валкової розливки з наступною термічною обробкою.

Об'єктом дослідження були зразки листової заготовки зі сплаву 7075 (табл. 1), отриманої на експериментальній установці двовалкового лиття-вальцювання (ФГІМС НАН України), у литому стані та після термічної обробки, параметри якої обирали за даними диференційного термічного аналізу (ДТА).

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваного сплаву, % мас.

Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Al
6,1	2,8	1,7	0,24	0,15	0,05	Решта

Фазові перетворення вивчали методом ДТА на приладі Derivatograph Q 1500-D (МОН Угорщина). Термограми знімали за швидкості нагрівання та охолодження 5°C/хв у діапазоні температур 25...750 °C у повітрі під час навішування проби масою

140 ± 0,1 мг [6]. Середні значення параметрів плавлення та кристалізації визначали графічно, довірчі інтервали температур становили ± 0,5 °С. Площу під кривою ДТА встановлювали числовим інтегруванням часової залежності $\Delta T = f(\tau)$ за лінійної екстраполяції базисної кривої.

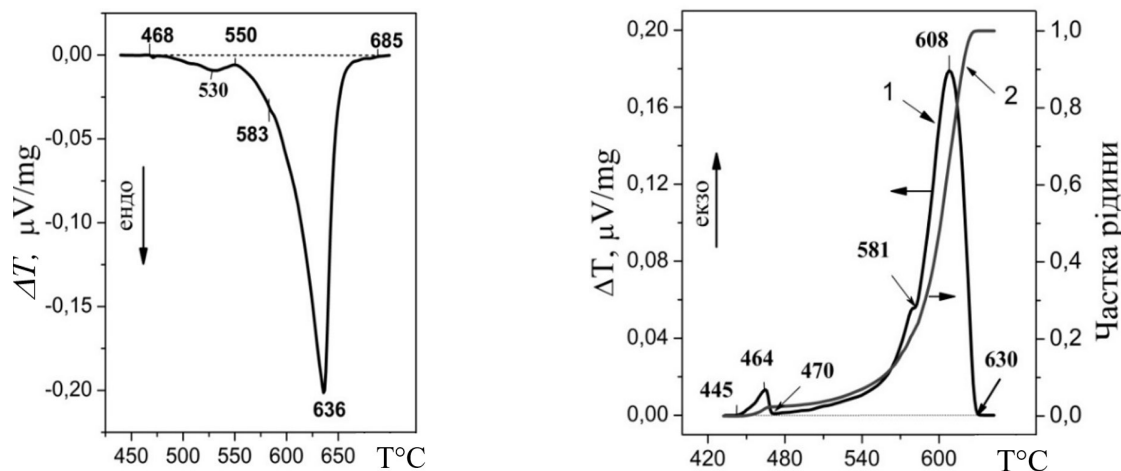
Дослідження мікроструктури проводили із використанням мікроскопа AXIOVERT-200MAT. Кількісну оцінку розмірів структурних складових здійснювали методом січних ліній. У межах роботи проаналізовано вплив режимів термічної обробки на параметри мікроструктури, зокрема: частку інтерметалідних фаз уздовж меж зерен твердого розчину алюмінію (E), розмір кристалів інтерметалідів (D), параметр форми інтерметалідів (A), а також розмір дендритних комірок (R) і параметр їх форми (Ar).

Механічні властивості матеріалу за розтягу – границі плинності ($\sigma_{0,2}$), тимчасовий опір розриву (σ_B) та відносне видовження (δ) – визначали на універсальній випробувальній машині UTM-100 відповідно до вимог ДСТУ EN 10002-1:2006.

За результатами дослідження процесів фазоутворення методом ДТА встановлено, що плавлення сплаву ініціюється в області низькотемпературних евтектик у відносно широкому температурному інтервалі 468...550 °С, що супроводжується інтенсивним поглинанням теплової енергії (рис. 1, а). Температури солідус і ліквідус становлять відповідно 468 °С та 630 °С, що визначає інтервал кристалізації на рівні 162 °С.

Складна несиметрична форма піка кривої ДТА в діапазоні 468...550 °С і його розташування, яке корелює з таким першого піка на кривих для сплавів системи 7xxx [10, 11], дають можливість припустити, що в інтервалі 468...525 °С відбувається плавлення щонайменше чотирьох фаз ($MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg і Mg_2Si), з чим пов'язаний досить відчутний тепловий ефект. Процес починається з перетворення $(Al) + MgZn_2 + Al_2Mg_3Zn_3 \rightarrow L$, яке може реалізовуватися через реакції $(Al) + MgZn_2 \rightarrow L$ і $(Al) + Al_2Mg_3Zn_3 \rightarrow L$, що, найімовірніше, відбуваються при 468...480 °С. Далі розчиняються фази Mg_2Si і Al_2CuMg , відповідно, при

478...525 °C [10] і 490...501 °C [12]. Не виняток, що плавлення фаз Al_2CuMg і Mg_2Si здійснюється за реакцією $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Mg}_2\text{Si} \rightarrow \text{L}$ [12].



1 – ДТА крива; 2 – частка твердої фази

Рисунок 1. ДТА криві плавлення (а) та кристалізації (б) досліджуваного сплаву

В інтервалі температур 525...550 °C зафіксували перетворення $(\text{Al}) + \text{CuAl}_2 \rightarrow \text{L}$, яке за рівноважних умов відбувається при 549 °C [10]. За досить високої температури 583 °C, коли найчастіше плавляться (кристалізуються) залізовмісні фази [10, 13], на кривій присутній ледь помітний ендотермічний пік, що свідчить про їх незначну об'ємну частку. Найбільший ендотермічний ефект, зафіксований у діапазоні 583...685 °C, пов'язаний з розпаданням і плавленням перенасиченого твердого розчину алюмінію.

Кристалізація починається при 630 °C (рис. 1, б) з появи первинних кристалів алюмінію. При ~581 °C і в інтервалі 470...445 °C спостерігаються евтектичні перетворення, які, як і формування (Al) , відбуваються з виділенням тепла за дещо нижчих температур порівняно з плавленням (рис. 1, а). Найбільша частка твердої фази (до 82 % об.) з'являється на перших етапах кристалізації зі зниженням температури від 630 до 560 °C. Подальше охолодження несуттєво впливає на темп зміни вмісту рідкої та твердої фаз (див. рис. 1, б).

Характерною особливістю сплаву 7075 є розширений температурний інтервал кристалізації, який приблизно на 30 °C перевищує відповідний показник

для сплаву Д16 (2024) [9]. Така особливість ускладнює формування якісної заготовки (штаби) в умовах процесу лиття-вальцювання.

З урахуванням експериментально визначеної температури ліквідус ($630\text{ }^{\circ}\text{C}$) валкову розливку здійснювали в інтервалі $640\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вибір режимів термічної обробки здійснювали з урахуванням нерівноважного солідусу ($468\text{ }^{\circ}\text{C}$), що визначає верхню межу температур нагрівання без небезпеки локального підплавлення.

Таким чином, на підставі аналізу характеру та температурних інтервалів фазових змін, що реалізуються під час нагріву й охолодження сплаву 7075, було обґрунтовано такі режими термічної обробки:

ТО1 – відпал при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 2 год із подальшим охолодженням разом із піччю до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ та наступним охолодженням на повітрі;

ТО2 – нагрівання до $460\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка 30 хв, гартування у воді з подальшим природним старінням протягом 72 год;

ТО3 – нагрівання до $460\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка 30 хв, гартування у воді з подальшим штучним старінням при $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ упродовж 24 год та охолодженням на повітрі.

Мікроструктура сплаву 7075 у литому стані, сформованому за швидкості охолодження $0,5\dots 1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, представлена твердим розчином легуючих елементів (Zn, Cu, Mg) в алюмінії з характерною розеткоподібною морфологією, а також інтерметалідними фазами (рис. 2, а). Фазовий склад сплаву включає: (Al), CuAl_2 , MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_2CuMg , Al_6CuMg_4 , Mg_2Si , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ [10].

Стрічкова заготовка, сформована в процесі валкової розливки (рис. 2, б), кристалізується за умов надвисоких швидкостей охолодження розплаву ($V_{\text{охол}} \approx 10^3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$), що зумовлює формування недендритної структури (Al), морфологічно наближеної до глобулярної. У межах цих зерен спостерігається рівномірно розподілена дисперсна інтерметалідна складова.

Порівняльний аналіз із вихідним литим станом (див. рис. 2, б) показує, що відпал за режимом ТО1 ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$) (рис. 2, в) викликає помірне зростання характерного розміру дендритних комірок (Al) – з 37 до 39 мкм, одночасно зі зменшенням параметра форми з 1,33 до 1,29 (табл. 2), що вказує на наближення

геометрії їх форми до рівновісної. На межах зерен (Al) зростає кількість евтектичних колоній, розміри яких у окремих випадках досягають до 50 мкм.

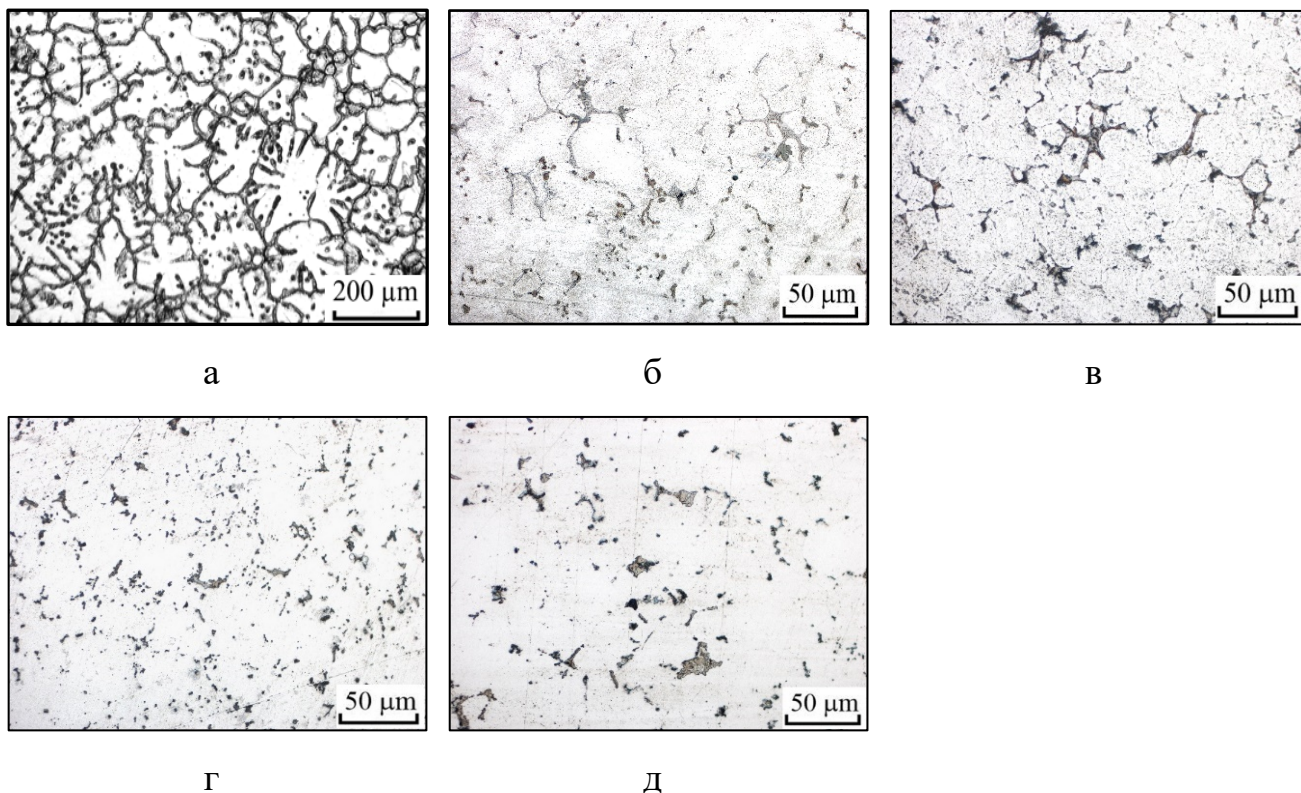


Рисунок 2. Мікроструктура сплаву 7075 в литому (а, б) стані та після валкової розливки і термічної обробки (в, г, д): а – литий, швидкість охолодження 0,5...1,0 °C/c; б – валкова розливка, $V_{\text{охол}} \sim 10^3$ °C/c; в – ТО1; г – ТО2; д – ТО3

Термічна обробка за режимом ТО2 (рис. 2, г) призводить до зростання комірок дендритів (Al) до 50 мкм, параметр їх форми практично такий, як після відпалу (див. табл. 2). Під час гартування з природним старінням спостерігається зменшення об'ємної частки та розміру евтектичних колоній на межі (Al) майже у 2,5 рази. Відбувається сфероїдизація інтерметалідів в евтектиках. Їх розмір зменшується до 3 мкм, а частка – до 10 %, що на 7 % менше порівняно з литим станом і на 3 % після відпалу.

У структурі сплаву 7075 після ТО3 (рис. 2, д) порівняно з ТО2 (див. рис. 2, г) спостерігається деяке збільшення розміру та кількості евтектичних колоній, але менше, ніж внаслідок відпалу (див. рис. 2, в, та табл.2). Після ТО2 інтерметаліди

мають переважно компактну форму, але більші за розміром, в окремих випадках досягаючи до 7...10 мкм, що зумовлено інтенсифікацією процесів їх сфероїдизації та коагуляції. Розмір та параметр форми дендритних комірок (A) при термічних обробках сплаву за режимами TO2 і TO3 практично однакові (див. табл. 2).

Таблиця 2. Кількісні параметри структури сплаву 7075 після валкової розливки в залежності режимів термічної обробки

Режим ТО	R , мкм	R_A	E , %	D , мкм	A
Литий (валкова розливка)	37	1,33	17	9	3,0
Валкова розливка + TO1	39	1,29	13	11	2,0
Валкова розливка + TO2	50	1,29	10	3	1,9
Валкова розливка + TO3	49	1,29	10	7	1,7

Механічні властивості сплаву 7075 після комплексної обробки «валкова розливка – термічна обробка» за режимами TO1, TO2 і TO3 представлені в табл. 3. У результаті відпалу за режимом TO1 порівняно з литим станом фіксується суттєве підвищення пластичності сплаву, при зниженні міцнісних характеристик. Такий ефект, ймовірно, зумовлений релаксацією деформаційного зміцнення, сформованого в процесі валкової розливки за умов високих швидкостей кристалізації та супутньої первинної пластичної деформації.

Таблиця 3. Механічні властивості сплаву 7075 після валкової розливки в залежності від термічної обробки

Режим ТО	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа	δ , %
Литий (валкова розливка)	–	288,9	0,09
Валкова розливка + TO1	138,8	187,4	2,64
Валкова розливка + TO2	298,5	328,4	1,38
Валкова розливка + TO3	399,0	419,6	0,53

Застосування загартування з подальшим природним старінням (ТО2) забезпечує одночасне зростання як міцності (приблизно у 1,4 рази), так і пластичності у порівнянні з литим станом, що свідчить про ефективне дисперсійне зміцнення при збереженні достатньо високого рівня деформованості матеріалу.

Перехід до штучного старіння після загартування (ТО3) сприяє досягненню максимального рівня міцності. При цьому пластичність, порівняно з литим станом, зростає у 5–6 разів, що вказує на формування оптимального структурно-фазового стану, обумовленого контрольованим виділенням дисперсних зміцнюючих фаз.

Література:

1. Куцова В. З., Погребна Н. Е., Хохлова Т. С. та ін. *Алюміній та сплави на його основі*. Дніпропетровськ: Пороги, 2004. – 136 с.
2. Гридин А. Ю., Шапер М., Данченко В. Н. Получение полос из высокопрочных алюминиевых сплавов валковой разливкой-прокаткой // *Обработка металлов давлением*. – 2011. – № 3 (28). – С. 184–194.
3. Aluminium alloys strip casting using an unequal diameter twin roll caster / T. Haga, M. Ikawa, H. Wtari, S. Kumai // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2006. – Vol. 172. – P. 271–276.
4. Rolling of flat aluminum strips with tailored mechanical properties / O. Grydin, S. Bondarenko, M. Stolbchenko, M. Schaper // *Materials Science Forum*. – Switzerland: Trans Tech Publications. – 2016. – Vol. 854. – P. 87-92.
5. Effects of Aging Temperature, Time, and Pre-Strain on Mechanical Properties of AA7075 / S. Kilic, I. Kacar, M. Sahin, F. Ozturk, O. Erdem, // *Materials Research*. – 2019. – 22 (5), e20190006. DOI:10.1590/1980-5373-mr-2019-0006
6. Djurdjevic MB, Vicario I, Huber G. Review of thermal analysis applications in aluminium casting plants. *Revista de Metalurgia*. 2013;50(1):e004. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.004>.
7. Mondal Chandan, Mukhopadhyay A.K. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // *Materials*

Science and Engineering. – A 391. – Issues 1–2. – 25 January 2005. – P. 367-376.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.013>.

8. Ozer G., Karaaslan A. Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. – 2017. – 27. – P. 2357-2362. [doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60261-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60261-9).

9. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку «валкова розливка-гаряча прокатка-термічна обробка» / О.В. Ноговіцин, А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.З. Куцова, Т.А. Аюпова, І.А. Нурадинов // *Металознавство та обробка металів*. – 2020. – № 2. – Т. 26(94). – С. 49-59.

10. Mondolfo L. F. Aluminium Alloys: Structure and Properties. – London: Butterworths, 1976. – 842 p.

11. Lim S. T., Eun I. S., and Nam S. W. Control of equilibrium phases (M, T, S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications // *Mater. Trans.* – 2003. – 44, No. 1. – P. 181–187. DOI: 10.2320/matertrans.44.181.

12. Lim S. T., Lee Y. Y., and Eun I. S. Microstructural evolution during ingot preheat in 7xxx aluminum alloys for thick semiproduct applications // *Mater. Sci. Forum.* – 2006. – 519–521. – P. 549-554.

13. Thermodynamic Modelling and Thermal Analysis of AK5M2 Alloy with 0,8-3,3 % Iron / A.G. Prygunova, O.A. Shcheretskiy, M.V. Koshelev, V.D. Babuk, E.A. Zhidkov // *Metallophysics and advanced technologies*. – 2022. – Vol. 44. – No 5. – P. 671-689. <https://doi.org/10.15407/mfint.44.05.0671>

Резнік Д.О., Шеремет В.І., Шемет В. Ж., Руденький С.О., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**ДВОФАЗНИЙ СПРЯМОВАНО АРМОВАНИЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ
КЕРАМІЧНИЙ КОМПОЗИТ $(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{C}-(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{V}_2$**

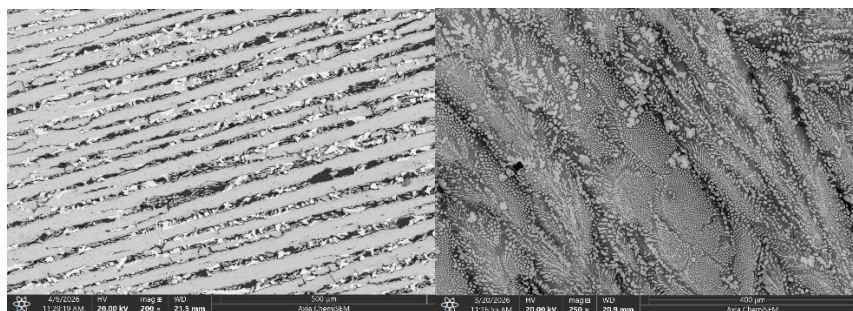
E-mail: dmytrorez@gmail.com

Матеріали з високою ентропією – новий клас кристалічних твердих розчинів, що містять п'ять або більше елементів, привернули до себе значну увагу завдяки своїм унікальним фізичним властивостям та потенційним можливостям застосування [1]. Завдяки своїй відмінній термічній стабільності та комплексу властивостей в умовах екстремально високих температур, таких як висока твердість, високий модуль пружності та виняткова стійкість до хімічного впливу, керамічні композити вважаються ідеальними кандидатами для застосування, зокрема, у облицюванні ядерних реакторів, компонентах авіаційних двигунів та системах теплозахисту гіперзвукових апаратів [2]. За останні кілька років кількість публікацій, присвячених високоентропійним керамікам, стрімко зростає, що є переконливим свідченням актуальності та глобального технологічного характеру цього напрямку досліджень. Нові високоентропійні керамічні системи мають різний хімічний склад, зокрема оксиди, бориди, карбідні, силіциди та нітриди [3]. Одними з найважливіших проблем, які виникають при отриманні високоентропійних композитів системи $\text{MeC}-\text{MeV}_2$ є: відтворюваність механічних характеристик, рівномірний розподіл структурних складових та сегрегація перехідних металів між фазами.

Тому метою даної роботи було отримання двофазних високоентропійних керамічних композитів системи $(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{C}-(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{V}_2$ методом безтигельної зонної плавки, дослідження їх мікроструктури, фазового і хімічного складу та механічних властивостей.

У результаті роботи було отримано два двофазні високоентропійні керамічні композити $(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{C}-(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{V}_2$ із різними співвідношеннями боридної і карбідної складової (рис. 1). Мікроструктура таких

композитів представляє собою високоентропійний борид на основі перехідних металів спрямовано армований високоентропійним карбідом на основі перехідних металів. Було визначено фазовий та хімічний склад, які підтвердили мікроструктурні дослідження. Дослідження мікромеханічних властивостей отриманих композитів $(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{C}-(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{B}_2$ показали, що твердість за Вікерсом (Н_v) та в'язкість руйнування (K_{1C}) зростають з підвищенням швидкості вирощування (1–7 мм/хв) з 20,2 до $23,6 \pm 1$ ГПа та з $4,33$ до $5,24 \pm 0,5$ МПа м^{1/2}, відповідно.



(MeC 40 % – MeB₂ 60 %) (MeC 60 % – MeB₂ 40 %)

Рисунк 1. Мікроструктура отриманих високоентропійних композитів системи $(\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{C} - (\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Hf}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,2})\text{B}_2$

Отримані результати дають основу для подальших розробок двофазних високоентропійних керамічних спрямовано армованих композитів для застосування в екстремальних умовах експлуатації.

Подяки. Ця робота була виконана за підтримки Міністерства освіти і науки України (НДР № 2901-ф (0126U001338)).

Література:

1. Yan Zhang, Ze-Bin Jiang, Shi-Kuan Sun, Wei-Ming Guo, Qiu-Sheng Chen, Jun-Xi Qiu, Kevin Plucknett, Hua-Tay Lin, Microstructure and mechanical properties of high-entropy borides derived from boro/carbothermal reduction. Journal of the European

Ceramic Society, Volume 39, Issue 13, 2019, Pages 3920-3924,
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.05.017>.

2. W.G. Fahrenholtz, G.E. Hilmas, Ultra-high temperature ceramics: Materials for extreme environments, Scripta Materialia, 129 (2017) 94-99.

3. Annamária Naughton Duszová, Lenka Ďáková, Tamás Csanádi, Alexandra Kovalčíková, Vasanthakumar Kombamuthu, Hakan Ünsal, Peter Tatarko, Monika Tatarková, Pavol Hvizdoš, Pavol Šajgalík, Nanohardness and indentation fracture resistance of dual-phase high-entropy ceramic, Ceramics International, Volume 49, Issue 14, Part B, 2023, Pages 24239-24245, ISSN 0272-8842,
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.12.027>.

44 Rieznik D., Palahecha D., Kryvenko K., Ponomarchyk S., Zaylichny Y, Stepanov O., Leonov D., Bogomol I.. A boron carbide-based ceramic composite directionally reinforced at the mesoscale with high-entropy transition metal diboride / Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies 2024, vol 22№ 2, p. 249–260.
<https://doi.org/10.15407/nnn.22.02.249>.

Руденький С. О., Шеремет В.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

АРМОВАННИЙ МІДНО-НІКЕЛЕВИЙ КОМПОЗИЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

E-mail: ruserg@ukr.net

Вироби, які працюють в умовах високошвидкісного деформування, використовують в цивільній та військовій галузях і потребують постійного удосконалення. Цю задачу можна вирішувати шляхом дослідження існуючих та створення нових матеріалів, а також технологій виготовлення цих виробів.

Метою роботи є створення композиційного матеріалу з мідною матрицею, армованою нікелевою сіткою, що володіє екстремально високими характеристиками міцності під час швидкісної пластичної деформації.

Для виготовлення тонкостінних (товщиною до 2 мм) виробів з екстремально високими властивостями пластичності. Найбільш поширеними є мідь, технічне залізо та низьковуглецеві сталі [1, 2].

Для їх виготовлення застосовують методи оброблення різанням [3], оброблення тиском [4], порошкової металургії [5] та електроформування [6]. На практиці більшість з цих технологій застосовують для отримання мідних кумулятивних облицювань, оскільки для інших матеріалів кількість методів виготовлення обмежена їх складністю та специфічністю [7].

Переважає більшість досліджень параметрів процесу електроосадження, властивостей мідних облицювань та впливу структури на формування струменю та його пробивну здатність, присвячено гомогенним виробам. На сьогодні обмежені дослідження армованих облицювань на основі міді. Тому в даній роботі поставлено задачу отримання композиційного матеріалу на основі міді, армованої нікелевою сіткою; дослідження впливу параметрів процесу електроосадження (концентрація водного розчину мідного купоросу, щільність струму, час нанесення) на мікроструктуру композиту; отримання дослідного зразка тонкостінного армованого мідного облицювання.

Електролітичне покриття міддю наносили на поверхню прямокутних зразків з нікелевої сітки розміром 30×40 мм, які перед цим обезжирювали для видалення забруднень і надання відповідної чистоти.

Для проведення досліджень використовували водний розчин мідного купоросу (CuSO_4) з концентрацією від 0,6 до 1,2 моль/л. Щільності струму варіювали від 0,04 до 0,1 А/см², час нанесення покриття – від 1 до 4 год.

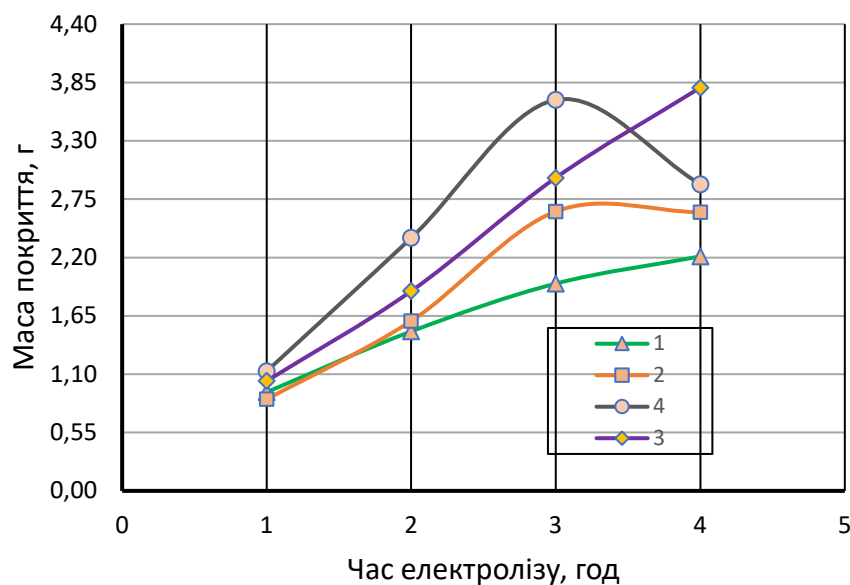
Для контролю маси міді в зразках композитів проводили зважування нікелевої сітки та отриманих зразків після осадження на аналітичних вагах.

Вивчення мікроструктури зразків мідно-нікелевого композиту проводилось на скануючому електронному мікроскопі «РЕМ-106И».

Для надання більшої щільності композиту проводили його оброблення на гідравлічному пресі в сталевій прес-формі під тиском 300 МПа.

Кращі результати дослідження росту товщини і маси покриття дала

концентрація електроліту 0,8 моль/л. Тому надалі дослідження проводились з цією концентрацією при щільності струму 0,04, 0,06, 0,08 та 0,1 А/см² (рис. 1).



1 – 0,04 А/см²; 2 – 0,06 А/см²; 3 – 0,08 А/см²; 4 – 1,0 А/см²

Рисунок 1. Ріст маси міді в мідно-нікелевому композиті при концентрації електроліту 0,8 моль/л в залежності від щільності струму та часу проходження електролізу

При дослідження зразків матеріалу встановлено, що збільшення часу електроосадження від 1 до 4 год призводить до збільшення об'єму осадженого покриття, отриманого за концентрації розчину 0,8 моль/л та щільності струму 0,04, 0,06, 0,08 та 0,1 А/см². Найбільші маси приросту мідної матриці в зразках композиту спостерігалось за часу її утворення 3 год – 3,68 г і 4 год – 3,80 г при відповідній щільності струму 0,1 та 0,08 А/см².

Для підвищення щільності та суцільності композиційного матеріалу, зразки з найбільшою масою отримані за концентрації розчину 0,8 моль/л, часу нанесення відповідно 4 і 3 год та щільності струму 0,08 А/см² і 0,1 А/см², піддавалися додатковому обробленню тиском. Так як під час електролітичного осадження міді на сітку із нікелю отвори сітки частково не заростають. Що вірогідно пов'язано з виділенням іонів міді в першу чергу на ділянках, що попадають в більший за концентрацією прошарок електроліту.

Для формування однорідності мідно-нікелевого армованого композиту, перед обробкою деформацією, проводився термічний відпал зразків при температурі 450–500 °С в атмосфері водню.

В процесі пластичної деформації формується суцільний матеріал, що представляє собою ділянки із міді з заповненням проміжків між частинками сформованими під час електролітичного осадження

В результаті отримано мідний композиційний матеріал, армований нікелевою сіткою. Досліджено параметри технологічного процесу його виготовлення. Встановлено, що оптимальними параметрами росту товщини і маси покриття є режими: концентрація розчину CuSO_4 0,8 моль/л, щільність струму 0,08 та 0,1 А/см² та час електроосадження 4 і 3 год відповідно, за яких виготовлено дослідні зразки тонкостінного мідно-нікелевого композиту.

Такий мідно-нікелевий армований композит піддається пластичному деформуванню, що дає можливість отримати тонкостінного щільного облицювання кумулятивного заряду. Дослідження суцільності та пробивної здатності кумулятивного струменя виробів з нього в подальшому є перспективними для їх практичного застосування.

Література:

1. Войтенко Ю.І., Гошовський С.В., Закусило Р.В. Матеріалознавчі аспекти ефективності вибухової кумуляції // VI Міжнародна науково-практична конференція «Хімічна технологія: наука, економіка та виробництво» (Шостка, Україна, Листопад, 23-25, 2022 р.). – Суми, Україна, 2022. – С. 56-59.
2. Sun M., Yang W., He H.Y., Chen D.P., Li Z.P., Tian W.H. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 177. – 111184. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111184>
3. Elshenawy T., Li Q.M., Elbeih A. Experimental and numerical investigation of zirconium jet performance with different liner shapes design // Defence Technology. – 2022. – Vol. 18, № 1. – P. 12–26. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2020.11.019>
4. Elshenawy T. Criteria of design improvement of shaped charges used as oil well

perforators : PhD Thesis / Tamer Abd Elazim Elshenawy. – Manchester, 2012. – 253 p.

5. Borkowski J., Wilk Z., Koslik P., Szymanczyk L., Zygmunt B. Application of sintered liners for explosively formed projectile charges // International Journal of Impact Engineering. – 2018. – Vol. 118. – P. 91-97.

<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2018.04.009>

6. Sun M., Yang W., He H.Y., Chen D.P., Li Z.P., Tian W.H. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 177. – 111184.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111184>

7. Held M. Liners for shaped charges // Journal of battlefield technology. – 2001. – Vol. 4. – № 3. – P. 1–6.

Рябоволик Я.Ю., Конончук С.В., Рябоволик Т.Ф.

(ЦНТУ, м. Кропивницький)

ІНДУСТРІЯ 4.0 В УКРАЇНІ: ЯК НОВІ МАТЕРІАЛИ ЗМІНЮЮТЬ МЕНЕДЖМЕНТ МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННЯ

E-mail: Ryabovilik@ukr.net

Сучасний етап розвитку світової економіки характеризується переходом до концепції Індустрії 4.0, яка передбачає інтеграцію цифрових технологій, автоматизації та інноваційних матеріалів у виробничі процеси. Для України, з її потужним промисловим потенціалом у металургії та машинобудуванні, впровадження новітніх технологій стає ключовим чинником підвищення конкурентоспроможності та забезпечення економічного зростання.

Актуальність дослідження зумовлена необхідністю модернізації промислового сектору України відповідно до глобальних тенденцій цифрової трансформації. Індустрія 4.0 формує нові вимоги до управління підприємствами, змінюючи підходи до організації виробництва, використання ресурсів та прийняття управлінських рішень.

Особливо важливим є впровадження інновацій у металургії та машинобудуванні, які традиційно є базовими галузями економіки України. Перехід до цифрових технологій, таких як IoT, штучний інтелект і Big Data, сприяє модернізації виробництва та підвищенню його ефективності [1].

Індустрія 4.0 визначається як новий етап розвитку промисловості, що базується на використанні кіберфізичних систем, автоматизації та цифровізації виробничих процесів (рис. 1). Вона передбачає інтеграцію інформаційних технологій у всі етапи створення продукції, що забезпечує гнучкість, адаптивність та ефективність виробництва.

Нові матеріали, зокрема композити, леговані сплави та наноматеріали, відіграють визначальну роль у трансформації металургії та машинобудування в умовах розвитку Індустрії 4.0. Їх застосування сприяє не лише вдосконаленню технічних характеристик продукції, а й формуванню нових підходів до організації виробничих процесів та управління підприємствами.

Передусім, використання сучасних матеріалів забезпечує *підвищення міцності та довговічності продукції*. Завдяки застосуванню високоміцних сплавів і композиційних матеріалів зростає стійкість виробів до механічних навантажень, корозії та температурних впливів, що суттєво продовжує термін їх експлуатації та знижує витрати на обслуговування і ремонт.



Рисунок 1. Основні технології Індустрії 4.0 (побудовано автором за матеріалами [1])

Важливим аспектом є також *зниження ваги конструкцій*, що досягається шляхом використання легких композитних матеріалів та сучасних сплавів. Це особливо актуально для машинобудування, де зменшення маси продукції сприяє підвищенню енергоефективності, зниженню витрат палива та покращенню експлуатаційних характеристик техніки.

Крім того, нові матеріали сприяють *покращенню енергоефективності виробництва*. Завдяки їх властивостям зменшується енергомісткість технологічних процесів, підвищується ефективність теплопередачі та оптимізуються виробничі цикли. Це, у свою чергу, дозволяє підприємствам скорочувати виробничі витрати та зменшувати негативний вплив на навколишнє середовище.

Не менш важливою є можливість *розширення сфер застосування продукції*. Використання наноматеріалів і багатофункціональних композитів відкриває нові можливості для створення продукції з унікальними властивостями, що дозволяє підприємствам виходити на нові ринки та формувати додаткові конкурентні переваги.

Особливого значення набуває інтеграція нових матеріалів із цифровими технологіями Індустрії 4.0. Використання цифрового моделювання, методів кінцевих елементів (FEM), цифрових двійників та адитивних технологій дозволяє оптимізувати структуру матеріалів і виробів ще на етапі проєктування. Це забезпечує скорочення витрат на розробку, підвищення точності розрахунків та мінімізацію виробничих ризиків [2].

Застосування нових матеріалів у поєднанні з сучасними цифровими технологіями формує основу інноваційного розвитку металургії та машинобудування, сприяє підвищенню ефективності виробництва, створенню високотехнологічної продукції та зміцненню позицій підприємств на світовому ринку.

Впровадження Індустрії 4.0 суттєво змінює підходи до управління підприємствами металургії та машинобудування. На рис. 2 наведено основні трансформації зазначених змін.



Рисунок 2. Вплив Індустрії 4.0 на менеджмент підприємств металургії та машинобудування (складено авторами за матеріалами [2])

Розвиток Індустрії 4.0 в Україні супроводжується рядом системних викликів, які стримують модернізацію металургійної та машинобудівної галузей. Їх подолання потребує комплексного підходу, що поєднує технологічні, інвестиційні та кадрові рішення [3]. У таблиці 1 узагальнено основні виклики та запропоновано практичні рекомендації щодо їх подолання з урахуванням специфіки промислових підприємств.

Ефективний розвиток Індустрії 4.0 в металургії та машинобудуванні України можливий лише за умови комплексного подолання існуючих викликів. Впровадження цифрових технологій, активізація інвестиційної діяльності та розвиток людського капіталу є ключовими напрямками модернізації галузі. Реалізація запропонованих заходів сприятиме підвищенню конкурентоспроможності підприємств та їх інтеграції у глобальні виробничі ланцюги.

Таблиця 1. Основні виклики розвитку Індустрії 4.0 в Україні та рекомендації для підприємств металургії та машинобудування

Виклик	Сутність проблеми	Рекомендації для покращення
Недостатній рівень цифровізації підприємств	Обмежене впровадження ERP, MES, IoT та автоматизованих систем управління	Впровадження цифрових платформ управління (ERP, CRM, WMS); розвиток цифрової інфраструктури; інтеграція виробничих процесів у єдині інформаційні системи
Обмежені інвестиційні ресурси	Недостатнє фінансування модернізації виробництва та впровадження інновацій	Залучення іноземних інвестицій; використання державно-приватного партнерства; участь у міжнародних грантових програмах; розвиток кластерів
Потреба у кваліфікованих кадрах	Дефіцит фахівців у сфері цифрових технологій та інженерії	Розвиток дуальної освіти; підвищення кваліфікації персоналу; співпраця підприємств із закладами вищої освіти; впровадження корпоративного навчання

Отже, Індустрія 4.0 виступає ключовим фактором трансформації металургії та машинобудування України. Впровадження нових матеріалів та цифрових технологій сприяє підвищенню ефективності виробництва, зниженню витрат та зростанню конкурентоспроможності підприємств. Зміни у менеджменті підприємств проявляються у переході до цифрового управління, використанні аналітики даних та інтеграції бізнес-процесів. Це дозволяє підприємствам більш ефективно реагувати на виклики сучасного ринку.

Література:

1. Boldovsky V. Opportunities for modernization of Ukrainian machine-building enterprises through the introduction of Industry 4.0. URL: <https://isg-journal.com/isjea/article/view/1027>

2. Popko O., Verbovskiy I. The impact of Industry 4.0 technologies on competitive strategies. URL: <https://eui.zu.edu.ua/article/view/295145>

3. Zaverbnyj A., Salo K. Problems and prospects of development of Industry 4.0 in Ukraine. URL: <https://science.lpnu.ua/smeu/all-volumes-and-issues/volume-4-number-2-2022/problems-and-prospects-development-industry-40>

Свиридов С. В., Фурса О.О.

(УДУНТ, м. Дніпро)

**ПРОГНОЗУВАННЯ ТА НАДІЙНІСТЬ
ФУНКЦІОНУВАННЯ ПРОЦЕСУ В МЕХАНІЧНИХ ВИРОБНИЦТВАХ**

E-mail: s.v.svyrydov@ust.edu.ua

Надійність виробничих процесів це один з критеріїв розробки механічних виробництв. Зупинки виробництва можуть бути зумовлені відказами обладнання, що призводить до значних збитків та необхідності дорогих ремонтних робіт. Специфіка механічних виробництв (МВ) робить актуальним попередження аварійних ситуацій, здатних спричинити екологічні катастрофи та людські втрати. Підходи сьогодення орієнтовані на окремі фази життєвого циклу і не враховують взаємний вплив завдань різних етапів та ролі людського фактору [1].

Метою роботи є розробка методології з прогнозування та забезпечення надійності функціонування процесів та апаратів МВ, що забезпечують сумісність етапів життєвого циклу і сприяють зниженню впливу людського фактору на надійність виробництва.

Визначено чотири ключові напрями дослідження. По-перше, сформовано інформаційно-аналітичний регламент МВ відповідно до CALS-технологій – єдиної бази даних стану обладнання та типових несправностей з залишковим ресурсом[2]. По-друге, розраховано та перевіряється оптимальний календарний план попереджувальних ремонтів (ППР) в умовах обмеженої чисельності ремонтного персоналу на основі математичної моделі та алгоритму мінімізації простоїв [3]. По-

третє розглядається комплекс математичних моделей діагностування ризиків відмов вузлів та визначення оптимального типу й строків ремонту. По-четверте, автоматизована інформаційна система (АІС) безперервної підготовки інженерів на базі віртуальної моделі обладнання із застосуванням штучного інтелекту та технологій багатокористувацького доступу [4].

Реалізація зазначених напрямів дозволить сформуванню методології, що поєднає технічні, організаційні та кадрові аспекти виробництва, забезпечить інтеграцію інформаційних потоків та оптимізацію прийняття рішень на всіх етапах життєвого циклу технічних систем МВ.

Література:

1. А.В. Невзоров, О. В. Скляренко, Я.О Колодінська, Р. О. Яровий, 2023, Том 6. – № 1 (2023): Прикладні питання математичного моделювання, «Особливості аналітичного забезпечення експлуатації інформаційних систем та обладнання в сучасних умовах».
2. S. Polozhaenko, A. Prokofiev. Scientific notes of Taurida National V.I. Vernadsky University. Series: Technical Sciences. 2024. «Моделі визначення надійності динамічних систем, функціонування яких характеризується режимом профілактики».
3. Сушко О. В., Колодій О. С., Пеньов О. В. «Індивідуальне прогнозування технічного стану машин та розробка методу визначення умовної функції розподілу їх залишкового ресурсу». Техніка та енергетика, 2019.
4. Пащенко, О. А., Расцветаев, В. О., Яворська, В. В., Шумов, А. С., & Зибалов, Д. С. (2026). Розробка систем прогнозного технічного обслуговування бурового обладнання на основі штучного інтелекту. Технічна інженерія, 2(96). – С. 313–321.

**Сезоненко А.Ю.¹, Ямшинський М.М.^{1,2}, Биба Є.Г.^{2,5}, Лук'яненко І.В.²,
Мартинчук В.Є.¹, Колесніченко А.А.¹, Вербицька Т.І.², Мініцький А.В.^{2,5},
Литвин Р.В.^{1,3}, Барабаш М.Ю.^{1,2,4,5}**

(¹Технічний центр НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського; ³Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України; ⁴Інститут газу НАН України; ⁵Інститут прикладних систем управління НАН України, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ МЕТОДУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ СПЛАВУ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Al-Cu-Cd

E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

Розглянуто застосування методу надлишкового тиску при кристалізації для створення високоміцних та жароміцних ливарних алюмінієвих сплавів на основі системи Al–Cu. У роботі досліджено мікролегований високоміцний авіаційний сплав марки AM4.5Кд (ВАЛ10), отриманий з використанням додаткового тиску на розплав при кристалізації. Розвинуто технологію отримання виливок з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття. Досліджено фазовий склад, та особливості структури ливарного сплаву в залежності від умов кристалізації. Визначено рівень фізико-механічних властивостей сплаву та розглянуто механізм його руйнування. Легування сплавів системи Al–Cu дозволяє реалізувати одночасну дію твердорозчинного та дисперсійного механізмів зміцнення, забезпечити високі значення пластичності та жароміцності.

Для приготування сплаву AM4,5Кд (ВАЛ10) використовували наступні вихідні шихтові матеріали:

- високочистий алюміній марки А99 (1199 alloy),
- лігатуру AlCu (50 % Cu),
- лігатуру AlCd,
- лігатуру AlTiB.

Оскільки механічні властивості високоміцних сплавів на основі системи Al–Cu дуже чутливі до шкідливих домішок, використання високоякісних шихтових матеріалів є обов'язковим.

Плавлення шихтових матеріалів проводили у керамічному тиглі марки BU 50 Stabil (Noltina/Morgam, Germany) ємністю 50 кг за алюмінієм. В роботі було використано піч електроопору, що дозволило точно підтримувати задану температуру на всіх етапах плавлення та технологічної обробки розплаву перед литтям [1-4]. Також це дозволило отримати мінімальне газонасичення розплаву. Основні етапи технологічної обробки розплаву перед литтям склалися з рафінування, дегазації розплаву та введення спеціальної лігатури. Рафінування розплаву здійснювали за допомогою введення в розплав спеціального покривально-рафінуючого гранульованого флюсу на основі хлоридів, карбонатів та фторидів. Було використано флюс марки Elimoxal KF28/GF (Aluminium Martigny France, Франція) в загальній кількості 0,2 % від маси шихтових матеріалів. Флюс вводили двома етапами для максимальної ефективності рафінування розплаву. На першому етапі флюс вводили разом із шихтовими матеріалами на дзеркало розплаву. На другому етапі після розплавлення всіх шихтових матеріалів флюс вводили під дзеркало розплаву за допомогою спеціального інструменту – занурюваного «дзвіночка». Тривалість рафінування складала 2-3 хвилини.

Дегазацію розплаву для зменшення вмісту розчиненого в алюмінієвому розплаві водню проводили введенням спеціального таблетованого флюсу марки Desydral N71P (Aluminium Martigny France, Франція) в кількості 0,1 % від маси розплаву. Таблетований флюс вводили в розплав за допомогою занурюваного «дзвіночка». За хімічною реакцією виділявся чистий азот та відбувався процес барботації розплаву. Тривалість дегазації складала 3 хвилини.

Введення лігатури проводили з метою подрібнення зерен матеріалу виливки для гомогенізації структури та підвищення механічних характеристик. У теперішній час одним із найбільш ефективних способів зменшення розміру зерен є введення в розплав лігатури AlTiB (5 % Ti, 1 % B, решта алюміній). Використовували лігатуру AlTiB (KBM Master Alloys B.V., Нідерланди) у формі стрижнів діаметром 9,5 мм у кількості 0,1 % від маси розплаву. Формування додаткових центрів кристалізації в розплаві відбувалось вже на 2 хвилину після введення лігатури.

Після проведення всіх вищенаведених технологічних операцій та видалення шлаку з поверхні розплаву відбувався процес лиття. Для цього використовували металеву форму (кокіль), покриту антипригарним покриттям Vernifond (Fondermat, Італія).

Сплав марки AM4,5Кд (ВАЛ10) має високі механічні властивості (високу міцність та високу пластичність), тому широко застосовується для виробництва високонавантажених частин літаків, безпілотних літальних апаратів та ракет. Разом з тим, сплави цієї групи мають наступні недоліки: низькі ливарні властивості (низьку текучість розплаву, схильність до ліквацій і т.п.); схильність до утворення гарячих тріщин через значну усадку розплаву при кристалізації.

Для вирішення проблем отримання литих виробів з мінімальними технологічними дефектами та з найкращим комплексом механічних властивостей було розроблено та використано технологію лиття зі сплаву AM4,5Кд (ВАЛ10) в сталеву форму (кокіль) під надлишковим тиском. Розробниками цієї технології є SA-Foundry sp. z.o.o., Польща та Aerolux, Україна. Розроблена технологія базується на трьох основних елементах (рис. 1):

1. Ламінарне заповнення форми (кокіля) розплавом. Для реалізації ламінарного заповнення форми розплавом використовували кокільну нахильну (поворотну) машину. Нахил форми (кокілю) на кут $45-90^\circ$ перед заливанням з наступним повертанням форми у вихідну позицію із заданою постійною швидкістю дозволяє забезпечити ламінарне заповнення форми розплавом.

2. Створення умов для неперервного направлено руху фронту кристалізації розплаву. Геометрія, конструктивні особливості обладнання та використання спеціальних теплоізоляційних покриттів дозволили максимально розтягнути час кристалізації розплаву в частині форми (кокіля) – «riser/feeder». Це дозволило створити постійний градієнт температури в заданому напрямку при кристалізації виливки та забезпечити постійну присутність рідкої фази при затвердінні виливки.

3. Створення умов для кристалізації під зовнішнім надлишковим тиском.

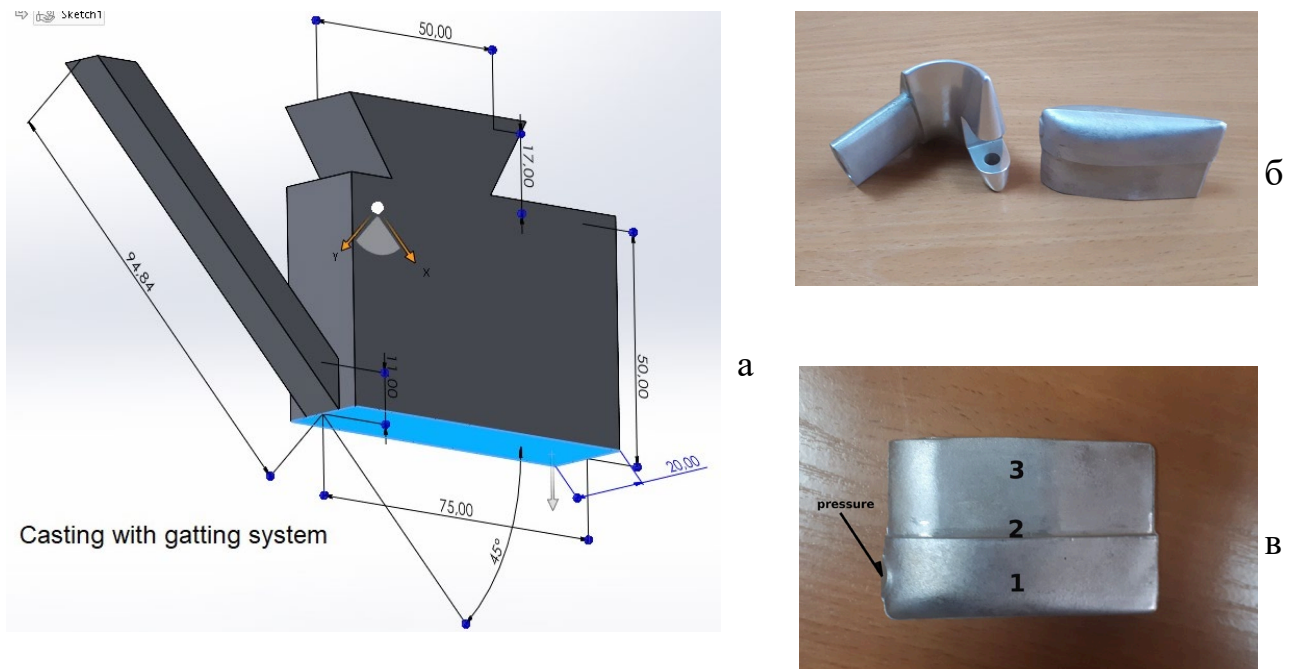


Рисунок 1. Конструктивний вигляд серії деталей «прямі та кутові з'єднувальні конструктивні елементи», отримані при литті з надлишковим тиском в кокіль:
а – схема ливарної системи; б – прямі та кутові з'єднувальні конструктивні елементи для застосування в легкомоторних літаках та БПЛА для з'єднання вуглепластикових високонавантажених елементів конструкції; в – виливок «прямий з'єднувальний конструктивний елемент» без ливарної системи та після термічної обробки;
1, 2, 3 – зони виливка, з яких вирізали зразки серії 1, 2 і 3

Технологія лиття під надлишковим тиском порівняно із звичайним литвом дозволяє отримати відливки з мінімальними технологічними дефектами та високою газо-щільністю отриманих відливок [1-3]. Тиск на розплав складав 49 кПа (0,5 атм), який підтримували постійним протягом всього часу твердіння виливки. Вектор прикладання тиску співпадав з віссю симетрії «runner» («ливника»).

Всі виливки піддавали термічній обробці за режимом T6 (ASTM B917):

- solution heat treatment (SHT) 530 °C, витримка 3 години;
- швидке охолодження в воду;
- штучне старіння 165 °C, витримка 8 годин.

У результаті застосування вищенаведеної технології лиття було отримано виливку з високими експлуатаційними характеристиками та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на її суттєву товщину (більше 10 мм). Технологічними та конструктивними засобами реалізовано ламінарне заповнення форми розплавом з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття. За цією технологією отримано відливку зі сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) з високими експлуатаційними параметрами та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на суттєву товщину виливки.

Література:

1. A.Yu. Sezonenko, M.M. Petryshyn, A.A. Kolesnichenko, R.V. Lytvyn, I.V. Lukianenko, Ie.G. Byba, M.M. Yamshinskij, M.Yu. Barabash, Features of structure and properties of Al-Si-Cu alloy produced by pressure casting, *Results in Materials*. 21 (2024) 100539, <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2024.100539>.
2. M. M. Petryshyn, A. Yu. Sezonenko, M. M. Yamshinskij, Ie. G. Byba, I. V. Lukianenko, D. S. Leonov, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, M. Yu. Barabash, Injection of Excess Pressure during the Crystallization Process on the Structure and Power of the Alloy of the Al-Si-Cu System for Aviation Technology, *Metallophysics and Adv. Techn.* 46(4) (2024) 325-341, <https://doi.org/10.15407/mfint.46.04.0325>.
3. А. Ю. Сезоненко, М. М. Ямшинський, Є. Г. Биба, І. В. Лук'яненко, Я. І. Євич, Д. С. Леонов, А. В. Мініцький, Р. В. Литвин, М. Ю. Барабаш Структура та властивості авіаційного мікролегованого сплаву системи Al–Cu, отриманого методом лиття під тиском *Металофізика та новітні технології*. 2025, т. 47, №10. – С. 1083-1099 <https://doi.org/10.15407/mfint.47.10.1083>.
4. Dmytro Ivanchenko, Mykhailo Yamshinskij, Treatment of An Aluminum Casting Alloy of the Al-Si-Cu-Mg System with Zirconium Entered from its Compounds, *International Journal of Engineering Research & Technology*. 10(10) (2021) 411-416, [0.17577/IJERTV10IS100024](https://doi.org/10.17577/IJERTV10IS100024).

Сігарьов Є.М.¹, Смірнов О.М.², Похвалітий А.А.¹, Семірягін С.В.², Орлов Д.В.³,
Скоробагатько Ю.П.²

(1 Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське; ² Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ; ³ ТОВ «ТУРБОГАЗ УЖГОРОД», м. Ужгород)

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА СТРУКТУРНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФЕРОСИЛІЦИДІВ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ

E-mail: yulka.ukr@gmail.com

В умовах інтенсифікації хімічних і металургійних процесів, що супроводжуються використанням агресивних середовищ, проблема підвищення корозійної стійкості конструкційних матеріалів набуває особливої актуальності. Зокрема, експлуатація обладнання в середовищах сірчаної кислоти різної концентрації вимагає застосування матеріалів, здатних зберігати стабільні експлуатаційні характеристики протягом тривалого часу.

У цьому контексті значний науковий інтерес становлять феросиліциди як матеріали з підвищеною корозійною стійкістю [1, 2]. Сплави системи Fe–Si характеризуються здатністю до самопасивації в агресивних кислотних середовищах, що обумовлено формуванням на їх поверхні щільної та адгезійно міцної пасивної плівки діоксиду кремнію (SiO₂). Завдяки високій хімічній інертності та низькій розчинності в сильних кислотах така плівка ефективно виконує бар'єрну функцію, обмежуючи дифузію агресивних компонентів до металеві основи та знижуючи швидкість електрохімічних корозійних процесів [3, 4].

Разом із тим ефективність формування та стабільність пасивного шару визначаються комплексом факторів, серед яких вирішальне значення мають хімічний склад сплаву, зокрема вміст кремнію, а також умови експлуатації – температура, концентрація середовища та гідродинамічні параметри (рис. 1) [5]. Підвищення концентрації кремнію сприяє утворенню більш щільного та однорідного оксидного шару, який захищає метал від руйнівної дії агресивного середовища, наприклад, розчинів сірчаної кислоти різної концентрації [6]. Умови

експлуатації також істотно впливають на процеси пасивації. Температура середовища визначає швидкість окислення та дифузію іонів у пасивний шар; концентрація активних компонентів у розчині впливає на інтенсивність корозії; гідродинамічні параметри (турбулентність або швидкість потоку) можуть прискорювати механічне руйнування пасивного покриття [7].

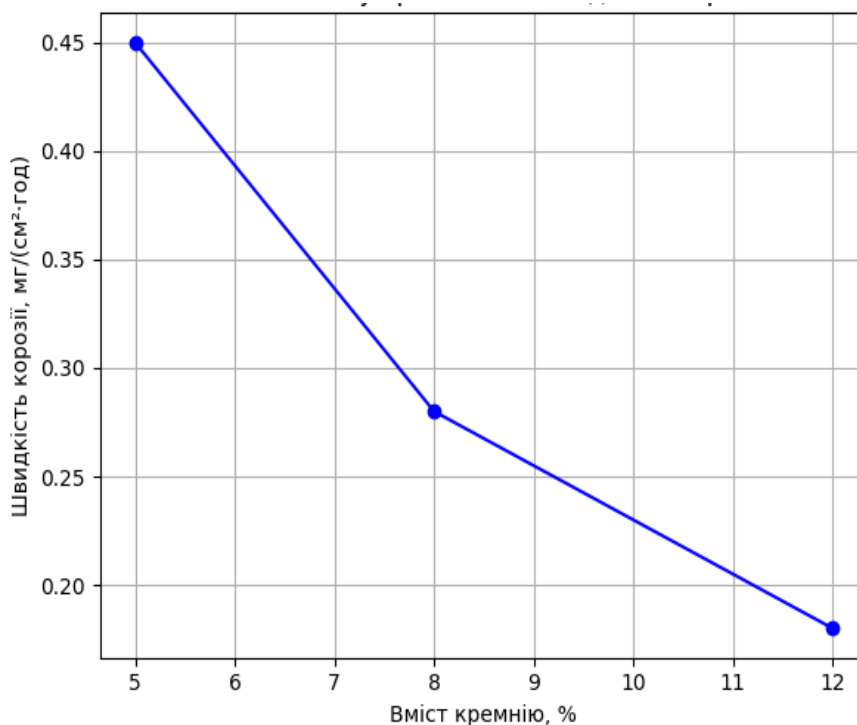


Рисунок 1. Вплив вмісту кремнію на швидкість корозії [4, 5]

Додатково на корозійну поведінку істотно впливають легувальні елементи, такі як хром, молібден, нікель і марганець, які можуть як підвищувати стабільність пасивного стану, так і змінювати структуру та властивості захисної плівки (рис. 2) [8, 9].

Не менш важливими для визначення корозійної стійкості феросиліцидів є їхні структурні характеристики, які безпосередньо впливають на механізми електрохімічних процесів на поверхні матеріалу [10]. Зокрема, значення мають фазовий склад сплаву, розподіл кремнію між різними фазами, розмір зерен та стан міжфазних меж.

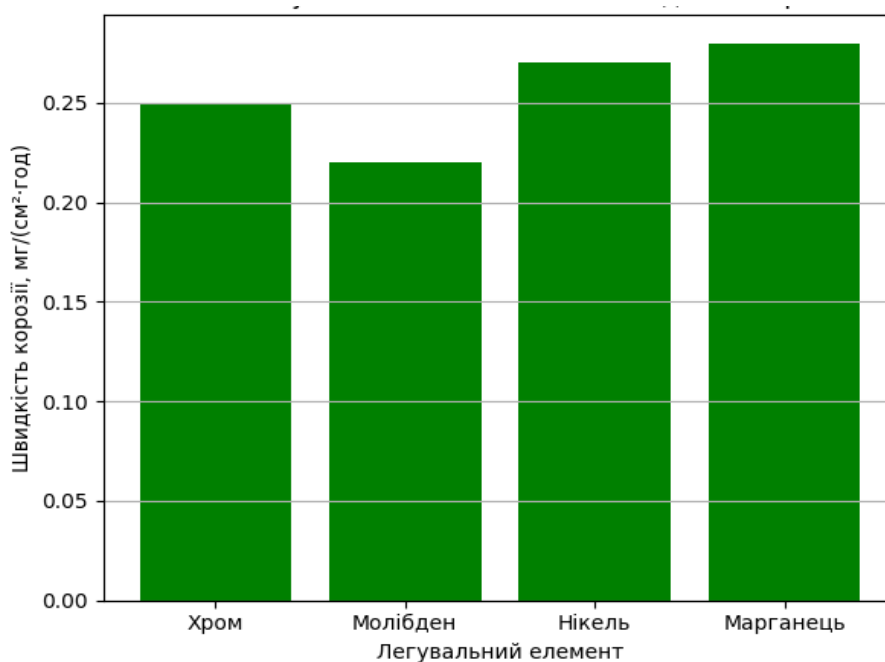


Рисунок 2. Вплив легувальних елементів на швидкість корозії [8, 9]

Фазова гетерогенність та нерівномірне накопичення легувальних елементів у різних фазах можуть створювати локальні електрохімічні неоднорідності, що сприяють формуванню мікроосередків корозії. Крім того, розмір зерен і характеристика меж зерен визначають шляхи дифузії іонів і проникнення агресивних компонентів у товщу металу, а дефекти міжфазних меж можуть виступати каталізаторами локальної корозії та ініціювати мікротріщини, що знижує довговічність матеріалу.

Таким чином, комплексне дослідження впливу як хімічного складу, так і структурних особливостей феросиліцидів на їхню корозійну стійкість у середовищах сірчаної кислоти є важливим завданням. Результати таких досліджень дозволять не лише зрозуміти механізми руйнування сплавів, але й обґрунтовано підбирати склад матеріалу для підвищення стійкості до корозії, а практичне значення отриманих даних - можливість оптимізації технологій виробництва феросиліцидів, прогнозування терміну служби обладнання та підвищення ефективності їх застосування в агресивних середовищах, що особливо актуально для хімічної, металургійної та енергетичної промисловості.

Література:

1. Кузьменко С.М. (2016). Металургія кремнієвмісних сплавів / Кузьменко С.М., Литвиненко В.А. Харків: Фоліо. – 220 с.
2. Шевченко В.І. (2018), Козлов, О.П. Корозійна стійкість феросиліцидів у кислотних середовищах / Шевченко В.І., Козлов О.П. Київ: Наукова думка. – 156 с.
3. Fontana, M.G.(2005) «Corrosion Engineering», 3rd Edition. McGraw-Hill. – 556 p.
4. Mars G. Fontana (1987). Corrosion Engineering. Trind Edition. McGraw-Hill. – 545 p.
5. Ralston, K.D. (2010). Effect of silicon on corrosion behavior of iron-based alloys / Ralston, K.D., Birbilis, N., Buchheit, R.G. Corrosion Science, 52(5), P. 1531–1540.
6. Jones D.A. (2014). Principles and Prevention of Corrosion. 3rd Edition. Prentice Hall, 572 p.
7. Schweitzer P.A. (2010) Corrosion Engineering Handbook, 3rd Edition. CRC Press, 578 p.
8. Szklarska-Smialowska Z. (2005). Pitting and Crevice Corrosion. NACE International. – 482 p.
9. Zhang L. (2018). Effect of Alloying Elements on the Corrosion Behavior of Iron-Based Alloys / Zhang, L., Liu, Y., Li, X. Corrosion Science, Vol. 133. – P. 120–130.
10. Revie R.W. (2008). Corrosion and Corrosion Control / Revie R.W., Uhlig H.H., 4th Edition, Wiley. – 512 p.

Степанчук А. М., Клеков А. О., Лозовий А. О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**МЕХАНІЗМ УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ З ПОРОШКІВ
СПЛАВІВ Al-Fe-Si, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ ДИСПЕРГУВАННЯМ ЇХ
РОЗПЛАВІВ**

E-mail: anstepanchuk6@gmail.com

Алюміній та його сплави знаходять широке застосування для виготовлення виробів багатofункціонального призначення в авіаційній, автомобільній, суднобудівній, електронній промисловості та в багатьох інших галузях промисловості [1, 2]. Такі сплави поєднують у собі низку важливих експлуатаційних характеристик, зокрема низьку густину, високу корозійну стійкість, добру електропровідність, технологічність обробки та порівняно низьку вартість. Галузі застосування значно розширюються під час застосування методів порошкової металургії [1, 2] для отримання вихідних матеріалів і виробів з них. У цьому випадку відкриваються можливості отримання дисперсно зміцнених матеріалів. Це особливо важливо через те, що низька міцність чистого алюмінію значно обмежує його застосування у конструкціях, що працюють за великих навантажень. Для розв'язання цієї проблеми розробляються сплави на основі алюмінію, які завдяки легуванню набувають покращених механічних властивостей. Однак легування алюмінію ливарними методами є обмеженим через те, що не завжди можливо отримати дрібнозернисту структуру матеріалу і, як наслідок, досягти необхідних експлуатаційних властивостей (твердість, зносостійкість та інші).

Серед легувальних елементів для отримання сплавів на основі алюмінію перспективу мають залізо, кремній, мідь, магній, та інші. З цими елементами алюміній утворює сполуки (інтерметаліди), які за певних умов можуть виконувати роль зміцнюючої складової, особливо коли вони знаходяться в структурі матеріалу у дисперсному стані. Такі сплави на основі алюмінію можна отримати використовуючи методи порошкової металургії, які передбачають отримання

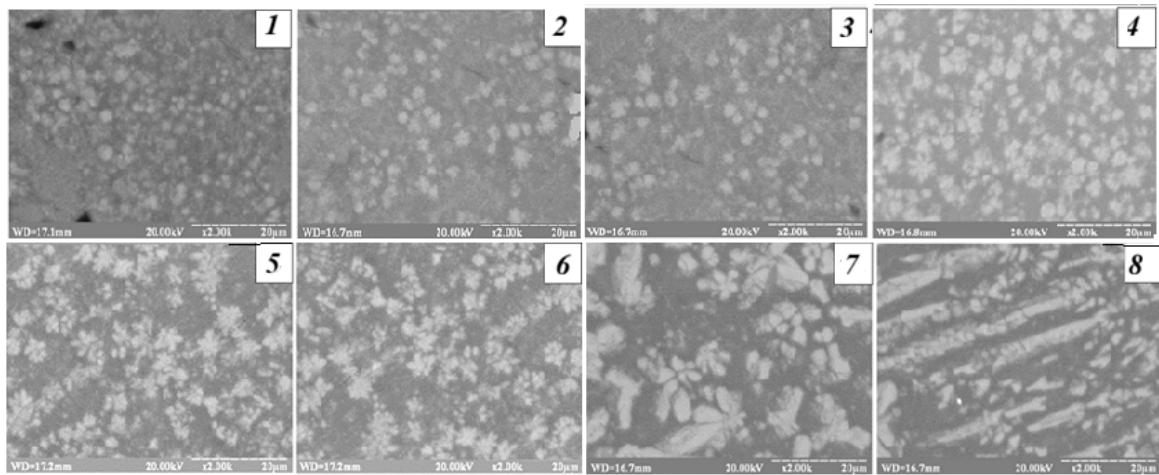
вихідних порошків з необхідною дисперсно зміцненою структурою, яка спадкується під час компактування у процесі виготовлення виробів з них, як це має місце у випадку сплавів Al–Fe [4, 5].

В деяких роботах показано, що перспективу мають також сплави алюмінію Al – Fe –Si. У цьому випадку збільшуються характеристики міцності за рахунок утворення структурної складової з інтерметаліду $Al_xFe_ySi_z$ у сплавах з градієнтною структурою [4, 5]. Дисперсний стан такої складової можна отримати, застосовуючи для виготовлення порошкових виробів у випадку використання вихідних порошків, отриманих методом диспергування розплавів сплавів [4–6].

Виходячи з викладеного, на нашу думку, отримання порошкових сплавів з сплаву $Al_xFe_ySi_z$ і вивчення його структури і властивостей є актуальною задачею.

В роботі досліджувались властивості сплавів Al + 10 % Fe + 5 % Si. Вихідні порошки отримували розпилюванням розплаву сплаву на установці для механічного диспергування розплаву [7]. Для цього із вихідних матеріалів (скрапу) готували розплав за температури 1250 °С. Отриманий розплав диспергували в установці за допомогою «полет», які оберталися зі швидкістю 1800 об/хв. Така швидкість обертання забезпечувала швидкість охолодження більшу за 1×10^{-5} град/с [5]. Як показано в роботах [4–6], така швидкість охолодження сприяє утворенню структури порошків, в якій інтерметалева складова знаходиться у дисперсному стані з розміром у середньому меншим за 3–5 мкм, що відповідає вимогам до дисперсійно зміцнюючої фази.

Структура отриманих таким чином порошків (рис. 1) складається з матриці на основі алюмінію і включень інтерметалевої фази розмір якої залежить від розміру частинок порошків. Він збільшується зі збільшенням розміру частинок порошків. Останнє, вірогідно, зумовлено зменшенням швидкості охолодження частинок розплаву, що підтверджується результатами теоретичного та експериментального дослідження процесу диспергування розплавів [6].



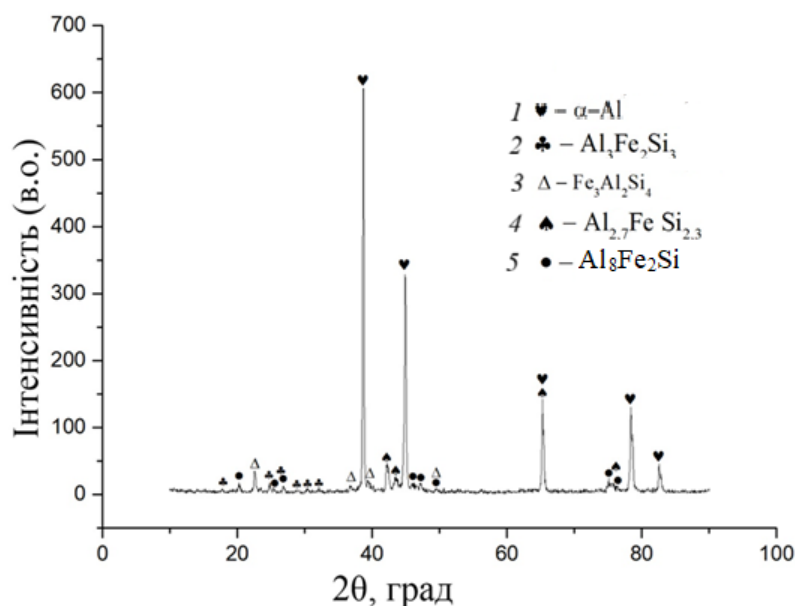
1 – 75 мкм; 2 – 130 мкм; 3 – 180 мкм; 4 – 225 мкм; 5 – 282 мкм; 6 – 357 мкм;
7 – 480 мкм; 8 – 595 мкм

Рисунок 1. Мікроструктура частинок порошків сплавів $Al_xFe_ySi_z$ різного розміру

У системах Al–Fe–Si під час плавлення і кристалізації утворюються інтерметалеві сполуки, структура яких залежить від складу та умов охолодження. Основними фазами є інтерметаліди алюмінію та заліза, зокрема Al_6Fe , що формується при низькому вмісті заліза, та Al_3Fe , який виникає за підвищеної концентрації заліза і повільного охолодження. За наявності кремнію можливе утворення фаз $\alpha-Al(Fe,Si)$ – твердого розчину заліза і кремнію в алюмінії, що формується за повільного охолодження, а також $\beta-Al_5FeSi$ – структури голчастої морфології, характерної для швидкого охолодження. Залежно від складу можуть формуватися також складніші інтерметаліди, такі як Al_8Fe_2Si .

Структура сплавів характеризується наявністю матриці твердого розчину алюмінію та дисперсних інтерметалевих включень, розміри і форма яких залежать від швидкості охолодження. Під час традиційного лиття розміри зерен зазвичай змінюються в межах 200–1500 мкм із переходом морфології від голчастої до дендритної. Підвищення швидкості охолодження, наприклад за умов механічного диспергування розплаву, дозволяє зменшити розміри інтерметалевих зерен до кількох мікрон. Для утворення дисперсних фаз із розмірами менше 5 мкм необхідно забезпечити швидкість охолодження понад 10^5 – 10^6 °C/с.

Проведені рентгеновські дослідження фазового складу сплавів показало, що вони складаються матриці на основі алюмінію і інтерметалідів (рис. 2).



1 – α -Al; 2 – $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$; 3 – $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_4$; 4 – $\text{Al}_{2.7}\text{FeSi}_{2.3}$; 5 – $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$

Рисунок 2. Результати рентгенівського фазового аналізу зразків сплаву Al–Fe–Si

Домінування фази α -Al у структурі підтверджується високою інтенсивністю відповідних рефлексів, що вказує на її роль як металевої матриці, у якій рівномірно розподілені інтерметаліди. Менша інтенсивність дифракційних ліній сполук типу $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_4$ та $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$ свідчить про їх локалізований характер у структурі. Формування фаз складу $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ та $\text{Al}_{2.7}\text{FeSi}_{2.3}$ відбувається внаслідок комплексної взаємодії легуючих елементів, що сприяє підвищенню термічної і механічної стабільності матеріалу. Завдяки присутності дисперсних інтерметалічних фаз, які мають високу твердість та термостійкість, сплав повинен характеризуватися покращеними експлуатаційними властивостями, зокрема характеристиками твердості та міцності.

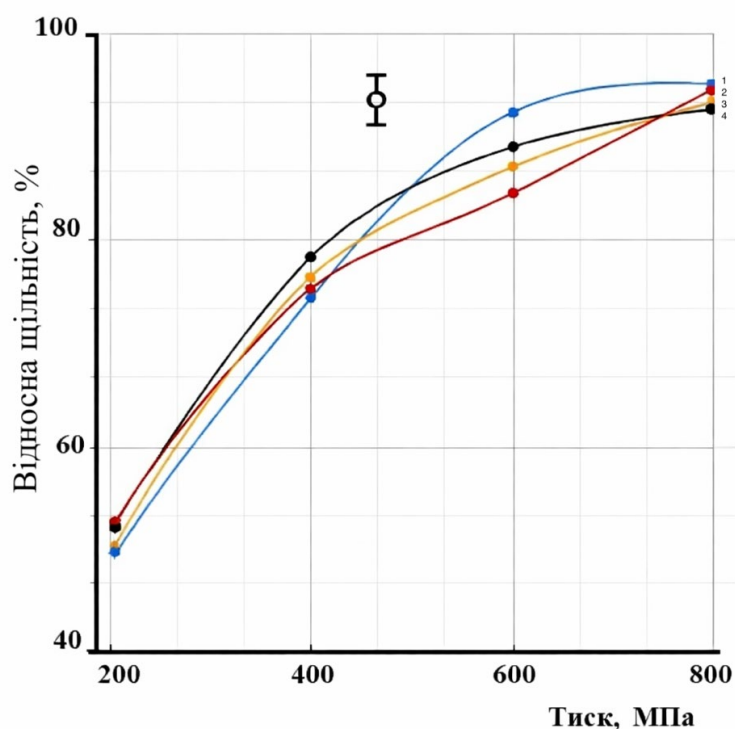
Фазовий склад порошкових сплавів представлений матрицею на основі твердого розчину заліза і кремнію в алюмінії та дисперсними інтерметалічними фазами $\text{Al}_x\text{Fe}_y\text{Si}_z$ із розмірами зерен у межах від 1 до 20 мкм, що залежать від фракційного складу порошку. Формування фазових включень твердих

інтерметалідів із розмірами менше 5 мкм має забезпечувати підвищені експлуатаційні характеристики готових виробів.

Крім того, розмір зерен інтерметалідів може змінюватися в процесі деформації частинок під час пресування. У зв'язку з цим у роботі також досліджено вплив тиску ущільнення на компактування порошків різних розмірів і структур з метою оцінки впливу ступеня деформації на формування мікроструктури при досягненні необхідної щільності пресовок. Виходячи з припущення, що в процесі ущільнення об'ємна деформація частинок зростає зі збільшенням їх розміру та прикладеного тиску, передбачено можливість подрібнення інтерметалічних фазових складових до менших розмірів.

Як вихідні порошки використовували порошки з середнім розміром 180 мкм, 225 мкм та 300 мкм. Пресування проводили методом одностороннього пресування за тисків 200, 400, 600, 800 МПа, про що вже згадувалося раніше.

Результати досліджень наведені на рис. 3.



1 – суміш; 2 – 180 мкм; 3 – 225 мкм; 4 – 282 мкм

Рисунок 3. Залежність відносної щільності зразків Al-Fe-Si різного фракційного складу від тиску пресування

Аналіз даних, наведених на рисунку, показав, що результати дослідження узгоджуються із сучасними уявленнями про ущільнення дисперсних матеріалів. Установлено, що для всіх досліджуваних фракцій порошків збільшення тиску пресування супроводжується зростанням щільності пресовок. Швидкість ущільнення залежить від розміру частинок порошку. У межах тисків від 200 МПа до 400 МПа вищі значення швидкості ущільнення спостерігаються для порошків із розмірами частинок понад 180 мкм. Подальше підвищення тиску змінює характер залежності. Більш інтенсивне ущільнення спостерігається для порошків із меншими розмірами частинок.

Отримані експериментальні результати узгоджуються з сучасними уявленнями про механізм ущільнення порошкових систем [2]. На початковому етапі ущільнення реалізується за рахунок структурної деформації, що полягає у більш щільному укладанні частинок під впливом зовнішнього навантаження та супроводжується їх відносним переміщенням. Важливим чинником у цьому процесі є внутрішнє тертя між частинками, величина якого залежить від площі контакту та, відповідно, від питомої поверхні частинок, що зростає зі зменшенням їх діаметру [8]. Таким чином, на фазі структурної деформації ущільнення порошків з малим розміром частинок відбувається у меншому ступені.

Згідно з уявленнями розвинених авторами [8, 9], після утворення просторової структури з координаційним числом у межах 10–12, ключову роль у подальшому ущільненні починає відігравати пластична деформація, яка забезпечує заповнення пор утворених частинками. Як було встановлено В. І. Іващенко [8], середній розмір пор між частинками порошку пов'язаний із їх діаметром D , і складає величину $d_p \leq 0,256D$. Таким чином, за використання порошків з малим діаметром частинок утворюються пори меншого розміру, що вимагають меншої деформації для їх заповнення, тоді як для порошків з більшим розміром, які під час ущільнення утворюють пори більшого розміру, що вимагає більшого ступеня деформації частинок порошків для їх заповнення [8].

Викладене вище підтверджується даними отриманими в нашій роботі (див. рис. 3). Як видно, на стадії структурної деформації, яка, вірогідно, у нашому

випадку переважає під час ущільнення за тиску меншому за 600 МПа, ступінь ущільнення порошків зі зменшенням розміру їх частинок зменшується. За більш високого тиску пресування ступінь ущільнення порошків з малим розміром частинок збільшується. Останнє узгоджується з викладеними вище уявленнями про процеси ущільнення. Особливо це характерно для випадку ущільнення порошків з суміші частинок з різним розміром частинок (рис. 3, поз. 1), які мають велике внутрішнє тертя за рахунок великої кількості контактів між частинками, але утворюють більш високу ступінь їх укладки з утворенням пор меншого розміру.

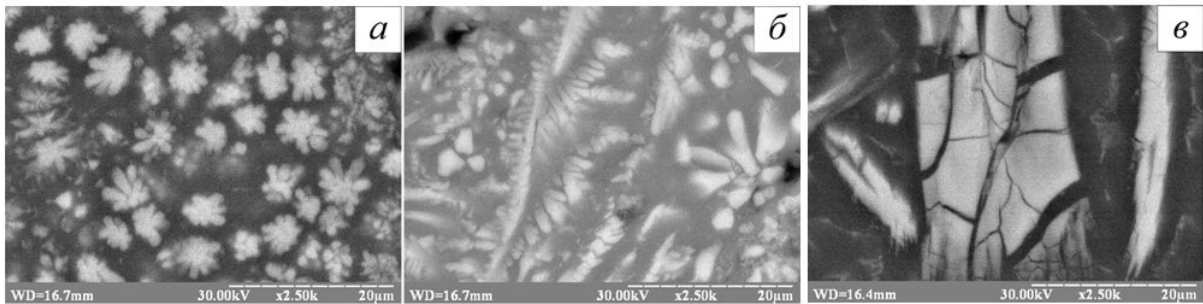


Рисунок 4. Мікроструктура різних фракцій порошку Al–Fe–Si за тиску пресування 800 МПа: а – 180 мкм; б – 225 мкм; в – 282 мкм

З метою встановлення особливостей механізму ущільнення порошкових матеріалів було здійснено аналітичну обробку експериментальних даних для оцінки внеску пластичної деформації в процес ущільнення порошків системи Al–Fe–Si. Для опису поведінки матеріалу під час пресування було використано рівняння М. Ю. Бальшина [8], яке дозволяє оцінити оптимальні параметри пресування для досягнення заданої щільності у матеріалах середньої пластичності. Це рівняння має вигляд:

$$\lg P = -L(\beta - 1) + \lg P_{\max}, \quad (1)$$

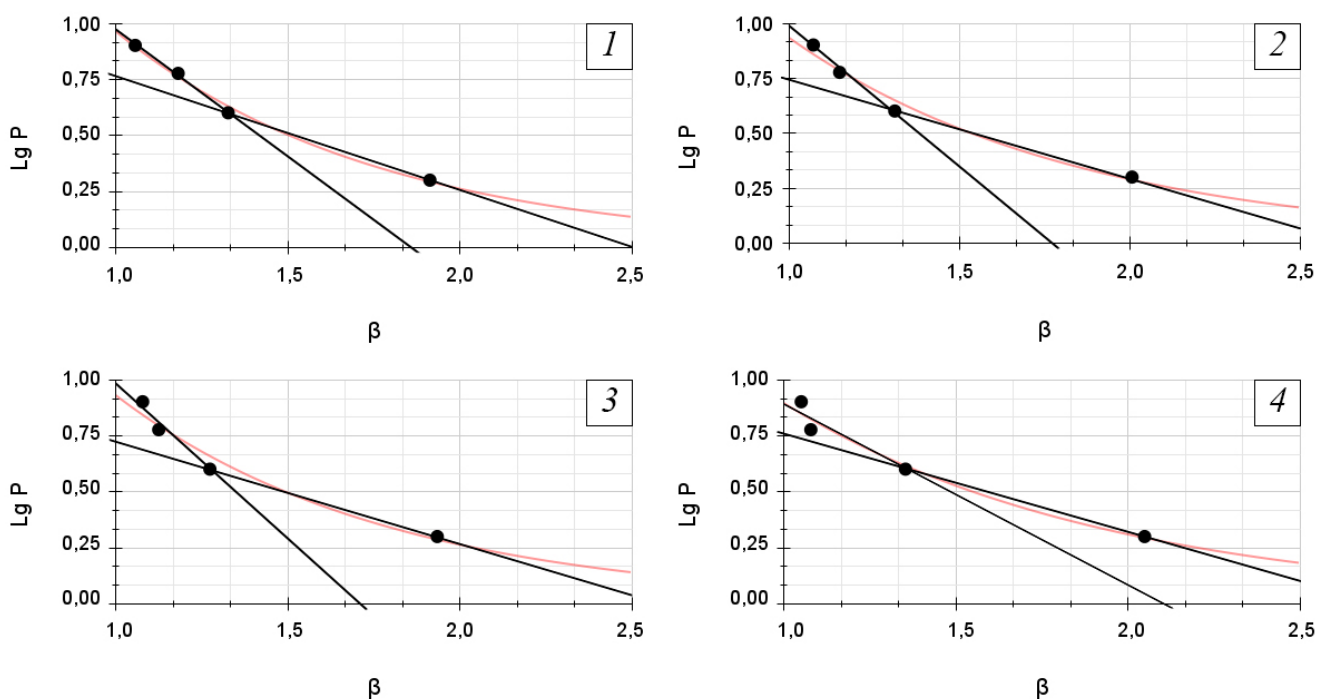
де L – фактор пресування, який визначається графічним або аналітичним шляхом [8];

P_{\max} – тиск, необхідний для стовідсоткового ущільнення порошків, який визначається графічним або аналітичним шляхом [8];

β – відносний об'єм пресовки.

За твердженням М. Ю. Бальшина [8], у випадках, коли ущільнення порошкових матеріалів переважно зумовлене пластичною деформацією, залежність у координатах $\lg P - \beta$ має лінійний характер. Відхилення від прямолінійності такої залежності може свідчити про наявність зміцнення матеріалу у процесі його деформації або про участь в ущільненні інших структурних складових деформація яких вимагає більших напружень.

У межах даного дослідження було здійснено обробку експериментальних даних і побудовано залежності відносної щільності від тиску пресування (рис. 5).



1 – 180 мкм; 2 – 225 мкм; 3– 282 мкм; 4 – суміш порошків

Рисунок 5. Залежність $\lg P$ від β для порошків різного гранулометричного складу

Аналіз отриманих залежностей свідчить, що на початковій стадії ущільнення порошкових матеріалів основним механізмом, відповідно до уявлень М. Ю. Бальшина [8], є пластична деформація частинок у приконтактних областях, що підтверджується прямолінійним або близьким до прямолінійного характером залежностей у координатах $\lg P - \beta$. Такий результат узгоджується з раніше наведеними припущеннями, згідно з якими підвищення ступеню дисперсності частинок у вихідній суміші призводить до збільшення кількості контактів між

ними, що сприяє більш інтенсивній пластичній деформації алюмінієвої матриці. Це забезпечує підвищення щільності пресовок за однакових умов ущільнення. Подібна закономірність виявляється і для порошків із меншим середнім розміром частинок. Значення параметра P_{\max} ($\lg P_{\max}$) залишаються практично в однакових діапазонах для всіх досліджуваних зразків (рис. 5).

Виявлені згини на залежностях $\lg P - \beta$, що проявляються у зміні величини фактора пресування L , можуть свідчити про зміну механізму деформації частинок порошкових матеріалів, що зумовлюється низкою причин. Однією з основних причин, згідно з існуючими уявленнями, є розвиток процесів нагартування в матеріалі частинок у міру зростання ступеня їх деформації [8]. У цьому випадку фактор пресування L збільшується разом зі збільшенням ступеня деформації, що пов'язано зі зміцненням структури порошків. Отримані в роботі результати демонструють, що зі збільшенням розміру частинок підвищується об'єм пор у пресовках після завершення етапу структурної деформації. Заповнення цих пор потребує більшого ступеня пластичної деформації частинок, що призводить до більшого нагартування матеріалу та, відповідно, до необхідності підвищення тиску пресування (див. рис. 3).

Іншою причиною відхилення залежностей $\lg P - \beta$ від прямолінійності є фазовий склад частинок порошку. Як було встановлено, структура частинок складається з матриці на основі твердого розчину заліза в алюмінії (α -Al), у якій розподілені інтерметалеві фази $Al_xFe_ySi_z$. Ці інтерметаліди є твердими та крихкими і не здатні до пластичної деформації [5]. Тому за умов високого тиску пресування вони можуть брати участь у процесі ущільнення через механізм крихкого руйнування частинок. Ймовірність такого механізму збільшується зі зростанням розміру зерен інтерметалевих фаз (див. рис. 4, б, в).

Подрібнення зерен інтерметалідів у процесі пресування під високим тиском може мати позитивний ефект для властивостей кінцевого матеріалу, оскільки зменшення розміру зміцнюючих фаз, відповідно до загальноприйнятих уявлень, сприяє підвищенню механічних характеристик композиційних матеріалів [10].

Висновки. В результаті проведених досліджень порошки сплавів Al–Fe–Si мають структуру, яка складається з матриці на основі α -Al з включеннями інтерметалевих фаз $Al_xFe_\gamma Si_x$, розмір частинок (зерен) та морфологія яких залежать від розміру частинок порошків та умов отримання.

Показано, що під час пресування таких порошків їх деформація залежить від умов ущільнення. За тиску пресування меншого за 600 МПа ущільнення відбувається за рахунок пластичної деформації матриці на основі α -Al у місцях контакту частинок порошку. За більшого тиску пресування ущільнення відбувається за рахунок об'ємної деформації частинок порошків, яка супроводжується крихким руйнуванням зерен інтерметалевої фази і утворенням їх частинок меншого розміру, що повинно позитивно впливати на характеристики міцності виробів з них. Для забезпечення таких властивостей тиск пресування вихідних заготовок з порошків сплавів Al–Fe–Si повинен бути більшим за 600 МПа.

Література:

1. Степанчук А. Н. Технология порошковой металлургии / А. Н. Степанчук, И. И. Билык, П. А. Бойко – Киев: Вища школа, 1989. – 415 с.
2. Степанчук А. М. Основи теорії і технології процесів консолідації порошкових матеріалів / А. М. Степанчук. – Київ: Вид-во «SBA Print», 2025. – 365 с.
3. Либенсон Г. А. Процессы порошковой металлургии / Г. А. Либенсон. – Москва: МИСИС, 2002. – Т. 2 : Процессы порошковой металлургии. Том 2. – 163 с.
4. Teslia S. Yu. Evolution of the microstructure and phase composition of the Al–15 wt. % Fe powder alloy during its consolidation / S.Yu. Teslia, A.M. Stepanchuk // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 63, Nos. 11-12, March, 2025.
5. Степанчук А. М. Закономірності отримання порошків сплаву Fe–Al з дисперсно зміцненою структурою методом механічного диспергування розплаву // А. М. Степанчук, С. Ю. Тесля, Сунь Цихао, Д. Е. Чижська. Луцьк, Наукові нотатки, ЛДУ, 2023 – №71. – С. 21–27.

6. Investigation of microstructural evolution and mechanical properties $Al_{13}Fe_4$ produced by casting and spark-plasma sintering / S. Teslia, M. Teslia, Qihao Sun, A. Stepanchuk // Vacuum. – 2023. – Vol. 218. – P. 112590.

7. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // Порошковая металлургия. – 2006. – №1/2. – С.112–117.

8. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук. Підручник. / А. М. Степанчук. – Київ: Видавництво «Політехніка». – 2006. – 353 с.

9. Радомысельский Н. В. Об уплотняемости металлических порошков. Теория и практика прессования порошков / Н. В. Радомысельский, И. Д. Андреев, Н. И. Щербань. – Київ: ИПМ, 1979.

10. Xu C. Effects of particle size and matrix grain size and volume fraction of particles on the toughening of ceramic composite by thermal residual stress / Chonghai Xu // Ceramics International. – 2005. – Vol. 31, no. 4. – P. 537.

Тесля С. Ю.¹, Ведель Д. В.^{1,2}, Шеремет В. І.¹, Коваленко М. В.¹, Горбань М. В.¹

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІПМ НАНУ ім. І.М.Францевича, Київ)

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЇ СИЛІЦИДНОЇ КЕРАМІКИ

E-mail: v.sheremet@kpi.ua

Високотемпературна кераміка є одним із найважливіших класів сучасних конструкційних матеріалів, здатних ефективно працювати в екстремальних умовах експлуатації. Значну увагу науковців привернув новий клас матеріалів – високоентропійна кераміка, унікальність якої полягає у використанні концепції ентропійної стабілізації твердих розчинів [1]. Особливо перспективними є високоентропійні силіциди, які демонструють виняткову жароміцність, підвищену твердість, термостабільність і стійкість до окислення [2].

Метою роботи є дослідження закономірностей ущільнення, формування мікроструктури, фазового складу та властивостей високоентропійних дисиліцидів перехідних металів складів $(\text{Mo}, \text{W}, \text{Ti}, \text{Cr}, \text{Nb})\text{Si}_2$ та $(\text{Ti}, \text{Mo}, \text{Cr}, \text{Nb}, \text{V})\text{Si}_2$ під час іскро-плазмового спікання (SPS) у температурному діапазоні 1000-1500 °С.

Методика досліджень. Об'єктом дослідження обрано порошкові високоентропійні силіциди систем $(\text{Mo}, \text{W}, \text{Ti}, \text{Cr}, \text{Nb})\text{Si}_2$ та $(\text{Ti}, \text{Mo}, \text{Cr}, \text{Nb}, \text{V})\text{Si}_2$. Консолідацію матеріалів здійснювали методом іскроплазмового спікання (SPS) у температурному діапазоні 1000-1500 °С із витримкою 10 хв [3]. Дослідження мікроструктури та елементного розподілу проводили за допомогою сканувальної електронної мікроскопії (SEM) з EDS-детектором, фазовий склад визначали методом рентгенівської дифракції (XRD).

Дослідження впливу умов спікання на відносну щільність. Температура спікання є ключовим параметром, що контролює швидкість дифузії та, відповідно, процес ущільнення дисиліцидів. У нижньому температурному інтервалі (1000-1100 °С) процес ущільнення перебігає повільно, відносна щільність не перевищує 70-80 % від теоретичної (рис. 1). При підвищенні температури до 1200-1300 °С швидкість ущільнення різко зростає, а відносна щільність матеріалу досягає 85-87 %. Для багатокомпонентної системи з вольфрамом ущільнення відбувається дещо повільніше через низьку дифузійну рухливість вольфрамом (W), тоді як у системі з ванадієм (V) спостерігається більш інтенсивне зростання щільності.

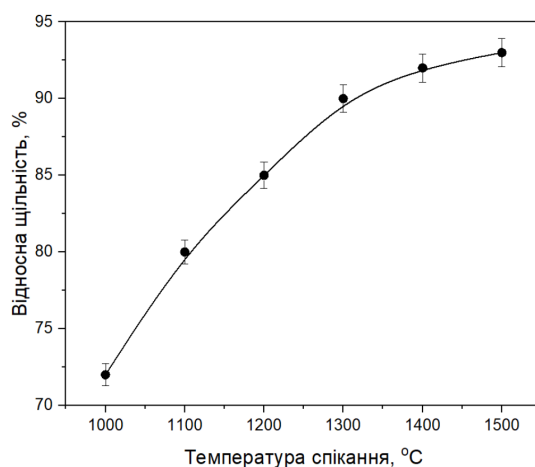


Рисунок 1. Зміна щільності $(\text{Mo}, \text{W}, \text{Ti}, \text{Cr}, \text{Nb})\text{Si}_2$ та $(\text{Ti}, \text{Mo}, \text{Cr}, \text{Nb}, \text{V})\text{Si}_2$ від температури спікання

Найвищий ступінь ущільнення (до 91-92 %) досягається за температур 1250-1400 °С. Подальше підвищення температури до 1450-1500 °С не сприяє ущільненню, а навпаки, призводить до незначного падіння щільності через інтенсивний ріст зерен та коалесценцію пор.

Дослідження мікроструктури. Температура спікання 1200 °С є недостатньою для досягнення однорідності, в структурі реєструвалася значна кількість пор (рис. 2, а). Спікання при 1500 °С дозволяє суттєво зменшити пористість та сформувати більш гомогенну (однорідну) мікроструктуру (рис. 2, б).

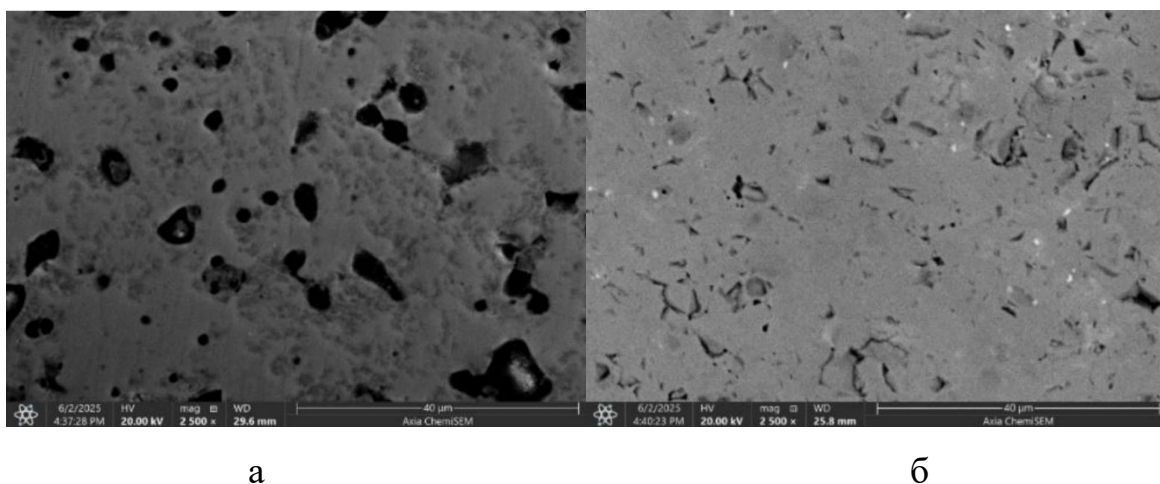


Рисунок 2. Структура $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Cr}, \text{V}, \text{Mo})\text{Si}_2$ кераміки після спікання за температури 1200 °С (а) та 1500 °С (б)

Для складу $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Cr}, \text{V}, \text{Mo})\text{Si}_2$ після спікання за 1500 °С спостерігається більш рівномірне розподілення Ті в структурі (гомогенізація). Це зумовлено найвищою хімічною активністю титану до кремнію серед компонентів та його високим коефіцієнтом об'ємної і міжзеренної дифузії. Титан мігрує до енергетично вигідних ділянок (меж зерен, залишкових пор), що фіксується як зони його підвищеної концентрації (рис. 3).

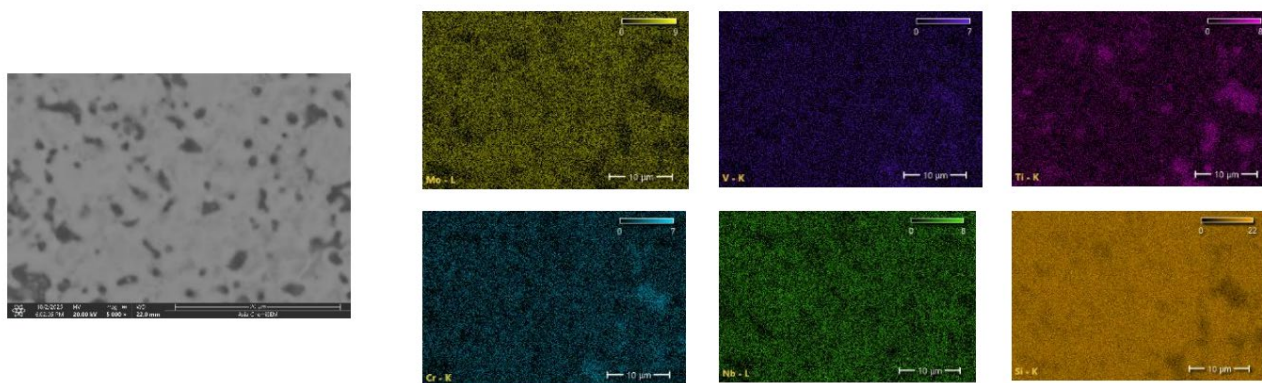


Рисунок 3. Мікроструктура (Ti, Nb, Cr, V, Mo)Si₂ після синтезу за 1500 °С методом іскро-плазмового спікання та мапи розподілу хімічних елементів

Дослідження фазового складу. Рентгенофазовий аналіз (рис. 4) свідчить про формування переважно однофазної кристалічної структури дисиліциду з гексагональною ґраткою типу CrSi₂ (просторова група P6₂22).

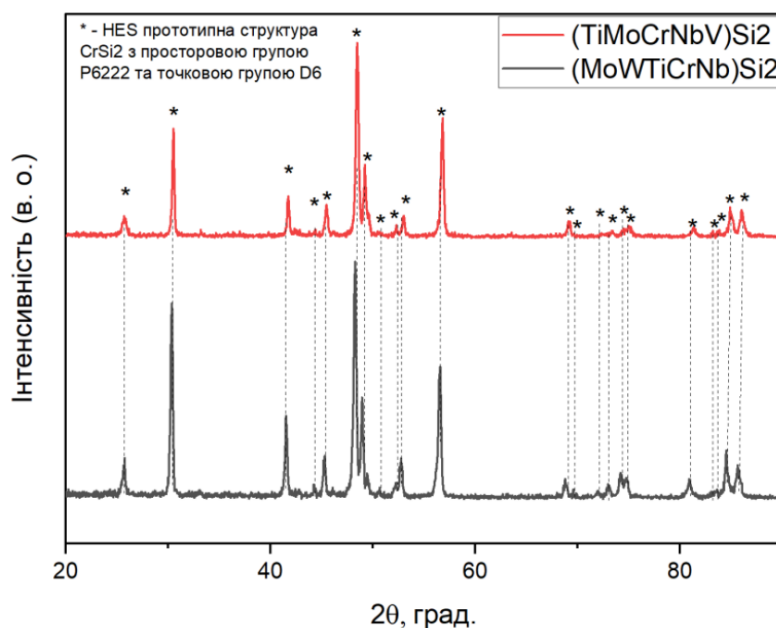


Рисунок 4. Дифрактограми спеченої кераміки (Mo, W, Ti, Cr, Nb)Si₂ та (Ti, Mo, Cr, Nb, V)Si₂

Для складу (Ti, Mo, Cr, Nb, V)Si₂ дифракційні максимуми мають дещо зменшену інтенсивність та помітніше уширення, що свідчить про високий рівень мікрODEформацій ґратки, типовий для високоентропійних систем. Введення

вольфраму у систему (Mo, W, Ti, Cr, Nb)Si₂ призводить до часткової стабілізації кристалічної структури.

Механічні та теплові властивості. Високоентропійні силіциди демонструють значно вищу міцність на згин і твердість порівняно з бінарними дисиліцидами. Це зумовлено твердорозчинним зміцненням та ефектом високої ентропії, що створює бар'єри для руху дислокацій та розтріскування. Твердість (Mo, Nb, W, Ti, Cr)Si₂ сягала 31,2 ГПа, а границя міцності на згин – 380 МПа.

Теплопровідність отриманих систем (8,25-9,35 Вт/м·К) майже на порядок нижча за теплопровідність бінарного MoSi₂ (65 Вт/м·К) [4]. Це пояснюється інтенсивним фононним розсіянням через хімічний «безлад» у кристалічній решітці високоентропійного матеріалу.

Висновки. Використання іскро-плазмового спікання дозволяє отримувати високощільні однофазні високоентропійні керамічні матеріали на основі дисиліцидів з гексагональною ґраткою типу CrSi₂. Отримані кераміки характеризуються високими фізико-механічними показниками та аномально низькою теплопровідністю, що робить їх перспективними для застосування в аерокосмічній галузі та енергетичному машинобудуванні як високотемпературних теплозахисних і конструкційних матеріалів.

Подяки. Робота виконана за фінансової підтримки Міністерства освіти та науки України (проект № 0126U001306).

Література:

1. Development and oxidation behavior of high entropy silicide (NbMoTaWV)Si₂ coatings on NbMoTaWV alloy [Електронний ресурс] / Guoming Yi, Yi Ding, Yanhai Chenget [та ін.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – P. 165384.
2. A review on high entropy silicides and silicates: Fundamental aspects, synthesis, properties [Електронний ресурс] / A. Salian, P. Sengupta, I. Aswath [та ін.] // International Journal of Applied Ceramic Technology. – 2023. – P. 30.

3. A high-entropy silicide: $(\text{Mo}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ta}_{0.2}\text{Ti}_{0.2}\text{W}_{0.2})\text{Si}_2$ [Електронний ресурс] / J. Gild, Y. Qin, J. Harrington [та ін.] // Journal of Materiomics. – 2019. – Vol. 5, №. 3. – P. 337–343.

4. Alloying behavior and thermal stability of mechanically alloyed nano AlCoCrFeNiTi high-entropy alloy – CORRIGENDUM [Електронний ресурс] / V. Shivam, R. S. Mishra, S. Suwas [та ін.] // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 35, №. 2. – P. 215.

Фон Прусс М. А.

(ФТИМС НАН України, Київ)

НАУКОВІ ОСНОВИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ

ЗАЛІЗОВМІСНИХ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ ФАЗ

E-mail: m.fonpruss@gmail.com

У рідкому алюмінії залізо має відносно високу розчинність – до 1,87 мас. % при 655 °С, тому у алюмінієвому розчині воно може перебувати в розчиненому атомарному стані [1]. Проте максимальна рівноважна розчинність заліза у твердому алюмінії $\alpha\text{-Al}$ різко зменшується і становить близько 0,004–0,052 мас. % при 655 °С, а при 427 °С вона є меншою за 0,01 мас. % [1]. Унаслідок цього лише незначна частина заліза, що не перевищує його рівноважної розчинності, залишається в твердому розчині. Тоді як основна кількість заліза витісняється фронтом кристалізації в залишкову міждендритну рідину, яка в процесі твердження поступово збагачується залізом, а в Al–Si сплавах ще й кремнієм, внаслідок чого за зростання їх локальної концентрації надалі формуються залізовмісні інтерметалідні фази.

Фазовий склад залізовмісних інтерметалідів у куті системи Al–Si–Fe визначається сукупною дією термодинамічних і кінетичних чинників, насамперед положенням складу сплаву на діаграмі стану, тобто вмістом заліза і кремнію та їх співвідношенням, а також температурою кристалізації, швидкістю охолодження і

ступенем переохолодження [2]. Передусім зауважимо, що залізо більшою мірою визначає кількість інтерметалідних залізовмісних фаз, а кремній та умови кристалізації впливають на їх фазовий тип [2, 3]. Стосовно температури кристалізації, вона впливає на фазовий склад через зміну складу залишкової рідини в процесі тверднення. У міру виділення α -Al залишковий розплав збіднюється алюмінієм і відносно збагачується залізом та кремнієм, тому на пізніших стадіях кристалізації зростає ймовірність утворення більш кремнієвих тернарних залізовмісних фаз [3]. Саме тому фазоутворення в системі Al–Si–Fe слід розглядати не за однією фіксованою температурою, а в межах усього інтервалу тверднення, коли умови стабільності фаз безперервно змінюються, оскільки під час охолодження змінюються і температура, і склад залишкової рідини, а отже і умови утворення залізовмісних фаз [2, 3]. Разом з тим, швидкість охолодження впливає на дифузійні процеси та фазові перетворення під час кристалізації сплаву. У табл. 1 наведено параметри кількості кремнію, температури та швидкості охолодження.

Отже, хімічний склад і температура визначають термодинамічну можливість існування певних залізовмісних фаз, тож їх реальне утворення під час кристалізації залежить від кінетичних умов зародження і росту [2-4]. Саме тому важливим є переохолодження, яке характеризується зниження температури розплаву нижче рівноважної температури кристалізації [4]. Його роль полягає в тому, що зі збільшенням переохолодження зростає різниця в енергії Гіббса між рідким і твердим станами, тобто підвищується рушійна сила утворення залізовмісних інтерметалідів. Це призводить до зменшення бар'єра зародження нової фази та полегшує утворення її стійких зародків. Унаслідок цього змінюються умови зародження та росту залізовмісних фаз, що впливає на фазовий склад, послідовність виділення та морфологію.

Таблиця 1. Вплив вмісту кремнію та швидкості охолодження на температури утворення залізовмісних фаз у сплавах системи Al–Si–Fe [2]

Типи залізовмісних фаз	Склад сплаву	Умови охолодження розплаву	Інтервал утворення фаз
α -Al ₈ Fe ₂ Si	Al–0,49Si–0,23Fe	Повільне 0,16–0,21 °C/c	633–611 °C, пік 624 °C
	Al–0,62Si–0,55Fe	Швидке 15 °C/c	635–625 °C, пік 630 °C
	Al–0,90Si–0,56Fe	Повільне 0,16–0,21 °C/c	634–625 °C, пік 631,5 °C
δ -Al ₄ FeSi ₂	Al–0,49Si–0,23Fe	Швидке 15 °C/c	600–611 °C, пік 604 °C
	Al–0,62Si–0,55Fe		617–609 °C, пік 612 °C
	Al–6,32Si–0,52Fe		610–603 °C
β -Al ₅ FeSi	Al–0,90Si–0,56Fe	Повільне 0,16–0,21 °C/c	614–600 °C, пік 610 °C
	Al–6,32Si–0,52Fe	Повільне 0,16–0,21 °C/c	565–536 °C, пік 550°C

Література:

1. Overview of β -Al₅FeSi phase in Al-Si alloys Mahta, M.; Emany, M.; Cao, X.; Campbell, J. Materials Science Research Trends, pp. 251-271, 2008.
2. Khalifa, W. Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system / W. Khalifa, F. H. Samuel, J. E. Gruzleski // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2003. – Vol. 34. – P. 807–825. – DOI: 10.1007/s11661-003-1009-9.
3. Que, Z. Understanding Fe-Containing Intermetallic Compounds in Al Alloys: An Overview of Recent Advances from the LiME Research Hub / Z. Que, Y. Wang, C. L. Mendis, C. Fang, J. Xia, X. Zhou, Z. Fan // Metals. – 2022. – Vol. 12, No. 10. – P. 1–33. – DOI: 10.3390/met12101677.
4. Zhao, B. Influence of La addition on Fe-rich intermetallic phases formation and mechanical properties of Al-7Si-4Cu-0.35Mg-0.2Fe alloys prepared by squeeze casting / B. Zhao, S. Xing, A. Shan, G. Yan, X. Jiang // Intermetallics. – 2023. – Vol. 153. – Article 107783. – DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107783.

Чередниченко С.П., Калюжний П.Б.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС РІДИННОГО ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА З РУДИ Fe_3O_4 З НИЗЬКИМИ ВИКИДАМИ CO_2

E-mail: che_serg@ukr.net

В даний час серед технологій прямого відновлення заліза домінують газофазові процеси, такі як Midrex, HyL та ін., що становлять близько 64,81 % світового обсягу [1]. Оскільки високі ціни на природний газ у високорозвинених країнах Північної Америки та Європи сьогодні вже перевищують 350\$ за 1000 н.м³, при питомому споживанні до 15 ГДж/т прямо-відновленого заліза (близько 420 н. м³/т котунів), це спричинило різке погіршення економічних показників цих процесів. Тому всі заводи прямого відновлення заліза, в яких як відновник використовується природний газ, були закриті у високорозвинених країнах Північної Америки та Європи.

Питома витрата електроенергії при виплавленні 1 тонни сталі з котунів прямого відновлення (DRI – Direct Reduced Iron) в електродуговій печі (ЕДП) становить у середньому 500–650 кВт·год/т для холодної сировини. Витрата енергії на виплавлення сталі з DRI завжди вища, ніж при використанні металобрухту (де середня витрата становить 350–450 кВт·год/т), через необхідність плавлення порожньої породи та відновлення залишкових оксидів заліза. Нові установки Midrex сьогодні будуються тільки в країнах, де природний газ все ще дешевий, таких як Індія, Іран, Тринідад і Тобаго та деякі інші [2]. Станом на 2025 рік світовий обсяг виробництва заліза прямого відновлення різними способами склав 140,8 млн. т [3].

Тому актуальним на сьогодні є зниження витрат природного газу та споживання електроенергії при отриманні заліза прямого відновлення.

Розроблено теоретичні та технологічні основи технологічного процесу рідинного високотемпературного відновлення заліза з руди Fe_3O_4 з низькими викидами CO_2 (замість доменного та конверторного процесів), що включає:

1. Підбір шихти – шихтою є котуни з руди Fe_3O_4 .

2. Підбір плавильного агрегату – плавильним агрегатом є індукційна сталеплавильна піч.

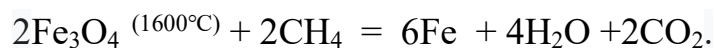
3. Підбір температури нагрівання шихти – для котунів з руди Fe_3O_4 температурою нагрівання шихти до переведення її в рідкий стан є $1600\text{ }^\circ\text{C}$.

4. Підбір відновлювального газу для продування рідкометалевої ванни – відновлювальним газом для розплавлених котунів з руди Fe_3O_4 є природний газ (метан, CH_4).

5. Підбір агрегатів для сховища синтезованого вуглекислого газу (CO_2) в результаті хімічної реакції відновлення заліза – агрегатом для сховища синтезованого вуглекислого газу (CO_2) є газгольдери.

6. Підбір обладнання для промислової переробки захороненого вуглекислого газу (CO_2) – таким обладнанням є промисловий комплекс для синтезу (CO_2) в метанол (CH_3OH).

Теоретичні дослідження та розрахунки вказують, що при завалці 1190 кг руди Fe_3O_4 в тигель індукційної сталеплавильної печі отримати розплав з температурою $1600\text{ }^\circ\text{C}$ можна при витраті $476\text{ кВт}\cdot\text{год}$ електроенергії. Хімічна реакція відновлення заліза з розплаву руди Fe_3O_4 при продуванні метаном може протікати за формулою:



В результаті продування 1190 кг розплаву руди Fe_3O_4 через керамічну фурму при витраті $133,7\text{ м}^3$ метану (CH_4) можна отримати 1000 кг розплаву відновленого заліза і викиди у вигляді $214,86\text{ кг}$ водяної пари (H_2O) та $262,6\text{ кг}$ вуглекислого газу (CO_2). Водяна пара конденсується у воду, а вуглекислий газ уловлюється та транспортується до місць зберігання, наприклад – у газгольдери, й подається до подальшої промислової переробки на промисловий комплекс обладнання для синтезу CO_2 в метанол CH_3OH .

Розроблений технологічний процес рідинного високотемпературного відновлення заліза з руди Fe_3O_4 в порівнянні з таким, як Midrex потребує в 3,14 рази менше витрат природного газу й в 1,2 рази менше споживання електроенергії та є екологічним по викидам: вуглекислий газ уловлюється, транспортується у газгольдри й подається для подальшої промислової переробки в метанол.

Література:

1. Мамешин В.С., Журавльова С.В. Сучасний стан і перспективи розвитку альтернативних процесів виробництва чорних металів. *Теорія і практика металургії*. 2018. – №6. – С. 71-75.
2. Юнес Р., Опрышко И. А., Лобода П. И. Анализ технологий прямого восстановления оксидов металлов с применением печей с вращающимся подом. *Вісник НТУУ "КПІ". Серія Машинобудування*. 2011. – № 61. – т. 1. – С. 184–192.
3. World direct reduction statistics 2025 - Englewood Cliffs, New Jersey, USA. 2025.

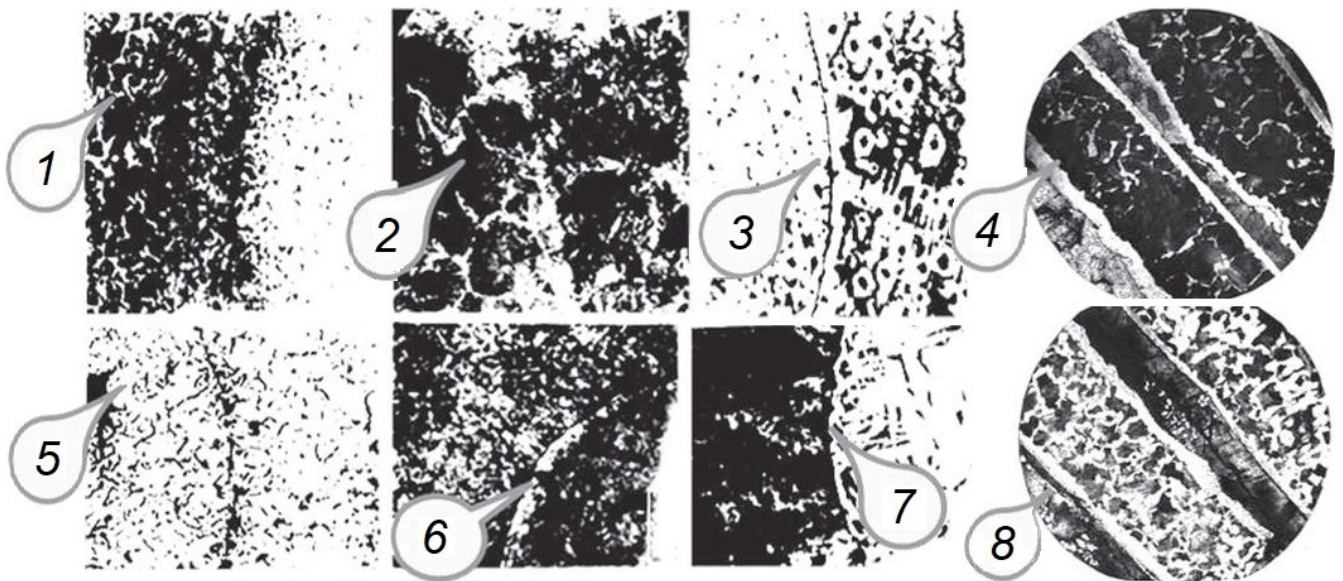
Шалевська І.А. Дорошенко В. С., Небожак І. А.

(ФТІМС НАН України, Київ)

**МЕТОДИ АРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ,
ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Ливарне виробництво має значний доробок у сфері створення композитних і біметалевих виливків, що складаються з двох і більше різнорідних сплавів. Зокрема, армування надає металовиробу комбінованих, покращених службових показників, забезпечуючи, наприклад, високу міцність у центральній частині при збереженні зносостійкості зовнішнього шару. Досвід ФТІМС НАНУ у застосуванні методу лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), демонструє широкі можливості отримання армованих металовиробів різної структури і призначення (рис. 1).



1 – сірий чавун-сталь (кулі); 2 – сталь-сталь (стрижні); 3 – ВЧ-сталь (кулі);
 4 – бронза-сталь (смуга); 5 – ВЧ-ВЧ (кулі); 6 – Al-Cr (дисперсна фаза);
 7 – сталь-сталь (смуга)-зносостійкий чавун; 8 – бронза-сталь (смуга) [1]

Рисунок 1. Структура армованих литих конструкцій та виливків з диференційованими властивостями із чавунів, сталей, Cu- та Al-сплавів

Об'єктом дослідження є процеси отримання армованих та біметалевих виливків у піщаних формах при газифікації полімерних моделей. Предметом дослідження є методи просторової фіксації армувальних елементів у ливарній формі та їх вплив на якість і експлуатаційні характеристики готових металовиробів.

Армування виливків має тривалу історію розвитку, що відображено, зокрема, у таких працях [2, 3]. Проте аналіз практичних способів його реалізації вказує на ряд технологічних труднощів при використанні традиційних порожнистих форм. Зокрема, відомий метод виготовлення армованих виробів шляхом розміщення сталеві арматури в порожнині форми з наступним заливанням чавуном [4] характеризується вузькою номенклатурою застосовуваних сплавів. Окрім обмежень щодо матеріалів, дана технологія потребує інтенсифікації процесу за допомогою постійного електричного струму, що підводиться до електродів у формі, та арматури. Це ускладнює конструкцію ливарної форми, вимагає залучення

додаткового енергоємного обладнання та спеціальної оснастки, що підвищує собівартість продукції.

Інший підхід, спрямований на отримання армованого сталевих інструменту в порожнистих формах [5], базується на прецизійному перегріві матричного розплаву до розрахункових температур. Необхідність суворого дотримання вузького температурного інтервалу не лише обмежує універсальність способу, а й призводить до передчасного спрацювання футеровки плавильних агрегатів і розливних ковшів. Таким чином, енергетичні витрати та технологічні ускладнення при використанні зазначених методів нівелюють переваги від отримання армованих структур у традиційних піщаних формах.

Узагальнюючи недоліки армування в традиційних порожнистих формах [2, 4, 5], слід виділити критичну проблему механічної фіксації арматури в порожнинах, особливо коли більша частина виливка знаходиться у верхній півформі. Необхідність використання допоміжних елементів (металевих стрижнів, скоб або гачків) для кріплення арматури до стінок форми створює ризики локального руйнування піщаної поверхні. Це може призвести до утворення поверхневих дефектів виливка та виникнення піщаних включень у металі матриці. Крім того, динамічні навантаження при транспортуванні форм на конвеєрі або при збиранні та вистоюванні перед заливанням нерідко спричиняють перекося та зміщення арматури, особливо при використанні її масивних вкладишів. Ненадійність такого кріплення та загроза засмічення порожнини форми при осипанні піщаних крихт з її стінок критично знижують якість кінцевих виробів, ускладнюючи отримання стабільних геометричних та структурних показників армованого шару.

Широке впровадження методів армування при використанні порожнистих форм додатково обмежується необхідністю застосування формувальних сумішей із підвищеними міцнісними показниками для забезпечення несучої здатності форми при фіксації арматури, що водночас виключає можливість допущення надмірної крихкості піщаної суміші. Процес механічного кріплення арматури нерідко супроводжується ерозією поверхні форми, що вимагає ретельного очищення її

робочої порожнини від піщаного осипу перед заливанням. Окрім того, традиційне кріплення до стінок суттєво обмежує геометричну складність армувальних структур, унеможливаючи створення інтегрованих каркасів довільної просторової конфігурації.

На противагу цьому, технологія ЛГМ дозволяє використовувати ливарну полімерну модель як надійну монтажну основу, що однозначно фіксує в своєму об'ємі різномірні елементи металевих або неметалевих деталей. Цей підхід, що є предметом нашого дослідження, забезпечує стабільне просторове розташування всього армувального комплексу, який у складі варіативної сукупності елементів розміщується у вакуумованій формі з сухого незв'язаного піску. Таке технологічне рішення повністю нівелює ризики зміщення компонентів каркаса або забруднення розплаву продуктами деструкції стінок форми, забезпечуючи високу відтворюваність заданої структури виливка.

Перейдемо до аналізу запатентованих методів армування, що базуються на технології ЛГМ. Зокрема, відома конструкція металевого виливка у вигляді просторового каркаса [6], призначена для використання як арматура для великогабаритних виливків або злитків, а також як заготовка для біметалевих і композитних виробів чи внутрішній холодильник при литті у виливниці. Попри складну біонічну конфігурацію, оптимізовану за допомогою математичного моделювання для мінімізації витрат металу, дане рішення має певні обмеження. Такий литий каркас не передбачає інтеграції з комбінованими армувальними елементами та не дозволяє створювати закриті порожнини чи пори, заповнені легкими неметалевими матеріалами. Це суттєво звужує потенціал для подальшого зниження маси виробу, додаткової економії металу та формування багатофункціональних зміцнювальних структур із диференційованими властивостями.

Відомий також спосіб виготовлення армованих деталей за технологією ЛГМ [7], де металеві елементи виконують функцію з'єднувальних компонентів для складання окремих частин моделі. Проте, таке використання арматури має виключно вузькотехнологічне спрямування і не враховує потенціал

цілеспрямованого покращення експлуатаційних характеристик вилівка, зокрема його маси, показників міцності або зниження загальної матеріаломісткості виробу. Зазначене рішення не передбачає формування функціонального силового скелета або полегшувального каркаса, що обмежує сферу його застосування, звужуючи роль армувальних елементів до інструменту оптимізації процесу складання моделей з частин.

Відомий також спосіб виготовлення армованого валка за технологією ЛГМ [8], за яким сталева вісь, що виступає різновидом металеві арматури, інтегрується в полімерну модель перед її формуванням у піску. Процес передбачає виливання зносостійкого бандажа, геометрія якого задається моделлю, навколо центральної осі. Основними недоліками даного рішення є вузька спеціалізація та низька універсальність щодо виливків іншої конфігурації. Крім того, технологія потребує розміщення між литим бандажем і віссю прошарку вогнетривкого матеріалу, просоченого рідким зв'язувальним компонентом, що має забезпечити можливість подальшого ремонту виробу. Така специфіка не лише ускладнює технологічний цикл, а й унеможливорює створення суцільнолитої армованої структури з міцним дифузійним або комбінованим зв'язком між шарами металу, що є критичним для багатьох високонавантажених деталей.

Відомий спосіб одержання виливків із диференційованими властивостями за технологією ЛГМ [9], що передбачає процеси армування та модифікування безпосередньо в порожнині ливарної форми. Проте, зазначене рішення має переважно декларативний характер, оскільки в технічному описі відсутня деталізація конструктивних особливостей арматури та специфікація її матеріалів. Крім того, не наведено поопераційну методику розміщення армувальних елементів у тілі моделі чи форми. Відсутність прикладів практичної реалізації та чіткої технологічної послідовності дій ускладнює відтворюваність даного способу, що обмежує його промислове впровадження для отримання металовиробів із заданою геометрією армування та використанням різноманітних армувальних матеріалів.

Відомий спосіб одержання виливків колінчастих валів за технологією ЛГМ [10], один із варіантів якого передбачає оснащення крайніх щік моделі

колінчастого вала холодильними армувальними вставками. Дане рішення дозволяє ефективно оптимізувати спрямоване живлення вилівка та вивести усадкову пористість у зону надливів, проте воно має виражений вузькоспеціалізований характер. Обмеження сфери застосування виключно конструкціями колінчастих валів не дозволяє поширити цей підхід на комплексне армування виробів довільної конфігурації, де метою є не лише локальне охолодження, а й системне зниження маси виробу за одночасного підвищення його загальної міцності.

Відомий також спосіб одержання армованих виливків за технологією ЛГМ [11], який передбачає встановлення металевих стрижнів, пластин або вогнетривких волокон безпосередньо в порожнину прес-форми перед задуванням гранул пінополістиролу для створення нероз'ємної армованої моделі. Проте, даний спосіб обмежений конструктивними можливостями прес-форм, що часто не дозволяє формувати складні об'ємні каркаси з внутрішніми порожнинами або, як перспективний варіант, інтегрувати трубчасті елементи для активного керування процесом кристалізації. Окрім того, зазначене рішення не передбачає використання пористих неметалевих структур та можливості реалізації комбінованого впливу (охолодження чи вакуумування) через внутрішні канали арматури. Це звужує потенціал оптимізації маси виробу та перешкоджає досягненню максимально можливих показників міцності за рахунок цілеспрямованого керування теплофізичними процесами всередині ливарної форми, що безпосередньо відноситься до предмету наших досліджень.

Також для армування виливків неметалевими матеріалами в роботі [12] описано застосування стрижнів з піщано-рідкоскляної суміші, яка під дією теплового впливу від розплавленого металу спікається, утворюючи стійкий метало-піщаний композит. Таке армування дозволяє надати виливкам специфічних функціональних властивостей. Зокрема, воно забезпечує підвищення опору проникненню за рахунок інтенсифікації протидії імпульсному руйнуванню. Цей ефект досягається завдяки спрямованій зміні механічних характеристик матеріалу вздовж силового вектора зовнішнього впливу, що є критично важливим для створення високоефективних бронеперешкод та захисних конструкцій.

Аналіз розглянутих способів свідчить, що потенціал ЛГМ-процесу з використанням разових моделей у напрямі армування наразі реалізований не повною мірою. Використання полімерної моделі як носія армувальних елементів або надійної монтажної основи дозволяє повністю відмовитися від складних операцій механічної фіксації арматури до стінок форми, що є критичним недоліком традиційного лиття. Важливою технологічною перевагою є здатність моделі утримувати в межах єдиного каркаса розрізнені елементи, навіть за відсутності безпосереднього контакту між ними. Матеріал моделі виконує функцію просторової опори, що забезпечує можливість довільного позиціонування різнорідних за конструкцією та матеріалом армувальних компонентів. Це дозволяє формувати складні об'ємні структури в межах габаритів тіла моделі.

Перспективним напрямом розвитку технології є розширення функціональної ролі арматури: перехід від пасивного зміцнення до активного керування процесами кристалізації та структуроутворення шляхом використання армувальних елементів як внутрішніх холодильників. Такий підхід гарантує стабільну якість та чітку диференціацію властивостей вилівка. Крім того, створення комбінованих каркасів із поєднанням металевих і неметалевих елементів, а також заповнення внутрішніх порожнин арматури спеціальними наповнювачами, відкриває широкі можливості для регулювання показників міцності та маси виробу. Подолання обмежень існуючих методів дозволить мінімізувати ризики виникнення ливарних дефектів і адаптувати металовироби до екстремальних умов експлуатації.

Дослідження у напрямі комбінування армувальних елементів, зокрема із використанням фігурного (у поперечному перетині), перфорованого та трубчастого прокату, відкриває шлях до суттєвого підвищення експлуатаційних характеристик вилівка. Формування внутрішнього армувально-каркасного силового скелета дозволяє досягти зниження маси виробу без втрати міцності, одночасно зменшуючи витрати рідкого металу на його виготовлення. Перспективним є створення порожнин із піщаним заповненням або без нього, а також варіативне застосування різновидів внутрішньої каркасної арматури в литій матриці. Це створює умови для керованої інтенсифікації тепловідведення з внутрішніх зон

виробу під час кристалізації, що є ключовим фактором оптимізації мікроструктури металу матриці.

Водночас увагу слід приділити варіативності методів розміщення арматури в тілі моделей. Це може бути реалізовано як шляхом проектування технологічних порожнин безпосередньо при виготовленні моделі, так і методами термічного впливу: прошиванням нагрітими стрижнями або створенням каналів за допомогою інструменту типу термоножа. Такі підходи є технологічно спорідненими з низкою раніше запатентованих нами способів виконання вентиляційних каналів та сприятимуть точній інтеграції арматури у складну геометрію ливарної моделі.

Застосування адитивних технологій для виготовлення моделей відкриває принципово нові можливості для прецизійного армування. Друк моделей дозволяє на етапі 3D-проектування закладати складні внутрішні ніші, канали та посадкові місця для арматури будь-якої конфігурації. Це забезпечує математичну точність позиціонування армувальних каркасів, яку майже неможливо досягти традиційними методами формування моделей у прес-формах. Такий підхід дозволяє інтегрувати ніші для арматури одночасно з вентиляційними каналами в єдиному циклі друку. Цифровий дизайн у поєднанні з адитивними технологіями не лише спрощує складання комбінованих каркасів, а й дозволяє проектувати внутрішні структури та порожнини з геометрією, що прецизійно оптимізована під конкретні вектори навантажень майбутнього металовиробу. У такому контексті друкована модель трансформується в інтелектуальну матрицю, яка визначає не лише зовнішню форму, а й внутрішню архітектуру зміцнення. Це є логічним розвитком концепції: від використання моделі як «монтажної основи» до створення «розумної» металоконструкції в умовах сучасного цифрового виробництва.

Така трансформація науково-технологічних підходів відкриває нові горизонти для використання результатів досліджень у високотехнологічних галузях. Розглянемо основні напрями практичного застосування розроблених способів:

1. Енергетичне машинобудування. Використання трубчастих елементів каркаса як каналів для циркуляції охолоджувача в конструкціях теплообмінників

та кристалізаторів забезпечує контрольоване затвердіння розплаву. Це дозволяє формувати задану структуру металу та диференціювати фізичні властивості (теплопровідність, корозійну та зносостійкість) у різних зонах виливка.

2. Транспортне машинобудування. Для виготовлення високонавантажених корпусних деталей (підрамників, кронштейнів, деталей транспортного візка) застосування інтегрованого силового каркаса дозволяє суттєво знизити масу виробів без втрати жорсткості та зносостійкості, що є критичним для підвищення енергоефективності, зокрема в вагонобудуванні та електромобільності.

3. Виробництво зміцненого інструменту та валків. Створення суцільнолитих структур із дифузійним зв'язком між зносостійким робочим шаром та армованою основою підвищує експлуатаційний ресурс обладнання, а використання неметалевих стрижнів із піщаної суміші як частини каркасу дозволяє знизити витрати на матеріали.

4. Аерокосмічна галузь та біонічний дизайн. Можливість реалізації складних об'ємних каркасів у друкованих моделях дозволяє виготовляти легковагі несучі елементи зі складною внутрішньою та зовнішньою геометрією, яку неможливо відтворити традиційними методами лиття.

5. Спеціальне лиття та захисні конструкції. Поєднання металевих матриць із неметалевими армувальними елементами та порожнинами дозволяє створювати нові типи композитів із високим опором імпульсному руйнуванню, що розширює можливості проектування засобів пасивного захисту.

Висновок. Запропонований підхід до армування виливків у процесі ЛГМ забезпечує комплексний позитивний вплив на якість литої конструкції. Використання моделі як монтажної основи гарантує стабільність геометричного позиціонування каркаса – металевого чи неметалевого, суцільного чи порожнинного. Залучення армувальних елементів як внутрішніх холодильників забезпечує спрямовану кристалізацію та сприяє оптимізації мікроструктури матричного металу, а також перехідних прошарків на межі з арматурою. Це дозволяє не лише знизити матеріаломісткість і попередити появу усадкових дефектів, а й створювати принципово нові типи багатофункціональних металовиробів із заданим комплексом властивостей.

Література:

1. Найдек В. Л. Вклад Физико-технологического института металлов и сплавов в инновационное развитие литейного производства Украины // Литейное производство. – 2009. – №11. – С. 6–13.
2. Смеляков Н.Н. Армированные отливки. – М.: Машгиз, 1958. – 166 с.
3. Калюжний П. Б., Слюсарев В. А. Калашник Д. О. Армування виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються // Металознавство та обробка металів. – 2017. – № 4. – С. 48–53.
4. А. с. 346020 СРСР, МПК В22D 19/02, В22D 27/02. Спосіб виготовлення армованих виливків. Опубл. 17.08.1972, Бюл. № 23.
5. Патент 2186655 С1 РФ, МПК В22D 19/00. Способ получения армированных стальных отливок. Опубл. 10.08.2002.
6. Патент 90494 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00, В22D 25/0025. Просторовий металевий виливок. Опубл. 11.05.2010, Бюл. № 9.
7. Патент 28127 Україна, МПК В22С 9/04. Спосіб виготовлення армованих деталей. Опубл. 26.11.2007.
8. Патент 83742 Україна, МПК В22D 25/00, В22D 27/02. Спосіб виготовлення двошарового валка. Опубл. 11.08.2008, Бюл. №15.
9. Патент 45001 Україна, МПК В22D 27/00, В22С 9/00. Спосіб одержання виливків з диференційними властивостями. Опубл. 26.10.2009, Бюл. № 20.
10. Патент 46431 Україна, МПК В22С 9/00, В21К 1/00. Спосіб одержання виливків колінчастих валів. Опубл. 25.12.2009, Бюл. № 24.
11. Патент 43695 Україна, МПК В22С 7/00, В22С 9/04. Спосіб одержання армованих виливків. Опубл. 25.08.2009, Бюл. 16.
12. Дорошенко В. С. Виготовлення метало-піщаного композиту методом лиття за моделями, що газифікуються // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – 2025. – № 7. – С. 27-36. <https://doi.org/10.20535/2519-450X.7.2025.349068>.

Щерецький О.А., Щерецький В.О., Сергієнко Р.А., Верховлюк А.М.,

Набока О.Л., Каранда О.А.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ СИНТЕЗУ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ У

ВАКУУМНІЙ ІНДУКЦІЙНІЙ УСТАНОВЦІ

E-mail: rnmptima@ukr.net

Високоентропійні сплави (ВЕС) – це новий клас багатокомпонентних систем, у яких п'ять і більше елементів змішані у приблизно рівних концентраціях. Особливістю їх синтезу є необхідність отримання рівномірного хімічного складу та запобігання утворенню неметалевих вкраплень, крихких фаз і втрат летких елементів, таких як Al і Ti. Вибір технології плавлення має суттєвий вплив на структуру, фазовий склад і властивості кінцевого матеріалу.

Основні способи синтезу ВЕС можна умовно розділити на рідкофазні та порошкові.

Для одержання високоякісних виливків з високоентропійних сплавів необхідне значне перегрівання над температурою ліквідус (250-300 °C) та інтенсивне перемішування. Найбільш розповсюджений спосіб одержання ВЕС – це дуговий переплав в інертному середовищі, який забезпечує високу температуру і швидке нагрівання шихти. Але погане перемішування розплаву та значне випаровування легкоплавких металів не дають можливості отримувати заданий хімічний склад сплаву з необхідною точністю. Як правило, при отриманні високоентропійних сплавів за методом дугового плавлення проводять не менше п'яти переплавів, після кожної плавки зливок перевертається для кращого перемішування.

Для системи Ni–Fe–Cr–Co–Ti–Al, яка містять легкоплавкі та хімічно активні елементи, оптимальним компромісом між якістю та економічністю є вакуумна індукційна плавка. Вакуумна індукційна плавка дає змогу отримувати більші за масою зливки (до кількох кілограмів) з хорошою хімічною однорідністю. Недоліком є контакт розплаву з тиглем, що може призводити до забруднення

сплаву продуктами взаємодії, а також потреба у контролі ефективного перемішування.

Плавка ВЕС в індукційних печах також має ряд труднощів:

1. До складу ВЕС входять карбідоутворювальні елементи, тому плавити їх у графітових тиглях неможливо.

2. Плавлення у набивній футерівці також утруднено через велику кількість компонентів та невеликий розмір шихтових матеріалів.

3. Використання високочастотних індукційних печей з непрямим нагріванням шихти також малоефективне через погане перемішування розплаву.

Тому було розроблено обладнання для вакуумної індукційної плавки з динамічним електромагнітним перемішуванням. Принцип ґрунтується на дії індукованих струмів Фуко та електромагнітного тиску, які створюють конвективні потоки у розплаві. Керуючи частотою поля, можна регулювати глибину проникнення струму і характер циркуляції металу. Для виплавлення високоентропійних сплавів було розроблено та виготовлено спеціальну індукційну вакуумну піч. Піч виготовлена на базі вакуумної камери в якій є можливість вводити компоненти в розплав по ходу плавки та розливати розплав в форму без розгерметизації печі. Для цього було розроблено та виготовлено високочастотний генератор, який дає змогу змінювати частоту у діапазоні 23–35 кГц та здійснювати імпульсний нагрів. Основні технічні характеристики високочастотного генератора представлені в табл. 1.

Такі режими забезпечують:

- чергування глибокого та поверхневого перемішування;
- гомогенізацію складу без тривалого перегрівання;
- зменшення втрат Al і Ti за рахунок введення в кінці плавки;
- зниження ймовірності утворення крихких σ - та Laves-фаз за рахунок можливості вилити розплав у металеву форму без розгерметизації печі.

Переваги підходу створеного обладнання:

1. Можливість вводити компоненти в розплав по ходу плавки.
2. Можливість розливати розплав у форму без розгерметизації печі.

3. Забезпечення хімічної однорідності при мінімальних втратах Al і Ti.

4. Менше дендритної сегрегації та зниження кількості крихких фаз.

5. Керовані умови нагріву та охолодження, що підвищують відтворюваність структури.

6. Можливість отримання заготовок масою до 0,5 кг, придатних для подальшого дослідження, термомеханічного оброблення або подрібнення на порошки.

Створена установка з імпульсним високочастотним генератором забезпечує ефективне перемішування розплаву, стабільну температуру та високу однорідність зливків ВЕС. Що робить її оптимальним технологічним рішенням для лабораторного синтезу високоентропійних сплавів системи типу Ni-Fe-Cr-Co-Ti-Al. Загальний вигляд розробленої та виготовленої вакуумної індукційної установки приведено на рис. 1.



Рисунок 1. Фотографія розробленої та виготовленої вакуумної індукційної печі для виплавки виливків із високоентропійних сплавів

Плавлення проводиться в алундовому тиглі, який розміщено в графітовому стакані. Товщина стінки графітового стакана підібрана таким чином, щоб не відбувалось повного екранування шихти від електромагнітних хвиль. Тому розплав в процесі плавки активно переміщується. Сам графітовий стакан з алундовим тиглем розміщаються в алундовій трубі, навколо якої щільно набита цирконова вата для кращої тепло- та електроізоляції від індуктора. Температуру розплаву вимірюють вольфрам-ренієвою термопарою ВР 20/5. Тиск у робочій камері печі вимірюється за допомогою вакуумметра. Таким чином, виготовлена установка забезпечує плавку, інтенсивне перемішування розплаву та нагрівання до температури вище 1800 °С, що необхідно для успішного одержання високоентропійних сплавів. Плавки проводяться в середовищі очищеного аргону, а в якості вихідних матеріалів використовувались: сплав ковар (Fe – 51,7 %; Ni – 29,8 %; Co – 17,26 %); сплав ВТ6 (Ti – 88,2 %; Al – 6,46 %; V – 4,63 %); високочисті метали: нікель, алюміній, хром та кобальт. Після розплавлення та розчинення всіх компонентів сплав перегрівається вище температури ліквідус на 250-300 °С і витримується у рідкому стані не менше 10 хвилин, перемішування розплаву відбувається в імпульсному режимі. Температура плавлення ВЕС розраховується теоретично за рівнянням:

$$T_m = \sum_{i=1}^n c_i (T_n)_i, \quad (1)$$

де T_m – середня температура плавлення ВЕС;

$(T_n)_i$ – температура плавлення i -го компонента.

Плавки проводили у плавильному блоці, який спроектовано та представлено на рис. 2. Він складається із індуктора з водяним охолодженням діаметром 85 мм, графітового тигля діаметром 60 мм, керамічного тигля діаметром 46 мм. Зазор між зовнішнім стаканом та графітовим тиглем заповнений теплоізоляцією. Максимальна маса сплаву 500 г, тривалість плавлення не більше 1 години.

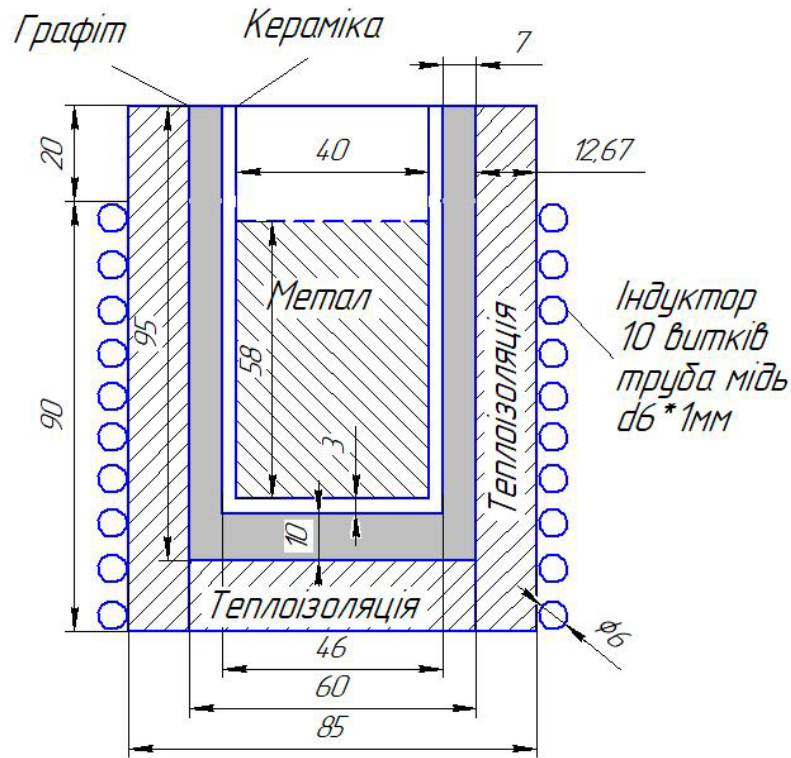


Рисунок 2. Схема плавильного блока

Таблиця 1. Основні технічні характеристики високочастотного генератора

1	Напруга живлення	3х фазна мережа ~380 В, 50 Гц
2	Потужність, не менше	15 кВт
3	Частота вихідного струму	23-35 кГц
4	Передбачені додаткові системи:	– автоматичного налаштування частоти; – система інтенсивного перемішування металу
5	Передбачені системи захисту:	– від зникнення фаз напруги живлення; – від зникнення потоку води; – від виходу частоти струму з заданого частотного діапазону; – від перегрівання
6	Регулювання вихідного струму	30-100 %
7	Індикація вихідного струму	цифровим індикатором
8	Охолодження джерела живлення	повітряне (вбудованим вентилятором), водяне

Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Ясинська О. О., Берчук Д. М.

(ФТІМС НАН України, Київ)

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ МОДИФІКУВАННІ У ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

Плавки проводили в індукційних електропечах. У якості шихти застосовували переробний ливарний чушковий чавун марки ПЛ2 хімічного складу (мас. %): 4,1 С; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,027 S; 0,08 P. Для отримання планованої масової частки кремнію в кінці плавки в піч вводили розраховану кількість феросиліцію ФС75.

Чавунний розплав модифікували лігатурою ФСМг7 у спеціальній ливарній формі з ливниково-модифікувальною системою, яка складається із стояка, протокового реактора та шлаковика, з'єднаних ливниковими каналами. Модифікований розплав через зливний канал потрапляв у стояк іншої нижче розташованої форми, у якій отримували виливки у вигляді гребінчастої проби з вертикальнорозміщеними пластинами розміром 50×50 мм і товщиною на середині їх висоти 2,0; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10 мм. Заповнення розплавом вертикальних пластин здійснювалося знизу через основу проби товщиною 15 мм.

Вплив модифікування на мікроструктуру високоміцного чавуну вивчався шляхом металографічного аналізу поперечних перерізів шліфів із отриманих пластин (від їхнього центру до бічної зовнішньої поверхні), а також із центру основи проби.

При масовій частці у високоміцному чавуні 1,5 % Si в структурі пластин товщиною 2,0 та 3,0 мм утворився цементит у кількості 27 та 15 %, відповідно. Кристалізування товстіших пластин проходило без утворення цементитної фази. При підвищенні масової частки кремнію до 2,0 % у структурі пластин товщиною 2,0 мм кількість цементиту зменшилась до 15 %, у пластинах товщиною 3 мм – до 5 %. При масовій частці Si = 2,5 % цементит не утворювався навіть у структурі найтоншої пластини товщиною 2,0 мм.

У досліджах із масовою часткою 1,5 та 2,0 % Si у пластинах з відбілом сформувалась переважно перлітна металева основа. При масовій частці 2,5 % Si, коли кристалізування проходить без утворення цементитної фази, у всіх перерізах гребінчастої проби формується переважно феритна металева основа. В умовах проведеного дослідження при масовій частці у високоміцному чавуні більше 2,5 % Si, у структурі пластин гребінчастої проби товщиною від 3 до 15 мм забезпечується отримання феритної металевої основи (понад 90 % фериту). Характерним для даних умов дослідження є також експериментально встановлена закономірність збільшення кількості включень кулястого графіту з підвищенням масової частки кремнію у високоміцному чавуні.

Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю.Д., Ясинська О. О., Берчук Д. М.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

Високоміцний чавун легують для підвищення механічних показників або надання йому спеціальних властивостей (зносо-, ударо-, холодо-, жаро-, корозійної стійкості, немагнітності та ін.). Внаслідок підвищеної схильності високоміцного чавуну до утворення при кристалізуванні карбідної фази вибір легувальних елементів для зміцнення його металевої основи, порівняно зі сталлю і чавуном з пластинчастим графітом, вкрай обмежений. Ефективне підвищення властивостей міцності високоміцного чавуну досягається легуванням хімічними елементами, що зміцнюють твердий розчин, але не утворюють карбідів у чавуні. До таких елементів відносяться мідь та нікель.

Швидкість охолодження вилівка є важливим фактором формування структури і властивостей високоміцного чавуну, так само як його хімічний склад та технологія модифікування. Для дослідження впливу швидкості охолодження на

механічні властивості нелегованого та легovanого міддю (1,0 % Cu) або нікелем (1,0 % Ni) високоміцного чавуну, в умовах дослідного виробництва відливали клиноподібні проби (кільблоки) з різною товщиною основи (від 8 мм до 45 мм). Хімічний склад нелегованого високоміцного чавуну знаходився в таких межах (% мас.): 3,4-3,7 C; 2,5-2,8 Si; 0,37-0,42 Mn; 0,020-0,025 S; 0,09-0,10 P; 0,023-0,037 Ti; 0,04-0,062 Mg.

Ступінь сфероїдизування графіту ССГ у мікроструктурі виливків з нелегованого високоміцного чавуну з товщиною стінки від 8 мм до 20 мм був понад 90 %, а у виливках з товщиною стінки 30 та 45 мм – дещо нижчий (86 % та 83 %, відповідно). При збільшенні товщини стінки виливка знижується тимчасовий опір під час розривання σ_B (рис. 1). Відносне видовження δ зі збільшенням кількості фериту в металевій основі підвищується у виливках товщиною до 25 мм і далі знижується в більш повільно охолоджуваних виливках товщиною 30 і 45 мм, що пояснюється як зниженням показника ССГ, так і результатом дії масштабного фактору, який проявляється через більший ступінь розвиненості ліквациї, поруватості та інших недосконалостей структури.

При легуванні 1,0 % Cu мікроструктура клиноподібних проб складалася з перлітної металевої основи (кількість перліту щонайменше 94 %). Тому відмінність механічних властивостей виливків різної товщини визначалася особливостями сформованої тонкої структури металевої основи і впливом саме масштабного фактору. Підвищення механічних властивостей легovanого міддю високоміцного чавуну зі збільшенням швидкості охолодження пояснюється подрібненням структури, зменшенням ліквациї, підвищенням дисперсності перліту в умовах прискореного тепловідведення. У міру зменшення швидкості охолодження виливків збільшуються розміри зерна, посилюється ліквация домішок у міжзеренний простір, підвищується неоднорідність структури, розвивається мікропоруватість, що комплексно призводить до одночасного зниження як тимчасового опору під час розтягування σ_B , так і пластичності δ при збільшенні товщини перерізу виливка. В умовах проведеного дослідження σ_B високоміцного

чавуну з кулястим графітом та перлітною металевією основою знижується з 900 МПа до 820 МПа зі збільшенням товщини стінки вилівка з 8 мм до 45 мм. При цьому також спостерігається незначне зменшення відносного видовження δ .

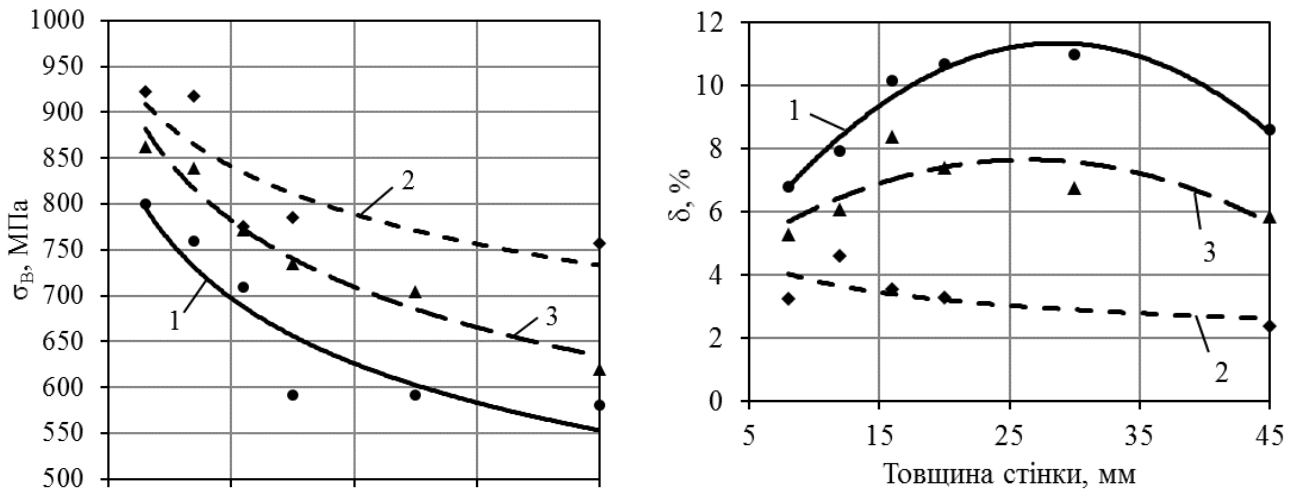


Рисунок 1. Вплив товщини стінки вилівка на механічні властивості нелегованого (1) і легованого 1,0 % Cu (2) або 1,0 % Ni (3) високоміцного чавуну

В результаті легування високоміцного чавуну 1,0 % Ni, збільшується кількість перліту в металевій основі (65-95 %), підвищується тимчасовий опір під час розривання σ_B та знижується відносне видовження δ , порівняно з вихідним нелегованим високоміцним чавуном. Характер впливу показника ССГ та масштабного фактору в легованому 1,0 % Ni високоміцному чавуні порівняно з нелегованим не суттєвий, про що свідчить наявність максимуму на графіку зміни відносного видовження залежно від товщини вилівка.

У порівнянні з високоміцним чавуном легованим нікелем, при легуванні міддю збільшується кількість перліту в металевій основі, підвищується тимчасовий опір під час розривання та зменшується відносне видовження.

Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М.

(ДДМА, м. Краматорськ)

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПІД ЧАС ОХОЛОДЖЕННЯ БІЛОГО ЧАВУНУ З ТЕМПЕРАТУРИ АУСТЕНІТИЗАЦІЇ

E-mail: dyachenko.yurij.1978@gmail.com

Безпосередньо після лиття структура білого чавуну складається з ледебуритної евтектики, у складі якої наявні перліт і цементит, та зерен перліту, по границях яких розташовується ледебуритна евтектика. Ледебуритна евтектика має пластинчасту і стільникову будову та розміщується по границях дендритів аустеніту. Оскільки така вихідна структура литого чавуну обумовлює його високу крихкість, виникла необхідність дослідити характер її зміни під впливом термічного циклу. З метою визначення кінетики структурно-фазових перетворень та встановлення закономірностей формування нових фаз, було проведено серію досліджень.

Для повної оцінки структурно-фазових перетворень, які відбуваються під час охолодження білого чавуну, зразки з нього діаметром 25 мм і висотою 60 мм були нагріті до температури 950 °С, витримані протягом 1 години, а потім охолоджені в середовищі ГЛ-1 з початковою температурою 20 °С. У процесі охолодження фіксували зміну температури зразків (рис. 1).

Як впливає з рис. 1, на кривій охолодження білого чавуну спостерігаються перегини, які дають змогу судити про структурно-фазові перетворення, що перебігають у чавуні.

Аналіз характеристик (табл. 1) кривої охолодження (температурних інтервалів структурно-фазових перетворень) білого чавуну свідчить, що в інтервалі температур від 950 до 830 °С крива охолодження із структурою аустеніту і цементиту змінюється плавно, а швидкість охолодження є високою (перший період).

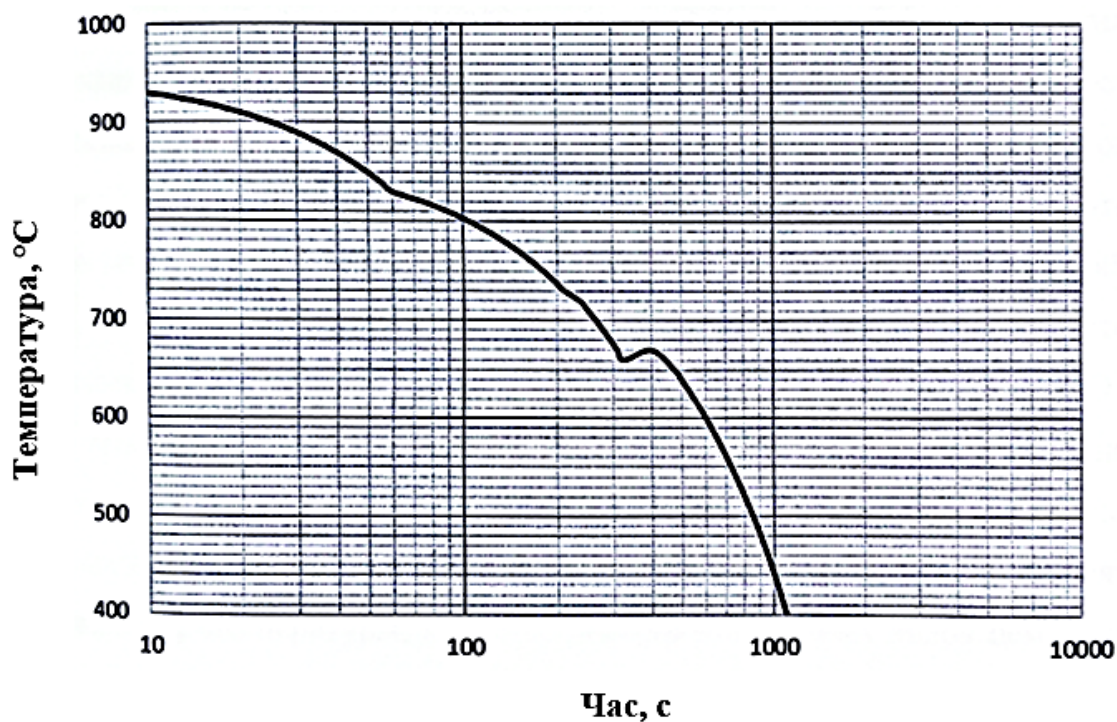


Рисунок 1. Зміна температури зразка білого чавуну в процесі охолодження в середовищі ГЛ-1

Таблиця 1. Характеристики кривої охолодження білого чавуну

Період охолодження	Параметри охолодження			
	інтервал температур, °C		тривалість, с	середня швидкість, °C/с
	від	до		
1	950	830	60	2
2	830	660	265	0,6
3	660	650	150	0,07
4	650	400	625	0,4

Під час охолодження в інтервалі температур від 830 до 660 °C швидкість зниження температури сповільнюється, що можна пояснити виділенням вторинного цементиту з аустеніту. Цей процес супроводжується виділенням прихованої теплоти кристалізації, яка й уповільнює темп охолодження (другий період). В інтервалі температур 660–650 °C охолодження чавуну різко гальмується, і на кривій спостерігається практично горизонтальна ділянка постійної температури (третій період). Це зумовлено тим, що за такої температури

відбувається евтектоїдне перетворення аустеніту на перліт, яке супроводжується значним виділенням внутрішньої теплоти перетворення. Другим фактором, який впливає на зниження швидкості охолодження, є частковий розпад (графітизація) різних видів цементиту (ледебуритного, вторинного та перлітного), що активізується за температур перлітного перетворення й призводить до утворення пластівчастого графіту та феритної облямівки навколо нього. Отже, структура білого чавуну після завершення перлітного перетворення складається з пластинчастого перліту, по границях зерен якого розташовуються вкраплення пластівчастого графіту з феритною облямівкою. Подальше охолодження чавуну нижче 650 °С, як випливає з кривої на рис. 1, не спричиняє істотного впливу на структурні зміни в сплаві (четвертий період).

Отримані результати дозволяють запропонувати схему формування структури ковкого ферито-перлітного чавуну внаслідок виділення вуглецю за температури аустенітизації та подальшого охолодження білого чавуну в середовищі ГЛ-1. Суть схеми полягає в наступному: у структурі, що складається з аустеніту і цементиту за умови витримки вище A_{c1} , найбільш активні поверхневі об'єми цементиту дифундують в аустеніт і розчиняються в ньому, а частина атомів вуглецю переміщується по границях зерен аустеніту та концентрується в місцях дефектів кристалічної ґратки, утворюючи зародки графітових вкраплень. Після завершення витримки за температури 930–950 °С структура чавуну складається з графітових вкраплень, оточених аустенітом. При охолодженні нижче A_{r1} аустеніт розпадається на перліт. У цьому разі настає період взаємодії між цементитом і феритом.

Оскільки ферит практично не розчиняє вуглець, то всі надлишкові атоми вуглецю дифундують по границях зерен до місць скупчення раніше утворених графітових вкраплень, збільшуючи їхні розміри. Частина атомів вуглецю потрапляє в інші дефектні ділянки, утворюючи нові, дрібніші скупчення графіту. Тому кінцева структура чавуну містить дрібні та великі графітові вкраплення пластівчастої форми.

Запропонований підхід також підтвердився під час охолодження в середовищі ГЛ-1 сірого перлітного чавуну. Таким чином, результати експериментальних досліджень структури білого та сірого чавунів до і після охолодження в середовищі ГЛ-1 підтверджують коректність запропонованих теоретичних положень.

Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г., Ковальов О.О.

(ДДМА, м. Краматорськ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТОЇ
ФОРМУВАЛЬНОЇ СИРОВИНИ ВІТЧИЗНЯНОГО ВИРОБНИЦТВА**

E-mail: nikolay.fedorov@gmail.com

Піщано-глиняста сировина на основі кварцу знаходить широке застосування в ливарному виробництві як формувальний вогнетривкий наповнювач у формувальних і стрижневих сумішах. До вогнетривких наповнювачів формувальних та стрижневих сумішей висувають такі вимоги: висока вогнетривкість, хімічна інертність до рідкого металу, стабільність властивостей при нагріванні, негазиформність, можливість повторного використання, недефіцитність, низька собівартість, нетоксичність. За хімічним складом наповнювач повинен мати максимальний вміст основного компонента та мінімальну кількість шкідливих домішок.

В теперішній час накопичено обмежену кількість систематизованих результатів досліджень властивостей формувальних пісків на основі кварцу, результати яких дозволяють ливарним підприємствам здійснювати підбір оптимальних рецептурних складів піщано-глинястих формувальних сумішей з метою забезпечення необхідної якості ливарної продукції при порівняно невеликих витратах на формувальні матеріали.

Практичний інтерес для вітчизняного ливарного виробництва представляє, насамперед, піщано-глиняста сировина, яка видобувається в Україні кар'єрним

способом, яку можна використовувати у вихідному вигляді (без попереднього збагачення) як основний компонент піщано-глинястих формувальних сумішей.

В роботі експериментальним шляхом встановлено загальні закономірності впливу вологості на газопроникність формувальних сумішей на основі піщано-глинястої сировини українських родовищ при різній зернистості наповнювача, а також досліджено вплив зернистості піску та вмісту глинястої складової на показники міцності по-сирому та газопроникності. Встановлено загальну закономірність – з підвищенням вологості піску на основі кварцу газопроникність формувальних піщано-глинястих сумішей зростає, досягає максимуму, а потім плавно зменшується. Інтервал оптимальної вологості, при якому газопроникність формувальних сумішей не відчуває різкого зниження, становить 3–5 %. Зі збільшенням розмірів зерен піску та їх однорідності (особливо при використанні наповнювача окремих великих фракцій, наприклад, 0,2 мм) відзначається суттєве підвищення газопроникності. При цьому зберігається загальна тенденція зниження газопроникності на тлі збільшення вмісту глинястої складової в сумішах, виготовлених на основі окремо виділених піщаних фракцій.

На підставі проведених досліджень встановлено, що піщано-глинясту сировину вітчизняного виробництва можна ефективно використовувати як вогнетривкий наповнювач сирих піщано-глинястих сумішей, за умови забезпечення в них оптимальної вологості та вмісту глинястої складової.