

Міністерство освіти  
і науки України



Асоціація ливарників  
України

Донбаська державна  
машинобудівна академія



Фізико-технологічний  
інститут металів та сплавів  
НАН України

ПрАТ «Новокраматорський  
машинобудівний завод»



ПАТ «Енергомашспецсталь»

# ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

**МАТЕРІАЛИ**  
**ІХ міжнародної**  
**науково-технічної конференції**  
25–27 вересня 2023 року



**Краматорськ**  
**ДДМА**  
**2023**

**Міністерство освіти і науки України  
Донбаська державна машинобудівна академія  
Асоціація ливарників України  
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України  
Донецька державна обласна адміністрація  
ПрАТ «Новокраматорський машинобудівний завод»  
ПАТ «Енергомашспецсталь»**

# **ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

## **МАТЕРІАЛИ**

**IX міжнародної  
науково-технічної конференції  
25–27 вересня 2023 року**

Краматорськ  
ДДМА  
2023

УДК 621.74(06)  
П27

Рекомендовано до друку вченою радою  
Донбаської державної машинобудівної академії  
Протокол № 1 від 31.08.2023

**Рецензенти:**

**Хричіков В. Є.**, д-р техн. наук, проф., зав. каф. ливарного виробництва Українського державного університету науки і технологій (м. Дніпро);

**Пономаренко О. І.**, д-р техн. наук, проф., віце-президент АЛУ, проф. каф. ливарного виробництва Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» (м. Харків).

*Відповідальність за достовірність інформації, представленої  
у збірнику, несуть автори*

Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному  
П 27 виробництві : матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. – Краматорськ : ДДМА, 2023. – 179 с.  
ISBN 978-617-7889-48-8.

У збірнику приведено матеріали, що висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розробки прогресивних ресурсозберігальних технологій одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічних основ металів і сплавів, теорії кристалізації та затвердіння виливків, розроблення й використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасних технологій виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання, комп'ютерних інформаційних технологій, автоматизації та механізації ливарних і споріднених процесів.

ISBN 978-617-7889-48-8

УДК 621.74(06)  
© ДДМА, 2023

## МІЖНАРОДНИЙ ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Агравал П. Г.	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, д-р. хім. наук, доц.
Бубликов В. Б.	зав. відділу високоміцних спеціальних чавунів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук
Бурбелко Андрій	проф. AGH University of Science and Technology (м. Краків, Польща)
Бистров Ю. О.	виконавчий директор АЛУ
Верховлюк А. М.	зав. відділу фізико-хімії сплавів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Волошин О. І.	заст. голови правління ПрАТ «НКМЗ», головний інженер
Дашич Предраг	проф. Вищої технічної школи (м. Трстенець, Сербія)
Злигорєв В. М.	головний металург ПрАТ «НКМЗ»
Іванов В. Г.	зав. кафедри МТЛВ ЗНТУ, д-р техн. наук, доц.
Ільєнко Світлана	директорка Materials Science International GmbH (м. Штутгарт, Німеччина), д-р
Каргінов В. П.	віце-президент АЛУ, керівник групи «Союз», головний експерт
Клименко С. І.	директор Державного департаменту ливарного виробництва, віце-президент АЛУ, канд. техн. наук
Ковальов В. Д.	ректор ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Козлов О. М.	начальник технічного відділу ливарного виробництва ПАТ «ЕМСС»
Лисенко Т. В.	зав. кафедри ТУЛП ОНПУ, д-р техн. наук, проф.
Могилатенко В. Г.	проф. кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», д-р техн. наук, проф.
Нарівський А. В.	директор ФТІМС НАНУ, член-кореспондент НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Пономаренко О. І.	віце-президент АЛУ, проф. кафедри ЛВ НТУ «ХПІ», д-р техн. наук, проф.
Рюдигер Бер	зав. кафедри ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке (м. Магдебург, Німеччина), д-р техн. наук, проф.
Селютін О. А.	заступник директора ПАТ «ЕМСС»
Скудар Г. М.	Герой України, президент ПрАТ «НКМЗ», д-р екон. наук, проф.
Станков В. Ю.	технічний директор ПАТ «ЕМСС»
Турчанін М. А.	проректор з наукової роботи, управління розвитком та міжнародних зв'язків ДДМА, д-р хім. наук, проф.
Фесенко А. М.	перший проректор ДДМА, канд. техн. наук, доц.
Фесенко М. А.	провідний науковий співробітник ДНДІ МВС України, канд. техн. наук, доц.
Хричиков В. Є.	зав. кафедри ЛВ УДУНТ, д-р техн. наук, проф.
Шинський О. Й.	президент АЛУ, зав. відділу фізико-хімії ливарних процесів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Ямшинський М. М.	зав. кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», д-р техн. наук, доц.

## ЗМІСТ

<b>Бережний М. О., Ровенський С. Г., Кассов В. Д.</b> Моделювання технології відновлення литих деталей багатошаровим наплавленням.....	9
<b>Берчук Д. М., Бубликов В. Б., Ясинський О. О., Овсянников В. О.</b> Вплив вмісту кальцію на структуру високоміцного чавуну .....	10
<b>Біктагіров Ф. К., Шаповалов В. О., Гнатушенко О. В., Ігнатов А. П., Барабаш В. В.</b> Електрошлакове наплення міді на сталь.....	11
<b>Бородай Р. А., Анайко С. А., Малигіна С. В.</b> Дослідження закономірностей переходу елементів до металу шва при ремонтному зварюванні сталевого литва .....	13
<b>Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Моїсеєва Н. П., Медвідь С. М., Логунов С. С.</b> Перлітний високоміцний чавун для тонкостінного литва.....	15
<b>Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Нестерук О. П., Овсянников В. О.</b> Прогресивна технологія отримання перлітного високоміцного чавуну з підвищеними механічними властивостями .....	17
<b>Буланова М. В., Сторчак А. М.</b> Кристалізація сплавів потрійних систем Ti–(Hf, Zr)–(Cu, Ni) .....	18
<b>Булига Д. С., Кочешков А. С.</b> Порівняння способів виготовлення моделей для точного литва.....	21
<b>Вейс В. І., Пархомчук Ж. В., Железняк О. В.</b> Легування сірого чавуну високоентропійними сплавами .....	24
<b>Веліканова Т. А., Заславський О. М., Котко А. В., Купрін В. В.</b> Бездифузійне $\pi \rightarrow \chi$ -перетворення у сплавах системи Fe–Mo–Cr–C, одержаних в екстремальних умовах лиття. 1. Ідентифікація $\pi$ -фазової складової.....	26
<b>Веліканова Т. А., Заславський О. М., Котко А. В., Купрін В. В.</b> Бездифузійне $\pi \rightarrow \chi$ -перетворення у сплавах системи Fe–Mo–Cr–C, одержаних в екстремальних умовах лиття. 2. Морфологічні особливості фазових складових .....	28
<b>Ворон М. М., Матвієць Є. О.</b> Особливості засвоєння спеціальних алюмінієвих лігатур електронно-променевої виплавки .....	31
<b>Гнатенко М. О.</b> Виготовлення тонкостінних заготовок із жароміцних сплавів методом плазмового наплавлення .....	33
<b>Гнатуш В. А., Дорошенко В. С., Клименко С. І.</b> Ливарна промисловість Туреччини у 2022 р. зросла на 4,9 % з рекордним випуском 3,1 млн т виливків .....	35
<b>Гринь О. Г., Трембач І. О., Жаріков С. В.</b> Вплив плавкості шлаків на рівномірність плавлення самозахисного порошкового дроту .....	36
<b>Дорошенко В. С., Клименко С. І.</b> 3D-формування методом вакуумного видалення піску.....	38
<b>Дорошенко В. С., Клименко С. І.</b> Металовироби для України з заводу в Пенсільванії, США .....	40

<i>Дорошенко В. С., Клименко С. І.</i> Обладнання для розмінування з литими модулями .....	43
<i>Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю.</i> Дослідження впливу змінного газового тиску на формування структури литих виробів системи Al-Si.....	44
<i>Дудник А. С., Романова Л. О., Романенко О. М., Судацова В. С., Кудін В. Г.</i> Термодинамічні властивості і фазові рівноваги у сплавах подвійних систем In–Mg(Ca) .....	46
<i>Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М.</i> Експериментальне дослідження дифузійних покриттів в умовах абразивного тертя .....	47
<i>Євтушенко С. Д., Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С.</i> Методика вибору технології виготовлення виливків .....	49
<i>Іванов В. Г., Сажнев В. М., Малий О. В.</i> Вдосконалення технології виробництва виливків із високомарганцевої сталі з підвищеними фізико-механічними та експлуатаційними властивостями .....	52
<i>Івахненко Є. І., Парахневич Є. М.</i> Дослідження впливу вібрації на структуру високохромистого сплаву заліза .....	54
<i>Калюжний П. Б., Квасницька К. Г., Нейма О. В.</i> Переваги використання водних зв'язувальних компонентів для виготовлення керамічних форм.....	56
<i>Кивгило Б. В., Ямшинський М. М., Міницький А. В., Биба Є. Г., Міницька Н. В., Лук'яненко І. В.</i> Створення біметалевих матеріалів системи залізо-алюміній, отриманих методом інфільтрації пористих каркасів .....	58
<i>Клименко С. І., Дорошенко В. С.</i> Про проблеми профспілок і менеджменту автовиробників при переході на виробництво електромобілів.....	60
<i>Клименко С. І. Дорошенко В. С.</i> Розробка методу отримання самозагострювальних зубів ковша екскаватора .....	62
<i>Корнієнко К. Є.</i> Особливості фізико-хімічної взаємодії у потрійній системі Al–Cr–Fe.....	64
<i>Кусков Ю. М., Біктагіров Ф. К.</i> Отримання армованих зносостійких покриттів електрошлаковим наплавленням.....	66
<i>Лисенко Т. В., Тур М. П., Кисельов К. В., Данілова К. О.</i> Аналіз виробництва заготовок сталювого інструменту методом лиття .....	67
<i>Лисенко Т. В., Ясюков В. В., Тур М. П., Черевченко К. В.</i> Основи утворення високоміцних алюмінієвих сплавів .....	69
<i>Ліхацький І. Ф.</i> Проектування високо- та середньоентропійних ливарних алюмінієвих сплавів .....	71
<i>Ліхацький Р. Ф.</i> Технологічні особливості електронно-променевої плавки хром-цирконієвих бронз, легованих ванадієм .....	73
<i>Лук'яненко І. В., Устименко А. І., Ямшинський М. М., Кивгило Б. В.</i> Поліпшення структури та властивостей зносостійкого високохромистого чавуну .....	74
<i>Лютій Р. В.</i> Розрахунок теплового поля ливарного стрижня .....	76

<b>Лютый Р. В.</b> Фізичні властивості металів: чи все відомо .....	79
<b>Максюта І. І., Михнян О. В., Нейма О. В., Квасницька К. Г., Нога В. О.</b> Коригування ступеня засміченості спрямовано закристалізованих виливків жароміцних сплавів при використанні фільтрації.....	83
<b>Малигін М. О.</b> Забезпечення надійності зварено-литих базових конструкцій металообробних верстатів на стадії їх виробництва.....	85
<b>Міщенко Д. Д., Богаченко О. Г., Гончаров І. О., Нейло. І. А., Судацова В. С.</b> Термостійкість порошків TiN, ZrN на повітрі .....	87
<b>Могилатенко В. Г., Шаповалов В. О., Козін Р. В.</b> Пряме відновлення заліза з котунів при ПДП .....	89
<b>Плаксієв А. А., Буйкус Я. О., Бережна О. В.</b> Обґрунтування вибору зварювального флюсу для заварювання дефектів у литих заготовках .....	91
<b>Нейма О. В., Калюжний П. Б., Дорошенко В. С.</b> Приклади лиття металу за 3D-друкованими моделями.....	92
<b>Нейма О. В., Клименко С. І., Дорошенко В. С.</b> Проєктування способів 3D-друку моделей на підкладках з пінополістиролу .....	94
<b>Нурадинов А. С., Школярєнко В. П., Чистяков О. В., Нурадінов І. А., Зубеніна Н. Ф.</b> Дослідження впливу швидкості охолодження на структуру сплавів В95 та Д16.....	96
<b>Роїк О. С., Яковенко О. М., Казіміров В. П., Каширіна Я. О., Сокольський В.Е.</b> Структура розплавів вздовж перерізу Al <sub>80-x</sub> Ft <sub>20</sub> Sn <sub>x</sub> .....	99
<b>Романова Л. О., Шевчук В. А., Судацова В. С., Кудін В. Г.</b> Термодинамічні властивості і фазові рівноваги у сплавах систем Eu–Ge і Al–Eu–Ge .....	101
<b>Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Селівьорстова Т. В.</b> Дослідження впливу модифікування дисперсним карбідом кремнію на макроструктуру виливків із вторинного сплаву системи Al-Si .....	103
<b>Сергієнко Р. А., Щерецький О. А., Верховлюк А. М., Матковський Д. Ю.</b> Дослідження високотемпературного окислення високоентропійних сплавів системи FeCoNiCrMnAl .....	105
<b>Сокольський В. Е., Казіміров В. П., Роїк О. С., Прутьков Д. В.</b> Будова оксидних розплавів, в яких можливе утворення кластерів на основі щільного пакування оксидних атомів.....	107
<b>Сокольський В. Е., Казіміров В. П., Роїк О. С., Прутьков Д. В.</b> Можливість визначення основності оксидно-фторидних розплавів із застосуванням рентгенівської дифракції.....	109
<b>Твердохлебова Н. Є., Євтушенко Н. С.</b> Шляхи удосконалення організації та проведення технологічних процесів обробки металів .....	112
<b>Тимошенко А. М., Шматко О. В., Лихошва В. П., Клименко Л. М.</b> Технологічні особливості нагріву сталльної заготовки при одержанні біметалевої штаби .....	114
<b>Токова О. В., Дорошенко В. С.</b> Приклади 3D-друку піщаних виробів з неорганічними зв'язувальними компонентами .....	116

<b>Трембач І. О., Гринь О. Г.</b> Обґрунтування можливості використання манганової руди в складі самозахисного порошкового дроту.....	118
<b>Турчанін М. А., Корнієнко К.Є., Великанова Т. Я.</b> Діяльність української комісії з діаграм стану та термодинаміки у 2021–2022 роках.....	120
<b>Турчанін М. А., Агравал П. Г., Древаль Л. О.</b> Фазові діаграми системи Со–Ті.....	122
<b>Турчанін М. А., Корсун В. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Древаль Л. О.</b> Термодинамічні властивості рідких сплавів трикомпонентної аморфоутворюючої системи Со–Ті–Zr.....	124
<b>Турчанін М. А., Агравал П. Г., Корсун В. А., Водоп'янова Г. О., Сарана К. С., Древаль Л. О.</b> Ентальпії змішування рідких сплавів трикомпонентної аморфоутворюючої системи Со–Ni–Ті при 1873 К .....	127
<b>Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О.</b> Температурно-концентраційна залежність термодинамічних властивостей аморфоутворюючих розплавів Со–Cu–Ni–Ті–Zr та Со–Cu–Ni–Ті–Hf.....	129
<b>Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О.</b> Близній хімічний порядок у розплавах Со–Cu–Ni–Ті–Zr, Со–Cu–Ni–Ті–Hf і прогнозовані концентраційні області їх аморфізації .....	131
<b>Уткін С. В., Кублій В. З., Бондар А. А., Слепцов С. В.</b> Фазові рівноваги у кобальтовому куті системи Мо–Со–В при субсолідусних температурах .....	133
<b>Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г.</b> Дослідження впливу мікродобавок холоднонабухаючого крохмалю на властивості піщано-бентонітових сумішей для формування «по-сирому» .....	134
<b>Фесенко А. М., Фесенко М. А.</b> Способи виготовлення чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою .....	136
<b>Фесенко М. А., Фесенко А. М.</b> Застосування технології модифікувального оброблення розплаву чавуну для отримання потрібної структури й підвищення експлуатаційних властивостей виливків.....	139
<b>Фон Прусс М. А.</b> Вплив комплексного модифікування на нейтралізацію залізовмісних фаз ливарного сплаву AlSi9Cu3 з підвищеним вмістом заліза до 2 % мас.....	141
<b>Хричиков В. Є., Білий О. П., Меньяло О. В., Стомба В. М.</b> Кристалізація та властивості чавуну у виливках.....	143
<b>Царюк Д. В., Прядко Т. В., Носенко В. К., Носенко А. В., Судацова В. С.</b> Енергія міжатомної взаємодії в розплавах систем Mg–Si і Al–Mg–Si.....	145
<b>Царюк Д. В., Прядко Т. В., Носенко В. К., Носенко А. В., Судацова В. С.</b> Термодинамічні властивості і фазові рівноваги у сплавах системи Al–Mg–Ge і подвійних граничних підсистемах.....	147



<b>Школярєнко В. П.</b> Методика підвищення електромагнітного перемішування розплаву у ливарних індукційних печах.....	149
<b>Школярєнко В. П., Нурадинов А. С., Пригунов С. В., Нурадинов І. А., Чистяков О. В.</b> Методика уникнення гарячеламкості трубних заготовок зі сплаву АМг6 при литті у кокіль шляхом оптимізації температурних параметрів лиття та застосування вібрації.....	151
<b>Школярєнко В. П.</b> Вимоги до металургійних і ливарних печей на основі аналізу сучасних тенденцій їх розвитку.....	153
<b>Школярєнко В. П.</b> Тенденції розвитку ливарного виробництва.....	156
<b>Янченко О. Б., Дорошенко В. С.</b> Приклади точного лиття металу для транспортного машинобудування.....	158
<b>Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Берчук Д. М., Ясинська О. О.</b> Легований міддю високоміцний чавун.....	159
<b>Кудін В. Г., Кобилінська М. С., Усенко Н. І., Подопрізгора Н. В., Судаєцова В. С.</b> Температури фазових перетворень і термодинамічні властивості розплавів системи Al–Ce–Ni.....	162
<b>Abhari P. B., Chuchyn O. V. Solianov D. O.</b> Microstructure change in radial-forward extrusion process based on experimental investigation.....	164
<b>Berlizieva T. V., Ponomarenko O. I., Lukianov I. V.</b> Using the forming shaking machine to obtaining quality forms.....	165
<b>Dzerzhinsky I. V.</b> Analysis of welded structural fatigue and durability in foundry cranes.....	167
<b>Fartushna I., Bulanova M., Samelyuk A., Meleshevich K., Koval A.</b> Phase equilibria in the Al-Fe-Mo system.....	169
<b>Fedorov M. M., Dyachenko Yu. G.</b> Modern technological processes for the production of high-quality benthopowders for sand-clay casting molds.....	171
<b>Karnaukh S. G.</b> The use of a neural network classifier of material facture criteria for the rational choice of the method for separating bar.....	172
<b>Karnaukh S. G., Chosta N. V.</b> Research of the p res operating mechanism, made in the form of the wedge-joint mechanism with a curving wedge for separation operations.....	174
<b>Yevtushenko N., Tverdokhliebova N., Ponomarenko O.</b> A systematic approach to determining the level of safety risk of foundry equipment.....	176

## МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВІДНОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ БАГАТОШАРОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

Бережний М. О., Ровенський С. Г., Кассов В. Д. (м. Краматорськ, ДДМА)

При багатошаровому наплавленні для розрахунку складу кожного наплавленого шару слід враховувати частки участі основного металу, металу (n-1) шару в n-му шарі та металу попереднього валику у наступному. Для розрахунку вмісту елемента в n-му шарі наплавлення при багатошаровому наплавленні слід знати його концентрацію в основному та наплавленому металі та частки участі основного металу в металі другого та наступних валиків  $\vartheta_1$  та частки участі металу попереднього валику у наступному  $\delta$ . Частина участі металу попереднього валику у наступному залежить від відносного кроку наплавлення  $\alpha$  та коефіцієнту посилення  $\beta=h_1/h_2$ . Експерименти показали, що для одержання якісного шару при наплавленні на різних режимах доцільно крок наплавлення обирати у межах 0,50–0,70. Залежно від режимів наплавлення та шлакової системи сердечника порошкового дроту коефіцієнт посилення  $\beta$  змінюється у межах 1,5–3,5. Так, при значенні кроку наплавлення  $\alpha=0,55$  та при значеннях коефіцієнту посилення  $\beta$  1,5; 2,0; 2,5; 3,0; 3,5 частка участі металу попереднього валику у наступному  $\delta$ , відповідно, складатиме 0,293; 0,287; 0,283; 0,280; 0,278, а частина участі основного та наплавленого металу в металі другого та наступного валиків  $\vartheta_1$ , відповідно, становить 0,292; 0,246; 0,212; 0,187; 0,167. При наплавленні зазвичай слід забезпечити заданий хімічний склад  $Me_n$  верхнього шару. Якщо позначити відносне відхилення концентрації легуючого елемента у n-му шарі від вмісту його у наплавленому металі як:

$$\Delta = \frac{|Me^n - Me_n|}{Me_n} \cdot 100\%,$$

то можна визначити, що:

$$\frac{\Delta}{100} = \left(1 - \frac{Me_o}{Me_n}\right) \left(\frac{\vartheta_1}{1-\delta}\right)^n.$$

Звідки знаходимо, що заданий склад наплавленого металу за легуючим елементом  $Me$  може бути одержаний у наплавленому n-му шарі, де  $n$  розраховується за формулою:

$$n = \frac{\ln(\Delta/100) - \ln(1 - Me_o/Me_n)}{\ln\vartheta_1 - \ln(1-\delta)}.$$

Згідно запропонованій методиці проведено розрахунок складу металу шарів при багатошаровому наплавленні самозахисним порошковим дротом ПП-QST, який свідчить, що склад наплавленого металу (0,20-0,25% С; 0,6-0,8% Mn; 0,2-0,3% Si; 0,7-0,9% Cr; 0,20-0,25% V; 0,25-0,30% Ti) досягається вже у другому шарі наплавлення. При цьому при збільшенні відносного кроку  $\alpha$  наплавлення слід вести на режимах, що забезпечують більш високий коефіцієнт посилення  $\beta$ . При багатошаровому наплавленні з примусовим переносом електродного металу порошковим дротом ПП-QST на режимі  $I_{зв}=200-220$  А,  $U_d=18-20$  В,  $V_n=20$  м/ч та відносному кроці наплавлення  $\alpha=0,6$  у другому шарі одержано (%): 0,24 С; 0,73 Mn; 0,24 Si; 0,82 Cr; 0,22 V; 0,28 Ti.

# ВПЛИВ ВМІСТУ КАЛЬЦІЮ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

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

Одержання без відбілу тонкостінних виливків з високоміцного чавуну дозволяє висока графітизувальна здатність внутрішньоформового модифікування, де максимально наближується за часом процес заливання до початку процесу кристалізації.

У якості графітизувального модифікатора використовують FeSi, завдяки найбільшій графітизувальній здатності кремнію, який підвищує активність вуглецю в розплаві та твердому розчині. Додавання Ca до FeSi покращує модифікувальну здатність лігатури. Кальцій є активним десульфуратором і розкислювачем, однак, кальцієвмісні лігатури утворюють значну кількість тугоплавкого шлаку, який гальмує тепломасообмінні процеси між розплавом та лігатурою і підвищує ступінь перлітизації структури одержаного чавуну. Кількість шлаку, який утворюється, залежить від кількості кальцію у складі лігатури, тому актуальними є дослідження впливу внутрішньоформового графітизувального модифікування малою кількістю кальцію у складі лігатури на структуроутворення високоміцного чавуну.

Досліджено вплив графітизувального модифікування FeSiCa<sub>0,5</sub> та FeSiCa<sub>3</sub> на структуру високоміцного чавуну. Вплив графітизувального модифікування досліджували після сфероїдизувального модифікування в ковші магнієвою лігатурою. Хімічний склад чавуну в дослідних плавках коливався в наступних межах масової частки елемента у %: 3,6–3,8 C; 3,02–3,16 Si; 0,03–0,04 Mg; 0,25–0,29 Mn; 0,10–0,13 Cr; 0,012–0,018 S; 0,049–0,056 P. Для одержання дослідних зразків розплав заливали у форму з ступінчастою пробєю товщиною 2,5; 3,5; 6,5 та 12,5 мм, де в реакційній камері знаходився один з графітизувальних модифікаторів.

В результаті внутрішньоформового графітизувального модифікування в усіх зразках проби цементит відсутній, а в структурі сформувалася ферито-перлітна металева основа.

При модифікуванні лігатурою FeSiCa<sub>0,5</sub> у структурі зразків товщиною 2,5–3,5 мм отримано ступінь сфероїдизації графіту 85 %, кількість включень кулястого графіту 493–1000 шт/мм<sup>2</sup> та кількість фериту 75–80 %. В структурі зразків товщиною 6,5–12,5 мм отримано ступінь сфероїдизації графіту 80 %, кількість включень кулястого графіту 480 шт/мм<sup>2</sup> та кількість фериту 86 %.

Аналіз отриманих даних показав, що модифікування лігатурою FeSiCa<sub>3</sub>, на відміну від FeSiCa<sub>0,5</sub>, сприяє збільшенню ступеня сфероїдизації графіту, підвищенню інокулюючої здатності в 1,4 рази і збільшенню кількості фериту на 9–4 % в зразках з товщиною 2,5 та 3,5 мм відповідно.

## ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛЕННЯ МІДІ НА СТАЛЬ

Біктагіров Ф. К., Шаповалов В. О., Гнатушенко О. В.,  
Ігнатов А. П., Барабаш В. В.  
(м. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України)

Біметалічні сталемідні вироби досить широко застосовують у різних галузях промисловості. Отримання з'єднання міді зі сталлю має свою специфіку, пов'язану, головним чином, з великою різницею температур плавлення і щільності цих металів. Особливу проблему представляє отримання великогабаритних біметалічних конструкцій через складність або неможливість застосування таких широко поширених технологій з'єднання різнорідних металів як дугове або вакуумно-дифузійне зварювання.

Виконаними у середині минулого століття в ІЕЗ ім. Є.О. Патона дослідженнями було показано перспективність отримання великих сталемідних біметалів методом електрошлакового наплавлення міді на сталь. У цьому випадку практично немає обмежень ні по перерізу, ні по товщині шару міді, що наплавляється. Крім того, забезпечується надійне сплавлення металів при мінімальному перехідному шарі, що виключає значне розчинення заліза в міді. Останнє дуже важливе з точки зору збереження на високому рівні електро- та теплопровідності міді.

З метою виявлення особливостей та можливостей процесу електрошлакового наплавлення міді на сталь було розроблено технологічну схему та створено відповідне обладнання для проведення експериментів. Проводилися вони так: в графітовий тигель діаметром 200 або 320 мм встановлювалася кругла сталева заготовка зі сталі марки Ст.20 товщиною 40-50 мм. У тиглі за допомогою графітованого електрода, підключеного до одного з полюсів джерела живлення (другий полюс підключався до тигля) наводилася шлакова ванна і здійснювалося електрошлакове нагрівання заготовки. Потім у плавильний простір подавалася мідь у вигляді стружки або січки. У шлаковій ванні мідь плавилася і сплавлялася зі сталлю. Процес наплавлення здійснювався до отримання наплавленого шару міді завтовшки 50–70 мм. З отриманих таким чином біметалічних заготовок вирізався осьовий темплет та аналізувалися макро- та мікроструктура перехідного шару, хімічний склад металів, а також проводилися механічні випробування зразків.

Виконані дослідження показали, що цикл електрошлакового наплавлення міді на сталь можна умовно розділити на три періоди, які відрізняються технологічними параметрами електрошлакового процесу. Перший період є електрошлаковим нагріванням сталеві заготовки, коли необхідно підтримувати досить високу температуру шлакової ванни. Під час нагрівання можна використовувати стандартні флюси, які застосовуються при ЕШП. При цьому важливо, щоб до кінця періоду нагріву, перед початком наплавлення, температура поверхні, що наплавляється, повинна була нижче температури плавлення міді, на рівні 1100–1200 °С. Тобто наплавлення

має здійснюватися на нагріту, але тверду сталеву поверхню для виключення надмірного розчинення заліза в міді.

Після нагрівання сталеві заготовки до необхідної температури починається період формування перехідного шару. На цьому етапі, який починається з початку подачі в плавильний простір міді, температура плавлення шлаку повинна бути нижче температури нагрівання поверхні, що наплавляється. Інакше з'являється небезпека утворення між сталлю та міддю шлакового прошарку та відсутності сплавлення металів. Зниження температури плавлення шлаку досягається коригуванням його складу за рахунок добавок фториду натрію, бури або криоліту. Другий етап закінчується після наплавлення порівняно невеликого шару міді зниженням температури шлакової ванни. Таке зменшення потужності електрошлакового нагріву металу необхідне для «заморожування» перехідного шару та фіксації в ньому заліза, яке може потрапити в рідку мідь через місцеве перегрівання сталеві заготовки або за рахунок будь-яких інших факторів. Потім на третьому етапі процесу знову коригується склад шлаку у бік збільшення його електроопору та температури плавлення, підвищується температура шлакової ванни і наплавляється необхідний шар міді.

При дотриманні перерахованих вище умов електрошлакове наплавлення забезпечує надійне без дефектів сплавлення міді зі сталлю по всій площі їх дотику, як це видно на фото поперечного перерізу біметалічної заготовки. Підтвердженням міцності сталемідного з'єднання є дані випробування зразків на розрив, руйнування яких відбувається не на лінії сплавлення, а по міді. Що стосується хімічного складу міді, то в основному його об'ємі вміст заліза знаходиться на рівні вмісту у вихідному металі.



Рис. 1. Вигляд сталемідного з'єднання, отриманого при електрошлаковому наплавленні міді на сталь.

Виконані дослідження показали, що електрошлакове наплавлення міді на сталь дозволяє отримувати великі біметалічні сталемідні заготовки для подальшого використання як в литому вигляді, так і для виготовлення виробів шляхом їх обробки тиском.

# ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ПЕРЕХОДУ ЕЛЕМЕНТІВ ДО МЕТАЛУ ШВА ПРИ РЕМОНТНОМУ ЗВАРЮВАННІ СТАЛЕВОГО ЛИТВА

Бородай Р. А., Анайко С. А., Малигіна С. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Збереження постійного хімічного складу металу шва по його довжині є однією з найважливіших умов одержання високоякісних зварних з'єднань. Найкращим з цієї точки зору є дріт Св-10Г2 у поєднанні із флюсом АН-8, що забезпечують найменш інтенсивну зміну переходу домішок, незважаючи на значну зміну складу шлаку при зварюванні. При виборі складу дроту та флюсу враховується можливий перехід марганцю та кремнію до металу шва при зварюванні. При збільшенні вмісту Mn та Si у металевій ванні окислення цих елементів посилюється. Збільшується також відновлення Mn зі шлаку за рахунок окислення Si із флюсу. Перехід Mn та Si із флюсу у наплавлений метал залежно від вмісту цих елементів у зварювальному дроті при ЕШЗ, наведено на рис. 1 та рис. 2. Як видно з приведених даних, окислення марганцю збільшується пропорційно його вмісту у дроті. Окислення кремнію і відновлення за рахунок кремнію (рис. 2) також посилюється з підвищенням концентрацією кремнію у дроті. При виборі матеріалів враховується наявність шкідливих домішок у зварювальних матеріалах та прагнуть знизити їх вміст до мінімуму.

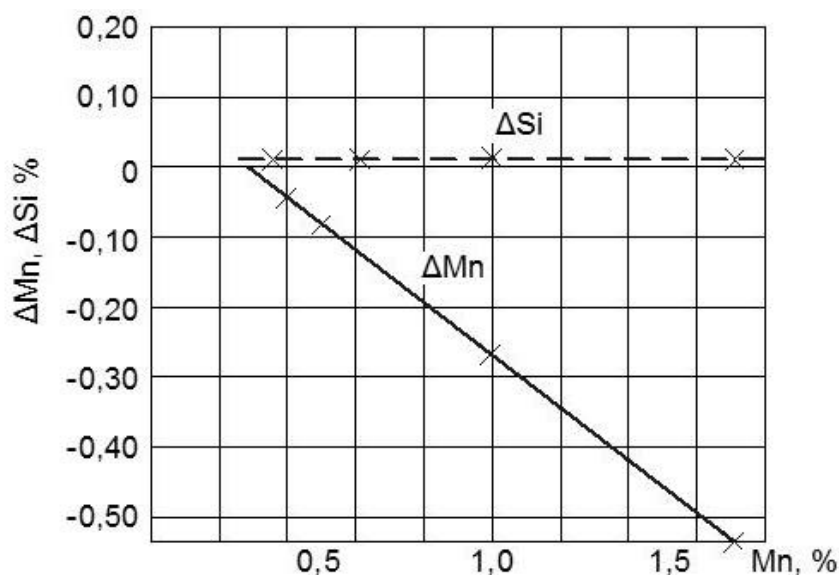


Рис. 1. Перехід марганцю та кремнію із флюсу АН-8 у наплавлений метал залежно від вмісту марганцю в електродному дроті

На рис. 3 наведено зміну концентрації фосфору вздовж шву при застосуванні флюсу АН-8 та АН-25. Як видно з рис. 3, вміст фосфору на початку шва для флюсу АН-25 може сягати розмірів, майже удвічі перевищуючих його вміст електродному металі.

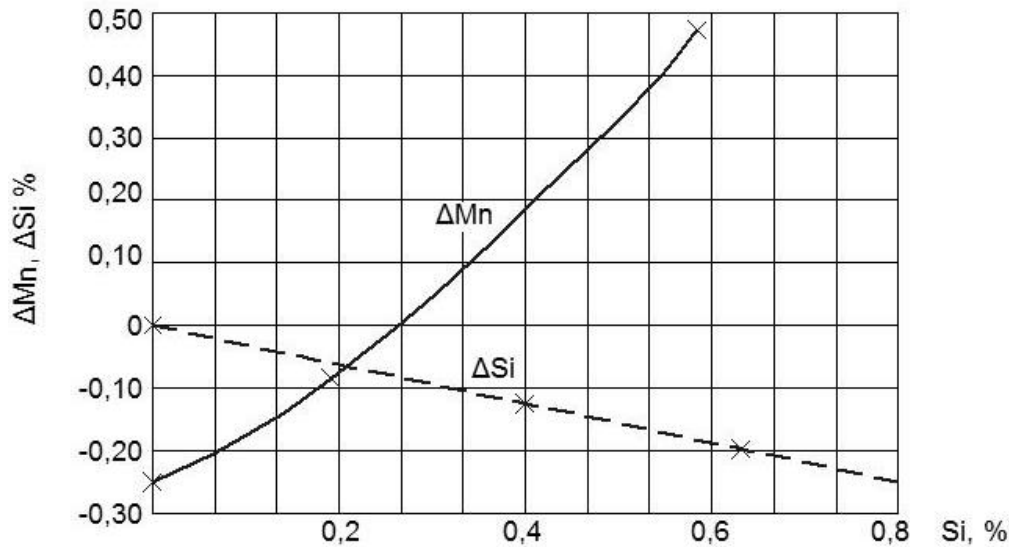


Рис. 2. Перехід марганцю і кремнію із флюсу АН-8 до наплавленого металу залежно від вмісту кремнію в електродному дроті

Це свідчить про те, що даний флюс придатний тільки для старту процесу зварювання через свою електропровідність у твердому стані. А для подальшого процесу рекомендується застосовувати флюс АН-8.

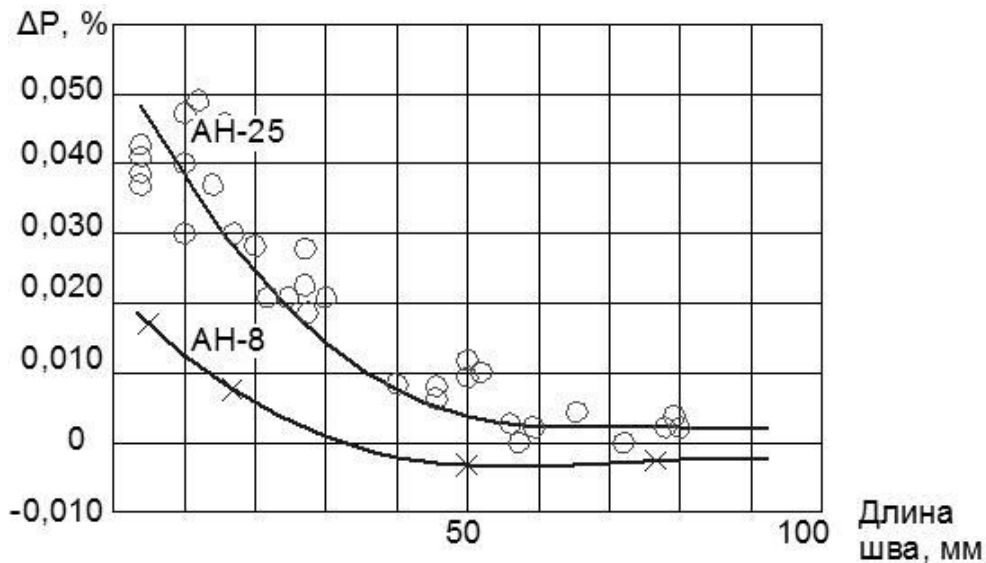


Рис. 3. Зміна переходу фосфору зі шлаку до наплавленого металу

При використанні марганцевих флюсів та стандартних дротів в процесі електрошлакового зварювання зниження вмісту сірки у металевій ванні зазвичай не досягається, проте і значного переходу сірки до шву зі шлаку також не спостерігається. Зварювальний дріт Св-10Г2 у поєднанні із флюсом АН-8 відповідає вимогам, що пред'являються до зварювальних матеріалів, призначених для зварювання середньовуглецевих сталей, наприклад 35Л.

## ПЕРЛІТНИЙ ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН ДЛЯ ТОНКОСТІННОГО ЛИТВА

Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Моїсєєва Н. П.,  
Медвідь С. М., (м. Київ, ФТІМС НАН України)  
Логунів С. С., (м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Більшість підприємств України випускає переважно високоміцний чавун марки ВЧ500-7 із феритно-перлітною металевою основою і тимчасовим опором під час розтягування  $\sigma_B=500$  МПа, що створює проблеми з виробництвом сучасної техніки, в якій широко застосовують марки перлітного високоміцного чавуну з  $\sigma_B=800-900$  МПа. Досягнення такого рівня міцності можливе застосуванням легування та термічного оброблення. Одним з порівняно дешевих легувальних елементів, які найбільш якісно впливають на структуру і рівень механічних властивостей високоміцного чавуну, є мідь, а зі способів термооброблення для отримання перлітної структури – нормалізування. У виробничих умовах було отримано виливки військового призначення з товщиною стінки 5 мм з легованого міддю високоміцного чавуну з кулястим графітом.

Виливки отримували в сирих піщано-глиняних формах. Базовий розплав виплавляли в індукційній електропечі ІСТ-016 з шихти, що складалась з однакових кількостей переробного чушкового чавуну ПВК-3 і звороту високоміцного чавуну. Для отримання перлітної структури і підвищення рівня механічних властивостей високоміцного чавуну було проведено легування 1,5 % катодної міді. Модифікування проводили за діючою технологією феросиліцій-магнієвою лігатурою FeSi60Mg7 в кількості 0,8 % від маси розплаву, що заливався в ливарну форму. Частину виливків з легованого міддю високоміцного чавуну піддавали нормалізуванню (нагрівання в соляній ванні до 870 °С, витримка 20 хв, охолодження на повітрі). Механічні випробування металу виливків проводили на зразках Ø3 мм. Хімічний склад досліджених високоміцних чавунів приведено у табл. 1, а їхні механічні властивості і структура металевої основи – у табл. 2.

Таблиця 1 – Хімічний склад металу виливків

Високоміцний чавун	Масова частка елемента, %								
	C	Si	Mg	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
Серійного виробництва	3,7	2,8	0,044	0,24	0,18	0,23	0,11	0,012	0,049
Додатково легований міддю	3,4	3,0	0,052	0,20	0,19	0,22	1,50	0,010	0,049

Порівняно з серійним високоміцним чавуном, легування міддю у кількості 1,5 % підвищує кількість малопластичного перліту в металевій основі з 20 до 70 %, за рахунок чого показники тимчасового опору розриван-



ню  $\sigma_B$  і умовної границі плинності  $\sigma_{0,2}$  збільшуються у 1,5-1,7 рази при зниженні у понад 2 рази відносного видовження (табл. 2). Додаткове нормалізування легованого 1,5 % міді високоміцного чавуну має значний вплив лише на зростання міцності  $\sigma_B$  (на 15-25 %) та  $\sigma_{0,2}$  (на 7-19 %).

Таблиця 2 – Механічні властивості і структура металевої основи виливків

Високоміцний чавун	Механічні властивості				Структура*
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	тверд. НВ	
Серійного виробництва	510 ± 15	402 ± 17	12,6 ± 1,2	213 ± 11	Ф80 / П20
Легований міддю	815 ± 18	636 ± 16	5,7 ± 0,4	264 ± 13	Ф30 / П70
Легований міддю після нормалізування	985 ± 12	720 ± 20	6,0 ± 0,7	264 ± 8	Ф5 / П95

\*Ф – кількість фериту, %; П – кількість перліту, %.

Отримані результати свідчать про високу ефективність легування міддю і використання нормалізування для підвищення механічних властивостей тонкостінних виливків до рівня марок аусферитних високоміцних чавунів, одержуваних ізотермічним гартуванням. Це відкриває перспективу впровадження нових екологічних ресурсозберіжних технологій отримання з високоміцного чавуну тонкостінних литих виробів меншої металоемності з підвищеним комплексом технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей для оборонної, машинобудівної, гірничовидобувної, енергетичної та інших галузей промисловості України.

# ПРОГРЕСИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Нестерук О. П., Овсянников В. О.  
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Створення сучасної техніки вимагає розробки нових марок матеріалів з підвищеним комплексом технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей. Високоміцні чавуни з кулястою формою графіту та перлітною металевою основою, що мають тимчасовий опір розриванню від 700 МПа до 800 МПа, застосовуються в машинобудуванні для виготовлення високонавантажуваних деталей, що працюють в умовах тертя (колінчастих і розподільних валів, шатунів, циліндрів, поршневих кілець та багатьох інших). Застосовуваним нині технологічним процесам отримання таких деталей на основі модифікування розплаву нікель-магнієвою лігатурою притаманні суттєві недоліки. Тому доцільно вирішити актуальну науково-технічну проблему розроблення високотехнологічних та економічних процесів виробництва нових марок перлітного високоміцного чавуну з підвищеним комплексом механічних та інших властивостей для створення нової техніки.

Раціональне отримання високоміцного чавуну перлітного класу забезпечується за умови, коли кристалізація з рідкого стану відбувається за стабільною системою діаграми Fe-C без утворення у виливках структурно-вільного цементиту (відбілу), а перекристалізація – за метастабільною з утворенням перлітної металевої основи. Для цього необхідно інтенсифікувати графітизування при евтектичному перетворенні і загальмувати його при евтектоїдному. В результаті модифікування магнієм, що забезпечує утворення кулястого графіту, збільшується ступінь переохолодження розплаву і підвищується схильність до кристалізації частини розплаву за метастабільною системою з утворенням первинного або евтектичного цементиту. Утворення карбідів запобігається, головним чином, за рахунок підвищення вмісту кремнію та застосування додаткового графітизувального модифікування сплавами з високим вмістом кремнію, що сприяє феритизуванню металевої основи.

Перлітну структуру у виливках з високоміцного чавуну переважно отримують за рахунок застосування легувальних елементів (Cu, Ni, Sn, Mn, Cr, Mo, V та інших) часто у поєднанні з термічним обробленням.

Гарантоване отримання виливків із високоміцного чавуну з безкарбідною структурою є одним з головних критеріїв їхньої високої якості і досягається комплексом технологічних заходів: високоякісними шихтовими матеріалами, що забезпечують низький вміст у розплаві сірки, фосфору і карбідоутворювальних елементів (хрому, марганцю та інших); викорис-

танням легування елементами, що сприяють перлітизуванню при евтектоїдному перетворенні, тобто міддю та/або нікелем; високоефективним сфероїдизувальним та графітизувальним (інокулювальним) модифікуванням.

За умов отримання перлітного високоміцного чавуну без структурно-вільних карбідів безпосередньо в процесі затвердіння і охолодження виливків немає потреби у проведенні додаткового енергоємного термооброблення – довготривалого (6–8 год) високотемпературного графітизувального відпалу при 920–950 °С для розкладання структурно-вільного цементиту. У цьому випадку достатньо застосувати короткотривале економічне термооброблення – нормалізацію (нагрів до 850 °С, витримка 1–2 години, охолодження на повітрі) з метою звуження інтервалів варіювання показників механічних властивостей та твердості високоміцного чавуну у виливках.

На основі науково-технічних результатів проведених НДР розроблено прогресивну економічну технологію виробництва виливків з перлітного високоміцного чавуну з тимчасовим опором при розтягуванні  $\sigma_B = 850\text{--}950$  МПа, відносним видовженням 5–8 %, твердістю 269–300 НВ.

## **КРИСТАЛІЗАЦІЯ СПЛАВІВ ПОТРІЙНИХ СИСТЕМ Ti–(Hf, Zr)–(Cu, Ni)**

Буланова М. В., Сторчак А. М. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Подвійні і потрійні системи (Cu, Ni)–(Hf, Ti, Zr) мають доведену експериментально в багатьох роботах високу здатність до аморфізації [1]. Очевидною умовою здатності до аморфізації сплавів вважають наявність у відповідних системах “глибоких” евтектик, яким передують різке падіння температур ліквідуса. В цьому відношенні найбільший інтерес можуть давати потрійні евтектики, які є найбільш «глибокими». Виходячи з цього, утворення в потрійних системах потрійних сполук, які плавляться конгруентно, і, як наслідок, збільшують кількість евтектик, в тому числі, потрійних, має поліпшувати здатність до аморфізації. Тому вивчення процесів кристалізації і побудова проєкцій поверхонь ліквідуса відграють важливу роль у розумінні і прогнозуванні здатності до аморфізації систем.

Тому метою даної роботи є побудова проєкції поверхні ліквідуса системи Ti–Hf–Ni і порівняння її зі спорідненими системами Ti–Zr–Ni та Ti–Zr–Cu з акцентом на кристалізацію потрійних евтектик.

Проєкцію поверхні ліквідуса у підсистемі TiNi–Ni–HfNi потрійної системи Ti–Hf–Ni (рисунок) побудовано нами вперше.

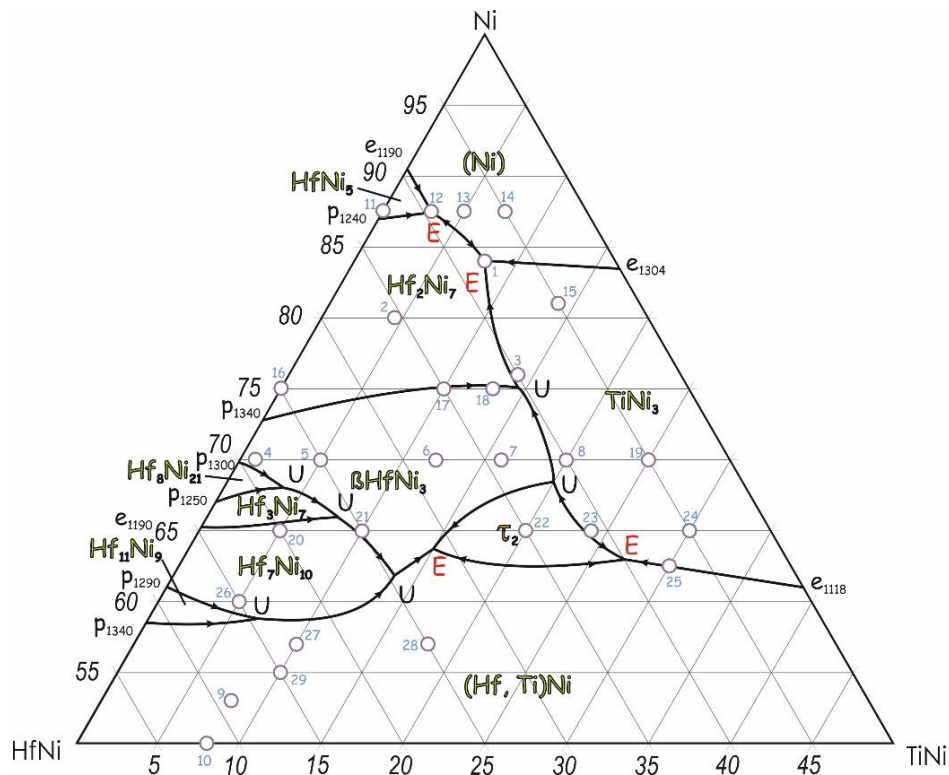


Рис. 1. Проекція поверхні ліквідуса підсистеми TiNi–Ni–HfNi

Встановлено існування нової сполуки складу  $\text{Ti}_{20}\text{Hf}_{15}\text{Ni}_{65}$  ( $\tau_2$ ), яка плавиться конгруентно і має помітну область первинної кристалізації: 62,5–68,5 % (ат.) Ni і 15–27 % (ат.) Ti. Конгруентний характер утворення цієї сполуки обумовлює наявність двох потрійних евтектик за її участю. Область межує з широкими областями первинної кристалізації фаз  $(\text{Ti}, \text{Hf})\text{Ni}$ ,  $\beta\text{HfNi}_3$  і  $\text{TiNi}_3$  вздовж моноваріантних евтектичних кривих спільної кристалізації  $\tau_2$  і кожної з цих фаз. Слід відзначити, що фаза на основі  $\beta\text{HfNi}_3$  змінює характер плавлення з інконгруентного в подвійній системі на конгруентний у потрійній. Широку область первинної кристалізації має також конгруентна фаза на основі  $\text{Hf}_2\text{Ni}_7$ , яка бере участь у процесах спільної кристалізації з фазами  $(\text{Ni})$ ,  $\text{TiNi}_3$  і  $\beta\text{HfNi}_3$  в концентраційній області конгруентності останньої. Загалом, з 10 нонваріантних чотирифазних рівноваг чотири – евтектичні.

У підсистемі TiNi–Ni–ZrNi спорідненої системи Ti–Zr–Ni нами також знайдено потрійну сполуку  $\text{Ti}_{12,5}\text{Zr}_{18,3}\text{Ni}_{69,2}$  ( $\theta$ ) [2]. Проте, вона утворюється інконгруентно при 1032 °C і має вузьку область первинної кристалізації. Внаслідок цього, з 8 нонваріантних чотирифазних рівноваг лише дві є евтектичними.

Евтектичні рівноваги систем Ti–Zr–Ni і Ti–Hf–Ni в області концентрації Ni >50 % (ат.) наведено в таблиці.

Таблиця 1 – Потрійні евтектики в системах Ti–Zr–Ni і Ti–Hf–Ni при >50 % (ат.) Ni.

Ti–Zr–Ni [2]	Ti–Hf–Ni
	$L_E \leftrightarrow (Ni) + Hf_2Ni_7 + HfNi_5$
$L_E \leftrightarrow (Ni) + TiNi_3 + ZrNi_5$	$L_E \leftrightarrow (Ni) + Hf_2Ni_7 + TiNi_3$
$L_E \leftrightarrow (Ti,Zr)Ni + TiNi_3 + \theta$	$L_E \leftrightarrow \tau_2 + (Hf,Ti)Ni + TiNi_3$
	$L_E \leftrightarrow \tau_2 + (Hf,Ti)Ni + \beta HfNi_3$

У центральній області системи Ti–Zr–Cu існує давно відома тернарна фаза Лавеса  $TiZrCu_2$ , яка плавиться конгруентно і має широку область первинної кристалізації, що обумовлює її участь у подвійних і потрійних евтектиках [3]. Загалом, з 12 нонваріантних чотирифазних рівноваг 10 є евтектичними. Цей факт, а також тонка структура евтектик з яскраво вираженими колоніями призводять до дуже високої здатності цієї системи до аморфізації, як звичайної, так і об’ємної, що експериментально підтверджено в багатьох роботах, термодинамічно обґрунтовано і узагальнено в монографії [1]. Згідно з розрахунками [1], для системи Ti–Hf–Ni він дещо ширший, ніж для системи Ti–Zr–Ni. Значно ширший цей інтервал у системі Ti–Zr–Cu. Це корелює з кількістю потрійних евтектик у системах, що розглядаються.

Можна припустити, таким чином, що кількість потрійних евтектик може бути оціночним критерієм при порівнянні аморфізуючої здатності систем.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Турчанін М. А Термодинамічні властивості розплавів та фазові перетворення в аморфоутворюючій системі Cu–Ni–Ti–Zr–Hf: монографія / М. А. Турчанін, П. Г. Агравал. – Краматорськ : ДДМА, 2018. – 268 с.
2. Фазові рівноваги і фазові перетворення при високих температурах в сплавах потрійної системи Ni–Ti–Zr при вмісті нікелю 50–100% (ат.) / А. М. Сторчак, Т. Я. Великанова, Л. В. Артюх, А. В. Гриців, М. А. Турчанін, П. Г. Агравал, В. М. Петю // Порошковая металлургия. – 2019. – № 3/4. – С. 111–123.
3. Phase equilibria in the Zr-Ti-Cu system / A. Storchak, V. Petukh, V. Sobolev, I. Tikhonova, M. Bulanova // JPED. – 2023 (in print).

## ПОРІВНЯННЯ СПОСОБІВ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ТОЧНОГО ЛИТВА

Булига Д. С., Кочешков А. С.  
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Спосіб литва за моделями, що витоплюються, дає можливість отримати заготовки будь-якої форми максимально точно та з високою якістю поверхні. Необхідною умовою для цього методу є наявність воскової моделі, виготовляється блок моделей і форма-моноліт для подальшого литва. Саме тому цей метод найчастіше використовують ювеліри.

Історично ювелірні вироби виготовлялися повністю вручну. Заготовки із дорогоцінних матеріалів оброблялися куванням, прокочуванням, витяжкою, штампуванням, чеканкою, а також техніками філіграні та скані, як методи створення ювелірних виробів [1]. З розвитком ливарного виробництва ювеліри почали використовувати модельний віск, щоб створювати форму виробів. Набагато простіше робити виріб спершу у воску, адже він обробляється простіше за метал, легше коригувати форму. Низька температура плавлення модельного воску 104 °С [2] дозволяє з легкістю наплавляти його, таким чином редагуючи форму швидше, ніж у металі. І чеканка, і різьблення, і шліфівка, і пайка у десятки разів простіші по воску, ніж по металу. Для пайки та моделювання використовують апарати для моделювання по воску (рис.1).



Рис. 1. Апарат для моделювання по воску Мод. ПЛС 402.00.00 СБ [3]

У ювелірів з'явилась можливість створювати вироби не напряму в дорогоцінних металах, а спершу у порівняно дешевому воску. Спочатку створюється воскова модель, яка й пропонується клієнту для затвердження дизайну. Це дає можливість максимально точно уявити людині, яким буде виріб у металі. Після початку використання методу литва за моделями, що витоплюються, у ювелірів покращилася комунікація з клієнтами, стало простіше затвердження форм виробів, адже з'явилася додаткова можливість побачити і потримати у руках майбутній виріб у воску.

З розвитком комп'ютерних технологій та з винайденням програм для створення 3D-моделей, ювеліри почали активно використовувати у своїй роботі 3D-моделювання. Це ще одна додаткова можливість уточнення із замовником форми моделі. Тепер клієнт може побачити спершу ескіз на папері, далі візуалізацію майбутнього виробу на моніторі, потім потримати у руках виріб з воску, після чого вже отримати виріб у дорогоцінному металі. Цілих 3 етапи на сьогодні перед запуском виробу у виробництво, тому кількість задоволених клієнтів та комунікація між ювелірами і замовниками зросла до найвищого рівня. З розвитком Інтернету комунікація виросла до такого рівня, що ювелір може знаходитися на протилежному боці Земної кулі та затвердити усі деталі виробу, після чого приступити до виготовлення, а готовий виріб надіслати поштою і клієнт отримає саме те, що уявляв.

На сьогодні існує декілька методів виготовлення воскових моделей для виробництва ювелірних виробів: фрезерування на верстатах із ЧПК, 3D-друк і ручне різьблення. Останній метод використовується рідко, але до появи перших верстатів з числовим програмним керуванням (1952р, США) був єдиним доступним [4].

Найпопулярнішими способами виробництва воскових моделей є фрезерування та 3D-друк. Ці методи відрізняються перш за все своєю фундаментальною суттю. Перший відсікає усе зайве від суцільного бруска воску, залишаючи форму моделі. Другий з нуля вирощує модель шар за шаром. Основними відмінностями між ними є якість поверхні та ступені свободи, що визначають можливість виготовлення заготовок складних форм. У 3D-принтерів немає обмежень у складності форми, тобто будь-яка модель може бути створена за його допомогою. Здавалося б, цей метод ідеальний, якщо дає такі можливості, але у нього є суттєвий недолік – це низька якість поверхні, порівняно з фрезеруванням. Принтер друкує шарами, а фрезерний верстат працює ідеально по формі, на виході даючи чистоту поверхні навіть чистіше Ra 1мкм (рис.2).

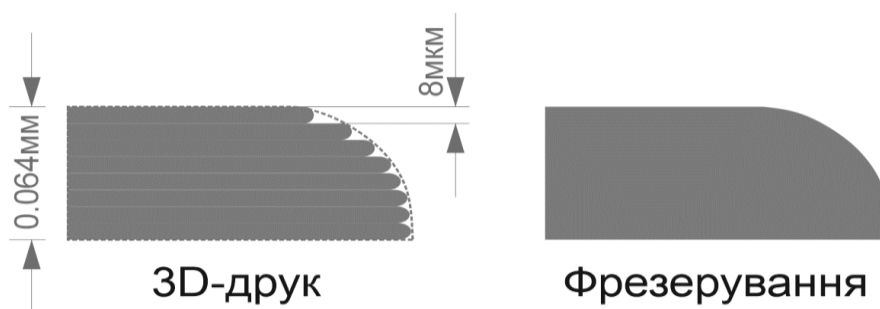


Рис. 2. Порівняння якості поверхні при 3D-друці та фрезеруванні

Найбільш точним є принтер ProJet MJP 2500 Plus з мінімальною висотою шару 8 мкм. Його попередник (ProJet MJP 2500) мав можливість друкувати моделі з у 2 рази товстішими шарами [5]. Для ювелірних цілей це часто недостатня якість, адже використання таких моделей передбачає суттєве ручне доопрацювання поверхонь. Фрезеровані моделі часто потребують лише легкого шліфування та поліровки, що мінімізує процес обробки.

Ще однією відмінністю цих двох способів є ціна роботи. Вартість друку моделі рахується за її об'ємом. На сьогодні 1см<sup>3</sup> надрукованого воску коштує 35\$. Орієнтовна ціна друку воскової моделі каблучки вагою 10 г буде близько 1000 грн, а така ж каблучка, виготовлена на фрезерному верстаті, коштуватиме вдвічі дешевше. У такому випадку друкована модель дорожча і з низькою якістю поверхні, а фрезерована дешевша і у рази якісніша. Знову ж таки, каблучка вагою 10г може бути форми американки, а може бути максимально об'ємною і тонкостінною. У такому випадку її може бути неможливо фрезерувати.

Суттєвою різницею між принтером і фрезером є їх ціна. 3D-принтер ProJet MJP 2500 Plus коштує орієнтовно 45000\$ [5]. Для одиничного та дрібносерійного виробництва таке вкладення нерентабельне, тому такі принтери зазвичай купують підприємці, що надають послуги багатьом ювелірам, або ж великі ювелірні компанії. Найпопулярнішим на сьогодні фрезерним верстатом з ЧПК є JSmill WM-1400[6] його можна придбати за 3500\$. Таке вкладення рентабельне для одного ювеліра, навіть якщо він буде виготовляти моделі тільки для власного виробництва. Робоче поле фрезерувального верстата 180 × 110 × 160 мм, тому можливе виготовлення від найменших деталей до руків'я ножа. Також фрезерування – це метод із найкращою якістю поверхні. Головні його переваги: невисока ціна, найкраща швидкість, найкраща якість. Недоліком фрезерування є обмежені можливості виготовлення складних моделей. Найпродуктивніший метод, з використанням якого можливо створити будь-яку форму – це 3D-друк. Багато моделей можна надрукувати одночасно, робоче поле 294 × 211 × 144 мм. Недоліки: найвища ціна і не найкраща якість поверхні.

Підсумувавши вищесказане, можна зробити наступні висновки. Для малого бізнесу набагато рентабельніше буде виготовляти воскові моделі на фрезерному верстаті. Метод 3D-друку підійде для масового та швидкого виробництва. Якщо ж на виготовлення ювелірного виробу є кілька тижнів, фрезерування на ЧПК краще навіть при роботі зі складними моделями, адже частіше за все їх можна розібрати на прості частини і зібрати в одне ціле після відливання. Якість поверхні воскових моделей, виготовлених на фрезерному верстаті, на сьогодні неможливо повторити на 3D-принтері. З іншого боку, бувають настільки складні вироби, що їх неможливо фрезерувати. Саме тому на сьогодні неможливо виокремити один метод, адже у кожного є і переваги, і недоліки. При виготовленні кожного виробу метод вибирається індивідуально.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Бренполь Ерхард, *Машиностроение, Теория и практика ювелирного дела*, 1982
2. <https://prestigecentre.com.ua/ua/p1099481066-vosk-modelnij-zelenyj.html>
3. [https://vtk.com.ua/index.php?dispatch=attachments.getfile&attachment\\_id=2682](https://vtk.com.ua/index.php?dispatch=attachments.getfile&attachment_id=2682)
4. [https://uk.wikipedia.org/wiki/числове\\_програмне\\_керування](https://uk.wikipedia.org/wiki/числове_програмне_керування)
5. <https://www.3dsystems.com/3d-printers/projet-mjp-2500w-plus>
6. <https://hvylya.net/reviews/chto-umeet-ukrainskiy-standok-jsmill-wm-1400.html>



## ЛЕГУВАННЯ СІРОГО ЧАВУНУ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИМИ СПЛАВАМИ

Вейс В. І., Пархомчук Ж. В., Железняк О. В.  
(м. Київ, ФТІМС НАН України).

Не викликає сумніву твердження, що підшипники є незмінними компонентами в сучасному машинобудуванні для забезпечення ефективності, надійності та тривалості роботи механізмів та машин. Вони відіграють ключову роль у багатьох галузях промисловості, а пошук нових методів підвищення їх властивостей, ресурсо- та природозбереження при їх виробництві є невід'ємною частиною роботи наукової спільноти світу. Серед усіх підшипників особливе місце займають такі, що здатні при експлуатації до самозмащення, оскільки вони не потребують регулярного обслуговування або заміни, що розширює область їх застосування і, відповідно, підвищує продуктивність роботи обладнання і зменшує загальні витрати виробництва.

Незважаючи на розвиток технологій і появу нових матеріалів, сплави на основі заліза все ще лишаються актуальним матеріалом для виробництва самозмащувальних підшипників [1, 2]. Також в останні роки формується тенденція до використання у сучасному матеріалознавстві високоентропійних сплавів, через велику кількість можливих комбінацій хімічних елементів і поєднання унікальних властивостей, що не притаманно традиційним матеріалам, наприклад, стійкість до високотемпературного окиснення [3–6].

Нашими дослідженнями розглянуто можливість отримання сплаву для виготовлення самозмащувальних підшипників шляхом легування сірого чавуну високоентропійним сплавом на основі системи Fe-Ni-Cu-Mn-Cr. Використання високоентропійного сплаву в якості лігатури порівняно з легуванням окремими хімічними елементами має ряд суттєвих переваг, серед яких: скорочення часу виплавки, більш рівномірний розподіл легуючих елементів і менша забрудненість неметалевими включеннями. Немаловажливим є і той факт, що отримувати високоентропійний сплав для легування сірого чавуну можна, використовуючи фероматеріали, незважаючи на присутність в них вуглецю та інших домішок. Так отриманий з фероматеріалів, шляхом вакуумної індукційної плавки, експериментальний високоентропійний сплав (табл. 1) в кількості 2 % і 5 % за масою вводили до розплаву вихідного сірого чавуну (табл. 1), після чого отримували виливки з використанням ЛГМ-процесу. За тих самих умов були отримані виливки сірого чавуну з додаванням 2 % і 5 % за масою суміші чистих компонентів. Аналіз хімічного складу отриманих виливків (табл. 1) показав, що ефективність засвоєння сірим чавуном легуючих елементів при використанні високоентропійного сплаву на 20–30 % вища, ніж при легуванні окремими компонентами.

Таблиця 1 – Хімічного складу отриманих виливків

Дослідний сплав	Масова частка елементів, %						
	Fe	Ni	Cu	Mn	Cr	Si	C
1	92.84	≤ 0.2	≤ 0.05	1.10	≤ 0.1	2.30	3.46
2	24.18	20.85	23.3	15.8	14.28	1.46	0.68
3	92.04	0.39	0.59	1.26	0.41	2.04	3.27
4	90.56	0.96	1.12	1.35	0.66	1.86	3.28
5	92.35	0.51	0.67	1.02	0.36	1.88	3.21
6	91.25	0.73	0.93	1.07	0.79	2.04	3.19

Примітка: 1 – вихідний сплав сірого чавуну; 2 – високоентропійний сплав Fe-Ni-Cu-Mn-Cr; 3 – сірий чавун легований 2 % (мас.) високоентропійного сплаву; 4 – сірий чавун легований 5 % (мас.) високоентропійного сплаву; 5 – сірий чавун легований 2 % (мас.) суміші окремих компонентів; 6 – сірий чавун легований 2 % (мас.) суміші окремих компонентів

Проведені дослідження показали, що високоентропійні сплави можуть бути ефективно використані як лігатури для сірих чавунів з метою отримання підшипників, що самозмащуються. Це відкриває нові перспективи використання унікальних властивостей високоентропійних сплавів в сучасних реаліях матеріалознавства.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Kim Xi, Shin Gyeong, Park Myung, Lee Sung, Yun Jae, Kim, Seon. (2012). *Effect of Carbon on Wear Resistance in Self-lubricating Fe-Cr-C-Mn-Cu Alloys*. *Taehan-Kumsok-Hakhoe-chi, Journal of the Korean Institute of Metals and Materials*, No. 50, pp. 637–643. <https://doi.org/10.3365/KJMM.2012.50.9.637>
2. Zanon Matteo, Rampin Ilaria, Bortolotti Francesco, Breda Alessandro, Tomaello Enrico. (2017). *Factors Influencing Carbon Diffusion in Iron-Based Self-Lubricating Bearings*. *Conferecne: Euro PM 2017 Congress & Exhibition*. At: Milan – Italy.
3. Щерецький О. А., Сергієнко Р. А., Верховлюк А. М. *Розробка та виплавка ливарних високоентропійних сплавів на основі системи Fe-Co-Ni-Mn-Cr*. (2022). *Процеси лиття*. № 2 (148), С. 50-59. <https://doi.org/10.15407/plit2022.02.050>
4. Sourav Ayush, Yebaji Sushil, Thangaraju Shanmugasundaram. (2020). *Structure-property relationships in hot forged AlxCoCrFeNi high entropy alloys*. *Materials Science and Engineering: A*. 793. 139877. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139877>
5. Tikhonovsky M., Tortika A. S., Kolodiy I., Stoev P. I., Rudycheva T. Y., Berezhnaya N. S., Tantsjura I. G., Kolupaeva Z.I., Melnikov I.K. (2016). *Microstructure and properties of high entrophy alloys CoCrFeMnNiV0.25C0.175 and CrFe2MnNiV0.25C0.175*. No. 104. pp. 37-41.
6. Firstov S. A., Gorban V.F., Krapivka N. A., Pechkovsky E. P. (2011). *Hardening and mechanical properties of as-cast high-entropy alloys*. *Composites and Nanostructures*. No. 2, pp. 5–20.

# БЕЗДИФУЗІЙНЕ $\pi \rightarrow \chi$ -ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–Cr–C, ОДЕРЖАНИХ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ЛИТТЯ.

## 1. ІДЕНТИФІКАЦІЯ $\pi$ -ФАЗОВОЇ СКЛАДОВОЇ

Веліканова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАН України),  
 Заславський О. М. (м. Київ, УкрНДІ «Ресурс» держагенства резерву  
 України), Котко А. В., Купрін В. В. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Робочі характеристики високолегованих сталей, одержаних охолодженням вихідного розплаву з  $V_{\text{охол.}} \sim 10^7$  К/с, суттєво покращуються в присутності проміжних в системі Fe–Mo–Cr–C високотемпературних мангано-подібних фаз та/або високодисперсних твердих розчинів на їх основі.

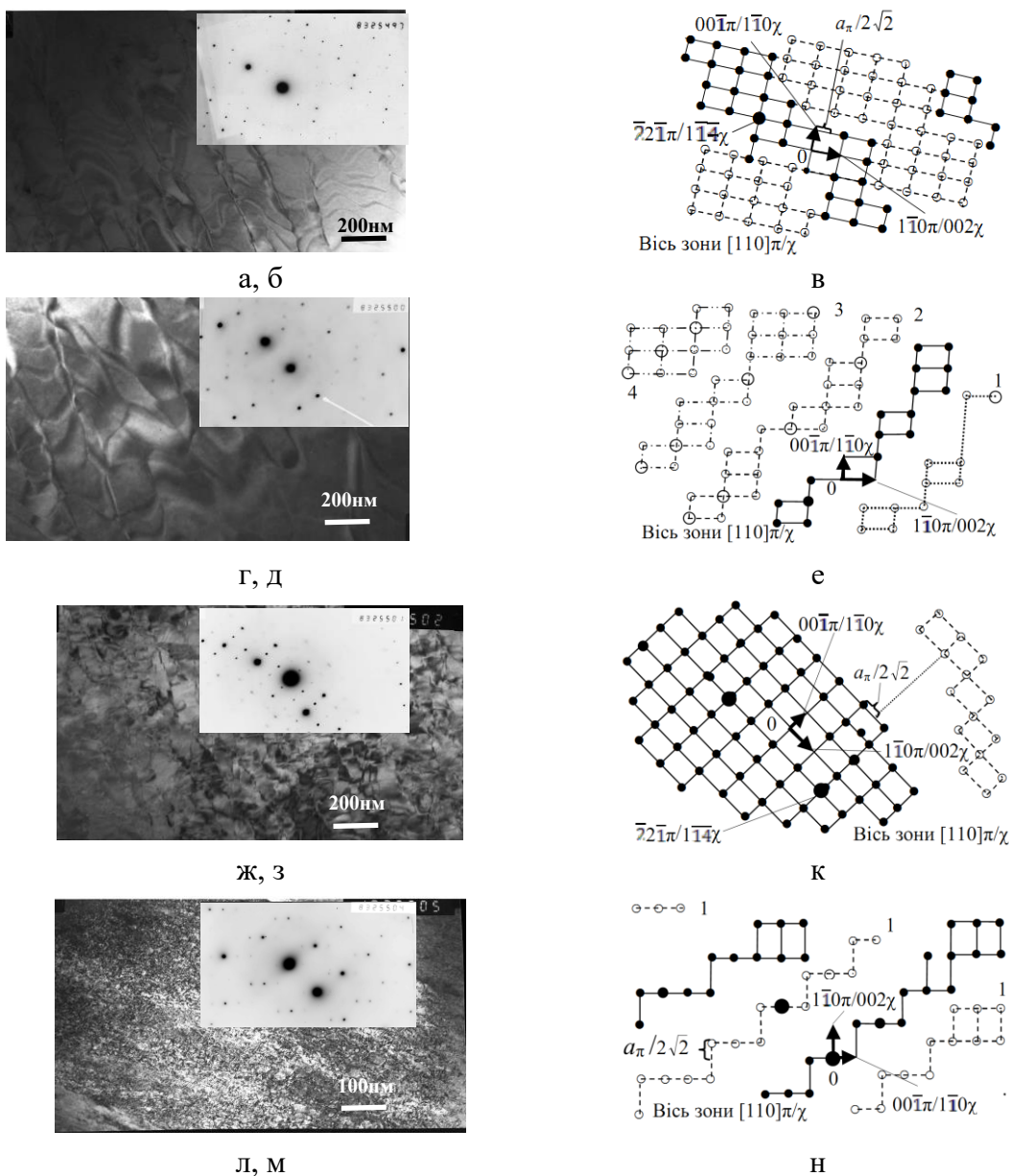


Рис. 1. Світлопольне зображення від різних ділянок зразка (а,г,ж,л), відповідна мікродифракція в інвертованому зображенні (б, д, з, м), відповідні схеми електронограм (в, е, к, н)

У роботі вивчали взаємні перетворення таких фаз на контактній поверхні спінінгової стрічки товщиною 30 мкм  $\text{Fe}_{51,9}\text{Mo}_{11,1}\text{Cr}_{26,3}\text{C}_{10,7}$  ат. %, фазового складу  $79\pi + 21\chi$ , де проміжна  $\pi$  — фаза типу  $\beta\text{-Mn}$  (ПГ  $R4_132$ , 20 ат./ел. ком.,  $a_\pi = 0,6362$  нм, ОКР  $\approx 60$  нм),  $\chi$  — тверді розчини типу  $\alpha\text{-Mn}$  (ПГ  $I43m$ , 58 ат./ел. ком.,  $a_\chi = 0,8910$  нм, ОКР  $\approx 20$  нм). Згідно до EDX-аналізу складу фаз близькі між собою, а також складу сплаву.

За ПЕМ-даними мікроструктура зразка, переважно, однофазна без видимих ознак перетворення в твердому стані (рис. 1 а, г, ж, л), а відповідна точкова дифракція (рис. 1 б, д, з, м) може бути проіндиційованою в рефлексах як  $\chi$ , так і  $\pi$ -фази, зважаючи на практично ідентичний набір міжплоскостних відстаней  $d$ . Однак, наявність в зразку ділянок з якісно подібною мікроструктурою (рис. 2 а) та відповідною дифракційною картиною (рис. 2 б), що, натомість, однозначно індиціюється в рефлексах  $\pi$ -фази, дозволяє надати перевагу останній. Так, мікродифракція (рис. 2 б) виглядає як суперпозиція двох, пов'язаних із нульовим вузлом, геометрично правильних систем точкових рефлексів, що накладаються, — «слабкої» (рис. 2 в) та «сильної» (рис. 2 г). Перша відповідає обом фазам за міжплощинними відстанями  $d$ , а саме:  $(00\bar{1})\pi/(1\bar{1}0)\chi$  та  $(0\bar{2}1)\pi/(\bar{1}03)\chi$ , але з урахуванням відповідних кутів між кристалографічними напрямками може бути проіндиційованою в рефлексах лише  $\pi$ -фази —  $(1\bar{1}0)\chi^{(\bar{1}03)\chi}=77,1^\circ$ , тоді як  $(00\bar{1})\pi^{(0\bar{2}1)\pi}=90^\circ$  як в даному випадку. Друга ж (рис. 2 г) належить обом фазам за кутами між відповідними кристалографічними напрямками (і  $(1\bar{2}3)\chi^{(\bar{3}23)\chi}=83,62^\circ$ , і  $(\bar{2}2\bar{1})\pi^{(22\bar{1})\pi}=83,62^\circ$ ), але за відповідними  $d$  — також тільки  $\pi$ . Вбачається, що зміщена відносно нульового рефлекса на відстань  $a_\pi \approx 0,6362$  нм в напрямку  $(021)$  сітка  $\pi$ -фази (виділена пунктирними лініями на рис. 2 в) є результатом подвійної дифракції. Отже, мікродифракція на рис. 2 б (а відтак і на рис. 1) є єдиною системою точкових рефлексів  $\pi$ -фази, котрій притаманний закономірний перерозподіл інтенсивностей, скоріш за все, пов'язаний з високим фактором повторюваності площин типу 221.

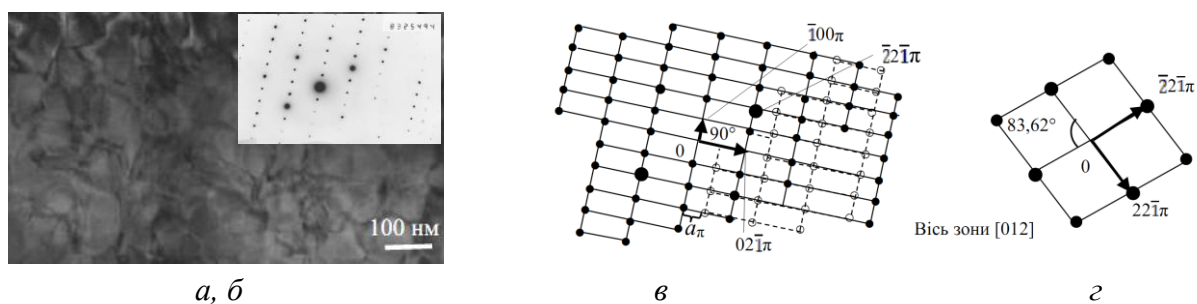


Рис. 2. Світле поле (а) та відповідна мікродифракція в інвертованому зображенні (б), схема «слабкої» (в) та «сильної» (г) точкової дифракції

Присутність на електронограмах (рис. 1) каскаду фрагментів точкової дифракції  $\pi$ -фази, зміщених відносно нульового рефлексу на відстані, що прямо пропорційні  $a_\pi$  та обернено пропорційні  $\sqrt{2}$ , а саме: на  $\frac{1}{2}a_\pi/\sqrt{2}$  в напрямку (110) (рис. 1 в), на  $\frac{1}{2}a_\pi/\sqrt{2}$  в напрямку (110) (рис. 1 к), на  $\frac{2}{3}a_\pi/\sqrt{2}$  в напрямку (110) та на  $\frac{3}{4}a_\pi$  в н-ку (100) (рис. 1 е, сітка 1), на  $\frac{1}{3}a_\pi/\sqrt{2}$  в н-ку (110) та на  $\frac{1}{4}a_\pi$  в н-ку (100) (рис. 1 е, сітка 2), на  $\frac{2}{3}a_\pi/\sqrt{2}$  в н-ку (110) та на  $\frac{1}{2}a_\pi$  в н-ку (100) (рис. 1 е, сітка 3), на  $\frac{1}{2}a_\pi$  в н-ку (100) (рис. 1 е, сітка 4), на  $\frac{1}{2}a_\pi/\sqrt{2}$  в н-ку (110) (рис. 1 н, сітка 1), може свідчити про наявність кількох однофазних  $\pi$ -шарів, закономірно зміщених один відносно іншого в товщині зразка, або явищем подвійної дифракції, як на рис. 2 в.

## **БЕЗДИФУЗІЙНЕ $\pi \rightarrow \chi$ -ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–Cr–C, ОДЕРЖАНИХ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ЛИТТЯ.**

### **2. МОРФОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ**

Веліканова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАН України),  
Заславський О. М. (м. Київ, УкрНДІ «Ресурс» держagentaства резерву України),  
Котко А. В., Купрін В. В. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Крім розглянутих у 1-й частині тез, у зразку виявлено існування ділянок, структурно-фазовий стан котрих якісно інший. Мікроструктура таких ділянок візуалізується у вигляді конгломерату доменів у формі пентагонів або опуклих дельтоїдів середнього лінійного розміру 50–200 нм з деформаційним нанорозмірним внутрішнім контрастом у вигляді сукупності довільно орієнтованих пластинчастих пакетів, розміщених перпендикулярно поверхні стрічки, ширина паралельних елементів яких становить 5–20 нм (рис. 1 а, в, д). Відповідні електронограми (рис. 1 б, г) являють собою суперпозицією двох систем дифракції: кільцевої (у вигляді набору розмитих низькоінтенсивних кілець), яка може відповідати структурам обох фаз за міжплощинними відстанями (рис. 1 б), та точкової, котра однозначно індичіюється в рефлексах  $\chi$ -фази (рис. 1 г, е).

Залишковий поліедричний мотив, що простежується на рис. 1 а, в, відповідає мікроструктурі первинної  $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фази – «відпаленої» високо-температурної. Така мікроструктура (1-го типу) являє собою сукупність кристалітів у формі правильних багатогранників середнього лінійного розміру 50–200 нм (рис. 1 а, в), формується в «тепловій ванні» всередині стрічки, де відвід теплового потоку сповільнюється під дією теплоти кристалізації, що виділяється, достатньої для наближення (відносно умов формування мікроструктури 2-го типу, що буде описана далі) локальних умов

кристалізації та подальшого охолодження до рівноважних. Додатково цьому сприяють невеликий об'єм зразка, що піддається такому зовнішньому впливу, конгруентний спосіб кристалізації  $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фази, а також близькість складу фази в точці відкритого максимуму до складу сплаву. Така мікроструктура існує в інтервалі температур від повного затвердіння внутрішнього об'єму стрічки до температури подальшого перетворення  $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фази з «відпаленою» мікроструктурою в твердому стані, кінцевим результатом якого є  $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фаза, котра морфологічно проявляється у вигляді нанорозмірного деформаційного контрасту, розглянутого вище (рис. 1 а, в, д). Таке перетворення йде в умовах пригнічення дифузійних процесів (з урахуванням швидкісного режиму охолодження вихідного розплаву), без зміни складу (про що свідчать дані EDX-аналізу) та питомого об'єму елементарної комірки фаз (останній для обох становить  $\sim 0,012 \text{ nm}^3/\text{ат.}$ ), має характерний морфологічний прояв – тобто, має всі ознаки перетворення когерентних фаз за бездифузійним механізмом. Останнє підтверджує висловлене нами раніше припущення про бездифузійний характер  $\pi \rightarrow \chi$ -перетворення в спінінгованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C, що впливало з умоглядного аналізу даних високотемпературної дифрактометрії. Мікроструктура  $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фази в незмінному вигляді існує в зразку від температури  $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}} \rightarrow \chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -перетворення до кімнатної.  $\chi$ -Фаза в зразку існує в різних ступенях дисперсності, про що свідчить одночасна приналежність її рефлексів і дебаєграмі, і картині точкової дифракції, (наприклад, рефлекс А на рис. 1 г), а також розміри ОКР (порядку 20 нм). Проявом нанорозмірності також є також виражена розмитість вузлів зворотньої ґратки  $\chi$ -фази, що збільшується з переходом до віддалених від нульового вузлів (рис. 1 г).

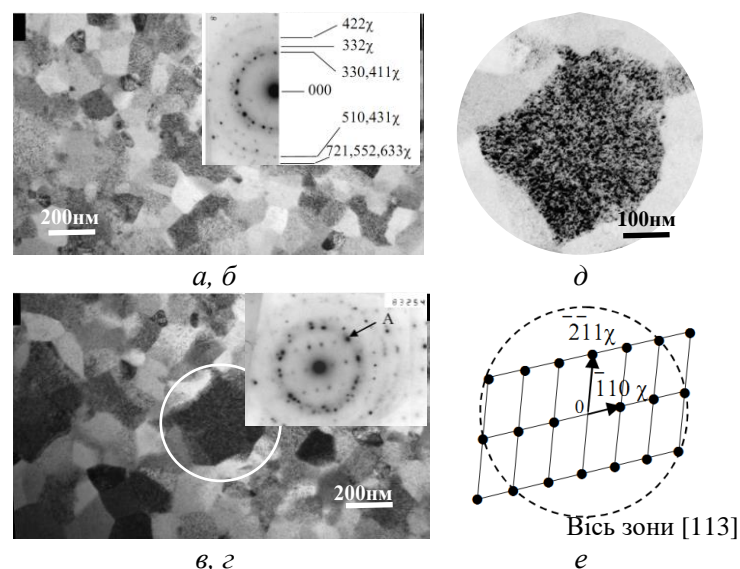


Рис. 1. Світлопольне зображення (а) та відповідна дифракція (б); світле поле від фрагменту тієї ж ділянки (в) та мікродифракція від зерна в центрі (г), темнопольне інвертоване зображення в рефлексі А (д), схема електронограми (е).

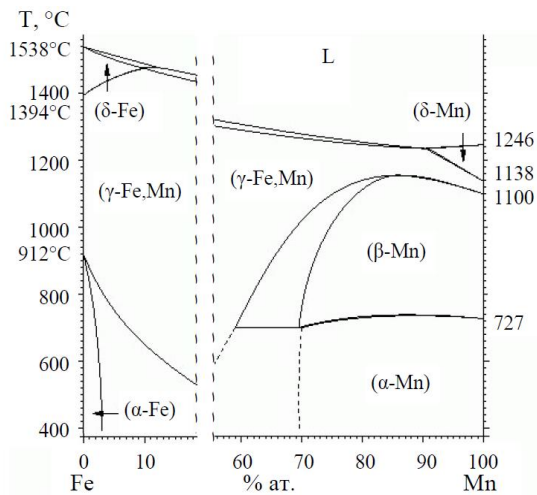


Рис. 2 – Діаграма стану системи Fe–Mn

$\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -Фаза, особливості ідентифікації якої було розглянуто в 1-й частині тез, морфологічно являє собою кристаліти довільної форми без видимих ознак перетворення в твердому стані, розміри яких змінюються в широких межах від 100 нм до 1 мкм. Така мікроструктура (2-го типу) в незмінному вигляді зберігається від температури початку твердіння розплаву до кімнатної в об'ємах, прилеглих до контактної поверхні стрічки, що охолоджуються з найбільшою швидкістю при постійному відводі теплового потоку масивним барабаном-холодильником, та характеризується високою кінетичною стійкістю.

Необхідно відмітити, що значення температури бездифузійного  $\pi \rightarrow \chi$ -переходу в чотирикомпонентній системі Fe–Mo–Cr–C, як і в трикомпонентній системі Fe–Mo–C, знаходиться в тому самому інтервалі 973–1000 К, що й (за даними різних авторів) температура поліморфного перетворення  $\beta\text{-Mn} \rightleftharpoons \alpha\text{-Mn}$ , а також, наприклад, в системі Fe–Mn (рис. 2)

## ОСОБЛИВОСТІ ЗАСВОЄННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ЛІГАТУР ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ВИПЛАВКИ

Ворон М. М., Матвієць Є. О. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Підвищення ефективності легування та модифікування алюмінієвих сплавів при застосуванні лігатурних добавок здатне збільшити показники ресурсозбереження, продуктивності та якості продукції в умовах промислового виробництва. Одним зі способів досягнення цього є застосування дрібнокристалічних, комплексних та спеціальних лігатур, виробництво яких зазвичай є складним та енергоємним. Особливо, якщо в складі присутні тугоплавкі та високореакційні компоненти [1].

Застосуванні електронно-променевої ливарної технології дозволяє одержувати напів-промисловим способом лігатури на основі алюмінію, які містять 5–15 % мас. Ti, Zr, V, Hf, Mo, W та ін. Розміри модифікуючих фаз, які утворюються в одержаних даним способом лігатурних виливках знаходяться в межах 2–30 мкм.

Дослідження фазового складу лігатур показали, що для більшості систем, які можуть утворювати алюмініди зі стехіометричним співвідношенням нижче за  $Al_3Me$  (Al-V, Al-Mo, Al-Cr) вдається зафіксувати саме більш високий стехіометричний порядок. В результаті цього, після додавання лігатури в розплав відбувається розпад таких фаз на ті, що мають більш рівноважну стехіометрію близьку до  $Al_{10}Me$  або  $Al_{12}Me$ . Приклад розпаду можна представити на прикладі:  $Al_3V \rightarrow Al_{23}V_4 \rightarrow Al_{45}V_7 \rightarrow Al_{12}V$ . Таким чином відбувається додаткове подрібнення модифікуючих фаз, забезпечується більш рівномірний розподіл та підвищується ефективність застосування.

Засвоєння лігатур електронно-променевої виплавки на прикладі системи Al-Mo досліджувалось при її додаванні в чистий алюміній та сплав AlSi9Cu3 (A380). Структура лігатури була однорідною, з рівномірним розподілом дрібних інтерметалідів, які мали розміри 1–20 мкм. Локальний хімічний аналіз структурних складових показав, що алюмінієва матриця містить 0,4–0,5 % мас. молібдену, а інтерметалідні фази близько 45% мас. молібдену, що за стехіометрією відповідають сполукам  $Al_{22}Mo_5$  та  $Al_{17}Mo_4$ .

У розплав чистого алюмінію було введено різну кількість лігатури при температурі  $740 \pm 10$  °C, яка є стандартною температурою плавлення багатьох ливарних алюмінієвих сплавів. Сплави з вмістом молібдену 5 та 1 % мас. плавили в алундових тиглях в печі опору. Зразки витримувалися 10, 20 і 30 хв. від моменту введення лігатури, після чого метал заливали в мідних кокіль.

Металографія зразків та локальний хімічний аналіз структурних ділянок показують, що для сплаву з 5 % мас. Mo тривалість витримки в рідкому стані впливає на руйнування інтерметалідів безпосереднім чином. Витримка протягом 10 хв. є недостатньою для найбільш крупних часток близько 20 мкм, про що свідчить збереження їх розмірів. У той же час, завдяки руйнуванню та частковому розчиненні вихідних фаз починається утворення час-



тинок  $Al_5Mo$  розмірами 2-4 мкм та  $Al_{12}Mo$  розмірами близько 1 мкм. З підвищенням часу витримки розплаву до 20 хв. і більше фази  $Al_{22}Mo_5$  та  $Al_{17}Mo_4$  зникають, а кількість інтерметалідів  $Al_{12}Mo$ , які можуть слугувати зародками кристалізації при модифікуванні сплавів, постійно зростає.

Для сплаву з 1 % мас. Mo при витримці протягом 10 хв. можна спостерігати залишки фаз  $Al_5Mo$  з розмірами 2-4 мкм. Одночасно з цим утворюється значна кількість інтерметалідів  $Al_{12}Mo$  розмірами 0,5–1 мкм. Їх кількість та рівномірність розподілу зростає зі збільшенням часу витримки розплаву. Ці частинки можна помітити як всередині зерен, що свідчить про їхню роль в якості центрів кристалізації, так і в мікрообластях збагачених залізом. Відзначимо, що заліза в чистому алюмінії дуже мало і його сегрегація навколо алюмінідів молібдену вказує на потенційно високу модифікуючу здатність для зміни форми та розмірів залізовмісних фаз [269].

Для прикладу визначення доцільності використання запропонованої лігатури, дослідили її засвоєння під час модифікування комерційного ливарного сплаву  $AlSi9Cu3(Fe)$ . Модифікатор додавали до розплаву з розрахунку вмісту в ньому молібдену близько 0,15 % мас. та проводили подальшу витримку за температури  $740 \pm 10$  °C протягом 5 хв. Було встановлено, що засвоєння лігатури відбувається швидко та повною мірою, а розподіл молібдену є рівномірним. Значна його частина знаходиться у складі первинних залізовмісних фаз системи Al-Si-Fe-Mn (близько 3 % мас.). В складі твердого розчину на основі алюмінію молібден присутній у вигляді алюмінідів дрібних розмірів менше 1 мкм у кількості близько 0,03-0,05 % мас. При інтенсивному охолодженні сплаву всередині форми після заливання (близько 250 °C/c) вміст молібдену в твердому розчині на основі алюмінію збільшується в 5-10 разів, а структура подрібнюється приблизно вдвічі.

Електронно-променевим способом було одержано комплексні лігатури з елементами, які мають перитектичні та евтектичні діаграми стану з алюмінієм – Al-12Ti-8Zr та Al-16Mn-4Fe. Обидві лігатури містили інтерметаліди з core-shell шаруватою структурою та розмірами 10-300 мкм. Встановлено, що більш крупні інтерметаліди в лігатурі з титаном і цирконієм під час знаходження в розплаві сплаву A380 можуть частково розчинятися і одночасно реагувати з кремнієм, утворюючи більш тугоплавкі і нерозчинні інтерметалідні частинки  $Al_{10}(Ti,Zr)_3Si$ , які будуть шкідливо впливати на механічні властивості сплавів. В той же час, комплексні лігатури з «евтектичними» по відношенню до алюмінію компонентами – залізом та марганцем, навіть маючи у своєму складі високотемпературні фази  $Al_8(MnFe)_5$  та  $Al_{11}(MnFe)_4$ , розчиняються повністю.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Патент на винахід № 124808, Україна. Спосіб одержання алюмінієвих лігатур, що містять тугоплавкі метали/ Нарівський А. В., Ворон М. М. – Заявка № а201905532 від 22.05.2019 р. – Опубл. 24.11.2021 р., Бюл. № 47.
2. Ворон М. М. Особливості засвоєння лігатури Al-10Mo електронно-променевої виплавки в рідкому алюмінії та сплаві AlSi9Cu3. *Металознавство та обробка металів*. 2021. – №3. – с. 49–56.

# ВИГОТОВЛЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ

Гнатенко М. О. (м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка»)

Метод плазмового порошкового наплавлення набуває широкого використання у при виготовленні заготовок деталей та ремонті. Для даного методу найчастіше використовуються жароміцні сплави на нікелевій основі [1].

При наплавленні деталей з умовними середніми товщинами від 5 до 10 мм, властивості жароміцних сплавів отриманих методом плазмового наплавлення загалом вже відомі і досліджені в певному обсязі [2]. Проте, коли мова йде про виготовлення тонкостінних заготовок товщиною від 0,5 до 3 мм, залишається недостатньо розкритими питання пов'язані з надійністю конструкції виготовленої даним методом та з невизначеністю у значеннях механічних властивостей [3].

Для оцінки властивостей тонкостінної заготовки були виготовлені плоскі зразки з товщиною 3–5 мм. Цей етап досліджень спрямований на детальний аналіз механічних та фізичних характеристик сплаву ЕП648 (ВХ4Л) при зменшеній товщині. Використання плоских зразків дозволяє нам точніше визначити властивості тонкостінної конструкції, що має важливе значення для практичних застосувань та розробки нових технологій виготовлення.

Зразки було наплавлено методом мікроплазмового наплавлення на роботизованій установці Starweld 190НР. Режими наплавлення наведені у таблиці 1.

Таблиця 1 – Технологічні режими наплавлення для сплаву ЕП648

Технологічні параметри процесу наплавки							
Витрата порошку, л/хв.	Струм імпульсу, А	Струм паузи, А	Час паузи, mS	Витрата захисного	Витрата трансп. газу	Витрата плазмоутворюючого газу	Швидкість наплавки мм/с
				л/хв			
2,8...3,0	5-40	2	160	4	3,5	1	1

Наплавлення проводилося на торець пластин зі сталі 20. Перехідний шар складав 4–5 мм.

Механічні властивості визначали на зразках розміром 115 × 15 × 2 мм, вирізаних в повздовжньому напрямлені. Висота одного шару за проход складала 1,3 мм. Товщина шару після наплавлення 2,5 мм.

Зовнішній вигляд зразка представлено на рисунку 1.

Мікроструктура матеріалу зразків після термообробки являє собою γ-твердий розчин з наявністю інтерметалідних фаз, карбідів типу  $Me_{23}C_6$  частинок голкової морфології надлишкової фази на основі хрому ( $\alpha$ -Cr), відповідає нормально термообробленому стану сплаву типу ВХ4Л (ЕП648), перегріву немає.



а б в  
а – зовнішній вигляд, б – злам, в – структура після ТО

Рис. 1. Зразок після наплавлення

Таблиця 2 – Механічні властивості після наплавлення

Інд. номер зразка	Механічні властивості при $t = 20^{\circ}\text{C}$	
	$\sigma_B$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %
усл. № 1	83,6	17,1
усл. № 2	96,5	20,0
усл. № 3	82,6	17,7
усл. № 4	100,6	25,7
<b>Норми (для сплаву ВХ4Л-ВІ)</b>	<b><math>\geq 80,0</math></b>	<b><math>\geq 4,0</math></b>

Механічні властивості досліджуваних зразків, вирощених методом мікроплазменної порошкової наплавки (МПН) зі сплаву типу ЕП648 (ВХ4Л) після термообробки відповідають вимогам ОСТ 1 90126-85 для сплаву ВХ4Л-ВІ.

Мікроструктура матеріалу зразків після термообробки відповідає нормально термообробленому стану сплаву типу ЕП648 (ВХ4Л) у литому стані; перегріву немає

## ЛІТЕРАТУРА

1. Гнатенко М. О., Чигілейчик С. Л., Сахно С. С. Виготовлення авіаційних деталей з жароміцних нікелевих сплавів методом адитивного плазмового наплавлення. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. 2021. № 5(175). С. 48–51. DOI: 10.32620/akt.2021.5.06
2. Bintaо W., Zengxi P., Donghong D., Dominic C., Huijun L., Jing X., John N. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. Vol. 35, October 2018, P. 127–139
3. М. Gnatenko, P. Zhemaniuk, I. Petrik, S. Sakhno, S. Chigileichik, V. Naumyk, O. Ovchinnikov, M. Matkovska Detecting the influence of heats sources on material properties when production a aviation parts by a directenergy deposition method. *Eastern–european journal of enterprise technologies*. 2019. 1/12(97). P. 49 – 54.

# ЛИВАРНА ПРОМИСЛОВІСТЬ ТУРЕЧЧИНИ У 2022 р. ЗРОСЛА НА 4,9 % З РЕКОРДНИМ ВИПУСКОМ 3,1 млн т ВИЛИВКІВ

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

Оскільки Туреччина – один із наших найближчих економічно успішних сусідів, важливо аналізувати і в чомусь наслідувати її досвід, зокрема щодо розвитку ливарного виробництва. Турецька ливарна асоціація (TÜDÖKSAD опублікувала звіт за 2022 р. [1], згідно з яким ливарна промисловість Туреччини зросла на 4,9 % з рекордним випуском 3,1 млн т виливків (рис. 1).

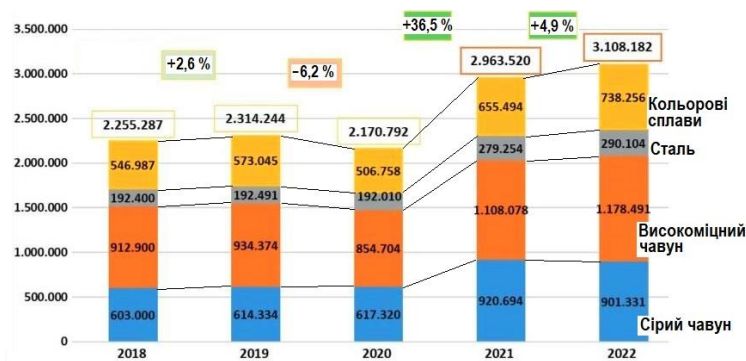


Рис. 1. Виробництво виливків (т) у Туреччині в 2018-2022 рр.

У 2022 р. загальна вартість виливків зросла на 41 %, досягши 8,5 млрд євро; основними споживачами були автомобіле- та машинобудування. Експорт виливків зріс за рік на 9 % до 6,4 млрд євро, а його обсяги досягли 2,2 млн т.

Стало очевидним, що через закриття європейських ливарних виробництв увага прикута до Туреччини, ливарні заводи якої характеризуються високим рівнем якості, конкурентними цінами та послугами. Завантаження ливарень Туреччини становило 72 % у 2022 р. За останні два роки в Туреччині було введено в експлуатацію понад 30 нових виробничих ліній чавунного лиття та понад 100 нових виробничих одиниць кольорового лиття, що призвело до збільшення потужності ливарень. З чавуну типу ВЧ ллюють більше ніж із СЧ.

Як зазначено у звіті [1], оскільки багато виробничих елементів, таких як 3D-процеси, виробництво стрижнів, процеси затвердіння, поточний моніторинг витрат через оцифрування та системи «Індустрія 4.0» пов'язані між собою, важливо, щоб мета трансформації в «Smart Foundry» стала першою у стратегічних планах усіх ливарних заводів.

## ЛІТЕРАТУРА

1. We Add Value to Metals! TURKCAST. GIFA-Newcast-METEC-Thermprocess Sp. Issue. June 2023. URL: [https://tudoksad.org.tr/upload/files/Gifa%20Ek%20Bask%C4%B1\\_compressed.pdf](https://tudoksad.org.tr/upload/files/Gifa%20Ek%20Bask%C4%B1_compressed.pdf).

## ВПЛИВ ПЛАВКОСТІ ШЛАКІВ НА РІВНОМІРНІСТЬ ПЛАВЛЕННЯ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ

Гринь О. Г., Трембач І. О., Жаріков С. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

При наплавленні самозахисними порошковими дротами (СПД) струм проходить переважно по сталевій оболонці, що пов'язано з низькою електропровідністю осердя в порівнянні з оболонкою. Це є причиною того, що активна зона дуги займає не весь перетин дроту, а знаходиться на торцевій частині оболонки чи краплі розплавленого металу. Активна зона і стовп дуги хаотично переміщуються навкруги осердя, яке плавиться за рахунок конвективного теплообміну з розплавленим металом та випромінювання дуги. Плавлення дроту проходить з утворенням виступу осердя. Рівномірність плавлення СПД значною мірою впливає на якість наплавленого металу. Фізико-хімічні властивості шлаків, що утворюються при плавленні СПД, мають вплив на характер плавлення дроту та якість наплавленого металу. Авторами досліджувались фізичні властивості шлаків при наплавленні СПД.

Для успішного вибору шлакової системи СПД необхідно:

- визначити вимоги до технологічних параметрів, що забезпечують отримання якісного наплавленого металу;
- визначити властивості шлаку, які забезпечують межі протікання відповідних фізико-хімічних процесів;
- визначити склад шлаків з необхідними значеннями властивостей.

При виконанні роботи за основу шлако-газоутворювальної системи (ШГС) використовували  $\text{CaF}_2$  і  $\text{CaCO}_3$  як постійні складові, а в якості перемінних вводили один з мінералів: рутиловий і перовскітовий концентрати, нефеліновий концентрат, магнезит і цирконовий концентрат. Хімічним аналізом та мікроскопічними дослідженнями визначено склад шлаків.

Таблиця 1 – Результати визначення температури плавлення і складу шлаку

Шлакова основа	Загальні складові шлаків	Відмінні складові шлаків	Температура плавлення шлаків, К
I	$\text{SiO}_2$ , $\text{CaF}_2$ , $\text{FeO}$ , $\text{FeS}$ , $2\text{CaO} \times \text{SiO}_2$	$\text{TiO-TiN}$ , $\alpha\text{-TiO}_2$ , $\text{FeO} \times \text{iO}_2$ , $\text{CaO-TiO}_2$	1476-1482
II		$4\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ , $2\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , $3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	1432-1440
III		$\text{FeO}$ , $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$ , $\text{MgO-FeO-CaO}$	1408-1412
IV		$\alpha\text{-ZrO}_2$ , $\beta\text{-ZrO}_2$ , $\text{FeO-SiO}_2$ , $\text{ZrN}$ , $\text{ZrO}_2\text{-SiO}_2$ , $\text{ZrS}$	1448-1456

У цій роботі досліджено вплив складу ШГС на долю розплавлення осердя СПД і участь її в процесах, що протікають на стадії утворення електродних крапель. Використовувалась швидкісна кінозйомка при наплавленні валиків на сталеву пластину дротом 3 мм на режимах:  $U_{д} = 25\text{--}26\text{ В}$ ,  $I_{зв} = 290\text{--}300\text{ А}$ , струм постійний, полярність зворотна. Визначались наступні параметри:

$D_n$  – діаметр осердя до плавлення дроту, мм (для всіх дротів однаковий);

$D_0$  – діаметр оплавленого осердя, мм.

Доля участі шихти осердя в металургійних процесах електродних крапель визначалась за формулою (1):

$$\delta = \frac{D_n^2 - D_0^2}{D_0^2} \quad (1)$$

$D_0$  – визначалось як середнє значення  $n$  вимірювань за формулою (2)

$$D_0 = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n D_{0i} \quad (2)$$

де  $D_{0i}$  –  $i$ -те вимірювання;

$n$  – кількість вимірювань.

У всіх випадках має місце утворення виступу осердя дроту. При сповільненні плавлення осердя погіршується фізичний захист металу електродних крапель від взаємодії з навколишнім середовищем, також відставання плавлення осердя зменшує долю шихти, що приймає участь в металургійних процесах на стадії краплі.

Для різних ШГС порошкових дротів доля участі шихти осердя в металургійних процесах  $\delta$  змінюється від 0,42 до 0,63. Найбільша величина цього показника характерна для дротів ШГС з індексом III (рис. 1).



Рис. 1. Залежність долі участі шихти осердя в металургійних процесах електродних крапель від температури плавлення шлаку.

Температура плавлення шихти осердя СПД близька до температури плавлення шлаку утвореного відповідними порошковими дротами при їх плавленні. Між вказаними параметрами проявляється зворотній зв'язок. Таким чином, підбираючи ГШС з низькою температурою плавлення шлаку можна підвищити долю плавлення шихти наповнювача осердя СПД, що знизить хімічну неоднорідність наплавленого металу і вміст в ньому неметалічних включень.

## **3D-ФОРМУВАННЯ МЕТОДОМ ВАКУУМНОГО ВИДАЛЕННЯ ПІСКУ**

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

Необхідність проектування та виготовлення модельно-стрижневої оснастки є недоліком традиційного виготовлення ливарних піщаних форм і стрижнів, без чого обходиться метод 3D-виготовлення форм на верстатах з ЧПУ. Але як 3D-метод впровадити у вакуумну формовку (ВФ) з піску без зв'язувального? ВФ описана в монографії [1]. Відомий спосіб 3D-деформації сипкого вакуумованого піску (пат. 77595 UA, 2013) як приклад принципу 3D-видозміни виробів з герметично покритого плівкою вакуумованого піску поки той знаходиться без зв'язувального. Додаючи потім під плівку воду, можна виробляти бетонні вироби, проте виготовити так ливарну форму проблематично. Тому у відділі О. Й. Шинського створено спосіб формування (пат. 150306 UA, 2021) ливарної порожнини при ВФ на верстаті з ЧПУ шляхом видалення піску з заповненої ним опоки крізь всмоктувальну трубку пілососа з насадкою. При цьому залишковий тиск повітря на вході якої підтримують нижчим, ніж залишковий тиск повітря в порах вакуумованого формувального піску; можуть виконувати повороти насадки та регулювання перерізу її отвору, створювати вібрацію насадки, по додатковому трубопроводу регульований потік очищеного від піску повітря направляти на поверхню піску, з якої його видаляють, або по такому ж трубопроводу на поверхню для видалення піску направляти потік нагрітого чи охолодженого нижче 0 °С повітря. При видаленні чи після видалення піску поверхню утвореної робочої порожнини форми можуть повністю чи частково покривати герметизуючим чи зв'язувальним матеріалом, протипригарним покриттям, синтетичною плівкою, чи шаром піщаної суміші або покриттям із функціональними властивостями (для зміни шорсткості, кольору поверхні чи хімічного складу шару вилівка тощо). Таким чином, не деформуючим, фрезерним чи екструдерним пристроєм на верстаті з ЧПУ, а пристроєм, що вакуумує, при ВФ

виконують 3D-формоутворення у сипкому піску форми. При впливу на поверхні піщин пониженого газового тиску з боку вакумованої піщаної форми і ще більш низького - з боку введеної в контакт з піщиною насадки пілососа, відбувається деформація зсуву піщин в напрямку меншого тиску, а потік повітря в отвір насадки пілососа захоплює і транспортує піщини по його трубопроводу. Невисокий рівень вакууму форми, але достатній для утримання без осипання (оповзання) піщинок під дією сил тяжкості, полегшує формоутворення методом відсмоктування піщин пілососом з досить невисоким вакуумом. Пропорційні залежності впливу величини вакууму на міцність і твердість сипкого піску при ВФ дозволяють рівнем вакууму у порах кварцового піску регулювати міцність матеріалу форми ( $\sigma_v$  від 0 до 0,45 МПа) і твердість піщаної стінки форми (від 0 до 94 НВ) [1], що використано при видаленні піску крізь вакуумну насадку пілососа.

Формовку проводять після термодеструкції частини плівки на плоскій поверхні форми при ВФ. Піщинки стінок новоутвореної робочої порожнини в непорушному стані утримує перепад тиску, зумовлений опором фільтрації повітря, що утворює градієнт тиску по товщині форми [1]. До цього додаються сили внутрішнього тертя ущільненого вібрацією піску в стінках утвореної робочої порожнини форми, а також склеювання продуктами термодеструкції синтетичної плівки в порах піску, якою на початку формовки покривали пісок форми. Насадка пілососа рухається верстатом з ЧПУ, що функціонує у форматі файлів 3D-пристроїв відповідно до сучасного розвитку 3D-технологій.

Вібрація (швидке повторно-змінне навантаження) торця насадки, що торкає піщини, зрушує піщини шляхом тонкого ковзання по окремих поверхнях у зерновому середовищі піску, полегшує відрив від форми і засмоктування їх пілососом. Потік повітря по додатковій трубці в зону видалення піску також полегшує відрив піщин з поверхні форми. Поворотом насадки або зміною перерізу її вхідного отвору регулюють інтенсивність чи швидкість відбирання (засмоктування) матеріалу з утворюваних стінок робочої порожнини різної геометрії. Отвір насадки закривають при переміщенні її над поверхнею форми, відкривають на розмір усмоктування або лише пілоподібних часток, або найкрупніших піщини, або максимально відкривають для найбільшого потоку піску в повітрі. Таке регулювання дозволяє 3D-обробку порожнин різних конфігурацій з різною інтенсивністю і чистотою поверхні порожнин форм різних геометричних розмірів.

При видаленні піску чи зразу після цього поверхню утвореної робочої порожнини вакуумованої форми доцільно повністю чи частково покривати герметизуючим чи зв'язувальним матеріалом для міцної фіксації поверхні. Протипригарне покриття (фарбу) з дрібнозернистим вогнетривом і зв'язувальним матеріалом, яке наносять у вигляді аерозолю або спрею на поверхню утвореної порожнини водночас може мати як герметизуючі, зв'язувальні так і протипригарні властивості. Нанесення води на таку



поверхню, як слабкого зв'язувального компоненту завдяки добрій змочуваності кварцового піску, можна вважати зв'язувальним покриттям, а за певної концентрації в піску – і герметизуючим матеріалом.

Заморожування такої води посилює дію обох останніх операцій, для чого на поверхню змоченого піску можуть направляти по трубопроводу потік охолодженого нижче 0 °С повітря. А подачею нагрітого повітря можна виконати часткову деструкцію покривної плівки чи зв'язувального льодяного компоненту в піску для формоутворення в ньому елементів робочої порожнини. Покривання плівкою в нагрітому стані до пластичного стану доречно для крупних форм з габаритами до кількох метрів на час переналадки верстату з ЧПУ. Описані операції урізноманітнюють варіанти способу, їх можна змінювати в процесі вакуумної 3D-обробки форми в залежності від застосовуваних режимів та інструменту, а зміною величини вакууму у формі і пирососі – регулювати швидкість і тривалість такого формоутворення при ВФ.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Минаев А. А., Ноткин Е. Б., Сазонов В. А. Вакуумная формовка. М. : Машиностроение, 1984. 216 с.

## МЕТАЛОВИРОБИ ДЛЯ УКРАЇНИ З ЗАВОДУ В ПЕНСІЛЬВАНІЇ, США

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

Телеканал CNN зі США в лютому 2023 року показав відео-репортаж з заводу в м. Скрантоні, штат Пенсільванія, на якому випускається металопродукція для військової перемоги України [1]. Основні технологічні процеси полягають в тому, що сталеві заготовки нагрівають струмами високої частоти (ККД становить 60–65 % [2]), обробляють тиском на автоматичному кувальному обладнанні, піддають термічній та механічній обробкам. На рис. 1 показано момент установки маніпулятором нагрітої заготовки для деформування на кувальному молоті, а також стелажі упакованих виробів калібру 155 мм.



Рис. 1. Встановлення нагрітої заготовки для кування на молоті, а також стелажі з продукцією калібру 155-мм на Скрентонському армійському заводі, США [1]

Завод працює на повну потужність і випускає близько 11 000 одиниць продукції на місяць. Це може здатися багато, але українські військові часто випускають стільки снарядів лише за кілька днів. Пентагон поспішає переозброїтися, розпочавши найбільше зростання виробництва боєприпасів за десятиліття, армія планує збільшити виробництво артилерійських снарядів на 500 % з 15 000 на місяць до 70 000, заявив начальник відділу закупівель армії Дуг Буш [1]. Більшу частину цього збільшення буде виконано заводом у Скрентоні, на який припадає велика частка постачання артилерійських снарядів в Україну.

У січні Д. Буш заявив журналістам, що армія буде новий завод у Гарленді, штат Техас, з виробництва артилерійських снарядів, а існуючий завод розширюється в Міддлтауні, штат Айова, який збирає, пакує та відвантажує 155-міліметрові снаряди. США та їхні союзники стикаються з гострою проблемою – Україна спалює боєприпаси швидше, ніж США та НАТО можуть їх виготовити. Крім того, США мають багато працювати над відновленням власних запасів, які в очах деяких експертів залишилися небезпечно низькими через війну Росії в Україні [1].

Пентагон намагається пришвидшити ситуацію, частина цих зусиль передбачає зміну способу організації замовлення на роботу для великих оборонних підрядників країни. Військові часто працюють за контрактами з року в рік, що ускладнює галузевим партнерам планувати наперед виробництво та робочу силу, щоб задовольнити потреби, які їм висуває армія. Д. Буш сказав, що Міністерство оборони розглядає довгострокові контракти. За його словами, семирічний контракт, наприклад, дозволить промисловості планувати свою робочу силу та виробництво на довгострокову перспективу, а не працювати рік у рік.

Аналізуючи відео [1], автори цих тез вважають, що нічого такого складного в показаній технології виготовлення снарядів нема, щоб її не можна було налагодити на українському заводі. Наприклад, фахового рівня персоналу, наявності крупних ковальського та двох ливарних цехів колишнього київського заводу «Більшовик», на якому обидва автори працювали

свого часу, було б достатньо для організації на ньому випуску снарядів та інших артилерійських боєприпасів під час роботи цього підприємства.

До цього висновку доречно додати тезу з інтерв'ю Першого віце-прем'єр-міністра України – Міністра економіки України Ю. Свириденко про те, що уряд ставить питання перед західними партнерами про трансфер військових технологій, аби максимально швидко налагодити виробництво усіх основних видів озброєння: від протиповітряної оборони до бронетехніки, ракет, стрілецької зброї, боєприпасів, літаків та кораблів [3].

Наше завдання – сформуванню потужний військово-промисловий комплекс, ключова вимога – локалізація виробництва не менше 60 %. Україна робитиме ставку на military-tech. В цьому прикладом для наслідування може бути Ізраїль, який демонструє, як високі військові технології можуть стати двигуном цивільної економіки [3].

### ЛІТЕРАТУРА

1. *H. Britzky, O. Liebermann. Ukraine is burning through ammunition faster than the US and NATO can produce it. Inside the Pentagon's plan to close the gap. CNN. February 17, 2023. URL: <https://edition.cnn.com/2023/02/17/politics/us-weapons-factories-ukraine-ammunition/index.html>.*
2. *Афтандіянц Є. Г., Зазимко О. В., Похиленко Г. М. Технологія обробки металів і сплавів тиском. Київ: Видавничий центр НУБіП, 2020. 60 с.*
3. *Свириденко Ю. А. Як буде відновлюватися Україна? 21.04.2022. URL: <https://www.pravda.com.ua/columns/2022/04/21/7341214/>.*

# ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ РОЗМІНУВАННЯ З ЛИТИМИ МОДУЛЯМИ

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

У складі фінської допомоги Україні передано танки Leopard 2R для розмінування [1] (рис. 1). Навчання щодо їхньої експлуатації та обслуговування також бере на себе фінська сторона.



Рис. 1. Танк Leopard 2R в похідному стані і при розмінуванні [1]

Враховуючи плани уряду України щодо розширення виробництва озброєння, запропоновано конструкцію мінного тралу на основі модульних деталей, зокрема вилитих з високоміцного чавуну (рис. 2) [2]. Передній ряд тралу складають литі модулі на валу. Модулі мають плужки та відбійні щитки, обертаються при вибухові, гасячи енергію при ударі об землю, складаються з деталей такої маси, що їх нескладно замінювати в польових умовах. У роботі [2] описано конструкції деталей модуля, режими їх лиття і термообробки.



Рис. 2. Макет мінного тралу і види бронетехніки для його застосування

## ЛІТЕРАТУРА

1. Бальчос А. На українські ниви спочатку вийдуть танки з Фінляндії. 24.03.2023. URL: <https://armyinform.com.ua/2023/03/24/na-ukrayinski-nivu-spochatku-vyjdut-tanku-z-finlyandiyi/>.
2. Дорошенко В. С., Янченко О. Б., Лисий М. В. Литі модульні трали та перспективні методи виготовлення виливків для землерийної та ґрунтообробної техніки // Вісник машинобудування та транспорту. 2022. № 2. С. 23–29. Doi: 10.31649/2413-4503-2022-16-2-23-29.

# ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗМІННОГО ГАЗОВОГО ТИСКУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТИХ ВИРОБІВ СИСТЕМИ Al-Si

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю. (м. Дніпро, УДУНТ)

Фізико-механічні властивості литого металу залежить від цілого ряду чинників різної значимості [1]. Тому розробка досить універсальних технологічних процесів, вкладених у зниження непродуктивних втрат металу з одного боку, і підвищення його якості - з іншого, незмінно є актуальним завданням технологів і дослідників.

Найбільш високі та стабільні за перерізом виливків властивості зазвичай досягаються при отриманні однорідної та дрібнозернистої структури [2]. Чим дрібніші розміри первинних кристалів, тим вищий ряд важливих експлуатаційних та технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу [3].

Одним із найпоширеніших засобів досягнення цієї мети є модифікування [4]. Крім того, до методів активного впливу на формування структури зливків і виливків можна віднести процеси, пов'язані із застосуванням тиску, введення в розплав пружних коливань, вплив концентрованими джерелами енергії. При цьому зазначені процеси мають, у тому числі, певну технологічну специфіку, мають свої переваги і недоліки.

Ефективний спосіб зміни морфології фаз, що кристалізуються - їх затвердіння в різко нерівноважних умовах. У цьому створюються умови подрібнення зерна, значного розширення розчинності у твердому стані, придушення зростання грубих включень первинних інтерметалідів.

Одним з ефективних способів впливу на метал, що кристалізується, є, зокрема, газодинамічний вплив [5–8]. При здійсненні такого процесу до початку подачі газу на поверхні робочої порожнини ливарної форми повинен сформуватися шар твердого сплаву такої товщини, який може забезпечити герметичність системи аж до повного затвердіння виливки.

У лабораторії сучасних матеріалів Аріельського університетського центру (Ізраїль) спільно зі спеціалістами кафедри ливарного виробництва Національної металургійної академії України було проведено дослідження впливу змінного газового тиску на структуроутворення металу виливків із сплаву А356. Результати лабораторних досліджень показали підвищення механічних властивостей литого металу та зниження пористості циліндричних виливків із сплаву А356 діаметром 50 мм та висотою 100 мм. У порядку технологічних операцій виготовлення виливки були включені такі етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200, введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливки з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15–0,2 МПа, подальше нарощування тиску до 1,3–1,4 МПа та витримка під тиском до повного за-

твердіння виливки Наведені дані свідчать про те, що в результаті газодинамічного впливу вдалося подрібнити структурні складові, внаслідок чого збільшилися на 20–25 % пластичні властивості литого металу і на 8–12 % збільшилася його щільність. Таким чином, газодинамічний вплив на затвердіває метал дозволяє досягти ефекту модифікування, який може бути значно посилений введенням в розплав додаткових центрів кристалізації у вигляді відповідних традиційних модифікаторів або нанокристалічних порошків, одержаних методами механохімії. При цьому можливе зниження кількості модифікатора, що витрачається.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М. : Металлургия, 1979. 640 с.
2. Ларионов Г. В. Вторичный алюминий. М. : Металлургия, 1967. 271 с.
3. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования сплавов. Мн.: Технопринт, 1999. 272 с.
4. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов: Новые материалы и технологии в машиностроении-2005 : сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. / Брянск : БГИТА. 2005. С. 17–23.
5. Селиверстов В. Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла отливок // Сучасні проблеми металургії : наукові праці. Днепропетровск : Системные технологии. 2007. Том 10. С. 25–35.
6. Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла / Вісник ДДМА. 2009. № 1 (15). С. 267–273.
7. Калиниченко А. С., Бергманн Г. В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. Мн. : Технопринт, 2001. 367 с.
8. Доценко Ю. В. Застосування перспективної комплексної технології для підвищення механічних властивостей литих виробів зі сплавів системи Al-Si // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2008. №4/1 (34).– С. 27–29.

# ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У СПЛАВАХ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ In–Mg(Ca)

Дудник А. С., Романова Л. О., Романенко О. М., Судавцова В. С.  
(м. Київ, ІПМ НАНУ ім. І. М. Францевича),  
Кудін В. Г. (м. Київ, КНУ імені Тараса Шевченка)

Сплави на основі магнію з добавками кальцію та індію важливі для автомобіле- і авіабудування, завдяки їх низькій густині. Індій є складовою частиною напівпровідникових матеріалів та міститься у новому класі безсвинцевих припаїв. Дані про термодинамічні властивості різних фаз, і зокрема рідкої, необхідні для науково обґрунтованої розробки методів одержання зазначених матеріалів і сплавів. Тому метою даної роботи є дослідження методом калориметрії ентальпій змішування розплавів системи In–Mg в інтервалі складів  $0 < x_{Mg} < 0,3$  і  $T = 961 \pm 1$  К, а також In–Ca при  $0 < x_{Ca} < 1$  і  $T = 1140\text{--}1240$  К і створення термодинамічної моделі для другої, що описує наші та літературні експериментальні дані, у тому числі її діаграму стану (рис. 1). Термодинамічні властивості рідкої фази системи In–Mg на даний час досліджено різними методами і оптимізовано в [1]. Співставлення визначених нами і оптимізованих в [1]  $\Delta H$  показало, що вони узгоджуються між собою в межах експериментальної похибки ( $\Delta H_{\text{мін}} = -6,7$  і  $-7,7 \pm 0,5$  кДж/моль).

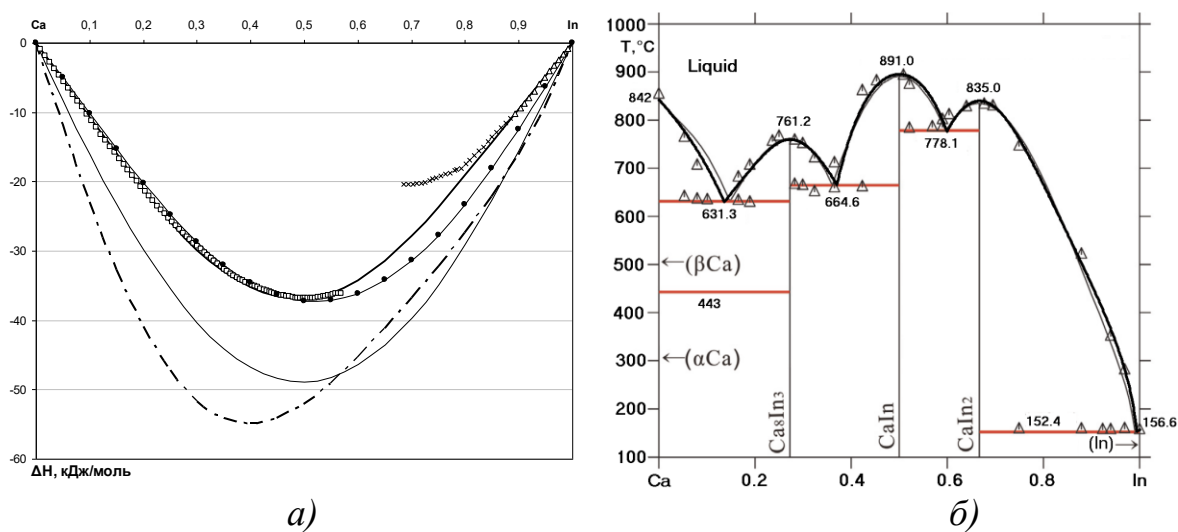


Рис. 1. Ентальпії змішування розплавів системи Ca–In (а), (символи – наші дані; лінії – літ. дані). Діаграма стану системи Ca–In (б), (наш ліквідус – жирна лінія).

Розраховані активності компонентів виявляють великі від’ємні відхилення від закону Рауля. Згідно з моделлю ІАР, у розплавах найбільші концентрації досягаються для найпростішого асоціату CaIn. Ми співставили деякі властивості для систем In–ЛЗМ, одержані нами і взяті з літератури.

Встановлено, що ентальпії змішування розплавів всіх систем є екзотермічними, а інші термодинамічні властивості – від’ємні. Вони обумовлені розмірними і електрохімічними факторами. Найменша енергія взаємодії між різнойменними атомами характерна для розплавів системи In–Mg, що викликано малими значеннями  $\Delta\chi$ . Оптимізована термодинамічна модель сплавів системи Ca–In у широкому концентраційно-температурному інтервалі здебільшого підтверджують результати моделювання іншими авторами.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Wang J., Hudon P., Kevorkov D., Chartrand P., Jung In-Ho, Medraj M. *Thermodynamic and Experimental Study of the Mg-Sn-Ag-In Quaternary // J. of Phase Equilibria and Diffusion. Vol. 35, No. 3, 2014*

## ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ДИФУЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ТЕРТЯ

Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М. (м. Краматорськ, ДДМА)

Заміна легованих сталей вуглецевими, підданими хіміко-термічній обробці, є актуальною проблемою промисловості. Це дозволить зменшити використання легуючих елементів, дефіцит яких з кожним роком зростає, значно понизить собівартість виготовлення виробів. Застосування хіміко-термічної обробки при поверхневому легуванні дозволяє значною мірою змінювати властивості вуглецевих сталей і отримувати позитивні результати в підвищенні експлуатаційної надійності виробів. Дуже перспективним є трикомпонентне насичення, яке дозволяє змінювати структуру і властивості поверхневих шарів в широких межах при енергозбережливому, одноразовому, комплексному насиченні усіма компонентами. Розробка оптимальних режимів поверхневого легування сплавів одночасно бором, хромом та алюмінієм при хіміко-термічній обробці в порошкових сумішах є актуальним завданням, яке представляє теоретичний і практичний інтерес. У літературі є дані про застосування як одночасного, так і послідовного насичення бором, хромом і алюмінієм вуглецевих сталей для зміцнення деталей машин і інструменту, проте відсутні системні дані про застосування виробів виготовлених з вуглецевих сталей з одночасним використанням бору, хрому та алюмінію у покриттях в умовах абразивного тертя.

Метою роботи є дослідження поверхневих шарів отриманих комплексним легуванням у порошках на основі бору, хрому та алюмінію в умовах ударно-механічного тертя.



В якості матеріалу для досліджень використали сталь 45 та Ст3 стандартного складу. В якості складових насичуючої суміші, застосовували порошки карбїду бору, ферохрому, оксиду алюмінію, і кріолїту в якості активатора. Насичення зразків проводили у металевому контейнері з плавким затвором при температурі 1000°C з витримкою 5 год.

Випробування на абразивну зносостійкість здійснювали за наступною методикою. Сталевий зразок перерізом 15 × 15 мм, поміщений в утримувач із затиском, піддавався зносу торцем об закріплені абразивні частки під дією навантаження 0,44 Н/см<sup>2</sup>. В якості абразивного матеріалу використовували стрічку електрокорунду КК18ХВ 25Н. Розмір абразивних часток 315–250 мкм. Стрічку закріплювали на горизонтальному диску діаметром 200 мм. Диск обертався електродвигуном із швидкістю 960 об/хв. Зразок в процесі випробувань в радіальному напрямі був нерухомим. Через кожні 15 хвилин випробувань проводилась заміна абразивної стрічки. Шлях тертя випробовуваного зразка за 15 хвилин складає 6,78 км. В якості критерію зносостійкості приймали відносний знос щодо втрачання ваги. Масу зразків визначали через кожні 15 хвилин випробувань шляхом зважування зношених зразків на аналітичних вагах з точністю до 0,001 г.

В результаті випробувань в умовах абразивного зносу по закріплених частках а якості матеріалу дослідження були вибрані зразки, виготовлені із сталі Ст3 перерізом 15 × 15, піддані цементації з подальшим гартуванням і низьким відпуском, а також зразки після поверхневого насичення бором і хромом, та бором, хромом і алюмінієм.

Цементована, а потім загартована і низьковідпущена сталь (поверхнева твердість 57 HRC) в процесі випробування досягає катастрофічного зносу за 0,5 год. За однакових умов випробувань катастрофічний знос поверхні борохромованого зразку з тієї ж сталі досягає за 1,25 год, та борохромоалітованого зразку – за 2,25 год. З цього виходить, що при випробуваннях в умовах абразивного зносу по закріплених частках останній зразок у багато разів перевищує зносостійкість цементованого зразку. Це обумовлено тим, що поверхневий шар після насичення бором і хромом має твердість Н<sub>100</sub> 14800 МПа і глибину 0,19 мм, а шар після насичення бором, хромом та алюмінієм при твердості близький до Н<sub>100</sub> 17770 МПа має глибину 0,25 мм, що забезпечує підвищену абразивну зносостійкість.

Також показано, що на структуру, як наслідок і на властивості, трикомпонентних шарів впливає не лише зміст компонентів в суміші але і застосування активатора в якості прискорювача дифузії елементів в сталь. Застосування в якості активатора кріолїту сприяє утворенню на поверхні вуглецевих сталей шарів, що відрізняються високою зносостійкістю в порівнянні з одно, або двокомпонентними шарами.

Для перевірки на працездатність отриманого шару після насичення бором, хромом та алюмінієм в умовах ударно-механічного зносу була вибрана прес-матриця із сталі 45 для опресовування полімерних лінійних ізоляторів ЛК70-35.

Внутрішній отвір прес-матриці піддавався насиченню у порошковій суміші одночасно трьома елементами при температурі 1000°C з послідовним охолодженням разом з піччю.

Після ХТО робоча частина деталі прес-матриці піддавалась нагріву до 850°C, витримувалася при цій температурі годину, а потім проводили гартування у мінеральному мастилі та відпуск при 200 °C.

Отримана поверхня після гартування і низькотемпературного відпуску зберігала високу твердість і не має помітних тріщин. Основний метал сталі 45 має твердість 40-42 HRC. У мікроструктурі поверхневого шару спостерігаються бориди заліза і бориди хрому, розташовані у вигляді прожилків усередині бориду заліза та твердий розчин. По периметру голок бориду на межі з основним металом спостерігаються карбобориди, які мають після теплового травління помаранчевий колір.

У результаті експлуатації прес-матриці після комплексного насичення В, Cr і Al робочої частини, її стійкість перевищила в 3 рази, стійкість прес-матриці, виготовленою за звичайною технологією із застосуванням гартування і низькотемпературного відпуску.

## **МЕТОДИКА ВИБОРУ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ**

Євтушенко С. Д., Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С.  
(м. Харків, НТУ «ХП»)

На сьогоднішній день існує цілий спектр прогресивних технологій виготовлення деталей для машинобудування: порошкова металургія, застосування композиційних матеріалів, пластично деформованих та зварних заготовок, а також виробів із пластмас, ливарне виробництво. Проте роль ливарного виробництва в сучасному машинобудуванні не тільки не зменшується, а навпаки, зростає.

На сьогоднішній день існує цілий спектр прогресивних технологій виготовлення деталей для машинобудування: порошкова металургія, застосування композиційних матеріалів, пластично деформованих та зварних заготовок, а також виробів із пластмас, ливарне виробництво. Проте роль ливарного виробництва в сучасному машинобудуванні не тільки не зменшується, а навпаки, зростає.

При динаміці цін на енергоносії і матеріали, що складається, це обумовлено низкою безперечних переваг ливарного виробництва в порівнянні з іншими технологічними переділами.

1. Виливки геометрично максимально наближені до деталей.

2. Відходи металу в стружку у литих заготовок у 1,5–2,0 рази менші, ніж у деталей, виготовлених із прокату. При цьому понад 30 % загального випуску виливків застосовують без механічної обробки. Коефіцієнт використання металу в заготівлі для литих заготовок становить у середньому 60 %, тоді як у поковок – 30 %. Сучасні ливарні технологічні процеси дозволяють підвищити коефіцієнт використання металолитих заготовок до 90–100 %.

3. Сумарна енергоємність при виготовленні деталей з литих заготовок у 2-6 разів менша, ніж при використанні інших технологій.

4. Застосовувані у ливарному виробництві способи формоутворення відрізняються великою економічністю та універсальністю. Литтям можна отримувати заготовки практично будь-якої конфігурації та з будь-яких сплавів без істотних обмежень за масою та габаритними розмірами.

5. Є можливість у широких межах підвищувати експлуатаційну міцність заготовок за рахунок перерозподілу маси металу, застосування різних ребер, бобишок, припливів. Литі заготівки мають, як правило, більшу жорсткість, ніж зварні.

6. Литі заготівлі на відміну від інших видів заготовок мають нижчу собівартість.

7. Для ливарної технології характерна органічна орієнтованість на організацію замкнутого потокового автоматизованого виробництва.

Технологічний процес виготовлення виливки повинен відповідати певним технічним вимогам до деталей та литих заготовок. Технічні вимоги регламентуються кресленням деталі, технічними умовами, державними та іншими стандартами. У них встановлюються вимоги до хімічного складу та механічних властивостей сплавів, геометричної форми та розмірів виливків, стану зовнішньої та внутрішньої поверхні, отримання у виливках відповідних структур як по крупності зерна, так і по фазовому складу, вимоги до способів виявлення та виправлення поверхневих та внутрішніх ливарних дефектів [1]. Разом з цим ставиться завдання отримання виливків з мінімальним припуском на механічну обробку та мінімальною їх вартістю.

У даний час для отримання необхідних експлуатаційних властивостей виливків застосовують різноманітні способи впливу на рідкі металеві розплави: термочасову обробку, модифікування, введення дисперсних інокуляторів (суспензійне лиття), перемішування розплаву, продування газами, обробку його флюсами та шлаками, вакуумування, вплив магнітних та інше.

Переважає більшість виливків одержують вільною заливкою сплаву з ковша під впливом гравітаційного поля. Однак безперервно збільшується роль процесів, заснованих на спеціальних способах заливання: під впливом регульованого перепаду тисків - лиття під низьким тиском, лиття вакуумним всмоктуванням, лиття з протитиском і під високим поршневым або компресійним тиском до 15 МПа – лиття під тиском, лиття за допомогою електромагнітних насос [2].

Для інженерів-технологів важливо мати об'єктивні критерії оцінки технологічної складності одержання виливків з метою вибору оптимальних технологічних рішень при виробництві, вибору матеріалів, обладнання, що застосовуються, тощо.

Якщо розглядати вилівок як об'єкт виробництва, то він має низку об'єктивних параметрів, які можуть бути виміряні, підраховані тощо. Бажано при аналізі технологічної складності виливки оперувати саме цими даними для одержання об'єктивної оцінки. умов праці в основних виробництвах при обробці металів показує, що при правильній експлуатації обладнання, дотриманні технологічних регламентів, своєчасному профілактично-попереджувальному ремонті та ефективній роботі вентиляції санітарно-гігієнічні умови праці здебільшого відповідають допустимим нормам.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Berlizieva, T., Yevtushenko, S., Vorobyov, M. (2023). *An Increase in the Technological Properties of Mixtures in the Foundry Industry: A Novel Approach*. In: Ivanov, V., Pavlenko, I., Liaposhchenko, O., Machado, J., Edl, M. (eds) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing VI. DSMIE 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Cham. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-32774-2\\_25](https://doi.org/10.1007/978-3-031-32774-2_25)
2. Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. Краматорськ : ДДМА, 2021. 96–97 с.

# ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ З ПІДВИЩЕНИМИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИМИ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Іванов В. Г., Сажнів В. М., Малий О. В.  
(м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка»)

Ливарні високомарганцеві аустенітні сталі відрізняються високими показниками зносостійкості та фізико-механічних властивостей, що дає змогу застосовувати їх для відповідальних деталей в гірничій техніці, на транспорті та інших галузях. Однак висока об'ємна усадка та схильність до утворення усадкових дефектів суттєво ускладнює технологію виробництва виливків з цієї сталі, не дозволяє в повній мірі забезпечити високу зносостійкість та знижує конкурентоздатність виробів. Тому вдосконалення технологічних процесів лиття з високомарганцевої сталі залишається актуальною задачею сучасного ливарного виробництва. Використання оптимального модифікування сталі, раціональне конструювання литниково-живильної системи, забезпечення спрямованого твердіння виливків, строгий контроль за технологічними параметрами лиття та ливарної форми є суттєвим резервом покращення якості виливків із високомарганцевої сталі.

Вивчали вплив модифікування на фізико-механічні властивості та зносостійкість зразків з високомарганцевої сталі 110Г13Л, а також різних варіантів живлення термічних вузлів виливків за традиційною технологією та з використанням екзотермічного обігріву надливів для підвищення суцільності і однорідності металу, зменшення пористості та дефектів усадки.

Випробування впливу модифікування проводили на литих зразках, загартованих у воді з температури 1050 °С. Сталі виплавляли в індукційній тигельній печі з основною футеровкою. Вміст основних елементів хімічного складу підтримувався на середньому рівні в межах ДСТУ 8781:2018 для сталі 110Г13Л. Розкислення сталей проводили алюмінієм із розрахунку його залишкового вмісту в металі 0,015...0,020 %. Для модифікування високомарганцевої сталі використовували модифікатори: титан у кількості 0,05...0,15 %, ванадій – 0,10...0,15 %, кальцій – 0,05...0,1 % (в перерахунку на металевий, із силікокальцію), РЗМ – 0,02...0,04%. Вплив модифікаторів досліджували в умовах порційного розливання рідкого металу. Для кожного варіанту модифікування визначали механічні властивості, ударно-абразивну зносостійкість, щільність.

Випробування механічних властивостей проводили на розривній машині марки УРМ-50 і маятниковому копрі МК-30А. Визначення ударно-абразивної зносостійкості проводили з використанням лабораторного кульового барабану за відношенням втрат маси еталонних та дослідних зразків. Еталонні зразки виготовляли із сталі 110Г13Л, розкисленої алюмінієм.

Для визначення щільності сталі був застосований метод гідростатичного зважування.

Дослідження показали, що найбільш ефективно підвищення механічних властивостей та ударно-абразивної зносостійкості високомарганцевої сталі забезпечували: титан при його вмісті в металі 0.05...0.15 %, ванадій – 0.10...0.15 % та сумісні присадки алюмінію, титана і ванадію з остаточною вмістом у вказаних межах. Суттєве підвищення механічних властивостей було отримано також при модифікуванні кальцієм в кількості 0.05...0.1%. Також модифікування значно підвищує щільність металу. Найбільш ефективно модифікування РЗМ та ванадієм. У меншій мірі щільність підвищується при модифікуванні титаном та кальцієм (табл.1). Металографічний аналіз підтвердив, що покращення фізико-механічних властивостей пов'язано з подрібненням зерен аустеніту – чим менше зерно, тим вище рівень властивостей. А підвищення щільності відбувається зі збільшенням ступеня розкислення сталі та її дегазації.

Таблиця 1 – Вплив модифікування на властивості сталей 110Г13Л

№ плавки	Модифікатор	Механічні властивості			Щільність $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Ударно-абразивна зносостійкість, $\varepsilon$
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>		
1	Al	810	32,7	2,12	7,8050	1,00
2	Al+Ti	834	33,4	2,33	7,8116	1,06
3	Al+Ca	842	34,9	2,24	7,8110	1,03
4	Al+РЗМ	826	31,4	2,04	7,8188	1,07
5	Al+V	831	33,7	2,31	7,8160	1,08
6	Al+Ti+V	851	34,1	2,35	7,8139	1,10

Як і слід було очікувати, зі збільшенням щільності високомарганцевої сталі ( $\rho$ ) збільшується її зносостійкість ( $\varepsilon$ ). Причому між цими показниками існує прямо пропорційна залежність.

$$\varepsilon = 6,1\rho - 46,6; \quad R = 0,8. \quad (1)$$

Аналіз діючих технологічних процесів виготовлення виливків із високомарганцевої сталі 110Г13Л та їх вдосконалення проводили з використанням комп'ютерного моделювання та сучасних програмних комплексів. Комп'ютерне моделювання процесів заливки та твердіння промислових виливків з високомарганцевої сталі (передньої стінки ковша екскаватора, зуба ковша, конусів дробарок та ін.) за різними варіантами литниково-живлячої системи показало, що одним з найбільш перспективних способів

підвищення щільності, зниження пористості металу є використання екзотермічних вставок для надливів. Промислове опробування розроблених вдосконалень на низці вітчизняних підприємств дозволило знизити «безкорисні» витрати металу на надливи на 40...50 %, а також підвищити вихід придатного.

Таким чином, вдосконалення технології виробництва виливків з високомарганцевої сталі за рахунок модифікування і використання екзотермічних вставок для надливів суттєво покращує щільність і герметичність металу, сприяє підвищенню зносостійкості та механічних властивостей.

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВІБРАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОХРОМИСТОГО СПЛАВУ ЗАЛІЗА**

Івахненко Є. І., Парахневич Є. М.  
(м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка»)

Метою даної роботи є – вивчення впливу режимів вібрації (частоти та амплітуди) на властивості високохромистого сплаву марки 100X27H3C2Л. Хімічний склад вказаного сплаву знаходиться в межах промислового випробування : 0,8–1,4 % С, 15,0–28,0 % Cr, 2,0–4,0 % Ni, 0,8–3,0 % Si, Fe – залишок.

Рідкий метал виплавляли у печі ICT – 0,06 з основною футеровкою. Температура металу у печі перед заливкою складала 1470...1490 °С. Сплав заливали у кокілі для отримання відливок розмірами 115 × 115 × 115 мм та експериментальних відливок порогових плит і без болтових полок печей спікання глинозему.

Зовнішній вплив проводили механічним вібратором інерційного типу ВКСР – 200, закріплювали кокілі на вібраційний стенд з вже заданими параметрами. Досліджувані межі частоти коливання форми складала 60–190 Гц, амплітуда вібрації 0,2...0,01 мм. Визначали густину, твердість і міцність металу досліджуваних плавок.

Результати випробувань показали, що для високохромистого сплаву використання вібрації забезпечує підвищення густини та міцності при деякому підвищенні твердості.

Встановлено, що для високохромистого сплаву (100X27H3C2Л) оптимальні параметри вібрації – частота 70 Гц, амплітуда до 0,2 мм.

Металографічне дослідження структури металу литих у кокілі зразків показали, що вплив вібрації проявляється у різкій зміні зерен фериту, більш

рівномірному розподілу карбідів у матриці, глобуляризації та дроблення неметалевих включень. Протяжність зони стовбчастих кристалів зменшується в 3–4 рази порівняно з аналогічними зразками, залитими у кокіль без накладення вібрації. Середній розмір рівновісних кристалів зменшується при цьому у 2–3 рази. Результати дослідження дозволили вивчити процеси коалесценції та сфероїдазації карбідів. Коалесценція карбідних часток починається разом з їх сфероїдазацією, та продовжується і після її завершення. Однак з більшою швидкістю вона йде тільки при високих температурах, коли дифузійна рухомість елементів стає більшою.

Спеціально проведені дослідження показали, що оптимальна товщина стінок, забезпечує найвищу ефективність впливу вібрації. Для високохромистого сплаву товщина стінок складає 70...90 мм.

Результати проведених експериментів, підтверджують дані [1–3] по досліджуваному питанню, дозволяє припустити, що ефект зовнішнього впливу у значній мірі визначається декількома основними факторами. Один з цих факторів проявляється у тому, що коливання сприяють підвищеному контакту змочування розплавом поверхні форми та відповідно більш інтенсивному тепловідводу (більш ніж на 12 %) через стінку форми, що сприяє підвищенню швидкості кристалізації та подрібненню мікроструктури. У звичайних умовах поверхня розплавів покривається оксидною плівкою, знижуючи однорідність контакту розплаву з стінкою форми.

Вібрація інтенсивно руйнує оксидні плівки, підвищуючи цим змочування поверхні форми, у результаті швидкість охолодження розплаву підвищується та зерно фериту зменшується у 2–3 рази.

Другий фактор впливу вібрації на розплав – змішування шарів твердої та рідкої фаз, у результаті якого проходить подрібнення дендритів та поява рівновісних кристалів.

Природа вібраційного методу лиття полягає у тому, що рідкий метал у процесі власного затвердіння підвергається впливу змінних короткочасних динамічних імпульсів, викликаючи втрату його вагомості та змінним за цим стиснення сплаву за рахунок підвищення його ефективної ваги більш ніж у 2 рази порівняно з звичайними умовами. Цей ефект спостерігається до певної частоти впливу (для кожного сплаву своя частота) [4, 5], після чого відбувається втрата вагомості сплаву. При появі ефекту втрати вагомості посилюється ефект виділення розчинених газів та коагуляції включень, які при наступному імпульсі стиснення металу підсилено виштовхуються на поверхню рідкої ванни. Наявність імпульсного вакууму і подальшої компресії дозволяє умовно розглядати механізм впливу вібрації як з'єднання в малих обсягах вакуумної плавки і лиття під тиском.

Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок, що позитивна дія зовнішнього впливу на кристалізацію високохромистого сплаву ефективно проявляється при відливанні виробів з товщиною стінок понад 70 мм.



## ЛІТЕРАТУРА

1. Резник Б. И. Вибрация кристаллизаторов при непрерывном литье расплавов. *Металлы*. 1985. № 1. С. 59–63.
2. Гончаревич И. Ф. Теория вибрационной техники и технологии. М. : Наука, 1981. 218 с.
3. Вольдман Б. И. и др. Применение ультразвука при обработке цветных металлов / *Обработка цветных металлов*. М. : Цветметинформация, 1980. 69 с.
4. Липницкий А. М. Специальные способы литья. Л. : Машиностроение, 1983. 264 с.
5. Технология литейного производства. Специальные виды литья / Э.Ч. Гини, и др. М. : Изд. центр. «Академия», 2005. 352 с.

## ПЕРЕВАГИ ВИКОРИСТАННЯ ВОДНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ

Калюжний П. Б., Квасницька К. Г., Нейма О. В.  
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

В технології лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ), одним із найскладніших етапів є виготовлення керамічних ливарних форм, якість яких значно впливає на властивості та якість виливків. Кераміка оболонкових форм зазвичай складається з вогнетривкого наповнювача та зв'язувального компоненту, основна роль якого полягає в забезпеченні достатньої міцності керамічної форми в сирому та спеченому стані. Більшість українських підприємств в якості зв'язувальних компонентів для виготовлення керамічних форм використовують етилсилікати марок 32 та 40, тоді як за кордоном популярним є колоїдний кремнезем на водній основі [1]. Етилсилікат (ЕТС) у вихідному стані не має зв'язувальних властивостей. Для приготування зв'язувального розчину ЕТС піддають гідролізу та розводять спиртом до необхідної концентрації  $\text{SiO}_2$ . Одним із недоліків використання ЕТС як зв'язувального матеріалу є потреба в аміачному середовищі, яке використовується для прискореного сушіння кераміки.

При виробництві керамічних оболонкових форм на основі ЕТС випаровування спирту з резервуарів з суспензією і оболонок, що висихають, змушує встановлювати обладнання для уловлювання і зниження кількості шкідливих викидів. Також необхідно дотримуватися запобіжних заходів при транспортуванні та зберіганні суспензій на спиртовій основі, впровадити систему постійного контролю температури та вологості в сушильних відділеннях, так як суспензія схильна перетворюватися на гель. У разі перетворення суспензії на гель вона підлягає утилізації на рівні з іншими відходами виробництва. Методи виробництва оболонкових форм зі зв'язувальними компонентами на водній основі позбавлені цих екологічних та транспортних недоліків.

Зв'язувальний компонент колоїдний кремнезем (Colloidal Silica) є водною колоїдною дисперсією частинок кремнезему, що мають високу питому поверхню. Цей зв'язувальний компонент має певні недоліки, наприклад він погано змочує воскову поверхню, внаслідок чого керамічна суміш нерівномірно покриває воскову модель. Для підвищення змочуваності зв'язувальних компонентів на основі колоїдного кремнезему до їх складу вводять поверхнево-активні речовини, а також протипінні добавки. Через водну основу керамічні форми на колоїдному кремнеземі повільніше сохнуть. Скоротити час висихання між наступним нанесенням шару та остаточним часом висихання, тобто збільшити швидкість гелеутворення, можна фізично – підбором температури, вологості та швидкості руху повітря, або хімічно – зміною рН сполучного.

Колоїдний кремнезем на водній основі окрім «екологічності» має й інші переваги. Однією з найважливіших його особливостей є довгий термін служби суспензій на його основі та відсутність переходу в гелеву фазу (на відміну від ЕТС). Керамічні форми, виготовлені з використанням колоїдного кремнезему, мають вищу розмірну точність, ніж форми на етилсилікаті [2], також вони демонструють відмінні вогнетривкі властивості, високу термостійкість, гарну стійкість до термічного удару та невелику усадку.

Сучасні комерційні водні зв'язувальні компоненти, наприклад, Remasol, LUDOX та інші позбавлені вищезгаданих технологічних недоліків, мають тривалість сушіння шарів форми на рівні з ЕТС, забезпечують високу міцність керамічних оболонок у сирому стані та після прожарювання.

Керамічні форми, виготовлені з використанням водних зв'язувальних компонентів, забезпечують хорошу газопроникність. Результати досліджень [3] показують, що кераміка виготовлена з водного зв'язувального компоненту Remasol, демонструє вищу газопроникність у діапазоні температур від 25 до 950 °С порівняно з керамікою, виготовленою з спиртово-водної системи зв'язувальних компонентів. Це пояснюється більш високим відсотком відкритої пористості у керамічних зразках, виготовлених із застосуванням Remasol.

Водні зв'язувальні компоненти мають низьку в'язкість, що дає можливість введення більшої кількості вогнетривкого наповнювача. При цьому міцність керамічних оболонок збільшуються завдяки більшому співвідношенню наповнювача до зв'язувального компоненту.

Проведений порівняльний аналіз показує, що водні зв'язувальні компоненти мають такі переваги:

- легке приготування суспензії (ввести наповнювач в сполучне і розмішати до необхідної в'язкості);
- при сушінні оболонки набагато менш чутливі до умов сушіння, що дозволяє отримати міцну оболонку навіть при високій вологості та температурі (при швидкому випаровуванні розчинника оболонкова форма на етилсилікаті стає крихкою та розтріскується);
- при дотриманні технології покращується якість поверхні виливків, усуваються недоливи через високу газопроникність кераміки;

- при перервах у роботі не потрібно утилізувати раніше приготовлену суспензію (термін придатності готової суспензії за умови дотримання умов до 6 місяців);

- усуваються проблеми пожежної безпеки та питання очищення викидів, оскільки водні зв'язувальні компоненти не містять розчинників або летких речовин.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Kanyo J. E., Schafföner S., Uwanyuze R. S., & Leary K. S. (2020). An overview of ceramic molds for investment casting of nickel superalloys. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020. 40(15), 4955-4973. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.013>
2. Yan Q. S., Xiong X., Lu G., Wan H., Liu C. C., Wang F., & Zou X. Comparison of dimensional accuracy for different investment casting shells and binders based on selective laser sintering. *Applied Mechanics and Materials*. 2012. 120, 243-247.
3. Wisniewski P, Sitek R, Towarek A, Choinska E, Moszczyńska D, Mizera J. Molding Binder Influence on the Porosity and Gas Permeability of Ceramic Casting Molds. *Materials*. 2020. 13(12), 2735. <https://doi.org/10.3390/ma13122735>

## СТВОРЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО-АЛЮМІНІЙ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ІНФІЛЬТРАЦІЇ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ

Кивгило Б. В., Ямшинський М. М., Мініцький А. В.,  
Биба Є. Г., Мініцька Н. В., Лук'яненко І. В.  
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Створення матеріалів, що поєднують в собі комплекс різних характеристик є необхідним для багатьох галузей виробництва, через постійно зростаючі вимоги сучасного промислового комплексу. Розроблення технології отримання біметалів на основі системи залізо-алюміній представляє як науковий так і практичний інтерес через високі значення міцності та модуля пружності, високі тепло- та електропровідність і меншу питому вагу таких матеріалів [1]. Один із способів отримання біметалів системи залізо – алюміній є просочування (інфільтрація) пористих каркасів розплавом алюмінію під тиском [2]. Застосування методу інфільтрації залізних каркасів розплавом алюмінію має практичне обмеження через погану змочуваність заліза алюмінієм. Автори роботи [3] проводили інфільтрацію залізного каркасу алюмінієм шляхом занурення у рідкий розплав. Проте, через активну взаємодію між залізом та алюмінієм, відбувалося утворення інтерметалідних фаз (зокрема  $FeAl_3$ ), що приводило до зачинення пор і припинення процесу просочування. Для покращення заповнення розплавом

алюмінію, чавунний каркас попередньо покривали цинком методом електроосадження з отриманням покриття близько 8 мкм. Внаслідок розчинення і дифузії дуже тонкого цинкового покриття, під час затвердіння не спостерігалося агрегації цинку на межі з'єднання. Утворюється реакційний шар з нерегулярною морфологією з середньою товщиною приблизно 1 мкм, який в основному складається з інтерметалідних фаз.

Таким чином, розробка технології виробництва біметалевих матеріалів із залученням методів формування композитів шляхом інфільтрації пористих каркасів металевим розплавом алюмінію, є важливою науковою і технічною задачею, що передбачає використання пористого каркасу, отриманого шляхом переробки відходів стружки із чорних металів.

Просочування пористих каркасів на основі заліза розплавом технічного алюмінію марки А1, проводили на спеціальному стенді з можливістю створення градієнту тиску. Пористий каркас встановлювали у спеціальну сталеву форму, нагрівали алюміній до температури 760–780 °С та заливали у форму із пористим каркасом.

Пресування частинок стружки показало, що середня пористість пресовок становить 35–40 % і практично не залежить від прикладеного тиску, інший характер формуєності пресовок із стружки обумовлено фактором форми частинок. Частинки стружки мають лускату не ізометричну форму, це обумовлює низьку схильність до структурної деформації на стадії перекладання (при низьких тисках), що визначає низьке координаційне число такого порошку і, відповідно, зменшення кількості контактів. Подальше збільшення тиску приводить до значної пластичної деформації частинок, при цьому практично не відбувається об'ємної деформації пресовки, що визначає великі значення пористості.

Просочування пористих залізних каркасів розплавом алюмінію забезпечило отримання безпористих біметалевих композитів.

При цьому, як показали результати рентгенофазового аналізу, фазовий склад отриманих композитів складається із твердих розчинів  $\alpha$ -Fe та А1, тобто в матеріалі відсутні інтерметалідні фази, наявність яких є характерним при отриманні біметалів системи Fe–Al.

Фактична відсутність інтерметалідних фаз в структурі композиту обумовлено тим, що час просочування під вакуумом складає декілька секунд і компоненти не встигають прореагувати між собою. При цьому, металографічний аналіз показує на утворення хімічної сполуки, вміст якої не перевищує 1–2 %, що розташовується тонким дискретним прошарком 5–10 мкм на границі взаємодії двох металів. Незначна кількість інтерметалідної фази пояснює її відсутність на дифрактограмі, проте її наявність на границі металів забезпечує кращу адгезію між розплавом та каркасом.

Таким чином, результати досліджень показали перспективність створення біметалів системи Fe–Al з високими значеннями фізико-механічних характеристик.

У результаті роботи розроблено ефективну та економічно рентабельну технологію виробництва біметалів на основі залізо-алюміній з високими

фізико-механічними характеристиками із застосуванням утилізації відходів машинобудівних виробництв.

Встановлено можливість створення біметалів процесами інфільтрації із застосуванням відходів металообробки, розплавом алюмінію в умовах градієнту тиску, системи залізо–алюміній без утворення хімічних сполук. Відсутність хімічних сполук в системі Fe–Al в умовах просочування, пояснюється кінетикою процесу, час просочування не перевищує декілька секунд, через що компоненти не встигають прореагувати між собою.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Loboda P.I., Minitsky A.V., Byba Ye.G., Sysoev M.O., Radchuk S.V. *Effect of the Porous Skeletal Iron Structure on the Infiltration of Aluminum Melts* // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* Volume 58, Nos.11-12, March 2020, Pages 651–657. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00121-0>
2. Li, G.Y.; Jiang, W.M.; Yang, W.C. *New insights into the characterization and formation of the interface of A356/AZ91D bimetallic composites fabricated by compound casting* // *Metall. Mater. Trans. A*. 2019, 50, 1076–1090 [10.1007/s11661-018-5022-4](https://doi.org/10.1007/s11661-018-5022-4)
3. Y.B. Choi, K. Matsugi and G. Sasaki. *Development of intermetallic compounds reinforced Al alloy composites using reaction of porous nickel and aluminum* // *Materials Transactions*, Vol. 54, No.4 (2013), pp. 595–598 DOI:[10.2320/matertrans.MBW201214](https://doi.org/10.2320/matertrans.MBW201214)

## ПРО ПРОБЛЕМИ ПРОФСПЛОК І МЕНЕДЖМЕНТУ АВТОВИРОБНИКІВ ПРИ ПЕРЕХОДІ НА ВИРОБНИЦТВО ЕЛЕКТРОМОБІЛІВ

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

Галузь виробництва автомобілів переживає історичний перехід від авто з двигунами внутрішнього згоряння (ДВЗ) до електромобілів, що порівнюють з «сейсмічним зсувом», подібним до впровадження першої рухомої конвеєрної лінії, з новими конкурентами та величезними капітальними витратами на виробництво електромобілів [1]. Профспілка автовиробників США United Auto Workers (UAW) в липні 2023 р. починає переговори щодо нового контракту з трьома автовиробниками Детройта, які разом отримали чистий прибуток понад 164 млрд. доларів за останнє десятиліття. Чотирирічні контракти UAW закінчуються 14 вересня з компаніями Ford, Stellantis (створеною при злитті Fiat Chrysler і PSA Peugeot у 2021 р.), а також з найбільшим американським автовиробником General Motors. При цьому посилюється загроза страйку [1].

UAW представляє 146 000 співробітників автозаводів і в цьогорічному контракті прагне забезпечити робочі місця у промисловості майбутнього. Окрім переговорів щодо зарплат, пенсій та охорони здоров'я, профспілка має більш серйозну мету: забезпечити точки опори на спільних підприємствах, які вироблятимуть акумулятори для електромобілів у наступні роки та ймовірно десятиліття, а також забезпечення заробітної плати, яка перевищує найвищу заробітну плату на конвеєрі в 32 долари за годину, яку зараз виплачують на заводах, представлених UAW. Недавно до профспілки приєдналися робітники одного з заводів GM, що початково отримують лише 16,50 доларів за годину, а максимальний заробіток – 20 доларів за годину після семи років праці, що набагато менше, ніж члени UAW. Усі три автовиробники оголосили про будівництво у чотирьох штатах спільних заводів з компаніями-виробниками акумуляторів. При зменшенні випуску авто з ДВЗ UAW планує, що на ці заводи автовиробники перевезуть тисячі працівників, які зараз виготовляють ДВС та трансмісії. Очікується, що до 2030 р. продажі електромобілів у США зростуть з 7 % від продажів нових автомобілів до 40 %. Частина робітників втратять роботу, бо електромобілі простіше виробляти і на це потрібно на 40 % менше працівників. Компанії кажуть, що у них хороші стосунки з профспілкою, а контракти забезпечать їх конкурентоспроможність на глобальному ринку, що швидко змінюється, і збереже хорошу зарплату та переваги, хоч відчують величезний фінансовий тиск, щоб розробити електромобілі та заплатити мільярди за фабрики електромобілів і акумуляторів. UAW турбує захист робочих місць та менш болісний перехід до випуску електромобілів [1].

## ЛІТЕРАТУРА

1. Tom Krisher. *Threats of a strike heating up even before UAW begins negotiations with automakers.* 11.07.2023. URL: [https://www.washingtonpost.com/business/2023/07/11/uaw-strike-auto-electric-vehicles-contract-wages/d6462726-1fd1-11ee-8994-4b2d0b694a34\\_story.html](https://www.washingtonpost.com/business/2023/07/11/uaw-strike-auto-electric-vehicles-contract-wages/d6462726-1fd1-11ee-8994-4b2d0b694a34_story.html).

## РОЗРОБКА МЕТОДУ ОТРИМАННЯ САМОЗАГОСТРЮВАЛЬНИХ ЗУБІВ КОВША ЕКСКАВАТОРА

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

Щорічне зростання світового споживання твердих корисних копалин, які переважно видобуваються відкритим способом, потребує сучасних технічних рішень щодо підвищення продуктивності гірничих машин та зниження енергоємності процесів розробки родовищ. Перед вилученням корисних копалин з масиву напівскельної та скельної гірської породи, як правило, проводять буровибухові роботи для формування зруйнованої гірської маси для подальшої екскавації. Продукти вибуху гірської породи відрізняються високими міцністю та абразивністю. Основний обсяг виїмки та навантаження такої гірничої маси здійснюють одноковшовими кар'єрними екскаваторами, зуби ковшів яких інтенсивного зношуються з укороченням і втратою симетричності їх форми зі збільшенням кута загострення та формуванням ділянки притуплення, що призводить до суттєвого зростання енергоємності процесу екскавації. Одним із методів зниження негативного впливу зношування зубів є технологічне вдосконалення їх виготовлення з досягненням ефекту «самозаточування».

Хоча для виготовлення зубів ковшів екскаваторів, згідно відкритих джерел інформації, найчастіше використовують сталь 110Г13Л (з твердістю 233 *HВ*), а також застосовують зарубіжні сталі Hardox (H450, H500, твердість 455-487 *HВ*) фірми SSAB Oxelosund AB та Miilux (M400, M500, твердість до 506 *HВ*) фірми Miilux Oy, які позиціонуються виробниками як матеріали, найбільш стійкі до абразивного зношування, також відоме застосування вітчизняних вуглецевих сталей в загартованому стані 45<sub>з</sub> (твердість 441 *HВ*), У8<sub>з</sub> ( $\approx$  650 *HВ*), 65Г<sub>з</sub> (592 *HВ*) та високоміцних чавунів (ВЧ) в литому стані меншої твердості.

Розглянемо застосування загартованого ВЧ для виготовлення зуба. У роботі [1] вказано такі значення мікротвердості *HВ* бейнітних та мартенситних чавунів згідно їх структур: бейніт – в межах 280–350, бейніт + мартенсит – 350–550, мартенсит – 550–650, мартенсит відпуску – 300–550. У роботі [2] вказано твердості *HВ* структур ВЧ нижнього бейніту – 350–550, аусфериту – 300–550 та мартенситу – 550–650. Такий широкий інтервал твердості, яку можна отримати на одному і тому ж виливку з ВЧ за різними режимами гартування, поєднали з тим, що зуб при експлуатації не буде тупитися, якщо одна його сторона буде твердіша за іншу, і при сточуванні м'якшої сторони край твердішої сторони залишатиметься твердим та гострим, реалізуючи ефект самозаточування. Подібне в науці біоніці описано для зубів бобра та щура.

На цій основі розроблено спосіб ізотермічного гартування (ІГ) зуба з ВЧ з різною твердістю на його двох різних поверхнях, за яким гарячий виливок зуба з аустенітною структурою при гартуванні у воді короткочасно

охолоджують до температури 290–320 °С, потім на повітрі одну сторону направленим спреєрним впливом води доводять охолодженням до температури нижче початку мартенситного перетворення  $M_n$  (близько 200 °С), а другу сторону утримують вище цієї температури і мартенситне перетворення в ній не відбувається. Потім протягом 5–15 с зуб переносять в ізотермічне середовище, де витримують його при 290–340 °С. Ізотермічну витримку слід відрегулювати так, щоб твердіша (нижня при експлуатації) поверхня зуба мала структуру мартенситу з включеннями мартенситу відпуску, твердість якої наблизатиметься до 550–600 НВ, а друга поверхня отримало б структуру нижнього бейніту або аусфериту з середньою твердістю 450–500 НВ. Вказані значення твердості відповідають середній частині інтервалу величин твердості для таких структур в роботах [1, 2].

Також у відділі проф. О. Й. Шинського розроблено способи ПГ виливків, які ллють за моделями, що газифікуються (ЛГМ), в гарячому стані видаляються з сухого піску контейнерної форми та піддаються гартуванню з наступною ізотермічною витримкою. Такий ливарно-термообробний процес економить енергію, витрати на нагрівальне обладнання та коротше сумарної тривалості двох цих окремих металургійних процесів, навіть його тривалість часто коротше традиційного лиття з охолодженням вилівка в формі.

На рис. 1 показано приклади: вилитого зуба, пінополістирольних моделей зубів; в – моделі та прес-форми для неї; г – коронок на гірничій техніці.

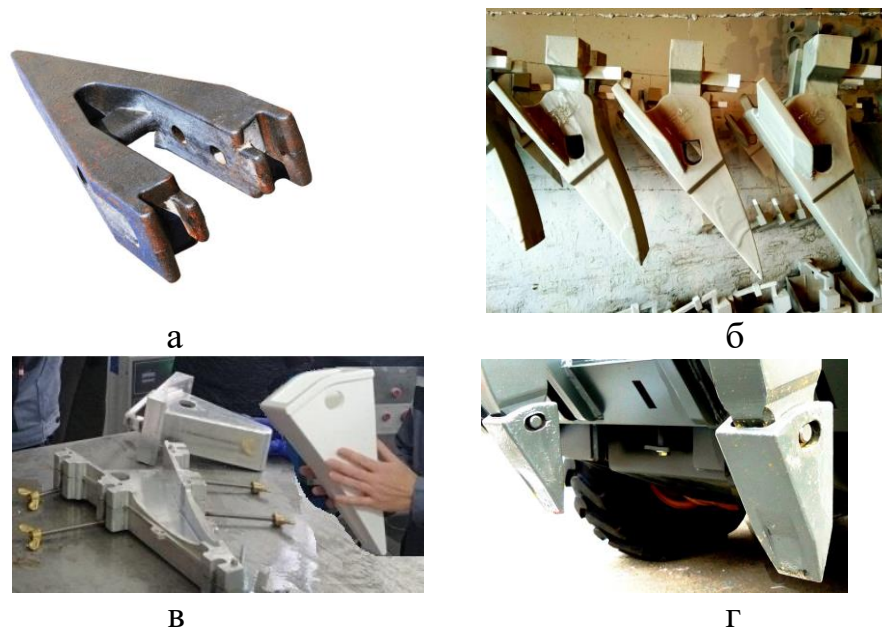


Рис. 1. Приклади: а – вилитого зуба; б – пінополістирольних моделей зубів; в – моделі та прес-форми для неї; г – коронок на гірничій техніці

## ЛІТЕРАТУРА

1. Найдек В.Л., Гаврилюк В.П., Неижко И.Г. Бейнитный высокопрочный чугуун. Киев: Национальная академия наук Украины, ФТИМС, 2008. –140 с.
2. Макаренко К.В. Рациональное структурирование графитизированных чугунов // Труды Нижегородского ГТУ им. Р.Е. Алексева. –2014. – № 2. – С. 196–205.



## ОСОБЛИВОСТІ ФІЗИКО-ХІМІЧНОЇ ВЗАЄМОДІЇ У ПОТРІЙНІЙ СИСТЕМІ Al–Cr–Fe

Корнієнко К. Є. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Сплави потрійної системи Al–Cr–Fe є перспективними для практичного застосування у різноманітних галузях сучасної техніки, зокрема, для виготовлення захисних покриттів, утворених глиноземною лускою зі сплавів з високим вмістом алюмінію. Квазікристалічні фази системи Al–Cr–Fe або їхні апроксиманти завдяки своїм унікальним властивостям (висока корозійна стійкість, низький коефіцієнт тертя, високий питомий опір та інші) також знаходять широке практичне застосування — в якості дисперсоїдів у промислових сплавах, високотемпературних покриттів, поглиначів сонячної енергії, накопичувачів водню, термоелектричних елементів і т. ін. З іншого боку, за допомогою додавання хрому до сплавів на основі  $Fe_3Al$  і  $FeAl$  одержують жаростійкі матеріали, в першу чергу стійкі до окиснення та сульфідації. Сплави Al–Cr–Fe також слугують базисом для розробки однофазних феритних сплавів з високим вмістом хрому, поверхні яких зазвичай використовуються для високотемпературного променевого нагріву. Алюміній, хром і залізо є також складовими багатоконпонентних високоентропійних сплавів (Al–Cr–Fe–Ni і Al–Cr–Fe–Ni–Co), які мають перспективу практичного використання в якості покриттів на ріжучих інструментах, формах для литва, штампах, фільерах, також можуть використовуватись як дифузійні бар'єри та мішені для магнетронного напилення.

Науковим базисом для пошуку та дизайну нових функціональних та конструкційних матеріалів із заданим та керованим комплексом властивостей є діаграми стану відповідних багатоконпонентних систем та супутня інформація щодо фізико-хімічної взаємодії, яка в діаграмах стану не відображена, проте визначає їх будову (кристалічна структура твердих та термодинамічні властивості твердих і рідкої фаз). Наявність даних щодо хімічного і фазового складу та структури сплавів, концентраційно-температурних інтервалів стабільності фаз та процесів їх утворення дають змогу цілеспрямовано обирати склад та умови термообробки матеріалів. Відповідну інформацію щодо потрійної системи Al–Cr–Fe, у тому числі щодо власних експериментальних досліджень [1, 2], узагальнено нами у критичному огляді [3], опублікованому у випуску 21 (“Selected Al–Fe–X Ternary Systems for Industrial Applications”) довідника “Ternary Alloys”, який вийшов у видавництві MSI (Штуттгарт, Німеччина).

У рівновагах беруть участь п'ять стабільних потрійних фаз – чотири квазікристалічні апроксиманти (ікосаедричний  $\varepsilon$ -(Cr, Fe) $Al_4$ , декагональні  $o$ -(Cr, Fe) $Al_4$  і  $O_1$  та гексагональний ікосаедричний H), а також декагональна фаза D. Встановлено, що у системі протікають 16 чотирифазних нонваріантних процесів за участю рідини, три з яких носять конгруентний характер, три – перитектичний і десять – перехідний. У потрійній системі Al–Cr–Fe мають місце також 7 нонваріантних трифазних процесів за участю

рідини – чотири перитектичних та три евтектичних. Жодного нонваріантного процесу не знайдено в області вмісту алюмінію до 50% (ат.). Температури моноваріантних процесів найчастіше понижуються із обмежуючих подвійних углиб потрійної системи і в напрямку збільшення вмісту алюмінію в сплавах.

Поверхня ліквідусу системи Al–Cr–Fe в області складів 60–100% (ат.) Al складається із п'яти полів первинної кристалізації потрійних сполук, семи полів первинної кристалізації твердих розчинів на основі подвійних проміжних фаз, що існують в системах Al–Cr та Al–Fe, і твердого розчину на основі алюмінію.

На поверхні солідуса системи Al–Cr–Fe в області складів 60–100 % (ат.) Al існують 16 трифазних ізотермічних площин, які є складовими площин чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідкої фази. Кількість лінійчастих поверхонь, що обмежують двофазні об'єми, сягає тридцяти. Частина з них має складку максимальних температур на своїй поверхні.

Протягом тривалого часу проводилися дослідження характеру фазових рівноваг при різних температурах, було запропоновано серії ізотермічних та політермічних розрізів. Проте частина з них суперечать пізніше уточненій будові обмежуючих подвійних систем та фактам виявлення нових потрійних фаз. Найбільш достовірними є ізотермічні розрізи при температурах 1160, 1100, 1075, 1042, 1000, 900, 700 і 650 °C та політермічний розріз за променем Fe : Al = 1 : 1.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Khoruzha V. G., Kornienko K. E., Pavlyuchkov D. V. *The Al–Cr–Fe phase diagram. I. Phase equilibria at subsolidus temperatures over composition range 58–100 at.% Al. Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 2011. Vol. 50, No. 1–2. P. 83–97. Doi:10.1007/s11106-011-9306-0.*
2. Khoruzha V. G., Kornienko K. E., Pavlyuchkov D. V. *The Al–Cr–Fe phase diagram. II. Liquidus surface and phase equilibria for crystallization of 58–100 at.% Al alloys. Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 2011. Vol. 50, No. 3–4. P. 217–229. Doi:10.1007/s11106-011-9321-1.*
3. Kornienko K., Dreval L. *Al–Cr–Fe (Aluminium–Chromium–Iron). Handbook series Ternary Alloys. A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams, Volume 21 “Selected Al–Fe–X Ternary Systems for Industrial Applications”, Editors: Frank Stein and Martin Palm; ISBN 978-3-932120-51-0; Editors: Frank Stein and Martin Palm; Authors: MSIT®. © Materials Science International Services GmbH, D-70565 Stuttgart (Federal Republic of Germany), 2022. P. 100–146.*

## ОТРИМАННЯ АРМОВАНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

Кусков Ю. М., Біктагіров Ф. К.  
(м. Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України)

Однією з основних завдань у промисловості є підвищення терміну експлуатації устаткування. Особливо це стосується гірничодобувної та переробної галузей, де робочі частини механізмів та машин, наприклад, зуби та днища ковшів багатотонних екскаваторів, щокви великовантажних дробарок, борти живильників, різного роду транспортери, зазнають інтенсивного зношування. Тому подібні вироби виготовляють із металів, що мають високу стійкість до абразивно-ударного зносу. Нерідко для зменшення витрати матеріалів і ресурсів зносостійким матеріалом покривають тільки робочу поверхню тієї чи іншої деталі. Для цього найчастіше використовуються різні технології наплавлення.

Одним із перспективних методів наплавлення виробів гірничодобувного обладнання є розроблена в ІЕЗ ім. Є. О. Патона технологія електрошлакового наплавлення з використанням в якості формуючого пристрою струмопідвідного кристалізатора (СПК) круглого або квадратного перерізу. Наплавлення в СПК дозволяє застосовувати як наплавний матеріал рідкий метал, дискретну присадку, витратний електрод суцільного перерізу або у вигляді порошкового дроту. Важливою перевагою цього методу порівняно з ливарними методами наплавлення є рафінування металу та отримання дрібнодисперсної структури наплавленого шару. Є позитивний досвід з використанням СПК наплавлення високохромистим чавуном робочої поверхні шоквої дробарки СМД-111 та днища ковша ємністю 15 м<sup>3</sup> навантажувача Caterpillar. Випробування показали, що стійкість у цьому випадку була значно вищою порівняно з традиційно використовуваними у цих виробках сталі Гадфільда та сталі типу Hardox.

У даний час можливості підвищення службових властивостей металів за рахунок легування та термічної обробки багато в чому вичерпані. Тому дедалі більшого поширення виготовлення різних виробів, які працюють у важких умовах, знаходять композитні матеріали. У тому числі метали, армовані частинками, які за своїми фізичними властивостями різко відрізняються від матриці та надають виробам високі службові показники.

Електрошлакове наплавлення дозволяє тим чи іншим способом вводити армуючі добавки в метал, що наплавляється. При цьому, на відміну від дугового наплавлення, завдяки порівняно низьким (1450–1500 °С) температурам процесу може зберігатися форма і розміри зміцнювальних частинок, що вводяться. А обертання шлакової ванни в СПК забезпечує їх рівномірний розподіл у наплавленому шарі.

Були проведені експерименти з використанням при електрошлаковому наплавленні в СПК порошкового дроту діаметром 2,8–3,2 мм для отримання високохромистого чавуну з додаванням в шихту дрібнодиспер-

сного, розміром близько 0,1 мм, частинок реліту в кількості 1,5 % від загального обсягу наплавленого металу. Випробування одержаного композиту в умовах абразивного зношування за методом Хаурта показали, що його зносостійкість у 2–4 рази вища порівняно з неармованим високохромистим чавуном.

Також були виконані дослідні наплавлення з використанням інших зміцнювальних частинок – карбідів, оксидів та нітридів тугоплавких металів, у СПК круглого перерізу діаметром 68 та 100 мм з використанням порошкових дротів діаметром від 2,8 до 3,6 мм. Вони показали, що незважаючи на використання різного за складом шихти та різного діаметра порошкового дроту процес наплавлення у всіх випадках протікає стабільно. При цьому була можливість в широких межах варіювати продуктивністю наплавлення та глибиною проплавлення підкладки. Останнє важливе з точки зору надійного з'єднання наплавленого шару з основним металом.

Враховуючи перспективність розглянутого способу отримання зносостійких покриттів, удосконалюється технологія наплавлення і готуються армовані композитні вироби для подальшого їх випробування на діючому обладнанні.

## **АНАЛІЗ ВИРОБНИЦТВА ЗАГОТОВОК СТАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ МЕТОДОМ ЛИТТЯ**

Лисенко Т. В., Тур М. П., Кисельов К. В., Данілова К. О.  
(м. Одеса, НУ «Одеська політехніка»)

Сучасне машинобудування висуває жорсткі вимоги до ріжучого інструменту. Задовольнити ці вимоги можна не тільки шляхом розробки та впровадження нових марок сталі, але і опануванням більш ефективних технологій переробки відходів металургійної промисловості, вдосконалення технологій виробництва – лиття, пластичної деформації, термічної та термохімічної обробки.

Виробництво литого інструменту носить дуже обмежений характер через обмежені технологічні можливості ливарного виробництва, які пов'язані, насамперед, з особливостями ливарних властивостей інструментальних сталей та особливими вимогами до їх фізико-механічних властивостей. Ливарні властивості інструментальної сталі дозволяють відливати заготовки інструменту тільки великих розмірів, наприклад, мінімальний діаметр литих свердел становить 40 мм [1].

Крім того, стійкість литого інструменту з цілого ряду причин дещо нижче, ніж інструмента, отриманого з прокату. Зазвичай як заготовки для інструменту використовуються циліндричні заготовки з прокату (рідшековані) швидкорізальної сталі.

Для отримання заготовок з прокату потрібне проведення низки проміжних операцій: кілька циклів термообробки, кування та іноді обдирання заготовок. Все це значно дорожче, але підвищує стійкість інструменту.

Зі способів отримання литого інструменту, які використовуються у промисловості, найбільш економічним слід вважати виготовлення інструменту, або заготовки, шляхом переплаву відходів швидкорізальної сталі з наступною заливкою розплаву, тобто створення безвідходного технологічного процесу.

Свердла на інструментальних заводах виготовляються різними способами. Формоутворення спіральної робочої частини проводиться або механічною обробкою, або пластичною деформацією (секторне та гвинтове прокочування, екструзія) або лиття [2].

Застосування заготовок, отриманих литтям, є важливим чинником економії інструментальних матеріалів. При виготовленні інструменту з прокату або поковування, маса заготовок в 1,5-2 рази перевищує масу готового інструменту і в середньому 50% металу йде в стружку.

Був проведений аналіз заготовок, одержаних різними способами із відходів інструментальних матеріалів. Виконаний аналіз дозволив зробити висновок про те, що застосування литих заготовок дозволяє суттєво знизити собівартість інструменту. Литі заготовки доцільно застосовувати в тих випадках, коли основною вимогою до інструменту є зносостійкість.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Куцова В. З., Ковзель М. А., Носко О. А. *Фазовые превращения в специальных легированных сталях : учебное пособие.* Днепропетровск : НМетАУ, 2007. 132 с
2. Некрасов Г. Б., Одарченко И. Б. *Основы технологии литейного производства. Плавка, заливка металла, кокильное литье.* Минск : Вышэйшая школа, 2013. 224 с.

## ОСНОВИ УТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Лисенко Т. В., Ясюков В. В, Тур М. П., Черевченко К. В.  
(м. Одеса, НУ «Одеська політехніка»)

Необхідність розробки та впровадження високоефективних методів підвищення властивостей міцності, корозійної стійкості, тепло- та холодо- стійкості металів і сплавів залишається одним із основних завдань, спрямованих на створення матеріалів із заданими властивостями.

Проблема наукового створення нових сплавів із заданими властивостями досі не вирішена і відбувається, головним чином, емпіричним і напівемпіричним шляхом, оскільки процеси, що протікають у них, недостатньо вивчені. Склад багатокомпонентних сплавів може бути знайдений випадково, ймовірно, фахівцями з великим досвідом роботи в цій області та талантом вченого – дослідника. У разі інтуїтивність перетворюється на закономірність. Цьому сприяє участь у створенні нових сплавів металознавців, металофізиків, металургів, залучення сучасних методів дослідження, обчислювальної техніки. Необхідно також врахувати появу нових технологічних процесів за участю нанорозмірних компонентів, композиційних матеріалів і виробів, мініатюризації силових установок та ін. Досвід розробки нових ливарних алюмінієвих сплавів дозволяє відзначити певні тенденції в дослідженнях з пошуку та впровадження сплавів з високими механічними властивостями та корозійною стійкістю.

Дослідження робочої температури металів та сплавів показують, що чим ближче ця температура до температури плавлення, тим більше впливають сили міжатомного зв'язку, для низьких температур переважає структура кристалічних ґрат. Пластичність та ударна в'язкість залежать від стану меж зерен. Тому режими кристалізації та термообробки слід вибирати з урахуванням забезпечення мінімальної концентрації частинок других фаз за межами твердого розчину.

При виборі легуючих елементів потрібно враховувати шкідливий вплив великих частинок другої фази, що є концентраторами напруг; також необхідно прагнути зміни первинного зерна модифікуванням натрієм, цирконієм, титаном, бором, застосуванням високих швидкостей охолодження в процесі кристалізації.

Особливу увагу слід приділяти обмеженню вмісту заліза.

На отримання високоміцних сплавів великий вплив має зміцнююча термообробка. Вона заснована на зміні розчинності сполук в основному алюмінієвому розчині, безпосередньо для сплавів Al - Si - Cu (друга група), що поєднують хороші ливарні властивості з термообробкою та регулювання швидкості охолодження, застосовуючи різні способи лиття.

Важливе значення має тут вивчення процесів, що відбуваються при старінні сплавів. На прикладі сплаву Al–Cu загартування фіксує пересиче-

ний твердий розчин, тому в процесі старіння виділяється надлишкова фаза  $\text{CuAl}_2$  в дрібнодисперсному стані, що викликає зміну властивостей.

Друга фаза характеризується виділенням із твердого розчину після штучного старіння, але сплав немає максимальної міцності, оскільки тривалість старіння (відпустки) значно більша за ту, при якій виходять максимальні властивості. Рентгеноструктурний аналіз при цьому показує, що при старінні, коли сплав досягає максимальної міцності, надлишкова фаза відсутня.

Початковий період старіння полягає в тому, що в пересиченому твердому розчині атоми другого компонента, розташовані в свіжозагартованому сплаві, у випадкових місцях, збираються у певних вузлах кристалічних ґрат. В результаті всередині кристала утворюються зони підвищеної концентрації розчиненого компонента, так звані зони Гіньє - Престону. Це створює велику напругу в кристалі і дробить блоки мозаїки, що підвищують твердість сплаву.

У реальних умовах виготовлення виливків затвердіння сплавів відбувається з більш високою швидкістю порівняно з тими, за яких будуються діаграми стану сплавів. Цей постулат переріс у тенденцію вивчення впливу високих швидкостей охолодження на їхню структуру, фазовий склад та властивості.

Серед стандартних алюмінієвих сплавів для фасонного лиття найбільш міцним є сплав марки АЛ27-1. Він має найнижчу питому вагу –  $2,5 \text{ г/см}^3$ , та найвищу корозійну стійкість серед усіх ливарних сплавів на алюмінієвій основі. Сплав чутливий до способів виготовлення виливків: при литті у різні форми можна отримати міцність 344 - 420 МПа. Подальше підвищення міцності досягається одночасним впливом на розплав зовнішнього тиску, термічне охолодження вузлів внутрішніми проточними холодильниками, заливка сплаву в керамізовані форми. Така технологія широко застосовується для широкоінтервальних сплавів.

До категорії високоміцних відносять також сплав марки АЛ19, який є жароміцним, працює до  $250 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Серед стандартних ливарних алюмінієвих сплавів для лиття у піщані форми широко використовується сплав марки АЛ4 і його модифікації. Легування титаном та бором з подальшою термообробкою в режимі Т6 дає позитивний результат.

Наведені приклади дозволяють зробити висновки, що теоретичні та експериментальні роботи зі створення високоміцних сплавів знаходяться на належному рівні.

## ПРОЄКТУВАННЯ ВИСОКО- ТА СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Ліхацький І. Ф. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Високоентропійні сплави (ВЕС) є відносно новими матеріалами, що здобули визнання в науковому та індустріальному світі лише в останні десятиліття. Вперше їх успішну розробку було оголошено у 2004 році [1, 2], і це подія стала важливим кроком у сфері матеріалознавства. Після цього відкриття, високоентропійні сплави перетворилися на надзвичайно перспективні матеріали і стали фокусом інтенсивних досліджень та впровадження в різноманітні галузі промисловості.

Застосування високоентропійних сплавів пояснюється їхньою здатністю поєднувати високі механічні та експлуатаційні характеристики. Однак, на сьогоднішній день, виробництво цих сплавів залишається дорогим і складним процесом, і воно ще не досягли великих об'ємів в промисловості. Один із перспективних способів виробництва комерційних високоентропійних та середньоентропійних сплавів полягає в створенні композицій на основі алюмінію. Алюміній відзначається багатьма евтектичними діаграмами стану з рядом елементів і має достатню розчинність тугоплавких компонентів у рідкому стані до температур 800–900 °С. Це вказує на потенційну можливість великосерійного виробництва таких сплавів і виробів на їх основі.

Створення високоентропійних алюмінієвих сплавів ґрунтується переважно на введенні елементів, які сприяють утворенню в межах алюмінієвої матриці впорядкованих або частково впорядкованих інтерметалідів [3, 4]. Зазвичай у таких алюмінієвих сплавах використовуються наступні елементи: Cu, Co, Cr, Fe, Ni, Ti, Zr, Mo, V, а також іноді в невеликих кількостях, деякі рідкісноземельні метали (РЗМ). В результаті додавання цих компонентів до алюмінієвих сплавів відбувається утворення різноманітних фаз. Вони можуть мати когерентну змішану структуру з ОЦК або ГЦК кристалічною решіткою, або мати надструктуру, подібну до B2 (ОЦК). Така надструктура, в даному випадку, може бути представлена попарно взаємопроникаючими ґратками типу DO3 та L12 або DO22 та L12. Саме формування таких надструктур може забезпечити поєднання вкрай високих механічних та експлуатаційних характеристик високоентропійних алюмінієвих сплавів.

Об'єднання механізмів формування структури та властивостей високоентропійних сплавів (ВЕС) з модифікацією інтерметалідних фаз для отримання кубічних і тетрагональних структур реалізовано у розробці алюмінієвих сплавів на основі евтектичних систем із перехідними мета-



лами. Наприклад, сплави системи Al-Fe-Ni з вмістом нікелю та заліза на рівні кількох масових відсотків застосовуються в різних технічних сферах, включаючи використання як матеріали, що працюють за високих температур.

Описані особливості у формуванні структури та властивостей багатоконпонентних сплавів Al-Cr-Fe-Ni разом з іншими хімічними елементами все більше надихають вчених до експериментів у створенні сплавів, які знаходяться на перетині ідей високоентропійних сплавів та традиційних евтектичних сполук. Зокрема, в декількох дослідженнях [5, 6] обговорюється необхідність розробки концептуальних підходів до створення сплавів, які б максимально втілювали принципи високоентропійних сплавів, але одночасно відповідали б класичним критеріям розробки і легування, створюючи так звані середньоентропійні сплави.

Однією з головних ідей при цьому є багатоконпонентне легування компонентами, які зможуть так взаємодіяти один з одним, що буде реалізовуватись принцип утворення надструктур та максимальної стабілізації фаз кубічної, тетрагональної або орторомбічної будови з мінімальними розбіжностями кристалографічних параметрів [7]. Також важливою задачею в таких сплавах є забезпечення мінімальних розмірів та рівномірного розподілу зміцнюючи фаз сприятливої морфології.

## ЛІТЕРАТУРА

1. J.-W. Yeh, et al. (2004) *Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. Advanced Engineering Materials. Vol. 6, no. 5, pp. 299–303, May 2004, doi: 10.1002/adem.200300567.*
2. B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight, and A. J. B. Vincent. (2004) *Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. Materials Science and Engineering. Vol. 375–377, pp. 213–218, Jul. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2003.10.257.*
3. Santodonato L. J., Liaw P. K., Unocic R. R., Bei H., Morris J. R. (2018). *Predictive multiphase evolution in Al-containing high-entropy alloys. Nature communications. 9:4520. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-06757-2>*
4. Miracle D. B., Senkov O. N. (2017). *A critical review of high entropy alloys and related concepts. Acta Materialia. Vol. 122. pp. 448–511.*
5. Mehta A., Sohn Y. (2020). *Interdiffusion, Solubility Limit, and Role of Entropy in FCC Al-Co-Cr-Fe-Ni Alloys. Metallurgical and materials transactions. Vol. 51. pp. 3142-3153.*
6. Zhang L. J. et al. (2019). *The microstructure and mechanical properties of novel Al-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys with trimodal distributions of coherent B2 precipitates. Materials science & engineering. Vol. 757. pp. 160-171.*
7. Zhang C. et al. (2016). *Understanding phase stability of Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys. Materials & design. Vol. 109. pp. 425-433.*

## ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ ХРОМ-ЦИРКОНІЄВИХ БРОНЗ, ЛЕГОВАНИХ ВАНАДІЄМ

Ліхацький Р. Ф. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Хром-цирконієві бронзи використовуються в електротехнічній та машинобудівній галузях в якості провідників [1]. Легування таких бронз ванадієм може покращити механічні властивості отриманого сплаву, у тому числі при високих температурах [2]. Однак легування ускладнює висока температура плавлення ванадієвої шихти [3] та необхідність максимально рівномірного розподілу включень при відсутності сторонніх домішок.

Отримати такі сплави можливо методами концентрованого нагріву, такими як електронно-променева, плазово-дугова чи індукційна плавка. Плавлення в електронно-променевій установці дозволяє розплавити ванадієву шихту шляхом фокусування променя на відповідній області без значного випаровування інших більш легкоплавких складових розплаву. При цьому вакуумне середовище в камері установки унеможливорює потрапляння сторонніх домішок в розплав та рафінує його.

Експериментальні сплави системи Cu-Cr-Zr-V плавлять в електронно-променевій ливарній установці ЕПЛУ-4, оснащеною системою електромагнітного перемішування розплаву, що призводить до більш рівномірного розподілу легуючих елементів. Процес плавлення відбувається в умовах вакууму: від  $10^{-2}$  до  $10^{-3}$  мм. рт. ст. Отримання сплавів електронно-променевої виплавки є доволі енергоємним процесом, проте використання в якості шихтових матеріалів відходів, дозволяє помітно підвищити доцільність застосування саме такої технології.

Один зі сплавів, Cu-0,6Cr-0,5Zr-0,3V, містить відносно високий відсоток хрому, який має схильність до інтенсивного випаровування. Оскільки потужність нагріву на початкових етапах приготування розплаву невисока – вакуум швидко відновлюється. Близько 10-15 хв плавки відбувається формування рідкометалевої ванни, після чого вмикається електромагнітне перемішування. На початкових етапах плавки перемішування призвело до виділення газів з розплаву та зниження вакууму. Тривале нагрівання розплаву зумовлює виділення великої кількості парів хрому, під час якого потужність променя стрімко збільшується, а вакуум знижується. Основний процес плавки відбувався при потужності нагріву 20-25 кВт.

Зменшення вмісту легуючих елементів в шихтових матеріалах, більш компактне завантаження шихти та переплави минулих експериментальних зразків призводять до мінімального коливання рівня вакууму на початку плавки в іншому зразку Cu-0,1Cr-0,3Zr-0,1V. Виділення газів проходить менш інтенсивно, а формування рідкометалевої ванни розплаву відбувається на 30–40 % швидше. Основний процес плавки відбувався при потужності променя на рівні 25–30 кВт, а загальна тривалість процесу при одержанні 1,5 кг розплаву складала 20–22 хв.

При одержанні більших об'ємів розплаву збільшується головним чином тривалість одержання рідкометалевої ванни до двох разів для маси 6 кг. Підвищення тривалості основної частини процесу з електромагнітним перемішуванням зростає до 50 %. Таким чином, збільшення об'ємів розплаву в 4 рази призводить до збільшення тривалості процесу його приготування до двох разів.

При використанні 100 % некомпактної шихти (експеримент 1) злитий розплав становить 65 % від маси шихти. Частина компонентів (до 15 %) випаровується і частина залишається в тиглі чи втрачається при розбризуванні під час заливання у форму. При другому експерименті у форму потрапило понад 80 % металу.

## ЛІТЕРАТУРА

1. *Casting Copper-Base Alloys, 3rd Edition. ASM International. 2016. 342 p. ISBN: 978-0-87433-446-3.*
2. *Yong Wang, Jinguo Wang, Haohao Zou, Yutong Wang, Xu Ran. Microstructure and Enhanced Properties of Copper-Vanadium Nanocomposites Obtained by Powder Metallurgy // Materials. 2019. – 12(3), p. 339. <https://doi.org/10.3390/ma12030339>.*
3. *Baoxiang Yang, Jinyong He, Guifang Zhang, Jike Guo. Vanadium: Extraction, Manufacturing and Applications. Elsevier. 2020. 560 p. ISBN: 978-0-12818-898-9.*

## ПОЛІПШЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗНОСОСТІЙКОГО ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Лук'яненко І. В., Устименко А. І., Ямшинський М. М., Кивгило Б. В.  
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

В умовах інтенсивного абразивного зношування застосовують білі зносостійкі високохромисті чавуни. Висока стійкість цих чавунів забезпечується структурою, що складається з карбідів хрому типу  $(Cr, Fe)_7C_3$ , розташованих в аустенітній, мартенситній або мартенситно-аустенітній матриці.

Поліпшити структуру зносостійких хромистих чавунів можна додатковим мікролегуванням і модифікуванням. Підвищити зносостійкість відносно м'яких ділянок аустеніту (колишнього аустеніту), а отже, і всього сплаву, можна зміцненням його дрібнодисперсними карбідами або карбонітридами таких елементів, як титан, ванадій, ніобій. З багатьох елементів, що утворюють високотверді карбіди, найперспективнішим є титан.

РЗМ практично не використовують під час виробництва зносостійких білих чавунів, що пов'язано, з одного боку, під час модифікування високохромистих чавунів рідкісноземельними металами ефект впливу на їх-

ню структуру і властивості не такий помітний, як для деяких груп спеціальних сталей і високоміцного чавуну. З іншого боку, дані щодо впливу РЗМ на їх властивості обмежені й часто суперечливі. Неправильно обрана технологія модифікування високохромистих чавунів добавками РЗМ може призвести до відсутності ефекту поліпшення структури сплавів, або навіть погіршення деяких властивостей.

Як вихідний чавун використовували такого хімічного складу, %: 2,8 С, 0,8 Si, 4,3 Mn, 20,5 Cr,  $\leq 0,05$  S,  $\leq 0,05$  P. Чавун виплавляли в індукційній печі ІСТ-006 з кислим футеруванням. Титан вводили у вигляді феротитану ФТі35 у тигель печі наприкінці плавки, попередньо розкисливши сплав 0,2 % алюмінію. РЗМ у вигляді лігатури Мц50Ж3 із вмістом 45...50 % Се, 20...30 % La, 10...15 % Nd вводили в тигель печі безпосередньо перед випуском металу.

Присадки в чавун титану спільно з РЗМ помітно подрібнюють структуру вихідного чавуну. У центральній частині зразків значно зменшується ширина і особливо довжина дендритів первинного аустеніту. Очевидно, церій і його сполуки, що утворилися перед кристалізацією сплаву, відкладаються як поверхнево-активні речовини на кордоні дендритів аустеніту, які зростають, обмежуючи їх зростання. Крім цього, у сплаві, що містить 0,1 % РЗМ евтектика  $\gamma + (\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  має більш дрібнодисперсну будову.

Титан утворює карбіди і карбонітриди, які розташовані в основному в аустенітній матриці і на межах фаз матриця-карбід. У карбідах хрому їх значно менше. З огляду на відповідність типів кристалічних решіток вони можуть виступати центрами кристалізації аустеніту, і, таким чином, інокулювати розплав.

Водночас тугоплавкі частинки TiC або Ti(C, N), що утворилися до кристалізації основної маси розплаву, перебуваючи на межі зерен, можуть ефективно протистояти зростанню фаз, подрібнювати їх та сприяти ефекту модифікування чавуну.

РЗМ ефективно зв'язують сірку і кисень і перебувають у складі сульфідів і окисульфідів переважно сферичної форми, інших сполук РЗМ не виявлено. Окисульфіди РЗМ рівномірно розподілені в структурі, їхня кількість зростає зі збільшенням загального вмісту РЗМ у сплаві. Крім того, трапляються включення, в яких сульфід РЗМ розміщений поруч із карбонітридом титану (сульфід знаходиться всередині карбонітриду).

Модифікування високохромистого чавуну (хромомарганцевого) присадками титану і РЗМ істотно впливає на структуру сплаву. При цьому зменшується ширина і довжина первинних дендритів аустеніту, подрібнюється евтектика. Зміцнення аустеніту дрібнодисперсними твердими карбідами і карбонітридами сприяє підвищенню абразивної зносостійкості металу виливки.

Для поліпшення структури, нейтралізації впливу шкідливих домішок, високохромисті (хромомарганцеві) чавуни доцільно під час випуску з плавильного агрегату додатково обробляти присадками титану в кількостях 0,15...0,2 % і РЗМ у кількостях 0,15...0,25 % за розрахунком.

# РОЗРАХУНОК ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ ЛИВАРНОГО СТРИЖНЯ

Лютий Р. В.

(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Теплове поле визначає інтенсивність процесів теплопередачі від вилівка до ливарної форми та стрижнів та фізико-хімічні процеси, які відбуваються у самому матеріалі стрижня, а також на його контактній поверхні з металевим розплавом. Вірна інтерпретація усього комплексу названих процесів лежить в основі керування якістю литих деталей, яка неможлива без розрахунку теплового поля із статистично достатньою точністю, чого не дають комп'ютерні програми «MAGMASOFT», «ProCAST», «WinCAST», «LVMFlow», «NovaFlow», «Полігон» та деякі інші. Причина в тому, що на сьогодні існують тільки приблизні аналітичні рішення для розподілу теплових полів вилівка і ливарної форми.

Теплове поле форми або стрижня прийнято розраховувати за методами кінцевих різниць або кінцевих елементів [1, 2], які спроможні давати досить точний результат за умови правильного визначення початкових і граничних умов. Крім цього, наведені чисельні методи дають вирішення досить складних диференціальних рівнянь тільки за умови введення спрощень [3, 4]. Першим поширеним спрощенням є прийняття змінної фізичної величини за константу, другим – введення у розрахунок двох або більшої кількості взаємозалежних величин. Під час визначення теплових полів ливарних форм і стрижнів поширені обидва вказаних спрощення. Наприклад, А. Й. Вейник та Г.Ф. Баландін побудували свої розрахунки на наступних двох базових умовах [5]:

- неоднорідність теплового поля вилівка значно менша за неоднорідність теплового поля форми, тому під час складання теплових балансів перепадом температури у вилівку можна знехтувати;

- температура поверхні вилівка завжди дорівнює температурі поверхні піщаної форми.

У наших теоретичних дослідженнях за рахунок застосування гнучкого математичного апарату було враховано не тільки градієнт температур всередині вилівка, а й динаміку зміни температури поверхні стрижня.

Для початку визначення теплового поля стрижня вирішено дві теплофізичні задачі:

- визначено динаміку зміни теплового поля вилівка на етапі від заливання до остаточної кристалізації, зокрема побудовано графік зміни температури поверхні металу, яка контактує з ливарним стрижнем [6];

- розроблено аналітичний метод визначення температури поверхні ливарного стрижня, яка перебуває у контакті з металом. Замість постійного прирівнювання її до температури поверхні вилівка протягом усього розрахункового періоду, визначено реальну динаміку її зміни.

Процес нагрівання поверхні стрижня є інерційним і не може відбуватися миттєво [7], тобто в перші моменти після заливання температура поверхні стрижня аж ніяк не дорівнює температурі поверхні вилівка. Тривалість

процесу нагрівання отримала назву «період теплової інерційності», який було визначено за критеріальним рівнянням Фур'є:

$$\frac{T_B - T}{T_B - T_{СТР}} = f\left(Fo; \frac{X}{X_2}\right), \quad (1)$$

де  $T_B$  – температура поверхні виливка;

$T_{СТР}$  – температура стрижня на відстані (на глибині)  $X_2$  від поверхні виливка;

$Fo$  – критерій Фур'є;

$X$  – відстань розрахункової точки від поверхні виливка;

$T$  – температура у розрахунковій точці.

Розрахункова точка вважається поверхнею ливарного стрижня, але фізично вона лежить на певній відстані  $X$  від поверхні контакту, що добре узгоджується із уявленнями про структуру матеріалу ливарної форми або стрижня. Вони являють собою капілярно-пористе тіло, що складається із частинок вогнетривкого матеріалу (наповнювача), незначної кількості зв'язувального компонента та повітряних пор, та проводить тепло переважно за рахунок контактної теплопровідності між частинками наповнювача. Отже, процес передачі тепла всередину стрижня починається з моменту, коли прогрівається поверхневий одиничний шар частинок наповнювача. У реальних формах і стрижнях упаковка частинок є нерівномірною, тому поверхневий одиничний шар має розмір 1,5 середнього діаметра часток (наприклад, при використанні піску із середнім розміром 0,2 мм розрахункова точка буде знаходитися на відстані 0,3 мм від поверхні контакту метал-стрижень).

Згідно з рівнянням (1), якщо ліва частина наближається до нуля, критерій Фур'є дорівнює одиниці. Це, у свою чергу, відбувається, якщо температура  $T$  у розрахунковій точці стрижня (чисельник лівої частини) буде дорівнювати температурі поверхні виливка  $T_B$ . Оскільки критерій Фур'є визначається рівнянням:

$$Fo = \frac{X_2^2}{a \cdot \tau}, \quad (2)$$

де  $a$  – коефіцієнт температуропровідності стрижня, м<sup>2</sup>/с,

з нього і визначено період теплової інерційності  $\tau$ , прийнявши значення  $Fo = 1,0$ .

Період теплової інерційності є основою для подальшого розрахунку теплового поля стрижня методом кінцевих різниць. Для цього стрижень розділено на рівномірні шари і залежно від їх товщини та теплових властивостей визначено одиничний інтервал часу. Якщо цей інтервал більший за період теплової інерційності, як це буває при визначенні температурного поля масивних об'єктів, тоді розрахунок можна проводити без подальших уточнень. Проте для ливарних стрижнів у більшості випадків одиничний

інтервал часу менший за період теплової інерційності. Отже, визначення зміни температури поверхні стрижня до завершення періоду теплової інерційності для них також важливо. Динаміку зміни температури в цей період, як виявлено при порівнянні різних розрахункових методів та результатів експериментів, найбільш точно описує відома формула С. Шварца [5, 8].

Другою граничною точкою у ливарному стрижні є його центр (точка, розташована на рівній відстані від протилежних поверхонь). Температуру стрижня у центрі та динаміку її зміни також достовірно можна визначити за формулою С. Шварца.

Після точного знаходження температур поверхні і центру ливарного стрижня в різні моменти часу, теплове поле стрижня без проблем розраховується за методом кінцевих різниць.

За розробленим математичним алгоритмом виконано розрахунок і аналіз теплових полів ливарних стрижнів у контакті із сталевими виливками. Показано, що для стрижня діаметром 16 мм у циліндричному виливці із товщиною стінки 4 мм різниця між розрахунковими даними, отриманими розробленим і традиційним методами (в т. ч. при використанні існуючих програм) становить від 50 до 100 К з екстремальними відхиленнями на початку розрахункового періоду (перші 3...5 с контакту) до 500 К. Для стрижня діаметром 50 мм у циліндричному виливці із товщиною стінки 100 мм різниця протягом усього розрахункового періоду не перевищує 100 К з тенденцією до зрівнювання результатів після завершення кристалізації виливка.

У результаті проведених досліджень вперше розроблено комплексну аналітичну методику розрахунку теплових полів ливарних форм і стрижнів у контакті з металом в процесі кристалізації та охолодження виливка. Отримано математичні формули для розрахунку граничних температур (поверхні і центру) ливарних стрижнів. На відміну від раніше відомих методів, визначено динаміку зміни граничних температур у часі. Також встановлено метод визначення тривалості нагрівання поверхні ливарного стрижня в контакті з металевим розплавом та визначено «період теплової інерційності».

У цілому розроблена методика дає змогу значною мірою підвищити точність розрахунків та може розглядатися як теоретична база для розроблення програм моделювання ливарних процесів. Її можна широко застосувати для розрахунку теплових полів будь-яких об'єктів, які перебувають у щільному контакті, мають значну різницю температур та швидку динаміку їх зміни.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Dhodare A. S., Dhodare A. S., Dodiya N. A Review on Interfacial Heat Transfer Coefficient During Solidification in Casting // *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*. Vol. 6 Issue 02, February. 2017. P. 464-467.
2. Rajaraman R., Anna Gowsalya L., Velraj R. Interfacial heat transfer coefficient estimation during solidification of rectangular aluminum alloy casting using two different inverse methods // *Frontiers in Heat and Mass Transfer (FHMT)*, 11, 23 (2018).

3. Баландин Г. Ф. Теория формирования оливки. Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1988. Ч. 1 360 с.
4. Инкин С. В., Мазолов И. Ф., Пикунов М. В., Тен Э. Б., Шуголь Б. М. Инженерные расчеты по теории литейных процессов. Алма-Ата : Рауан, 1991. 224 с.
5. Баландин Г. Ф. Тепловые основы теории формирования отливок в песчаных формах Москва : Машиностроение, 1984. 56 с.
6. Лютий Р. В., Прилуцький М. І., Кривик О. В. Розрахунок теплового поля виливка в процесі кристалізації : Матеріали для роботи в екстремальних умовах. Київ, 2020. С. 171–174.
7. Лютий Р. В., Кочешков А. С. Расчет температурных полей в литейных формах для точного литья // Металл и литье Украины. 2005, № 6. С. 42–43.
8. Теоретичні основи ливарного виробництва. [В. Г. Могилатенко, О. І. Пономаренко, В. М. Дробязко та ін.]. Харків : НТУ «ХПІ», 2011. 288 с.

## ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІВ: ЧИ ВСЕ ВІДОМО

Лютий Р. В.

(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Важливим напрямком розвитку металургії і ливарного виробництва є створення нових сплавів із заданим комплексом механічних та спеціальних властивостей. Сьогодні відомі не тільки традиційні леговані сплави на основі заліза та кольорових металів, а й нова група матеріалів – високоентропійні сплави, отримані змішуванням 5 і більше різних металів у рівних атомних співвідношеннях. Для визначення їх властивостей використовують традиційні розрахункові та експериментальні методи, зокрема метод адитивності, заснований на поєднанні властивостей окремих компонентів (металів) з урахуванням їх масової чи атомної частки у сплаві. Для цього необхідні точні відомості про фізичні властивості металів.

На сьогодні в різних ливарних технологіях використовують більше половини періодичної системи елементів. Властивості більшості із них остаточно не встановлено. Тобто в галузі, яка представляє собою теорію та технологію виробництва металів і сплавів, досі залишаються невирішеними базові питання.

Властивості металів представлено двома групами: чисто фізичні (температура плавлення, густина, питомий об'єм, атомна маса, питомий електричний опір) та теплофізичними (питома теплоємність, коефіцієнти тепло- та температуропровідності, коефіцієнт теплової акумуляції, питома теплота плавлення і кристалізації). Крім цього є специфічні, або спеціальні властивості, характерні для ливарної технології – лінійна та об'ємна усадка, поверхневий натяг, рідкотекучість, теплота змішування різних металів.



Із наведених у табл. 1 і 2 прикладів стає зрозумілим, наскільки розрізняються дані різних дослідників щодо базових величин, які переважна кількість спеціалістів ливарної галузі вважають табличними.

Таблиця 1 – Температура плавлення та густина металів

Метал	Температура плавлення $t_{пл}$ , °C	Густина $\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	
		твердого при 20 °C	рідкого при $t_{пл}$
Алюміній	660 [1]	2,70 [1]; 3,11 [2]	2,37 [1]
Ванадій	1720 [1]	5,90 [1]; 5,36 [2]; 6,11 [3]	5,73 [1]; 3,20 [2]
Вісмут	271 [1]	9,80 [1, 3]; 10,03 [2]	10,06 [1, 3]; 12,37 [2]
Гафній	2227 [2]; 2233 [3]	13,31 [3]	11,10 [2]
Кобальт	1492	8,90 [1, 3]; 9,50 [2]	8,30 [1]; 7,74 [2]
Кремній	1430 [1]; 1412 [2]; 1415 [3]	2,35 [1]; 2,52 [2]; 2,33 [3]	2,53 [1, 3] 3,49 [2]
Марганець	1240 [1]; 1244 [2]	7,40 [1]; 9,3 [2]; 7,21 [3]	6,75 [1]; 5,75 [2]
Мідь	1083 [1]	8,92 [1, 3]; 8,03 [2]	8,0 [1]; 7,95 [2]
Нікель	1455 [1]	8,90 [1, 3]; 9,91 [2]	7,90
Олово	232 [1]	7,30 [1, 3]; 7,12 [2]	7,00 [1]; 6,97 [2]
Свинець	327 [1]	11,35 [1, 3]; 12,22 [2]	10,60
Сурма	630 [1]	6,70 [1]; 6,07 [2]; 6,68 [3]	6,79 [1]; 6,49 [2]
Титан	1670 [1]	4,50 [1, 3]; 4,14 [2]	4,10 [1]; 2,26 [2]
Хром	1875 [1]	7,20 [1]; 7,23 [2]; 7,14 [3]	6,30 [1]; 6,28 [2]
Цинк	419 [1]	7,10 [1]; 9,50 [2]; 7,13 [3]	6,60 [1]; 6,55 [2]
Цирконій	1850 [1]	6,50 [1]; 6,53 [3]	5,80 [1]

Ще більшою є різниця у представлених значеннях теплофізичних властивостей металів. Ці дані використовують для розрахунків витрат електроенергії на процеси електричного плавлення, тривалості кристалізації та охолодження виливків у формах. Результати таких розрахунків закладаються в прикладні програмні пакети моделювання ливарних процесів та керування якістю литої продукції. У табл. 3 наведено порівняння даних по теплофізичним властивостям металів.

Щодо металевих сплавів, то літературні дані фізичних властивостей носять фрагментарний характер, оскільки наведені тільки для найбільш поширених ливарних сплавів.

Таблиця 2 – Коефіцієнт лінійного термічного розширення твердих металів

Метал	Коефіцієнт лінійного розширення, 1/К
Алюміній	$21 \cdot 10^{-6}$ [1]; $37,4 \cdot 10^{-6}$ [2]; $22,2 \cdot 10^{-6}$ [3]
Гафній	$8,4 \cdot 10^{-6}$ [2]; $5,9 \cdot 10^{-6}$ [3]
Залізо	$12 \cdot 10^{-6}$ [1]; $16,8 \cdot 10^{-6}$ [2]; $11,3 \cdot 10^{-6}$ [3]
Золото	$14,3 \cdot 10^{-6}$ [1]; $22,1 \cdot 10^{-6}$ [2]; $14,2 \cdot 10^{-6}$ [3]
Магній	$29 \cdot 10^{-6}$ [1]; $37,6 \cdot 10^{-6}$ [2]; $25 \cdot 10^{-6}$ [3]
Кремній	$7,6 \cdot 10^{-6}$ [1]; $3,8 \cdot 10^{-6}$ [2]; $5,1 \cdot 10^{-6}$ [3]
Кобальт	$17,7 \cdot 10^{-6}$ [2]; $12,0 \cdot 10^{-6}$ [3]
Літій	$56 \cdot 10^{-6}$ [2]; $46 \cdot 10^{-6}$ [3]
Платина	$9 \cdot 10^{-6}$ [1]; $14,9 \cdot 10^{-6}$ [2]; $9 \cdot 10^{-6}$ [3]
Срібло	$19,7 \cdot 10^{-6}$ [1]; $28,4 \cdot 10^{-6}$ [2]; $19,5 \cdot 10^{-6}$ [3]
Ванадій	$17,2 \cdot 10^{-6}$ [2]; $8 \cdot 10^{-6}$ [3]
Вісмут	$12,4 \cdot 10^{-6}$ [2]; $13 \cdot 10^{-6}$ [3]
Титан	$10 \cdot 10^{-6}$ [1]; $11,8 \cdot 10^{-6}$ [2]
Цинк	$26,3 \cdot 10^{-6}$ [1]; $34,0 \cdot 10^{-6}$ [2]
Мідь	$20 \cdot 10^{-6}$ [1]; $25,8 \cdot 10^{-6}$ [2]; $16,6 \cdot 10^{-6}$ [3]
Цирконій	$11,3 \cdot 10^{-6}$ [2]; $5,9 \cdot 10^{-6}$ [3]
Нікель	$12,8 \cdot 10^{-6}$ [1]; $13,5 \cdot 10^{-6}$ [3]
Олово	$27 \cdot 10^{-6}$ [1]; $27,2 \cdot 10^{-6}$ [2]; $23,6 \cdot 10^{-6}$ [3]
Паладій	$16,9 \cdot 10^{-6}$ [2]; $11,8 \cdot 10^{-6}$ [3]
Свинець	$31,3 \cdot 10^{-6}$ [1]; $36,7 \cdot 10^{-6}$ [2]; $28,0 \cdot 10^{-6}$ [3]

Таблиця 3 – Теплоємність і теплопровідність металів

Метал	Питома теплоємність		Теплопровідність	
	твердого при $20^{\circ}\text{C}$ , $\frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{K}}$	рідкого при $t_{\text{пл}}$ , $\frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{K}}$	твердого при $20^{\circ}\text{C}$ , $\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{K}}$	рідкого при $t_{\text{пл}}$ , $\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{K}}$
1	2	3	4	5
Алюміній	1090 [1]	1290 [1]; 1180 [2]	231 [1]; 211 [2]	104 [1]; 91 [2]
Вісмут	125 [1]	138 [1]	7,7 [1]; 7,9 [3]	17,1 [1]; 12,0 [2]
Залізо	695 [1]; 449 [3]	922 [1]; 762 [2]	87 [1]; 34 [2]; 81 [3]	23 [1]; 33 [2]
Кобальт	420 [1, 3]	1110 [1, 3]; 590 [2]	100 [1, 3]; 45 [2]	36 [2]
Кремній	720 [3]	968 [2]	25 [2]; 149 [3]	56 [2]
Магній	980 [1]; 1040 [3]	1460 [1]; 1320 [2]	131 [1]; 145 [2]; 156 [3]	84 [1]; 79 [2]
Марганець	478 [3]	838 [2]	24 [2]; 7,0 [3]	22 [2]
Мідь	440 [1]	545 [1]; 495 [2]	320 [1]; 330 [2]; 401 [3]	290 [1]; 163 [2]

Продовження таблиці 3

1	2	3	4	5
Молібден	255 [1]; 250 [3]	310 [1]; 570 [2]	137 [1]; 87 [2]; 138 [3]	72 [2]
Нікель	448 [1]; 442 [3]	670 [1]; 630 [2]	82 [1]; 70 [2]; 91 [3]	60 [2]
Олово	240 [1]; 225 [3]	255 [1]	61 [1]; 66 [3]	32 [1]; 27 [2]
Свинець	130 [1]; 129 [3]	112 [1]; 142 [2]	34 [1]; 35 [3]	16 [1]
Срібло	236 [1]	289 [1]	420 [1,3]; 362 [2]	175 [2]
Титан	523 [3]	965 [2]	31 [2]; 22 [3]	31 [2]
Хром	460 [1]; 448 [3]	780 [2]	94 [1, 3]; 45 [2]	35 [2]
Цинк	419 [1]; 391 [3]	502 [1]; 481 [2]	102 [1]; 90 [2]; 116 [3]	58 [1]; 50 [2]

Таким чином, вивчення і точне встановлення основних фізичних властивостей металів – питання далеко не вирішене і актуальне в подальшому. Ця наукова проблема має світовий рівень і не може бути вирішена швидко обмеженим колом дослідників або на базі одного інституту (університету). Для комплексного дослідження усіх властивостей металів, із подальшим переходом до ливарних сплавів, потрібні великі міжнародні програми і проекти, в яких українські вчені можуть взяти активну участь і створити значний внесок у розвиток світового знання в цілому.

### ЛІТЕРАТУРА

1. Теоретичні основи ливарного виробництва. [В. Г. Могилатенко, О. І. Пономаренко, В. М. Дробязко та ін.]. Харків : НТУ «ХПІ», 2011. 288 с.
2. Juan J. Valencia, Peter N. Quested. *Thermophysical Properties // ASM Handbook, Volume 15: Casting. pp. 468–481. DOI: 10.1361/asmhba0005240.*
3. Баландин Г. Ф. *Теория формирования оливоки. Москва : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1988. Ч. 1. 360 с.*

# КОРИГУВАННЯ СТУПЕНЯ ЗАСМІЧЕНОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИХ ВИЛИВКІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ФІЛЬТРАЦІЇ

Максюта І. І., Михнян О. В., Нейма О. В., Квасницька К. Г.,  
Нога В. О. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Рівень засміченості шкідливими домішками та утвореними, як наслідок, в процесі кристалізації розплавів неметалевими вкрапленнями (оксиди, сульфіді, нітриди, оксісульфіді та таке інш.), суттєво впливає на структурні та фазові перетворення в умовах довготривалого хіміко-термічного та силового динамічного навантаження, також на ресурсні можливості деталей з жароміцних нікелевих сплавів.

Метою та завданням роботи було встановлення оптимальних термокінетичних параметрів технологічного процесу фільтрування розплавів при спрямованій кристалізації виливків в залежності від складу жароміцних сплавів, температури плавлення, габаритів та геометричних особливостей деталей. При виборі складу інгредієнтів керамічних вогнетривів для фільтрувальних вузлів та їх конструктивних особливостей керувалися факторами, що визначають механічні характеристики, пропускну здатність, термо- та хімічну стійкість, екологічні та вартісні показники виробів.

Так, в якості матеріалу фільтрів були використані 2 типи вогнетривів оновленого складу з підвищеною термохімічною стійкістю, модифіковані добавками дисперсних порошків металів, як на основі корунду, так і на основі кварцу, що розроблені у ФТІМС НАН України.

Експерименти проводились з жароміцними сплавами типу ХН60КМЮВТ на базі марок СМ88У (% мас.): Ni основа – 0,07 С – 15,9 Cr – 3,05 Al – 4,6 Ti – 11,0 Co – 2,0 Mo – 5,1 W – 0,2 Nb – 0,05 Zr – 0,3 Fe та СМ104 – ВІ (% мас.): Ni основа – 0,10 С – 20 Cr – 3,05 Al – 3,5 Ti – 11,0 Co – 0,6 Mo – 3,5 W – 0,25 Nb – 0,05 Zr – 0,15 В, до складу яких, з метою підвищення експлуатаційних характеристик, вводилися елементи додаткового легувального комплексу, що також розроблені у ФТІМС НАН України.

Лабораторно-промислові випробування матеріалу фільтрів дозволили встановити ефективні термокінетичні умови фільтрування розплавів в процесі отримання з них спрямовано закристалізованих лопаток компресорів з вищезазначених сплавів. Регулювали товщину, площу та температуру підігріву при постійній питомій поверхні фільтру, масі розплаву та швидкості заливання в оболонкові керамічні форми, отримані як за класичною ЛВМ технологією з разовими восковими моделями, так і за пінополістироловими моделями, що розчиняють або випалюють та 3D-друкованими моделями з полілактиду (PLA), який є одним із сучасних широко використовуваних повністю біорозкладних термопластиків, що при випалюванні газифікується без виділення їдких речовин [1].

Під час експериментів використовували фільтри різної товщини (20–50 мм) з діаметром пор 1–5 мм. У результаті досліджень було встановле-

но, що при товщині 20–30 мм та діаметрі 2–5 мм розплав протікає через фільтр досить вільно у всьому діапазоні температур, при товщині 40 мм, незалежно від показників пористості, в структурі фільтрів досить швидко проходить процес закупорювання каналів у всьому діапазоні температур. Це можна пояснити охолодженням маси розплаву у процесі протікання через отвори фільтру, початком процесу часткової кристалізації та утворенням так званих «мостів» з застиглому металу поміж гідроканалами при наближенні температури поверхні фільтру до  $T$  солідусу сплавів.

Кількість неметалевих вкраплень оцінювали як сумарно за густиною неметалевих вкраплень (кількість частинок на  $1 \text{ мм}^2$ ) на кожному з 10 полів зору шліфів на оптичному мікроскопі, так і, у (% мас.) від маси зразка при хімічній екстракції включень різного типу, за довжиною одиничних вкраплень, мкм.

Встановлено, що при застосуванні фільтрів вдосконаленого складу [2], найбільша кількість неметалевих вкраплень – у вихідних зливках, які не були рафіновані (% мас.), але після мікролегування сплавів металами з групи РЗМ для нейтралізації найбільш агресивних домішок (сірка, кремній, фосфор, свинець) та процесу фільтрації розплавів при виплавлянні виливків кількість неметалевих вкраплень знизилась на 25–30 % та склала (об'ємна частка) від 0,80 до 2,20 (% мас.). Спостерігається також зниження максимального розміру довжини включень: від 92 мкм (середня) до 28 мкм (середня).

## ЛІТЕРАТУРА

1. Калюжний П. Б., Дорошенко В. С., Нейма О. В. Лиття за комбінованими полімерними моделями, що газифікуються. *Процеси лиття*. 2023. № 2. С. 49–55.
2. Квасницька Ю. Г., Максюта І. І., Шалевська І. А., Квасницька К. Г., Нога В. О. Застосування керамічних фільтрів при виплавці заготовок із жароміцних сплавів. *Процеси лиття*. 2023. № 2. С. 41–48.

# ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ ЗВАРЕНО-ЛИТИХ БАЗОВИХ КОНСТРУКЦІЙ МЕТАЛООБРОБНИХ ВЕРСТАТІВ НА СТАДІЇ ЇХ ВИРОБНИЦТВА

Малигін М. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Базові вузли станин металообробних верстатів мають складну геометрію. Використання ребер жорсткості у цих відливках приводить до виникнення внутрішніх напружень через різницю товщин у місцях їх сполучення і до різної величини короблення. Це є причиною виникнення тріщин. Заміна складної масивної цільноливої відливки на невеликі литі вузли з наступним їх зварюванням є актуальною задачею верстатобудування. Проте, при зварюванні в зонах, недоступних для прямого спостереження, в процесі експлуатації верстату довготривалий процес зростання втомної тріщини залишається непоміченим, що приводить до пошкодження та виходу з ладу станини. У роботі досліджувалися особливості структурної будови зварних швів зі сталі 25Л (як основа станини) та сталі 45 (як ребро жорсткості). Контроль макроструктури проводився на поперечних темплетях методом холодного травлення (по 1-му темплету від кожного звареного з'єднання). При огляді поверхні темплетів після травлення на обох темплетях дефектів макроструктури не виявлено. Макробудова темплетів після травлення приведена на рис. 1, а. Для дослідження мікроструктури від кожного зварного з'єднання виготовлені мікрошліфи з перетином усіх зон зварного з'єднання. Макробудова поверхні шліфів після травлення приведена на рис. 1, б.

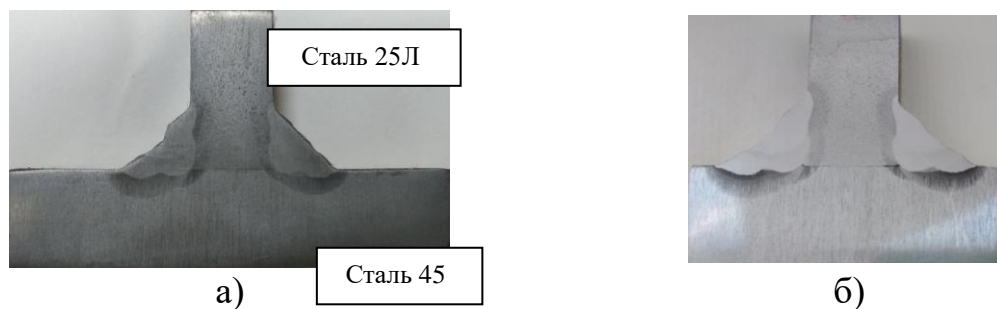


Рис. 1. Макроструктура темплетів після травлення (а) та мікробудова поверхні мікрошліфів після травлення (б)

Структура сталі 25Л характеризується дрібнозернистою будовою. Групи зерен фериту 7–8 номеру за ДСТУ8972:2019 облямовані перлітною обляміркою (7–8 номер зерна). Виділення зерен перліту спостерігається у междендритних просторах по межах колишнього крупного аустенітного зерна. Високотемпературна зона ЗТВ у межі сплавлення зі сталлю 25Л характеризується крупнозернистою будовою (2–3 номер зерна) із наявністю голчатого виділення фериту по типу «Відманштетт». Далі ближче до основного металу – подрібнення зерна до 8-9 номеру, ступінь голчатості різко знижується. Чітко проглядається межа сплавлення основного та наплавленого металу. Поблизу межі сплавлення присутні крупні зерна перліту 2–3 номеру, з

цементитною сіткою по межах. Далі ближче до основного металу спостерігається подрібнення зерна до 8–9 номеру (рис. 2).

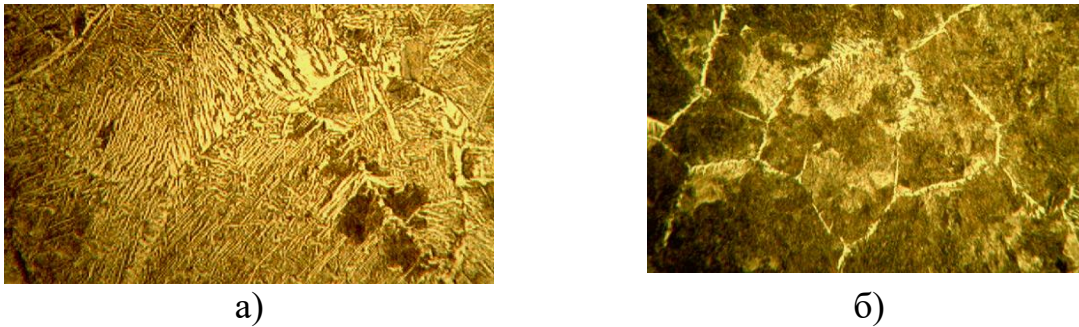


Рис. 2. Мікроструктура зони сплавлення зі сталлю 25Л (а) та зони сплавлення зі сталлю 45 (б) ( $\times 400$ )

Ділянка наплавленого металу має характерну стовпчасту будову, що вказує на спрямованість кристалізації при переході у твердий стан. Поблизу межі сплавлення присутні крупні зерна перліту 2–3 номеру, з цементитною сіткою по межах. Далі ближче до основного металу спостерігається подрібнення зерна до 8–9 номеру (рис. 3). В структурі сталь 45 присутня смугастість. Мікроструктура складається зі смуг із зернами фериту та перліту 6–7 номеру, що чергуються. Після дослідження мікроструктури на поверхні всіх мікрошліфів додатково було проведено замір мікротвердості (табл. 1) за схемою, наведеною на рис. 3. Напрямок замірів: основний метал  $\rightarrow$  наплавлений метал.

Таблиця 1 – Результати замірів мікротвердості на поверхні мікрошліфів

<i>Доріжка 1, HV</i>		<i>Доріжка 2, HV</i>	
Сталь 25Л	221 – 309	Сталь 45	214 - 320
ЗТВ (ближче до основного металу)	251 - 309	ЗТВ (ближче до основного металу)	228 – 278
ЗТВ (поблизу межі сплавлення)	278 – 405	ЗТВ (поблизу межі сплавлення)	278 – 374
Наплавлений метал	235 - 346	Наплавлений метал	268 – 346

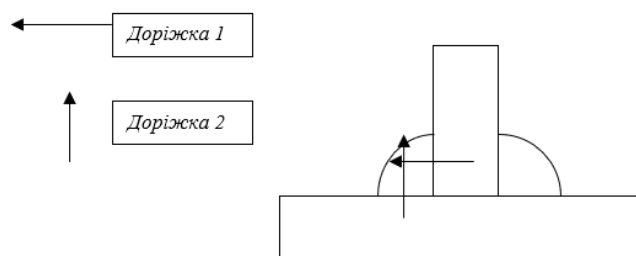


Рис. 3. Схема заміру мікротвердості

Неоднорідність зварювального шву і, як наслідок, розкид за твердістю у різних зонах приводить до різкого зниження втомної міцності зварених зразків. Було запропоновано рекомендації технологічного плану, що дозволяють нівелювати розкид за твердістю та за структурними складовими. Це привело до підвищення втомної міцності на 23–25 %.

# ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ПОРОШКІВ TiN, ZrN НА ПОВІТРІ

Міщенко Д. Д., Богаченко О. Г., Гончаров І. О., Нейло. І. А.  
(м. Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України),  
Судавцова В. С. (м. Київ, ІІМ НАНУ ім. І. М. Францевича)

Тугоплавкі нітриди використовують у складі композитів як абразивні, жаро- і корозійностійкі матеріали при високих температурах. У зв'язку з цим доцільно дослідити окиснення порошкоподібних нітридів титану та цирконію при 298–1000°C, оскільки відомості про це, в основному, стосуються компактних зразків. Для отримання нових електродних матеріалів важливо знати їх термостійкість на повітрі. Нітриди титану і цирконію представляють фази впровадження з широкими областями гомогенності і дуже високими температурами плавлення (3290 і 2980°C). Мета даної роботи – дослідити температури фазових перетворень, характер взаємодії порошкоподібних TiN, ZrN з киснем повітря на дериватографі Q-1500 при програмованому нагріванні в інтервалі 20–1000°C зі швидкістю 15 К/хв. Чистота використовуваних порошоків була не нижче 98 % (мас.). Розміри вивчених порошоків 5–10 мкм. Отримані дериватограми порошкоподібних TiN, ZrN наведено на рис. 1.

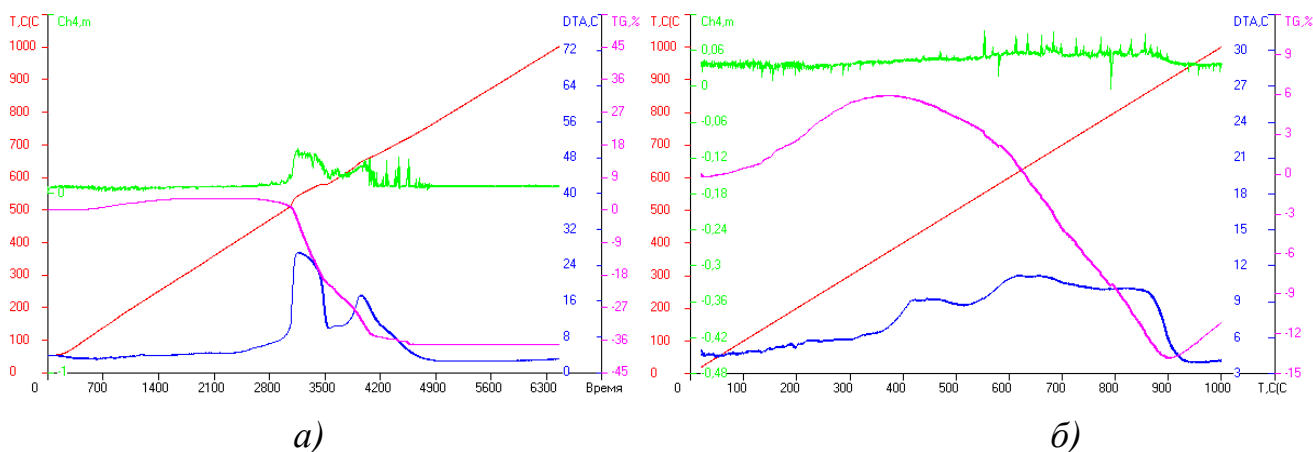


Рис. 1. Дериватограми окиснення порошкоподібних нітриду титану і цирконію.

Видно, що дериватограми відрізняються, особливо при низьких температурах. Це пов'язано з тим, що й хімічні і фізико-хімічні властивості цих нітридів відрізняються [1]. З ТГ-кривої рис. 1а ясно, що до 400°C відбувається збільшення маси порошкоподібного нітриду титану на 6 % (мас.) з невеликим виділенням теплоти. Це не дивно, тому що в процесі нагрівання, ймовірно за все, відбувається реакція з утворенням оксонітриду титану спочатку на поверхні, а потім і в об'ємі порошка. Ясно, що в цьому процесі атоми кисню вкорінюються в міжвузільний простір твердого розчину TiN. Це і обумовлює збільшення маси зразка. При цьому спостеріга-



ється невелике підвищення  $T$ , тому і виділяється незначна кількість теплоти. З 400 до 650°C маса зразка починає зменшуватись, а  $T$  зростає досить суттєво. Це може бути обумовлено розкладом оксонітриду титану спочатку з утворенням  $TiO$ . З 650 до 900°C маса зразка продовжує зменшуватись, а  $T$  зростає досить суттєво. Це може бути пов'язано з тим, що відбувається виділення  $N$  із твердого розчину його на основі  $TiN$ . При цьому може відбуватися зіткнення  $N$  з молекулою кисню з утворенням різних оксидів азоту. Це супроводжується виділенням теплоти і зменшенням маси зразка ще на 14 %. Більш стійким до окислення на повітрі є компактний зразок нітриду титану (до 700–800°C) і нітриду цирконію до (900–1000°C) [2].

З рис. 16 ясно, що ТГ-крива дериватограми, записаної при окисненні порошкоподібного  $ZrN$ , вказує на те, що до 500°C маса зразка не змінюється. І лише в інтервалі температур 500–750°C відбувається зменшення маси зразка на 36 %, яке супроводжується виділенням теплоти двома хвилями (500–600 і 600–750°C). Це викликано тим, що відбувається виділення  $N$  із твердого розчину його на основі  $ZrN$ , спочатку з поверхні, а потім з об'єму зразка. Як і в попередньому зразку, атомарний азот реагує з киснем повітря з утворенням різних оксидів. При  $T=600°C$  на ТГ-кривій спостерігається перегин, обумовлений зменшенням швидкості окиснення, оскільки починається виділення атомарного азоту із об'єму зразка. На ДТА-кривій в інтервалі температур 550–650 °C записується великий екзотермічний ефект, а при 650–800 °C другий, трохи менший. Це свідчить, що реакція окиснення порошкоподібного  $ZrN$  протікає у дві стадії.

Таким чином, більш стійким на повітрі до 500°C є  $ZrN$ , так як він не утворює оксонітриду.

З отриманих же дериватограм сумішей систем  $TiN-C$  та  $ZrN-C$  у співвідношенні 1:1 встановлено, що при взаємодії між компонентами в сумішах порошків системи  $TiN-C$  до 450°C не спостерігається. При  $T > 450°C$  на ТГ-кривій фіксується невелике збільшення маси, яка триває до 1400°C і є майже лінійною. Це пояснюємо взаємодією  $TiN$  з карбоном з утворенням сполуки  $TiCN$  і останньої з киснем повітря. Причому теплота, яка виділяється при її окисненні є не великою. Аналогічна ситуація спостерігається і при окисненні суміші системи  $ZrN-C$ .

Ми також розрахували теплові ефекти ряду реакцій за «піками» на ДТА-кривих і за законом Гесса за стандартних умов. Як і слід було очікувати, вони є екзотермічними, але узгоджуються лише якісно. Більш точні значення теплових ефектів встановлених реакцій можна визначити експериментально прямими дослідженнями на калориметрі.

## ЛІТЕРАТУРА

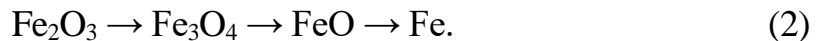
1. Котельников Р. Б.; Башлыков, С. Н.; Галиакбаров, З. Г. и др. Особо тугоплавкие элементы и соединения : справочник. М. : Изд-во: Металлургия.. 1969. 374 с.
2. Войтович Р. Ф. Окисление карбидов и нитридов. К., Наукова Думка. 1981. 192 с.

## ПРЯМЕ ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА З КОТУНІВ ПРИ ПДП

Могилатенко В. Г. (м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)  
Шаповалов В. О., Козін Р. В. (м. Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України)

Металургійне виробництво вносить свою достатньо велику частку у забруднення атмосфери. Основними джерелами викидів парникових газів в металургії є доменні, мартенівські, газові нагрівальні печі та конвертери. Парникові гази утворюються практично на всіх етапах металургійного переділу: при спалюванні палива, при протіканні реакцій зневуглецювання металу, при розкисненні розплаву вуглецем, при розкладанні компонентів флюсу тощо.

Пряме відновлення заліза з оксидів воднем має велику перевагу перед відновленням вуглецем чи в атмосфері водяного газу. У даний час відновлення заліза проводять при так званих середніх температурах. При температурах нижче 843 К відбувається двоступінчасте відновлення (1), а вище 843 К – тріступінчасте (2):

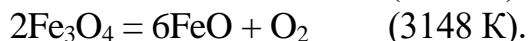
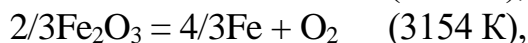
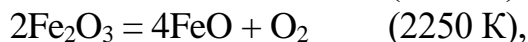
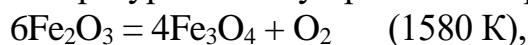


При нагріванні окалини, формула якої є подвійним оксидом ( $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ ), вюстит ( $\text{FeO}$ ) відновлюється воднем досить повільно.

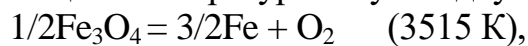
На сьогодні більшість досліджень спрямовані в основному на відновлення залізняку в твердому стані, а досліджень в області відновлення воднем рідкої залізної руди дуже замало. А от різниця в кінетиці та механізмі процесу відновлення твердих та рідких оксидів можуть прискорити відновлювальні реакції. Інтенсифікувати процес, збільшити рівень відновлення і рівень використання водню можна при плавці із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії, які дозволяють активувати водень.

Швидкість відновлення заліза вище температури плавлення в'юститу стає в 13,2 рази більшою, ніж у твердій фазі, з декількох причин. По-перше, при плазмовій плавці температура дуги становить більше 5000 К, а температура поверхні розплаву може сягати 3000–3500 К. По-друге, відновлення заліза при плазмовій плавці забезпечується також інтенсифікацією процесів відновлення за рахунок застосування активного водню ( $\text{H}^+$ ,  $\text{H}_2^+$ ,  $\text{H}_3^+$ ,  $\text{H}$ ), який утворюється у плазмі.

Досягнення температур понад 3000 К можливе при застосуванні такого джерела енергії для нагріву, як плазма, і немає причин використовувати для відновлення заліза водень з самого початку процесу відновлення, тобто розплавлення, якщо при температурі плазми наведені нижче реакції йдуть до кінця (у дужках вказані температури початку протікання прямих реакцій):



При досягненні вищих температур можуть відбуватися реакції:



Термічному розкладанню може бути підданий будь-який тип залізняку: гематит, магнетит, гетит. Найбільшу термодинамічну ймовірність проходження мають реакції розкладання гематиту або гетиту (гідрооксид  $\text{FeO}(\text{OH})$  складу  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 89,9\%$  і  $\text{H}_2\text{O} - 10,1\%$ ) після його зневоднення.

Проведені плавки зразків котунів із застосуванням аргону в якості плазмоутворювального газу показали, що після плазмово-дугового плавлення в атмосфері аргону протягом 30 с кількість гематиту в підданому швидкій кристалізації після плавки зразку зменшилася до 8,9 %. Але з'являється магнетит (59,8 %), в'юстит (23,2 %) та силікат заліза та/або кальцію  $(\text{Fe,Ca})_2\text{SiO}_4$  у кількості 8,1 % (рис. 1). Скоріше утворюється  $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_4$  оскільки кальцію не було виявлено у вихідному зразку котуна без флюсу.

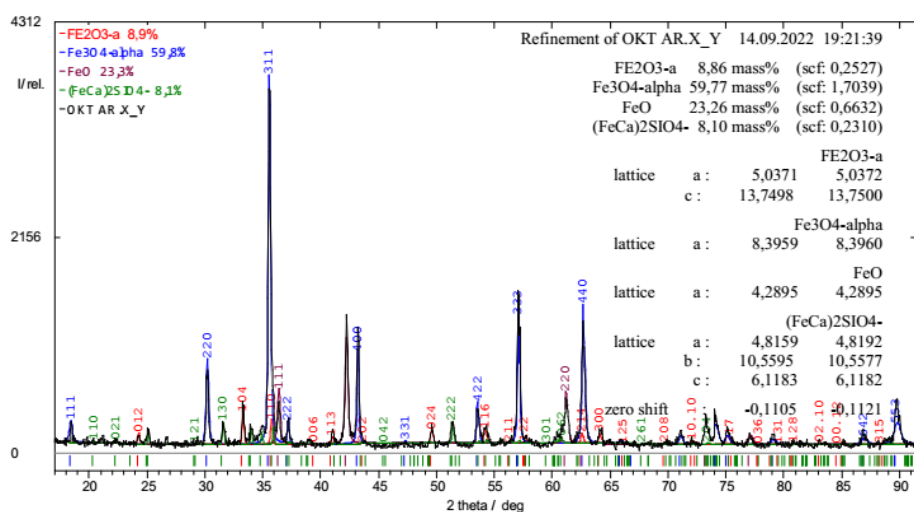


Рис. 1. Дифрактограма і склад затверділого зразка після плазмово-дугового плавлення котуна в атмосфері аргону (30 с нагрівання і плавлення + 30 с витримки).

Таким чином:

1- реакція відновлення заліза з гематиту починається при температурі 3150 K і при температурах рідкого стану гематит практично відсутній через його розкладання у твердому стані;

2- при температурах вище 5000 K буде превалювати одностадійна реакція відновлення заліза з не офлюсованого котуна гематиту;

3- розплавлення котуна гематиту плазмово-дуговим плавленням в атмосфері аргону дає можливість зменшити вміст кисню приблизно на 15 % за рахунок термічного розкладання;

4- не слід недооцінювати термічне розкладання гематиту і частково магнетиту при водневому розкисненні, оскільки воно є однією зі стадій одержання «зеленого» заліза і дозволяє економити кількість не дешевого «зеленого» водню.

## ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ФЛЮСУ ДЛЯ ЗАВАРЮВАННЯ ДЕФЕКТІВ У ЛИТИХ ЗАГОТІВКАХ

Плаксій А. А., Буйкус Я. О., Бережна О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Зварювальний флюс повинен відповідати певним вимогам, які можна поділити на дві самостійні групи: металургійні та технологічні. Значення цих вимог є не однаковим та змінюється залежно від способу зварювання. При звичайному зварюванні під флюсом найважливішими є металургійні вимоги. Це обумовлено тим, що в процесі дугового зварювання протікають реакції хімічної взаємодії між шлаком та рідким металом, які істотно впливають на склад, структуру та механічні властивості металу шва, а також на його схильність до утворення пор та гарячих тріщин. При електрошлаковому зварюванні інтенсивність реакцій взаємодії між шлаком і металом є настільки низькою, що зміна хімічного складу флюсу в широких межах викликає лише незначну зміну хімічного складу металу шва. У силу цього при електрошлаковому зварюванні вирішальними є технологічні вимоги. Придатним буде перш за все той флюс, який при нормальному сполученні складових компонентів виключає розбризкування шлаку та забезпечує стійкий режим зварювання. Сучасні зварювальні флюси представляють собою силікати, що містять у своєму складі сполучення різних кількостей  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{MnO}$  і  $\text{CaF}_2$ . На стійкість процесу електрошлакового зварювання впливає плавиковий шпат  $\text{CaF}_2$ . Зі збільшенням у флюсі вмісту  $\text{CaF}_2$  покращується стійкість процесу електрошлакового зварювання. Проте збільшення  $\text{CaF}_2$  у флюсі вимагає зниження напруги зварювання. У випадку застосування фторидних флюсів, що представляють собою чистий плавиковий шпат або його сплав з невеликими добавками  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та ін., напруга зварювання повинна бути не вище 30–32 В. В'язкість сучасних зварювальних флюсів визначається здебільшого вмістом в них кремнезему та окису кальцію. Чим більше у флюсі міститься  $\text{SiO}_2$  і менше  $\text{CaO}$ , тим вища його в'язкість. Отже, у флюсах, призначених для електрошлакового зварювання, слід знижувати вміст  $\text{SiO}_2$  та підвищувати  $\text{CaO}$ . При електрошлаковому зварюванні значно зростає обсяг металу, що нагрівається до високих температур. Це набагато уповільнює охолодження шва і тим самим збільшується час хімічної взаємодії між поверхнею металу шва та шлаковою кіркою. У результаті на поверхні металу шва товщина окисної плівки стає більшою. Зі збільшенням товщини окисної плівки посилюється зчеплення шлакової кірки з поверхнею металу шва. Таким чином, при електрошлаковому зварюванні створюються умови, що сприяють зчепленню шлаку з поверхнею металу шва. У силу цього погіршується відокремлення шлакової кірки. Отже, хороше відокремлення шлакової кірки є третьою вимогою, яку слід пред'являти до флюсу для електрошлакового зварювання. Відокремлення шлакової кірки залежить перш за все від вмісту у флюсі окислів мар-

ганцю, особливо вищого порядку. Чим менше у флюсі окислів  $Mn_2O_3$  та  $MnO$ , тим краще відділяється шлакова кірка. Отже, електрошлакове зварювання потребує флюсів, які повинні відповідати іншим вимогам, ніж флюси для звичайного дугового зварювання. Ці вимоги здебільшого виконуються при відповідних значеннях електропровідності та в'язкості флюсу.

## ПРИКЛАДИ ЛИТТЯ МЕТАЛУ ЗА 3D-ДРУКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ

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

Лиття металу за 3D-друкованими полімерними моделями, що газифікуються (ЛГМ) або випалюються, все ширше досліджується і впроваджується у виробництво. ЛГМ легко включає в низку своїх операцій 3D-технології виготовлення разових моделей. На даному етапі для ЛГМ відпрацьовано комбіновані моделі з підкладками з пінополістиролу (ППС), які покриті друкованими поверхневими оболонками [1] (рис. 1, а) чи змонтовані з окремими друкованими на 3D-принтері деталями [2] (рис. 1, б). При цьому поверхня такої підкладки може служити лиш опорою друкованих деталей, не відтворювати поверхню вилівка і виготовляться з ППС низької густини та мати негладку поверхню. Експериментально підтверджено, що ЛГМ з друкуванням оболонки моделі «additive manufacturing evaporative casting» (АМЕС) [1] (зокрема з дешевого полімеру PLA) на підкладці з ППС придатне для алюмінію, латуні, низьковуглецевої сталі, нержавіючої сталі, сірого та високоміцного чавуну. Очікується, що після повної розробки та комерціалізації процес АМЕС для сталевих деталей коштуватиме 3 USD за фунт, а також деталь вагою до 45 кг можна буде виготовити менш ніж за 24 години, якщо файл STL уже існує, хоча час для 3D-друку поверхневої оболонки залежить від розміру та геометрії деталі [1].

3D-друк разових ливарних моделей відповідає поняттю «цифрово-фізичне перетворення» (digital-to-physical conversion) [3], що означає перетворення методами 3D-технологій від цифрового (креслення на комп'ютері) до фізичного, матеріального виробу – полімерної моделі чи її деталей.



а



б

Рис. 1. Виливки за моделями з друківаними полімерними деталями на ППС-підкладці: а – з зовнішньою оболонкою [1]; б – з накладками типу шестерні (з цеху ФТІМС НАН України) [2]

На іншому прикладі показано пластикові моделі та титановий виливок медичного призначення, одержаний за технологією точного лиття [3] (рис. 2). Технологія точного лиття тонкостінних деталей зі складною геометрією полягає у виготовленні пластикової моделі із застосуванням 3D-друку. Потім на модель наносять кілька шарів покриття на основі електрокорунду. Далі модель випалюється в термопечах, і в керамічну оболонку, що утворилася, заливається титановий сплав. У результаті виходить готова продукція будь-якої необхідної конфігурації та розміру. Представлений виріб є прикладом реалізації технології лиття титану в керамічні форми за моделями, що видаляються, яка може бути використана у створенні продукції для авіабудування, медицини та інших галузей промисловості.



Рис. 2. Моделі та виливок ендопротезу з титанового сплаву [3]

Виливки за технологією ЛГМ мають значно меншу собівартість, ніж виливки одержані в керамічних формах за моделями, що випаляються. Проте ЛГМ «підходить» не для всіх видів сплавів, і у випадку титанових, нікелевих сплавів чи низьковуглецевих легованих сталей застосування точного лиття в керамічні форми є «виправданим» з економічної точки зору. В той же час всі ливарні методи є дешевшими способами отримання фасонних виробів з металу порівняно з технологією 3D-друку металевими порошками, яка хоч і вважається універсальним методом, проте 3D-друковані металеві деталі часто мають анізотропію структури та властивостей, невисоку якість поверхні та високу вартість. Тому використання 3D-друку пластиком для одержання разових ливарних моделей можна вважати раціональним впровадженням 3D-технологій в ливарне виробництво.

### ЛІТЕРАТУРА

1. S. Jordan. *Additive Manufacturing Evaporative Casting*. Jun 26, 2019. URL: <https://contest.techbriefs.com/2019/entries/manufacturing-robotics-automation/9764>.
2. Калюжний П. Б., Дорошенко В. С., Нейма О. В. *Лиття за комбінованими полімерними моделями, що газифікуються* // *Процеси лиття*. 2023. № 2. С. 49–55.
3. Калюжний П. Б., Ворон М. М., Михнян О. В., Нейма О. В., Тимошенко А. М. *Електронно-променева ливарна технологія одержання тонкостінних титанових виробів медичного призначення*. *Литво. Металургія*. 2021: *Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції*. С. 89–92

## ПРОЄКТУВАННЯ СПОСОБІВ 3D-ДРУКУ МОДЕЛЕЙ НА ПІДКЛАДКАХ З ПІНОПОЛІСТИРОЛУ

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

Для лиття металу за 3D-друкованими полімерними моделями, що газифікуються (ЛГМ) необхідні нові способи створення моделей, які за вагою на одиницю об'єму наближаються до відпрацьованих моделей з пінополістиролу (ППС). На даному етапі випробувано процес ЛГМ з комбінованими моделями, в яких на підкладки з ППС механічно нанесено друковані поверхневі оболонки чи приклеєно окремі друковані деталі. Одним з прикладів ЛГМ-процесу за моделлю, що має надруковану на 3D-принтері полімерну оболонку з гладенькою поверхнею, є виготовлення Мельником В.С. (<http://1-d.com.ua>) методом ЛГМ десятків чавунних деталей колон ліхтарів (рис. 1) при реконструкції історичних ліхтарів для Маріїнського парку м. Києва [1].



Рис. 1. Чавунна частина колони і її лита деталь за моделлю з друківаними частинами

При розробці варіантів 3D-друку поверхневих оболонок чи деталей на підкладках (заготовках) з ППС враховували, що температура плавлення ППС нижча за температуру плавлення філаменту – нитки для друку за методом FDM. Для попередження деформації чи оплавлення підкладок з ППС їх загортали у принаймні один шар металевої фольги (варіант - витримка в морозильній камері). Після друку підкладки з фольгою видаляли і для тонкостінних виливків заміняли їх тонким шаром ППС, фігурні поверхні покривали будівельною піною, також з вдавлюванням в неї кульок ППС, або наклеювали легковагий прошарок з полімерної повітряно-пухирчастої плівки.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Дорошенко В. С. *Нейтралізація газів при литті металу за моделями, що газифікуються, та передумови застосування для цього 3D-друкованих моделей. Процеси лиття. 2021. № 3. С. 32–43. <https://doi.org/10.15407/plit2021.03.032>.*



# ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ В95 ТА Д16

Нурадинов А. С., Школярєнко В. П., Чистяков О. В., Нурадинов І. А.,  
Зубєніна Н. Ф. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Відомо, що сплави систем Al-Zn-Mg-Cu та Al-Mg-Cu мають дуже широкий інтервал кристалізації (понад 100°C) і тому технології валкового розливання-прокатки листових заготовок з таких сплавів досі не розроблено, що обумовлює актуальність досліджень [1, 2]. Аналіз останніх публікацій показав, що у роботі [3] проведено дослідження впливу швидкості охолодження на структуроутворення сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10). Тому, у цій роботі на основі широкоінтервальних алюмінієвих сплавів В95 і Д16 (інтервали кристалізації становлять 160°C і 132°C відповідно) досліджено вплив інтенсивності охолодження на їх структуру. Криві диференціально-термічного аналізу (ДТА) та частки рідкої фази в залежності від температури (ЧРФ) зображено на рис. 1. Як зразок використаний прожарений оксид алюмінію ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

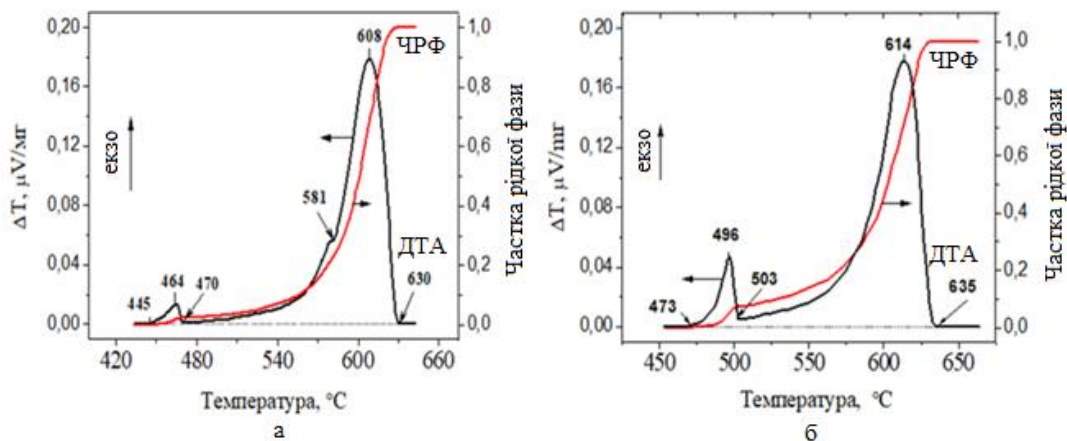


Рис. 1. Криві ДТА та ЧРФ для сплавів В95 (а) та Д16 (б)

Розмір зерна та твердість  $\alpha$ -фази в литому вигляді наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Розмір зерна та твердість  $\alpha$ -фази в литому вигляді

Марка сплаву	Швидкість охолодження, $V_{ох}$ , °C/c	Розмір зерна $\alpha$ -фази $Z$ , мкм	Твердість, НВ
В95	5,9	60-120	80,4
	8,8	15-80	83,0
	154	20-60	95,2
	1000	15-70	102,5
Д16	2,5	50-200	68,8
	6,4	25-120	70,6
	133	15-110	80,4
	1000	12-50	88,1

З аналізу даних табл. 3 встановлено, що розмір зерен  $\alpha$ -фази для даних сплавів у міру зростання швидкості охолодження зменшується з 120–200 мкм (для швидкостей охолодження 2,5–8,8°C/c) до 40–70 мкм (для швидкості охолодження  $\sim 1000^\circ\text{C}/\text{c}$ ) [4]. Мікроструктури зразків сплавів В95 та Д16 наведено на рис. 2.

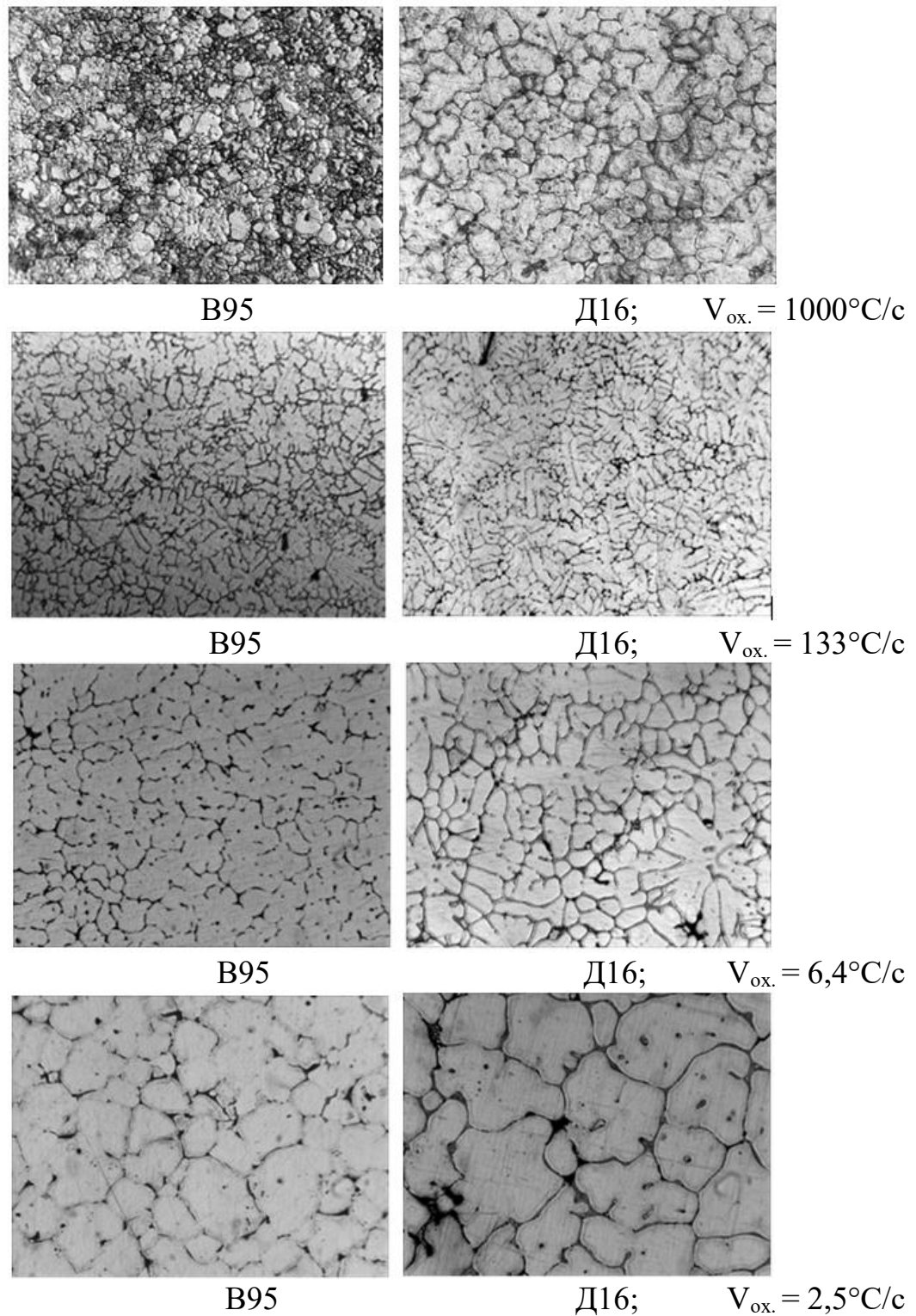


Рис. 2. Мікроструктури зразків з досліджуваних сплавів В95 та Д16, x 200

З рисунку 2 видно, що чим вище швидкість охолодження, тим зразки мають одноріднішу структуру з рівномірним розподілом фазових складових за їх перерізами [5]. Як відомо, між дисперсністю первинної структури литих заготовок та якістю кінцевої металопродукції існує спадковий взаємозв'язок [6]. Слід зазначити, що, крім первинних кристалів  $\alpha$ -фази, у структурах зразків присутні дисперсні інтерметалідні та евтектичні фази, які розташовані між гілками первинних кристалів.

Висновки:

1. Обґрунтовано придатність алюмінієвих сплавів В95 і Д16 до валкового лиття-прокатки.

2. Виявлено, що розмір зерен  $\alpha$ -фази для сплавів В95 та Д16 у міру зростання швидкості охолодження зменшується до 120...200 мкм (для швидкостей охолодження 2,5...8,8°C/c), і до 40...70 мкм (для швидкості охолодження ~1000°C/c).

3. Доведено, що твердість алюмінієвих сплавів В95 та Д16 головним чином залежить від  $\alpha$ -фази тому, при розробці режимів валкового розливання доцільно враховувати особливості твердіння саме цієї структурної складової ( $\alpha$ -фази).

4. Зазначено, що при інтенсивності тепловідведення, які характерні для валкових кристалізаторів, одержувані листові заготовки з алюмінієвих сплавів В95 та Д16 матимуть дисперсні кристалічні структури з рівномірним розподілом фазових складових за їх перерізами.

5. Припущено, що природним наслідком таких первинних кристалічних структур литих заготовок з алюмінієвих сплавів В95 та Д16 буде гарантовано високий рівень характеристик міцності листового металопрокату з них.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Мазур В. Л., Ноговицын А. В. *Теория и технология тонколистовой прокатки*. Днепропетровск : РВА Днепро-VAL, 2010. 500 с.
2. Шур И. А. *Перспективы развития бесслитковой прокатки алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов*. 2001. № 5–6. С.38–41.
3. Пригунова А. Г., Жидков С. А., Борисов А. Г., Шеневідько Л. К. *Вплив швидкості охолодження на структуроутворення сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) // Металознавство та обробка металів*. 2022. № 1. С. 29–37.
4. Нурадинов А. С., Ноговицын О. В., Школяренко В. П., Нурадинов І. А. *Формування структури листових заготовок при валковій розливці металів // Процеси лиття*. 2022. № 4 (150). С. 13–21.
5. Nuradinov A. S., Eldarkhanov A. S., Kondratyev Yu. I., Nuradinov I. A. *Development of Production Regimes for Twin-Roll Casting of Metal Alloys // Steel in Translation*. 2021. № 10. P. 723–727.
6. Кондратюк С. Є. *Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі*. Київ : Наукова Думка, 2010. 176 с.

# СТРУКТУРА РОЗПЛАВІВ ВЗДОВЖ ПЕРЕРІЗУ $Al_{80-x}Fe_{20}Sn_x$

Роїк О. С., Яковенко О. М., Казіміров В. П., Каширіна Я. О.,  
Сокольський В. Е. (м. Київ, КНУ імені Тараса Шевченка)

Рентгенографічним методом досліджена структура потрійних розплавів Al-Fe-Sn вздовж концентраційного перерізу  $Al_{80-x}Fe_{20}Sn_x$ . Отримані криві структурного фактора  $S(Q)$  ( $Q=4\pi\sin\theta/\lambda$  – значення вектора дифракції,  $\theta$  – половина кута розсіювання,  $\lambda$  – довжина хвилі рентгенівського випромінювання), функції парного розподілу атомів  $g(R)$ , концентраційна залежність структурних параметрів  $Q_1$  (положення першого піку  $S(Q)$ ) та  $R_1$  (найбільш ймовірна міжатомна відстань) наведені на рис. 1.

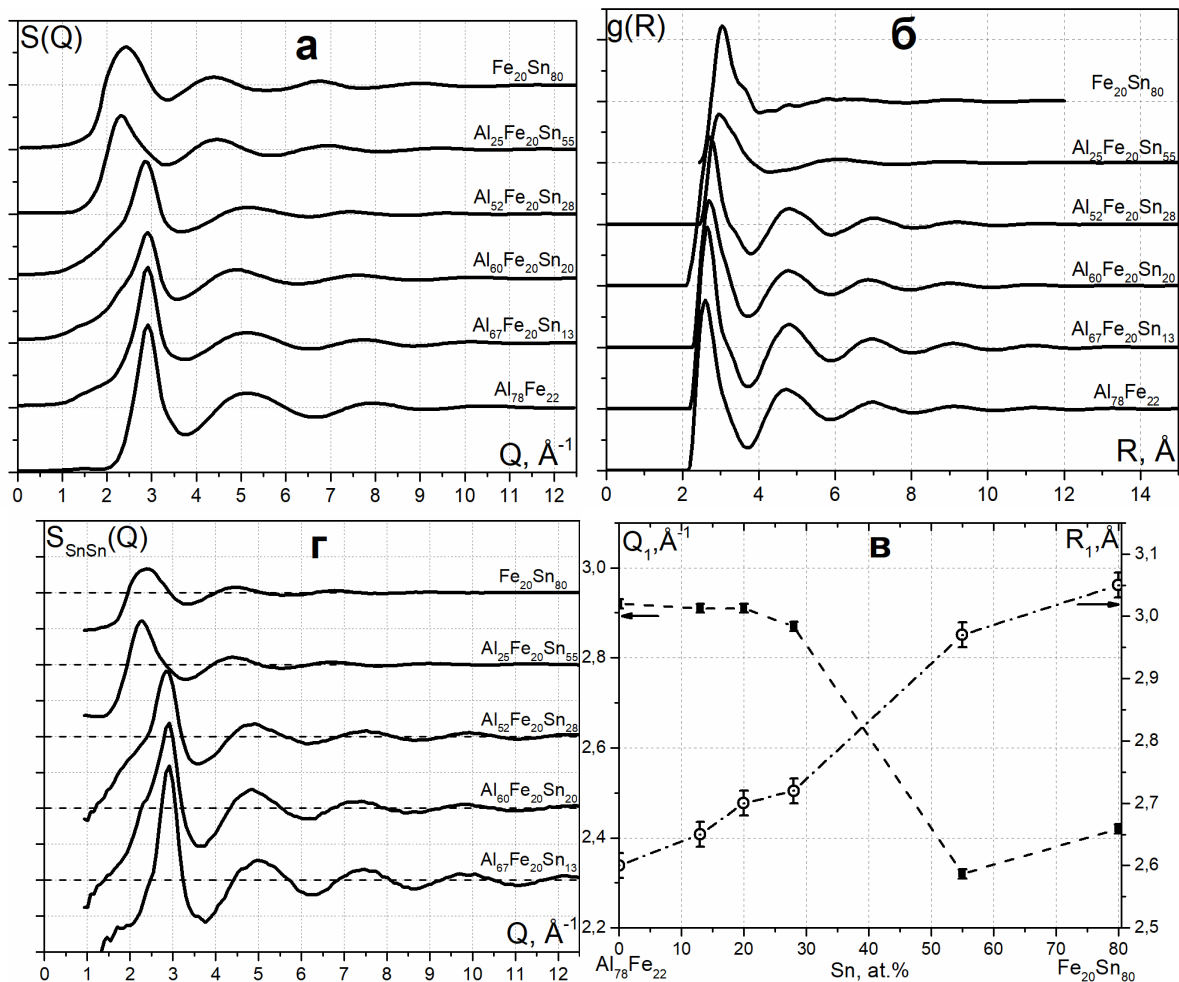


Рис. 1. Криві структурного фактору (а), парного розподілу атомів (б), концентраційної залежності параметрів  $Q_1$  та  $R_1$  (в) та парціальні структурні фактори  $S_{SnSn}(Q)$  (г) для розплавів вздовж перерізу  $Al_{80-x}Fe_{20}Sn_x$ .

Зважаючи на відсутність потрійних сполук в системі Al-Fe-Sn [1], метою проведеного дослідження була оцінка впливу характеру та інтенсивності парних міжатомних взаємодій на формування структури потрійних розплавів вздовж зазначеного перерізу. Помітні від'ємні відхилення  $R_1$  [2]

та ентальпії змішування  $\Delta H$  ( $\Delta H_{\max} = -21$  кДж/моль) [3] від адитивності вказують на пріоритетну роль гетероатомних взаємодій Al-Fe у формуванні структури та термодинамічних властивостей розплавів Al-Fe. Навпаки, додатні відхилення від адитивності  $R_1$  [4–5] та ендотермічні значення  $\Delta H$  [3, 6] ідентифікують пріоритетний вплив взаємодії між односортними атомами на формування атомної структури розплавів Fe-Sn та Al-Sn.

Як видно з рис. 1а, характерною особливістю кривих  $S(Q)$  потрійних розплавів є наявність напливу на мало кутовій гілці першого піку, положення якого співпадає з положенням першого піку структурного фактора рідкого олова. Інтенсивність напливу поступово зростає із збільшенням вмісту олова з виродженням в окремих піках в розплаві  $Al_{25}Fe_{20}Sn_{55}$ , що вказує на існування мікрогруповань із структурою рідкого олова в досліджених потрійних розплавах та їх мікронеоднорідну структуру в інтервалі  $0 < X_{Sn} < 55$  ат.%. Натомість значна подібність кривих  $S(Q)$  та  $g(R)$  між собою в інтервалі  $13 \leq X_{Sn} \leq 28$  ат.% та з відповідними кривими граничного бінарного розплаву  $Al_{78}Fe_{18}$  (Рис. 1а,б) з паралельним збереженням незмінності положення першого піку ( $Q_1$ ) кривих  $S(Q)$  (Рис. 1в) вказує на пріоритетний вплив високоенергетичних атомних взаємодій в парах Al-Fe на формування структури потрійних розплавів в зазначеному концентраційному інтервалі. Тобто найближче оточення атомів заліза в потрійних розплавах аналогічно до розплаву  $Al_{78}Fe_{18}$  формується атомами алюмінію, що стимулює формування мікрогруповань із структурою рідкого олова. Структура розплаву  $Al_{25}Fe_{20}Sn_{55}$ , зважаючи на значну подібність кривих  $S(Q)$  та  $g(R)$  до відповідних кривих рідкого олова, формується на основі структури рідкого олова з хаотичним розподілом мікрокластерів із атомів алюмінію та заліза з хімічним ближнім порядком. Поряд з цим, складна форма першого піку парціальних кривих  $S_{SnSn}(Q)$  (Рис. 1г), розрахованих із структурних моделей досліджених розплавів отриманих Методом Оберненого Монте Карло вказує на часткову підпорядкованість атомів олова просторовому розташуванню атомів заліза та його двоструктурний стан – у складі мікрогруповань рідкого олова та мікрогруповань різносортих атомів з хімічним ближнім порядком [4].

## ЛІТЕРАТУРА

1. Liu Y. X., Yin F. C., Hu J. X., Li Z., Cheng S. H., *Phase equilibria of Al-Fe-Sn system, Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 2018. 28. 282–289.
2. Roik O. S., Muratov O. S., Yakovenko O. M., Kazimirov V. P., Golovataya N. V., Sokolskii V. E. *X-ray diffraction studies and Reverse Monte Carlo simulations of the liquid binary Fe-Si and Fe-Al alloys, J. Mol. Liq.* 2014. 197. 215–222.
3. Баталин Г. И., Белобородова Е. А., Казимиров И. П. *Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. М. : Металлургия. 1983. 151 с.*
4. Казимиров В. П., Смик С. Ю. *Аналіз структури розплавів системи Fe-Sn з використанням методу РМСА, Ж.фіз.досліджень. 2000. 14. №1. 68–72.*
5. Roik O. S., Yakovenko O. M., Kazimirov V. P., Sokolskii V. E., Golovataya N. V., Kashirina Ya. O. *Structure of liquid Al-Sn alloys, J. Mol. Liq.* 2021. 330. 115571.
6. Баталин Г. И., Судацова В. С., Курач В. П. *Термодинамические свойства жидких сплавов железо-олово. Изв.АН СССР. Металлы. 1984. № 4. 50–51.*

# ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У СПЛАВАХ СИСТЕМ Eu–Ge І Al–Eu–Ge

Романова Л. О., Шевчук В. А., Судавацова В. С.  
(м. Київ, ІПМ НАНУ ім. І. М. Францевича),  
Кудін В. Г. (м. Київ, КНУ імені Тараса Шевченка)

З метою подальшої розробки високоефективних матеріалів необхідно мати точну інформацію про термодинамічні властивості розплавів і фаз, а також діаграми сплавів як бінарних систем, зокрема Eu–Ge, так і багатоконпонентних систем, напр., Al–Eu–Ge. Ці дані можуть допомогти ефективно вибрати методи легування сплавів і умови проведення їх термічної обробки. Це зумовлює як технічний прогрес в цих галузях, так і промисловий попит на ці матеріали. Ми методом калориметрії вперше визначено ентальпії змішування розплавів системи Eu–Ge при 1200 і 1370–1440 К у всьому інтервалі складів, а також перерізу з  $x_{\text{Eu}}/x_{\text{Ge}}=0,85/0,15$  (рис. 1,2). Встановлено, що мінімальна ентальпія змішування цих розплавів  $-49,1\pm 4,4$  припадає на  $x_{\text{Ge}} = 0,45$  при  $1400\pm 3\text{K}$ , що корелює з поведінкою їх в твердому стані. Згідно з діаграмою стану вивченої системи, її компоненти утворюють 5 проміжних фаз. Використовуючи модель ідеального асоційованого розчину (ІАР) і визначені ентальпії змішування цих розплавів, розраховані їх термодинамічні властивості і координати кривої ліквідуса діаграми стану вивченої системи. Розраховані активності компонентів в розплавах цієї системи проявляють великі від’ємні відхилення від ідеальних розчинів (рис.1б). На рис.1 наведено парціальні і інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Eu–Ge, отримані нами при 1200, 1370–1440 К та розраховані за моделлю ІАР активності компонентів і мольні частки асоціатів в них.

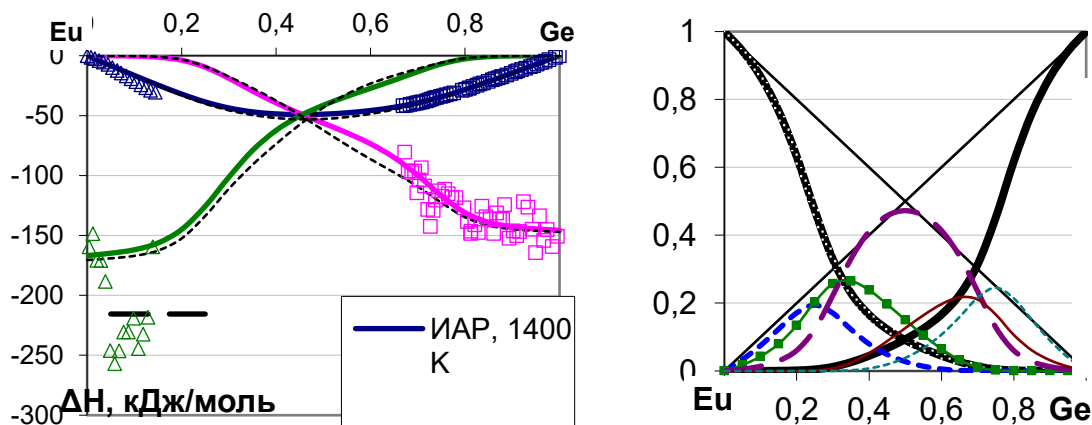


Рис. 1. Інтегральні та парціальні ентальпії змішування розплавів системи Eu–Ge (а) та розраховані за моделлю ІАР активності компонентів і мольні частки асоціатів в розплавах системи Eu–Ge при 1400 К (б)

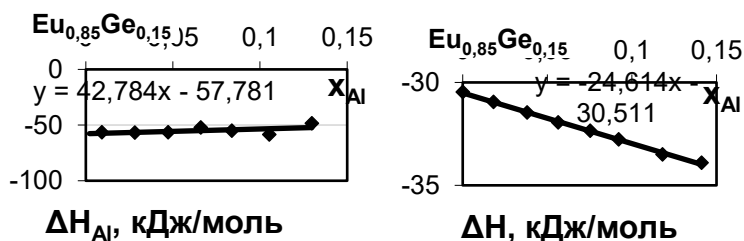


Рис. 2. Інтегральні та парціальні ентальпії змішування розплавів перерізу з  $x_{\text{Eu}}/x_{\text{Ge}}=0,85/0,15$  системи Al–Eu–Ge

Із рис.2 видно, що парціальні та інтегральні ентальпії змішування вивчених розплавів екзотермічні. Причому, при додаванні у розплав  $\text{Ge}_x\text{Eu}_{1-x}$  алюмінію, тепловий ефект розчинення останнього зростає. Це обумовлено утворенням сильних зв'язків між Al і Eu. Так як термодинамічні властивості розплавів потрійної системи Al–Eu–Ge до цього часу не були досліджені, тому ми оцінили їх ще за «геометричними» і «аналітичною» моделлю Редліха-Кістера-Муджіану із аналогічних даних для трьох обмежувачих подвійних систем. Для розплавів системи Eu–Ge вони були отримані в даній роботі а для Al–Ge і Al–Eu взяті із літератури. Їх  $\Delta H_{\text{min}} = -3,5$  і  $-22$  кДж/моль при  $x_{\text{Al}} = 0,5$  і  $0,67$ . У сплавах обмежувачих подвійних систем Al(Ge)–Eu утворюється по декілька інтерметалічних сполук, в тому числі з конгруентним типом плавлення, що підтверджує екзотермічні значення їх ентальпій змішування. Розраховані за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану термохімічні властивості розплавів системи Al–Eu–Ge з  $L = -220$  кДж/моль найкраще узгоджуються з експериментальними даними. Їх наведено на рис. 3.

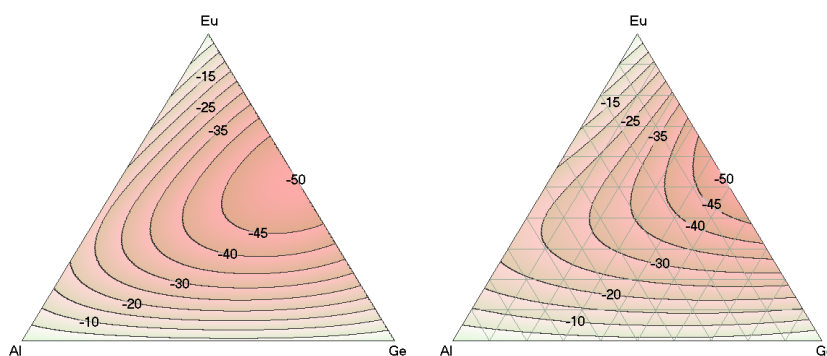


Рис. 3 – Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Eu–Ge при 1200 К розраховані за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану з параметром потрійної взаємодії з  $L = -220$  і  $L = 0$  кДж/моль

Врахування потрійної взаємодії дозволило одержати добре співпадіння з експериментальними результатами, які визначені при не дуже високій температурі (1200 К). Показано, що мінімум  $\Delta H$  даних для потрійних розплавів припадає на область концентрацій, що знаходяться поблизу сполуки EuGe.

# ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ ДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА МАКРОСТРУКТУРУ ВИЛИВКІВ ІЗ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Селівьорстова Т. В.  
(м. Дніпро, УДУНТ)

Технологія обробки порошковими модифікаторами є відомим заходом для підвищення якості виливків із сплавів системи Al-Si, що широко використовується в практиці ливарного виробництва [1]. За результатами вже проведених досліджень встановлений вплив модифікування високодисперсним SiC, зокрема, на ливарні властивості вторинного сплаву [2]. До важливих властивостей також можна віднести макроструктуру литого металу із модифікованого сплаву за різних теплофізичних умов затвердіння.

Для проведення досліджень із вторинного алюмінієвого сплаву (табл. 1) виготовляли виливки циліндричної форми в сталевому витряхному кокілі з середньою товщиною стінки 20 мм, середнім діаметром 55 мм та висотою робочої порожнини 150 мм, а також в піщано-глинистій формі (ПГФ) з вмістом у розплаві від 0,1 до 0,3 мас.% порошкоподібного карбїду кремнію марки F1200 фракцією 1–3 мкм. Заливку здійснювали при температурі 690–700 °С.

Таблиця 1 – Хімічний склад вторинного алюмінієвого сплаву, мас.%

Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Mn
0,528	1,124	11,539	84,969	0,905	0,692	0,242

Макрошліфи для аналізу макроструктури підготували послідовним шліфуванням на шліфувальному папері різної зернистості: 240 мкм, 400 мкм, 600 мкм, 800 мкм, 1000 мкм. Аналіз макроструктури виливків проводили візуально з використанням шкали шпаристості ВІАМ. Газову шпаристість темплетів виливків визначали на трьох квадратах площею 1 см<sup>2</sup> кожний.

Кількість пор і їх розмір визначали як середнє арифметичне трьох вимірювань. Ступінь шпаристості макрошліфів в балах встановлювали порівнянням їх з еталонами шкали.

Отримані дані свідчать про те що, і спосіб отримання виливків, і модифікування сплаву впливають на його макроструктуру (рис. 1).

Немодифікований метал має зосереджену шпаристість у верхній частині, а також розосереджену у всьому об'ємі. За шкалою шпаристості ВІАМ даний дефект відповідає 3-му балу – середня шпаристість (рис. 1, а).

Виливок, що залитий в кокіль з 0,1% SiC, має концентровану усадкову раковину глибиною 27 мм з грубими тріщинами 10–12 мм в нижній частині раковини. А також зосереджену усадкову шпаристість в верхній частині виливка. Макродефекти в нижній частині виливка відсутні. Загалом виливок відповідає 2-му балу – знижена шпаристості (рис. 1, б).



Макроструктура металу вилівка, залитого в кокіль з 0,2 % SiC, включає концентровану усадкову раковину глибиною 30 мм з грубими тріщинами 12–15 мм в нижній її частині. Під раковиною утворилася зосереджена шпаристість, яка за своєю концентрацією менша за шпаристість у зразку з 0,1 % SiC. Макродефекти в іншій частині тіла вилівка також відсутні. Вилівок відповідає 1-му балу шпаристості за шкалою шпаристості ВІАМ – дрібна (рис. 1, в).

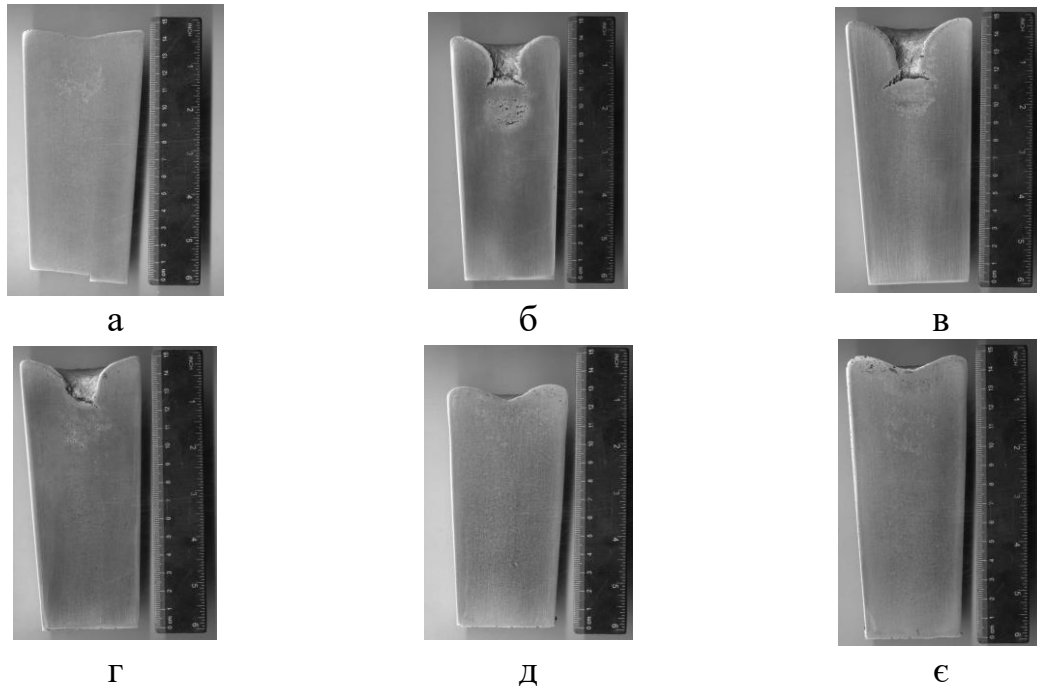


Рис. 1. Макроструктура литого сплаву Al-Si дослідних виливків: а – без модифікування; б - кокіль (0,1 % SiC); в – кокіль (0,2 % SiC); г – кокіль (0,3 % SiC); д – ПГФ (0,1 % SiC); е – ПГФ (0,3 % SiC)

Вилівок, що отриманий в кокіль з 0,3 % SiC, має концентровану усадкову раковину глибиною 26 мм з тріщиною 8 мм в правій її частині, а також зосереджену усадкову шпаристість, що і у вилівку з 0,2 % SiC. Газові пори в іншій частині вилівка відсутні. Загалом є відповідність 1 балу за шкалою шпаристості ВІАМ – дрібна шпаристість (рис. 1, г).

Візуальний аналіз зразків виливків, відлитих в піщано-глинисту форму, з 0,1 % та 0,3 %, показав, що метал за макроструктурою майже не відрізняються. У верхній частині обох виливків присутня зосереджена шпаристість. У середині вилівка та вздовж бічної поверхні вилівка, модифікованого 0,3% SiC, містяться газові пори різного діаметру. Виливки відповідають 1 балу за шкалою шпаристості ВІАМ (рис. 1, д, е).

## ЛІТЕРАТУРА

1. Куцова В. З. Швець О. В., Аюпова Т. А. Модифікування алюмінієвих сплавів. *МОН. 2001. № 1–2. С. 99–109.*
2. Ямшинський М. М., Селівьорстов В. Ю., Лук'яненко І. В., Кивгило Б. В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // *Метал та лиття України №1 (30). Київ, 2022. С. 77–83.*

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeCoNiCrMnAl

Сергієнко Р. А., Щерецький О. А., Верховлюк А. М. (м. Київ, ФТІМС НАН України), Матковський Д. Ю. (м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Для дослідження вискотемпературного окислення (жаростійкість) високоентропійних сплавів (ВЕС) використовувався метод синхронного термічного аналізу (СТА) у конфігурації ТГ в поєднанні з ДСК (термогравіметрія та диференціальна скануюча калориметрія). Дослідження жаростійкості проводили за методикам, які були описані в роботах [1, 2].

*Методика досліджень складалась з двох етапів:*

1. Дослідження температури початку та інтенсивності окислення високоентропійних сплавів (ВЕС). Для проведення експерименту використовувалися зразки розмірами 3x3x1 мм або діаметром 3 мм та висотою 1 мм. Вони піддавалися нагріванню до температури 1450 °С в атмосфері повітря. Шляхом аналізу ТГ кривої зміни ваги визначалась температура початку приросту ваги зразка, що відповідає початку окислення. За допомогою ДСК кривої визначалась температура початку інтенсивного тепловиділення та величина теплового ефекту процесу утворення оксидної плівки.

2. На другому етапі досліджували стійкість сплавів до окислення (окалиностійкість). Зразки сплавів нагрівали в середовищі повітря до температури 900 °С та витримували 10 годин. Для таких випробувань використовували термічний аналізатор СТА, що давало можливість контролювати під час всього експерименту, а саме зміну ваги зразку та можливі теплові ефекти. В результаті визначали збільшення ваги зразку за відповідний проміжок часу та ділили значення зміни ваги на площу поверхні зразка.

*Результати*

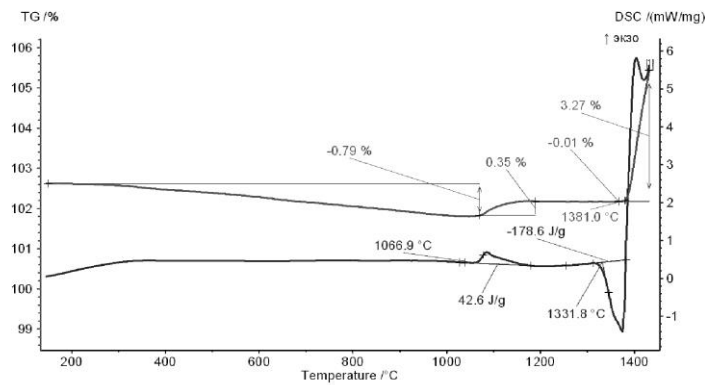
При нагріванні сталюого зразку Ст45 отримали наступні результати: початок значного збільшення ваги зразку спостерігалось при температурі 948 °С, що відповідало і початку процесу інтенсивного окислення. Інтенсивне тепловиділення спостерігалось в інтервалі температур від 1118 °С до 1400 °С. При цьому виділилося 2840 Дж/г тепла, а вага зразка збільшилася на 32,94 %. Таким чином інтенсивність окислення становить 2680 Дж/г·см<sup>2</sup>, а стійкість сталі Ст45 до окислення при температурі 900 °С та витримці 10 годин становить 32,8 мг/см<sup>2</sup>.

Щодо високоентропійного сплаву системи CrMnFeCo<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>, то процес окислення починався при температурі 1067 °С (рис. 1а). При цьому виділилося 42,6 Дж/г тепла, а вага зразку збільшилася на 0,35 %, з цього виходить, що інтенсивність окислення становить 224 Дж/г·см<sup>2</sup>. Через утворення оксидної плівки процес окислення зупинився, але потім після розплавлення зразку при 1332 °С цей процес почав інтенсивно протікати при температурі 1381 °С. Стійкість сплаву до окислення при температурі 900 °С та витримці 10 годин становить 5,3 мг/см<sup>2</sup>.

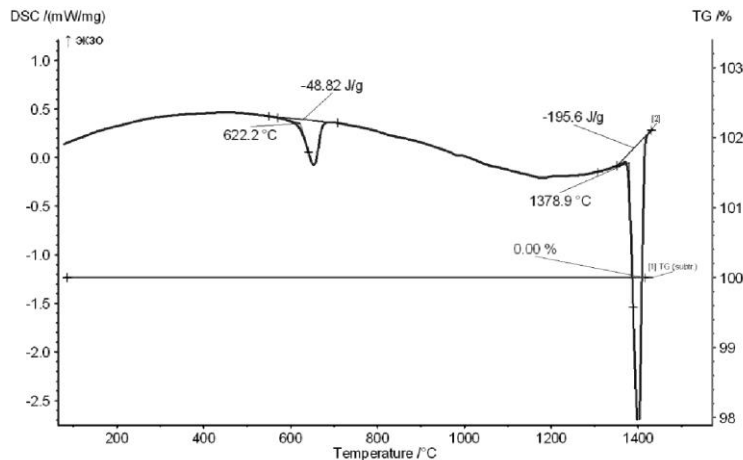
Криві нагрівання зразку із високоентропійного сплаву Al<sub>27</sub>Cr<sub>16</sub>Fe<sub>20</sub>Co<sub>18</sub>Ni<sub>19</sub> на повітрі наведені на рис. 1б. Як видно з наведених

результатів окислення сплаву не спостерігалось в дослідженому температурному інтервалі від 25 °С до 1450 °С. Температура плавлення сплаву складала 1379 °С. Стійкість сплаву, який містить алюміній до окислення при температурі 900 °С та витримці 10 годин становить 0,5 мг/см<sup>2</sup>.

Аналіз одержаних результатів показав, що високоентропійні сплави мають значно вищу стійкість до окислення ніж вуглецеві сталі. Встановлено, що найменшу стійкість до окислення має сталь Ст45, потім високоентропійні сплави, а високоентропійні сплави системи CrMnFeCoNiAl<sub>x</sub> мають найкращу стійкість до окислення за рахунок утворення щільної оксидної плівки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Таким чином високоентропійні сплави проявляють надзвичайну стійкість до окислення у високотемпературних умовах, що робить їх придатними матеріалами для застосування в агресивних умовах.



а)



б)

а – високоентропійний сплав CrMnFeCo<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>;

б – високоентропійний сплав Al<sub>27</sub>Cr<sub>16</sub>Fe<sub>20</sub>Co<sub>18</sub>Ni<sub>19</sub>

Рис. 1. – Термограми окислення сплавів

## ЛІТЕРАТУРА

- ГОСТ 6130-71. Методы определения жаростойкости.
- Шабурова Н. А., Остовари Могаддам А., Веселков С. Н., Судариков М. В., Самойлова О. В., Трофимов Е. А. Високотемпературное окисление высокоэнтропийных сплавов систем Al<sub>x</sub>CoCrFeNiM (M = Cu, Ti, V) // Физическая мезомеханика. 24, 4 (2021). 28–39.

## БУДОВА ОКСИДНИХ РОЗПЛАВІВ, В ЯКИХ МОЖЛИВЕ УТВОРЕННЯ КЛАСТЕРІВ НА ОСНОВІ ЩІЛЬНОГО ПАКУВАННЯ ОКСИДНИХ АТОМІВ

Сокольський В. Е., Казіміров В. П., Роїк О. С.  
(м. Київ, КНУ ім. Тараса Шевченка), Прутцьков Д. В. (м. Запоріжжя, ЗНУ)

Основні положення цієї роботи були сформульовані декілька років тому, коли ми досліджували будову декількох зварювальних флюсів та її залежність від температури. Дослідження проводили на дифрактометрі по дослідженню розплавів. Ми звернули увагу на той факт, що всі структурні фактори (СФ) досліджених систем нагадують один одного, хоча криві радіального розподілу атомів (КРРА) суттєво відрізняються, відповідно до хімічного складу флюсу. Взагалі, зварювальні флюси суттєво нагадують оксидні металургійні шлаки доменних та мартенівських печей, хоча в них можуть бути присутні домішки  $\text{CaF}_2$  [1].

Треба ще відмітити деякі основні риси флюсів та результати їх досліджень. Хімічний склад зварювальних суттєво відрізнявся один від одного по вмісту основних компонентів. На перший погляд, дуже несподіваним був факт значного зменшення міжатомних відстаней після плавлення. Значного збільшення міжатомних відстаней зі збільшенням температури від  $1200^\circ\text{C}$  (температура плавлення флюсів) до  $1550^\circ\text{C}$  (гранична температура стабільного поведіння розплавленого флюсу) теж не відзначалося. Ще було показано, що загальна частка кисню в усіх досліджених нами флюсів складала  $0.6 \pm 0.02$ . Сумарний катіонний внесок, таким чином складав  $\approx 0.4 \pm 0.02$ .

Ми дійшли висновку, що незважаючи на різний хімічний склад, в усіх розплавлених флюсах відтворюються подібні структурні перебудови, які призводять до того, що їх СФ досить подібний.

На наш погляд, для найкращого розуміння перетворень в розплавах оксидно-фторидних систем, необхідно було розробити адекватну модель для опису тих явищ. Модель передбачає, що при плавленні руйнування кристалу відбувається, але частково. Замість кристалу утворюється рідина система, яка складається з продуктів руйнування кристалу (вірогідно вони мають нанорозміри). Ці частки розташовані в області, яка по густині часток в ній нагадує газ. Тобто частинки розпаду кристалу (наночастки) розташовані в квазігазовій області.

Для того, щоб рідка система була стабільною, треба накласти ще деякі обмеження. Основні вимоги для стабільності треба накласти саме на наночастки. По-перше, вони повинні бути однакові, близького хімічного складу і побудовані на основі щільного пакування кисневих атомів. Спочатку ми спробували побудувати модель на основі часток міцелярного типу. Пізніше, з початку наноери, було вирішено ввести термін нанокристал, точніше нанокластер. Чому нанокластер, Нанокластери можуть бути правильними і вписуватись в шар. Така сферично-симетрична фігура може віль-

но розташовуватись в квазігазовій матриці. Правильні нанокластери побудовані на базі щільного кисневого пакування. Всередині кластеру є тетра- та октапустоти, які можуть бути заселені катіонами. Оскільки нанокластер має значну частину кисневих атомів на своїй поверхні, які не скомпенсовані зовні катіонами, то кластер має негативний електричний заряд. Для запропонованої моделі кластери повинні знаходитись на однаковій відстані в просторі один від одного. Взаємодія з частками квазігазу (атомами, молекулами і дещо більшими частками) призводить до їх обертання [2].

Зовнішні катіони є частиною квазігазу і їх поведінка добре узгоджується з властивостями квазігазової матриці. Але частина з них утримується поблизу нанокластеру, щоб компенсувати його негативний заряд. Частинки квазігазу неперервно взаємодіють між собою, стінками сосуду та нанокластерами.

На рис. 1 показані деякі аспекти будови розплавлених оксидних систем згідно нашої моделі. Розташування кластерів подібно до розташування атомів в кристалічній ґратці. Частинки, які належать до квазігазової матриці, не показані. Негативний заряд кластерів утримує їх на деякій однаковій відстані одне від одного. Внаслідок взаємодії з частками квазігазу і між собою кластери отримують коливальний і обертальний (навколо себе) рух. Напрямок обертального руху довільний. Коливальний рух, в кінцевому випадку, призводить до стабільного розташування кластерів (рис.1а і 1б).

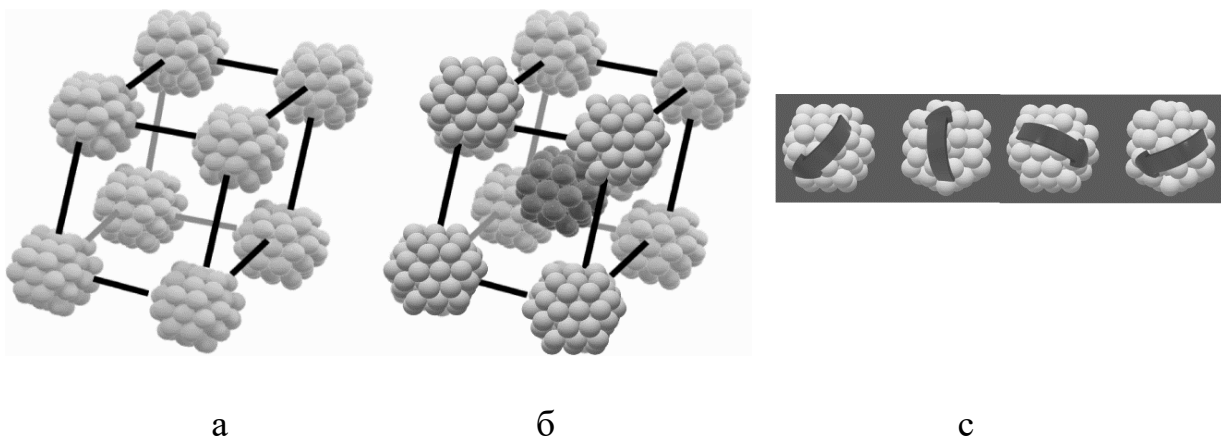


Рис. 1. Розташування кластерів згідно нашої моделі в оксидному розплаві; а) по принципу примітивної упаковки комірки в кристалах, б) по принципу об'ємноцентрованої комірки; с) можливі напрямки обертання кластерів (тобто всі напрямки можливі).

Деякі положення даної моделі, поки що, не підтверджені експериментально, але експеримент потребує багато часу, порівняно з відстанню вільного пробігу більшості часток рідини. Тому експеримент, який ми отримуємо, є усереднений по простору і часу, що значно зменшує його інформативність. Поліпшити ситуацію з усередненням експерименту на сьогодні поки що неможливо.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Sokol'skii V. E., Kazimirov V. P., Lisnyak V. V., Roik O. S., Goncharov I. A., Galinich V. I., *Welding Fluxes: Structural and Physicochemical Aspects of Slag Melts*, PPC "The University of Kyiv," Kyiv, 2015.
2. Sokol'skii V., Roik O., Kazimirov V., Pruttskov D., Yakovenko O., Sokolsky G., *Mater. Today Proc.* 2022, 62, 7731–7737.

## МОЖЛИВІСТЬ ВИЗНАЧЕННЯ ОСНОВНОСТІ ОКСИДНО-ФТОРИДНИХ РОЗПЛАВІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ РЕНТГЕНІВСЬКОЇ ДИФРАКЦІЇ

Сокольський В. Е., Казіміров В. П., Роїк О. С.  
(м. Київ, КНУ ім. Тараса Шевченка),  
Прутцьков Д. В. (м. Запоріжжя, ЗНУ)

### I. Вступ

Основність – одна з найважливіших характеристик зварювальних флюсів. Термін «основність» з'явився в металургії ще дещо раніше, ніж термін «кислотність» в неорганічній хімії. Довгий час поняття основності використовувалося в металургії, а потім і для зварювання. Основним завданням була оцінка хімічної дії розплавленого флюсу (шлаку) при взаємодії з металом. Вважається, що якщо основний шлак, то він інтенсивно взаємодіє з металом металургійної (зварювальної) ванни. Це означає, що він може легувати метал з його зменшеними компонентами і значно очищати металеву частину металургійної (зварювальної) ванни від шкідливих домішок і т. д. Кислотний шлак слабо взаємодіє з металом ванни і не рафінує його. Часто виникає необхідність розробки плавлених і керамічних нейтральних флюсів. При цьому внесок кислотних і основних компонентів приблизно однаковий. Існує кілька методів визначення основності. Однак основним співвідношенням прийнято вважати просте співвідношення основного і кислого внеску. Кожен внесок визначається як частка компонента по масі або в мольних відсотках. Наприклад, Міжнародний інститут зварювання (IWI) рекомендував для використання формулу визначення основності ( $B$ ):

$$B = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{SrO} + \text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{CaF}_2 + 0.5(\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 0.5(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)} \quad (1)$$

де CaO, MgO – вміст компонента, % (мас.)

Основними вважаються лужні і лужноземельні метали. Компоненти, розташовані в знаменнику (1), кислотні.  $CaF_2$  останнім часом вважається нейтральним компонентом, тому пропонуємо не брати його до уваги. Різні способи визначення основності описані в [1]. У даній роботі запропоновано безпосередній експериментальний метод визначення основності багатокомпонентних оксидних розплавів на основі рентгенологічного аналізу розплавів оксидно-фторидних промислово важливих матеріалів. Суть методу полягає в тому, що в результаті рентгенівського експерименту розплав розраховується крива радіального розподілу атомів (КРРА). Положення максимумів КРРА кривої відповідає найбільш ймовірним міжатомним відстаням, а площі під максимумами корелюють з найбільш ймовірними координаційними числами. Існують деякі істотні особливості для розрахунку основності з КРРА. Для визначення основності досить проаналізувати тільки перші два максимуму. Це пояснюється тим, що кислотний і основний внесок визначається тільки найближчими міжатомними відстанями і координаційними числами. У координації з малими міжатомними відстанями і координаційними числами внесок кислотний. При цьому великі міжатомні відстані і координаційні числа визначають основний внесок.

## II. Експеримент та процедура

Наші експерименти показали, що катіонно-аніонна координація, яка формує кислотний внесок кислого, сприяє першому максимуму КРРА в межах міжатомних відстаней 0,15-0,18 нм. При цьому координаційне число катіона по відношенню до аніону (кисню) має бути не більше 4. Основний внесок утворює другий максимум на відстанях 2,0-2,45 нм, а кисневе координаційне число основних катіонів знаходиться в районі 6.

На рис.1 представлені профілі максимумів КРРА в районі перших двох максимумів для зварювального флюсу АН-47А при 1573 К. У нижній частині малюнка показані вклади можливої координації в перший (кислотний) максимум і другий (основний). Опис профілю КРРА проводилося сумою гаусових кривих типу:

$$\varphi_i(R) = \sum_{i=1}^n \frac{A_i}{\sigma_i \sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left(-\left[\frac{(R - R_{i0})}{2\sigma_i^2}\right]^2\right), \quad (2)$$

де  $R_{i0}$ ,  $\sigma_i$  – розташування і дисперсія пікової і-координації відповідно;

$A_i$  – розрахункова площа під кривою Гауса і-ї координації.

$A_1$  розраховується за формулою (3). За розробленими нами програмами можна дуже точно налаштувати експериментальну криву за сумою кривих Гауса. Суцільна лінія на кривій КРРА (сама верхня крива) є приляганням, і точки отримані в результаті експерименту. Значення площі першого максимуму, внесок в яке віддається кислотним компонентам, можна визначити за формулою:

$$A_1 = \sum_{i=1}^k 2 \cdot n_i \cdot K_i \cdot K_o \cdot Z_{K(O)} \quad (3)$$

де  $n_i$ ,  $K_i$  – відповідно атомна доля і коефіцієнт атомного розсіювання  $i$ -компонента;

$K_o$  – атомний фактор розсіювання кисню;

$Z_{K(O)}$  – координаційне число катіона по кисню.

Аналогічно можна описати внесок деякої координації в другий максимум.

$$A_2 = \sum_{i=1}^l 2 \cdot n_i \cdot K_i \cdot K_o \cdot Z_{K(O)} \quad (4)$$

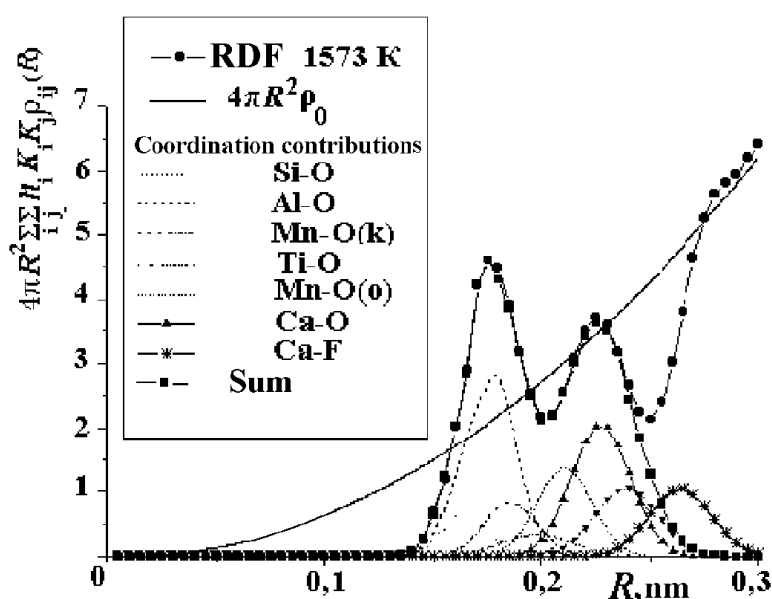


Рис. 1. Опис перших двох максимумів КРРА зварювального флюсу АН - 67А індивідуальними внесками компонентів, кожний з яких описано гаусовою кривою.

За нашими даними, тільки кремнезем дає тільки кислотний внесок. Внесок глинозему частково кислий, частково основний. Якщо алюміній тетраедрично оточений киснем, його внесок кислий, якщо він оточений октаедрично, то його внесок є основним. Наші експерименти показують, що його внесок частково кислий, частково основний. Відразу після плавлення його внесок в основному кислий. З підвищенням температури частка основного внеску збільшується. Внесок діоксиду титану аналогічний внеску глинозему, основної частки діоксиду в основному стані. Координаційне число титану дуже близьке до 6. На нашу думку, внесок діоксиду цирконію також в основному основний.



### III. Результати та обговорення

Чисто основний внесок вносять оксиди кальцію, магнію, барію і стронцію. Оксиди лужних металів (калію і натрію) не беруть участі у визначенні основності. Однак це предмет окремої розмови.  $\text{CaF}_2$  є нейтральним компонентом. При цьому оксиди марганцю і заліза можуть виконувати подвійну функцію (частково кислу, частково основну). А координація їх завжди близька до 6. Однак залежність іонного радіусу 3d-перехідних металів від їх спінового стану може призвести до стиснення координаційних сфер заліза і марганцю [1] і зробити ці оксиди менш активними щодо взаємодії з металом в розплавленій ванні.

### ЛІТЕРАТУРА

*I. Sokol'skii V., Kazimirov V., Lisnyak V., et al. Welding Fluxes: Structural and Physicochemical Aspects of Slag Melts. Kiev: PPC "The University of Kyiv"; 2015.*

## ШЛЯХИ УДОСКОНАЛЕННЯ ОРГАНІЗАЦІЇ ТА ПРОВЕДЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ОБРОБКИ МЕТАЛІВ

Твердохлебова Н. Є., Євтушенко Н. С. (м. Харків, НТУ «ХПІ»)

Під час технологічних процесів обробки металів різними методами змінюються форма та розмір металу, а також можуть змінюватися фізико-механічні властивості металів. Для обробки металів з метою їх зміни та досягнення поставленої мети застосовуються різні способи обробки металів.

У робочих механічних цехах можуть бути порушення стану здоров'я, пов'язані з впливом несприятливих чинників виробничого середовища. На підприємствах металургії при обробці металів велика кількість працівників піддається впливу шкідливих та небезпечних факторів.

Аналіз нещасних випадків на виробництві при обробці металів показав, що роботодавці не завжди приділяють увагу забезпеченню вимог безпеки під час експлуатації виробничого обладнання, у тому числі наявності на ньому передбачених конструкцією захисних огорож, блокувань та інших запобіжних пристроїв. Однією з найпоширеніших причин невиконання керівниками та спеціалістами обов'язків з охорони праці є відсутність з боку посадових осіб наймача контролю за виконанням працівниками вимог інструкцій з охорони праці, застосування ними безпечних прийомів роботи.

На жаль, непоодинокими є нещасні випадки, зумовлені недоліками у навчанні, інструктуванні та перевірці знань потерпілих з питань охорони праці. В окремих організаціях мали місце нещасні випадки, зумовлені відсутністю, недосконалістю, невідповідністю вимогам безпеки, порушенням технологічного процесу холодної обробки металів [1].

Аналіз умов праці в основних виробництвах при обробці металів показує, що при правильній експлуатації обладнання, дотриманні технологічних регламентів, своєчасному профілактично-попереджувальному ремонті та ефективній роботі вентиляції санітарно-гігієнічні умови праці здебільшого відповідають допустимим нормам.

Зменшити кількість нещасних випадків та виробничого травматизму можливо зменшенням контакту працівників з джерелами теплового випромінювання та вологою, що надходить у повітря робочої зони, за допомогою широкої автоматизації та механізації технологічних процесів, герметизації виробничого обладнання, переходу від циклічних процесів виробництва до безперервних, а також зменшення фізичних зусиль, напруження уваги та попередження втоми працівників.

Аналіз причин виробничого травматизму дозволяє сформулювати рекомендації щодо організації та проведення технологічних процесів обробки металів:

- виключення безпосереднього контакту працюючих з вихідними матеріалами, заготовками, напівфабрикатами, готовою продукцією та відходами виробництва, що надають на них шкідливий вплив;
- заміна операцій, де є небезпечні та шкідливі виробничі фактори, на операції, де зазначені фактори відсутні або мають меншу інтенсивність;
- оптимальні режими роботи обладнання, що забезпечують безперервність технологічного процесу; раціональний ритм роботи людей, які виконують окремі технологічні операції; виключення можливості створення аварійних ситуацій;
- застосування дистанційного управління в автоматизованих поточкових технологічних процесах, комплексної механізації та автоматизації;
- використання захисних та блокувальних пристроїв, що виключають виникнення аварійних ситуацій, засобів світлової та звукової сигналізації про порушення технологічного процесу;
- своєчасне видалення та знешкодження відходів виробництва, що є джерелами небезпечних та шкідливих виробничих факторів;
- механізація ручної праці та інші.

Зниження впливу факторів трудового процесу на працівників протягом їх трудової діяльності до рівнів прийнятних ризиків – це завдання, виконання якого дозволить зберегти їх професійне здоров'я. Ґрунтуючись на національних пріоритетах у сфері праці, визначено перспективні напрямки – забезпечення дотримання норм на робочих місцях та гідних умов праці, просування міжнародних трудових норм. Відповідно до міжнародних документів у галузі безпеки та гігієни праці, оцінка та мінімізація професійних ризиків є ключовим інструментом збереження здоров'я працівників.

Проблему забезпечення безпеки праці та збереження здоров'я працівників при металообробці необхідно вирішувати комплексно з урахуванням усіх факторів, що визначають умови праці, на основі модернізації обладнання, значного покращення умов праці, постійної уваги до організаційних заходів та суворого професійного відбору працівників.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Твердохлебова Н. С., Євтушенко Н. С. Напрями забезпечення безпеки праці робітників гальванічного цеху, // *Actual scientific research in the modern world : intern. sci. journal*. 2022. Iss. 5 (85), pt. 1. P. 107–111.
2. Євтушенко Н. С., Твердохлебова Н. Є. Розробка теоретичних і методологічних основ забезпечення безпеки [Електронний ресурс] // *Проблеми цивільного захисту населення та безпеки життєдіяльності: сучасні реалії України : матеріали 9-ї Всеукр. заочної наук.-практ. конф., 28 квітня 2023 р. / редкол.: С. В. Шмалей [та ін.] ; Укр. держ. ун-т ім. Михайла Драгоманова. Електрон. текст. дані. Київ, 2023. С. 67–68.*

## ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ НАГРІВУ СТАЛЬНОЇ ЗАГОТОВКИ ПРИ ОДЕРЖАННІ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ

Тимошенко А. М., Шматко О. В., Лихошва В. П., Клименко Л. М.  
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

У світовій практиці виробництву біметалевих виливків прикута велика увага тому, що вони мають унікальний комплекс властивостей, диференційованих в об'ємі та по поверхнях виробів. За своїм функціональним призначенням біметалеві виливки поєднують високу твердість і зносостійкість робочого шару з конструкційною міцністю, ударною в'язкістю і пластичністю сталюї основи. Метод одержання біметалевої штаби, що розробляється, заснований на принципі заливання розплаву зносостійкого чавуну на тверду тонкостінну сталюну заготовку, яка рухається, попередньо нагріту до температури, що забезпечує якісний зв'язок між цими матеріалами.

Особливості реалізації даного методу передбачають пошук джерел енергії, які мають можливість високошвидкісного нагріву сталюї заготовки перед заливанням рідкого чавуну для створення в зоні нагрівання теплового стану з необхідними температурно-часовими характеристиками для одержання надійного зв'язку між шарами. До таких джерел відносяться лазерне випромінювання, плазмовий струмінь, електромагнітне поле (індукційний нагрів). Правильний вибір одного або декількох джерел одночасно для нагріву сталюї заготовки є важливою задачею, рішення якої спирається на аналіз особливостей їх дії.

Використання високочастотного індукційного нагріву в інтервалі зміни сили струму від 1000 А до 1400 А та швидкості руху від 8 до 16 мм/с призводить до значної нерівномірності нагріву заготовки, при цьому максимальний нагрів відбувається на бокових гранях заготовки, а мінімальний – у центральній частині заготовки. Використання індукційного джерела нагріву потребує вибору оптимальних технологічних параметрів

в зазначеному діапазоні зміни сили струму та швидкості переміщення заготовки.

Застосування лазерного випромінювання в діапазоні зміни густини потужності від  $1 \times 10^8$  до  $5 \times 10^8$  Вт/м<sup>2</sup> та швидкості руху від 8 до 16 мм/с забезпечує найбільш рівномірний нагрів робочої зони заготовки, що в значній мірі залежить від способу обробки лазерним випромінюванням, розподіленим у вигляді лінії, або променем, який сканує робочу поверхню заготовки. При використанні лазерного джерела енергії основними недоліками є незначний розмір зони нагріву та час існування цієї зони, що значно обмежує технологічні можливості одержання якісного біметалевого з'єднання. Також використання лазерного випромінювання потребує значних енергетичних витрат на нагрів сталюї заготовки.

Використання комплексної дії індукційного нагріву та лазерного випромінювання при вищезазначених технологічних параметрах значно розширює оптимальний діапазон їх використання, зменшує енергетичні витрати при лазерному нагріві заготовки. Застосування лазерного випромінювання в якості додаткового джерела енергії дозволяє зменшити нерівномірність нагріву та забезпечити обробку поверхні заготовки в різних областях нагріву без оплавлення, з частковим оплавленням або повним оплавленням поверхні, який визначає різні механізми формування зв'язку між матеріалами заготовки та розплаву, що заливається.

У результаті імітаційного математичного моделювання розподілу температури при дії електромагнітних полів, лазерного випромінювання та комбінованого індукційно-лазерного нагріву на сталеву заготовку, встановлено основні закономірності впливу сили струму, швидкості руху заготовки, потужності лазерного випромінювання та часу нагрівання на зміну температури сталюї заготовки. За результатами експериментальної апробації підтверджено ефективність застосування індукційного, лазерного та комбінованого індукційно-лазерного нагріву сталюї заготовки для одержання високоякісної біметалевої штаби.

## ПРИКЛАДИ 3D-ДРУКУ ПІЩАНИХ ВИРОБІВ ІЗ НЕОРГАНІЧНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ

Токова О. В. (м. Київ, МННЦ ІТС НАН України),  
Дорошенко В. С. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Процес 3D-друку піщаною сумішшю ливарних форм і стрижнів продовжує привертати інтерес завдяки новим функціям і можливостям – нині включно з екологічністю та точністю, які відкриває можливість друк сумішшю з неорганічним зв'язувальним компонентом (НЗК) [1]. Суміш з НЗК має високу термостійкість, тому після друку виріб можна додатково піддати обробці, такій як випалювання або просочення тощо, для поліпшення його механічних властивостей. Основні етапи 3D-друку показано в таблиці.

Таблиця 1 – Процес 3D-друку холоднотвердною піщаною сумішшю з НЗК

Підготовка ⇨	Друк ⇨	Затвердіння ⇨	Постобробка
Пісок змішують із зв'язувальним матеріалом, як правило, неорганічним на водній основі. Цей зв'язувальний матеріал склеює частинки піску під час друку.	Піщана суміш наноситься шар за шаром за допомогою 3D-принтера, який працює за цифровою моделлю, додаючи цю суміш певними візерунками для формування потрібної форми. Кожен шар вибірково скріплюється завдяки дії зв'язувального матеріалу.	Після друку кожного шару зв'язувальна речовина твердне і утримує піщаний виріб вкупі. Це досягають такими методами, як висушування зв'язувального матеріалу за допомогою тепла або дії хімічної реакції.	Для надрукованого виробу можуть знадобитися додаткові етапи постобробки, що можуть включати видалення надлишків піску, вирівнювання поверхні та зміцнення конструкції, якщо це необхідно.

У червні компанія *Voxeljet AG* представила технологію НЗК холодного затвердіння (*cold IOB*), яка очікує на патент, для 3D-друку піщаних форм і стрижнів без необхідності затвердіння в мікрохвильовій печі після друку виробу [1]. Макет дільниці *cold IOB* та приклад друкованого стрижня показано на рис. 1. *Voxeljet* постачає широкоформатні 3D-принтери та пропонує друк на вимогу ливарним підприємствам.

Новий процес «теплого» НЗК за проектом VoxeJet Industrialization for Core Printing розроблено з автоматизованою камерою для друку стрижнів для алюмінієвого ливарного заводу BMW у Ландсхуті, Німеччина. Оскільки процес IOB не потребує окремої операції затвердіння, це зменшує як капітальні витрати на обладнання, так і експлуатаційні.

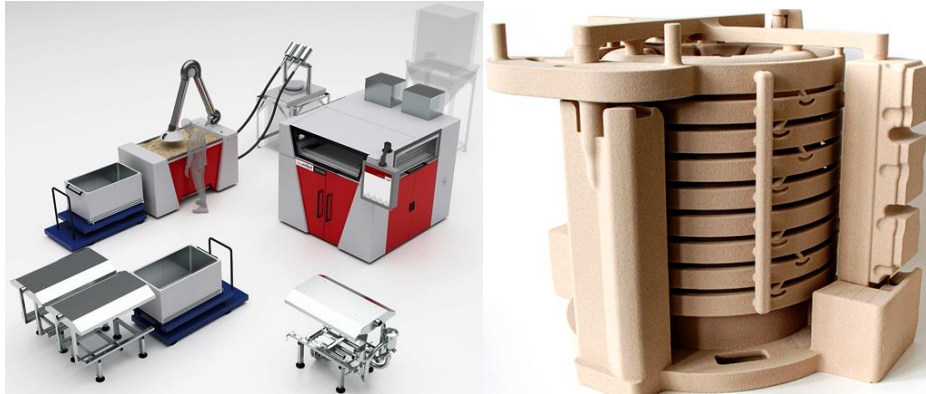


Рис. 1. Макет дільниці cold IOB та приклад друкованого стрижня [1]

НЗК для піску має низку переваг для ливарних операцій, бо призводить до зменшення вихідних газів при заливанні розплаву металу у форму і відповідне збільшення виходу придатного литва при усуненні газових дефектів. Ливарники також відзначають, що готові деталі, виготовлені з цих форм і стрижнів, мають меншу адгезію піщаної суміші, що спрощує та економить витрати на їх очищення. Форми та стрижні, виготовлені за технологією холодного процесу IOB, показують високу точність розмірів, хорошу роздільну здатність деталей і чіткість країв [1].

Як правило, процеси з «теплим» НЗК включають етап мікрохвильового затвердіння після формування, щоб висушити піщані серцевини. Технологія холодного IOB VoxeJet вимагає лише сушіння після друку, яке відбувається поза принтером. Компанія зазначає, що цей процес можна використовувати на всіх її платформах, тестує на принтерах VX1000 і VX1000S, а також він стане доступний на машинах серії VX2000.

Ливарні підприємства виявляють зростаючий інтерес до процесів неорганічного зв'язування, надаючи пріоритет екологічним показникам з огляду посилення норм щодо викидів. Це включає й автомобільні ливарні заводи. За словами розробників, холодна технологія IOB особливо добре підходить для процесів прототипування та середньосерійного виробництва.

Технологія VoxeJet з холоднотвердим НЗК на даний час може бути дорогою за вартістю для вітчизняних заводів. В такому разі, для 3D-принтерів можуть бути конкурентоздатні піщані суміші з НЗК фосфатного класу, розроблені доц. Р. В. Лютим в КПІ ім. І. Сікорського, які порівняно із промисловими аналогами (піщано-смоляними сумішами холодного та гарячого зміцнення) більш екологічні та мають знижену вартість.

## ЛІТЕРАТУРА

1. *Cold Inorganic Sand Bonding for 3D Printing*. Aug. 1, 2023. URL: <https://www.foundrymag.com/molds-cores/article/21270040/cold-inorganic-sand-bonding-for-3d-printing-voxeljet-ag>.

### ОБҐРУНТУВАННЯ МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ МАНГАНОВОЇ РУДИ В СКЛАДІ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ

Трембач І. О., Гринь О. Г. (м. Краматорськ, ДДМА)

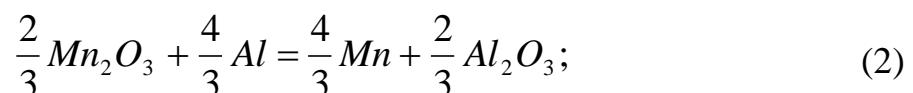
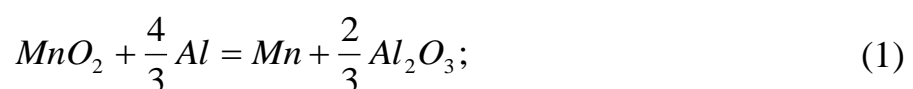
Виготовлення деталей гірничо-збагачувального обладнання з високоманганової сталі (в тому числі зі сталі марки 110Г13Л), що працює в умовах інтенсивного ударно-абразивного зносу, з часом потребує або відновлення та зміцнення наплавленням, або заміни зношених деталей на нові (більш вартісний варіант в порівнянні з наплавленням).

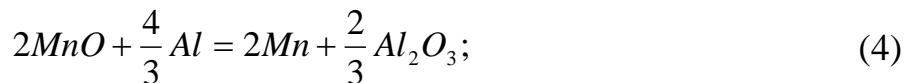
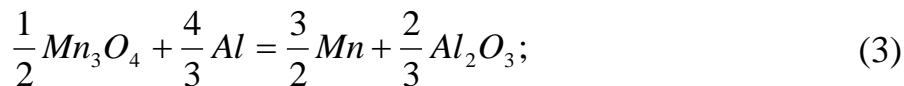
Найбільш доцільним способом наплавлення деталей є механізований спосіб з використанням самозахисного порошкового дроту (СПД), що забезпечує більш високу продуктивність наплавлення в порівнянні з ручним дуговим, та більшу маневреність в порівнянні з механізованим способом в захисних газах та автоматичним способом наплавлення під флюсом.

Важливим завданням при виготовленні СПД для відновлення та зміцнення високоманганового металу є отримання високого вмісту мангану в наплавленому металі. Це завдання вирішується за рахунок введення в наповнювач СПД достатньої кількості феромангану (наприклад, ФМн88) або мангану металевого (наприклад, Мн95).

Враховуючи достатньо високу вартість виготовлення як феромангану, так і мангану металевого, актуальним є пошук менш затратного способу отримання необхідної кількості мангану в наплавленому металі. Таким варіантом є використання екзотермічної добавки оксиду мангану та алюмінію (мангановий терміт), використання якої дозволить не лише отримати достатній вміст мангану в наплавленому металі, а також підвищити продуктивність наплавлення внаслідок протікання екзотермічної реакції.

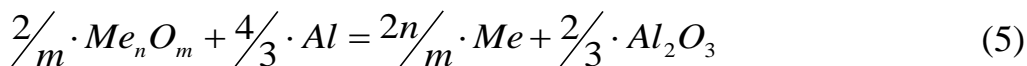
Реакції алюмінотермічного відновлення мангану з оксидів у розрахунку на 1 моль кисню наведено нижче [1]:





Аналіз ефективності використання екзотермічної добавки полягає у визначенні кількості теплоти екзотермічної реакції, що виділяється з одиниці маси речовин, що беруть участь в хімічному перетворенні [2].

Загальний вигляд рівняння взаємодії оксидів з алюмінієм такий [1]:



де  $m$  та  $n$  – стехіометричні коефіцієнти.

Метою роботи є обґрунтування можливості використання екзотермічної добавки  $MnO_2 + Al$  в складі осердя самозахисного порошкового дроту для отримання високоманганового наплавленого металу.

Питомий тепловий ефект  $q$  (термічність), що характеризує алюмотермічний процес, можна визначити за формулою [3]:

$$q = - \frac{\Delta H_{298}^0}{\sum M} \quad (6)$$

де  $\Delta H_{298}^0$  – тепловий ефект реакції, кДж/моль;

$\sum M$  – сума молекулярних мас усіх реагуючих речовин, г/моль.

Відповідно до правила С. Ф. Жемчужного [3], для успішного розвитку металотермічного відновлення без зовнішнього підігріву, термічність шихти повинна бути більше, ніж 2300 Дж/г.

У таблиці 1 наведено результати термодинамічних розрахунків для реакцій (1–4) відновлення мангану алюмінієм.

Таблиця 1 – Результати термодинамічних розрахунків відновлення мангану алюмінієм

№ з/п	Реакція відновлення	$-\Delta H_{298}^0$ , кДж/моль	$\sum M$ , г/моль	$q$ , Дж/г
1	$MnO_2 + 4/3Al$	596,0	122,90	4580
2	$2/3Mn_2O_3 + 4/3Al$	339,8	141,23	2406
3	$1/2Mn_3O_4 + 4/3Al$	423,6	150,40	2816
4	$2MnO + 4/3Al$	347,2	177,85	1952

З результатів розрахунків (таблиця 1) випливає, що розвиток металотермічного відновлення мангану у разі використання оксидів  $MnO_2$ ,  $Mn_2O_3$  та  $Mn_3O_4$  можливий без зовнішнього підігріву.

При цьому, реакція 1 (використання  $MnO_2$ ) дає найбільший тепловий ефект. Манганові руди зазвичай містять манган як  $MnO_2$  (піролюзит). При цьому, вміст  $MnO_2$  в мангановій руді складає 76 %. Коефіцієнт переходу мангану становить приблизно 0,45.



Таким чином, обґрунтованим з точки зору термодинамічних розрахунків, підвищення показників плавлення, забезпечення економії ресурсів та отримання певного вмісту мангану при наплавленні високоманганових сталей є використання екзотермічної суміші на основі манганової руди ( $MnO_2$ ) та алюмінію (Al) в складі наповнювача самозахисного порошкового дроту.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Мизин В. Г., Серов В. Г. *Углеродистые восстановители для ферросплавов*. М.: Металлургия, 1976. 272 с.
2. Молчанов Л. С., Низяев К. Г., Бойченко Б. М., Стоянов А. Н., Синегин Е. В. *Термодинамический анализ процессов восстановления оксидов магния для десульфурации железоуглеродистых расплавов*. *Металл и литье Украины*. 2013. № 7. С. 25–30.
3. Ігнат'єв, В. С. *Теоретичні основи процесів кольорової металургії: підручник* / В. С. Ігнат'єв, В. І. Пожусь, В. Н. Бредихін та ін. // За ред. д.т.н., професора І. Ф. Червоного. Запоріж. держ. інж. акад. – Запоріжжя: ЗДІА, 2012. – 200 с.

## ДІЯЛЬНІСТЬ УКРАЇНСЬКОЇ КОМІСІЇ З ДІАГРАМ СТАНУ ТА ТЕРМОДИНАМІКИ У 2021–2022 роках

Турчанін М. А. (м. Краматорськ, ДДМА), Корнієнко К. Є.,  
Великанова Т. Я. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Українська комісія з діаграм стану та термодинаміки з 1994 року є складовою міжнародної наукової організації Alloy Phase Diagram International Commission (APDIC), яка створена у 1986 році в місті Орландо (штат Флорида, США). Серед пріоритетних задач діяльності APDIC — обмін науковою інформацією та координація діяльності міжнародної наукової спільноти, головним чином у галузі діаграм стану і термодинаміки фаз; сприяння застосуванню діаграм стану у промисловості та фундаментальній науці; розповсюдження методики критичної оцінки наукової інформації у світовій науці. Загалом у діяльності APDIC, яку очолює д-р Урсула Каттнер (Національний інститут стандартів і технології, NIST, Гейтерсбург, штат Меріленд, США) беруть участь 18 представників від 26 країн світу. Головою Української комісії з діаграм стану та термодинаміки є д. х. н., професор Михайло Турчанін (Донбаська державна машинобудівна академія, ДДМА, Краматорськ), секретарем — к. х. н., с. н. с. Костянтин Корнієнко (Інститут проблем матеріалознавства імені І. М. Францевича НАН України, ІПМ НАНУ, Київ).

Члени APDIC самостійно виконують свої індивідуальні наукові програми та беруть участь у щорічних засіданнях для обговорення нагальних

питань узгодження своєї діяльності. Такі засідання проводяться щорічно під час роботи Міжнародної конференції з комп'ютерного поєднання діаграм стану і термохімії (International Conference on Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, CALPHAD). Два останніх засідання APDIC відбувалися у змішаному режимі (очної участі та онлайн): 27 травня 2022 року в рамках конференції CALPHAD XLIX, яка проходила з 22 по 27 травня 2022 року у Стокгольмі (Швеція) та 30 червня 2023 року в рамках конференції CALPHAD L, що відбувалася з 25 по 30 червня 2023 року у місті Кембридж (штат Массачусетс, США). Від України у цих засіданнях дистанційно взяв участь голова Української комісії з діаграм стану та термодинаміки професор Михайло Турчанін. Були розглянуті важливі питання, присвячені координації зусиль у дослідженні фазових рівноваг і побудові діаграм стану, стандартів якості їх оцінки і публікації результатів досліджень, а також поширенню отриманих даних у промисловості та наукових колах. Представники російської федерації були відсторонені від участі у засіданнях на знак засудження міжнародною спільнотою злочинного військового нападу на нашу країну.

Учасники засідань висловлювали підтримку нашій державі та українським науковцям. Яскравим свідченням високої оцінки потенціалу української науки та здатності наших вчених у складних умовах створювати науково-технічну продукцію світового рівня стало присудження престижної наукової нагороди “Best Paper Award 2022” за найкращу публікацію в галузі діаграм стану і суміжних дисциплін статті співробітників ІПМ НАН України Костянтина Корнієнка, Костянтина Мелешевича, Анатолія Самелюка і Людмили Криклі та співробітника Технічного центру НАН України Віктора Соболева під назвою “Phase Equilibria in the Al–Ti–Cr System During Solidification”, опублікованій у журналі “Journal of Phase Equilibria and Diffusion” [1].

У рамках щорічних звітів Української комісії з діаграм стану та термодинаміки на засіданнях APDIC було представлено інформацію за результатами діяльності українських науковців у цій галузі у 2021 і 2022 роках. Необхідну інформацію було надано науковцями ІПМ НАНУ (Київ), Київського національного університету (КНУ) імені Тараса Шевченка і ДДМА (Краматорськ).

В ІПМ НАНУ дослідження, пов'язані з вивченням діаграм стану і термодинаміки фаз, проводились у відділах фізичної хімії неорганічних матеріалів, фізико-хімії і технології тугоплавких оксидів та функціональної кераміки на основі рідкісних земель.

У КНУ на кафедрі фізичної хімії проводились рентгенодифракційні дослідження та моделювання локальної атомної структури розплавів у широких концентраційних областях.

У ДДМА в Лабораторії фізико-хімічних властивостей металевих розплавів проводився цикл досліджень термодинамічних властивостей розплавів і фазових перетворень за їх участю в аморфоутворюючих системах на основі перехідних металів та в рамках CALPHAD-методу велась розробка

бази даних для розрахунку термодинамічних функцій змішування багатоконпонентних розплавів.

Як і в попередні роки, науковці України плідно співпрацювали з багаторічним партнером Materials Science International Services GmbH (MSI) (Міжнародна службою з матеріалознавства, Штуттгарт, Німеччина). Спільними зусиллями підготовлено випуски 20 (“Selected Systems for Lead-free Soldering and Brazing Applications”) та 21 (“Selected Al–Fe–X Ternary Systems for Industrial Applications”) довідника “Ternary Alloys”, опубліковані у 2021 та 2022 роках, відповідно, видавництвом MSI. Усього за участю українських науковців у цих двох випусках опубліковано критичні огляди для 23 потрійних систем.

Проведення наступного засідання APDІС заплановано 31 травня 2024 року у місті Мангайм (Німеччина).

## ЛІТЕРАТУРА

*I. Korniyenko K., Meleshevich K., Samelyuk A., Sobolev V., Kriklya L. Phase Equilibria in the Al–Ti–Cr System During Solidification. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2022. Vol. 43, No. 4. P. 427–447. DOI:10.1007/s11669-022-00983-4.*

## ФАЗОВІ ДІАГРАМИ СИСТЕМИ Co–Ti

Турчанін М. А., Агравал П. Г.,  
(м. Краматорськ, ДДМА), Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI)

Новий термодинамічний опис системи кобальт–титан, розроблений в рамках CALPHAD-методу, задовільно описує відомі експериментальні дані про термодинамічні властивості фаз і фазові перетворення. Термодинамічні властивості рідких сплавів системи Co–Ti були описані в рамках моделі асоційованого розчину, твердих розчинів на основі компонентів ( $\alpha$ Co), ( $\beta$ Co), ( $\beta$ Ti) і ( $\alpha$ Ti) – з використанням поліномів Редліха–Кістера, проміжних інтерметалічних фаз Co<sub>3</sub>Ti, C36, C15, CoTi та CoTi<sub>2</sub> – в рамках Compound Energy Formalism. Розрахована рівноважна діаграма стану системи Co–Ti показана на рис. 1, а. Координати рівноважних фазових перетворень представлені в табл. 1. Розраховані діаграми метастабільних фазових перетворень за участю переохолоджених розплавів показані на рис. 1, б–г.

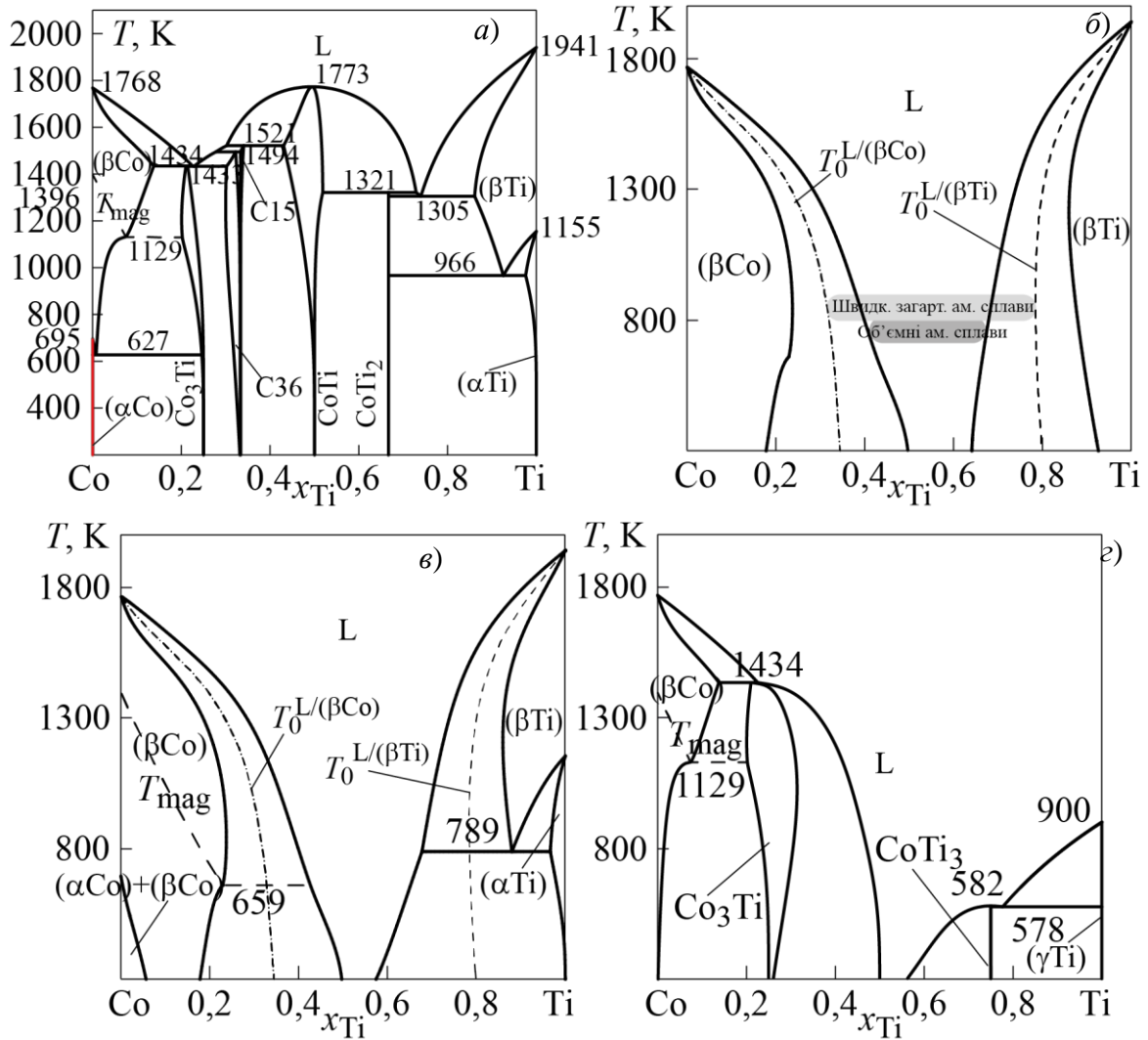


Рис. 1. Розраховані рівноважна діаграма стану (а) і діаграми метастабільних фазових перетворень (б–д) системи Co–Ti

Таблиця 1 Координати нонваріантних фазових рівноваг в системі Co–Ti

Нонваріантні рівноваги	$T, K$	$x_{Co}^{\phi_1}$	$x_{Co}^{\phi_2}$	$x_{Co}^{\phi_3}$
$L + (\beta Co) \rightleftharpoons Co_3Ti$	1434	0,225	0,138	0,210
$L \rightleftharpoons Co_3Ti + C36$	1433	0,228	0,214	0,302
$L + C15 \rightleftharpoons C36$	1494	0,277	0,333	0,322
$L + CoTi \rightleftharpoons C15$	1521	0,302	0,431	0,340
$L \rightleftharpoons CoTi$	1773	0,494	0,494	–
$L + CoTi \rightleftharpoons CoTi_2$	1321	0,729	0,519	0,667
$L \rightleftharpoons CoTi_2 + (\beta Ti)$	1305	0,740	0,667	0,875
$(\beta Ti) \rightleftharpoons CoTi_2 + (\alpha Ti)$	966	0,926	0,667	0,976
$(\beta Co) \rightleftharpoons (\alpha Co) + Co_3Ti$	627	0,008	$6 \cdot 10^{-6}$	0,246

За результатами розрахунку діаграми метастабільних фазових перетворень за участю твердих розчинів ( $\beta\text{Co}$ ) і ( $\beta\text{Ti}$ ), переохоложені розплави в широкому інтервалі складів демонструють відносну термодинамічну стабільність, рис. 1, б. Прогнозований концентраційний інтервал утворення швидкозагартованих аморфних сплавів становить  $x_{\text{Ti}} = 0,32\text{--}0,79$ , а об'ємних аморфних сплавів –  $x_{\text{Ti}} = 0,40\text{--}0,68$ .

Розрахована нами діаграма метастабільних фазових перетворень між рідкими сплавами та ГЦК, ОЦК і ГПУ розчинами на основі чистих компонентів, рис. 1, в, дає такі результати для граничної розчинності елементів:  $x_{\text{Co}} = 0,14$  при 1215 К в ( $\beta\text{Ti}$ ) фазі;  $x_{\text{Co}} = 0,04$  при 789 К в ( $\alpha\text{Ti}$ ) фазі;  $x_{\text{Ti}} = 0,237$  при 826 К ( $\beta\text{Co}$ ) фазі. Гранична температура феромагнітного перетворення  $T_{\text{mag}}$  в метастабільній ( $\beta\text{Co}$ ) фазі може знижуватись до 659К, що значно менше температури 1129 К, властивої для рівноважних сплавів.

На рис. 1, г показана діаграма метастабільних фазових перетворень, розрахована за участі рідких сплавів та ГЦК фаз, де ( $\beta\text{Co}$ ) –  $\gamma$ -фаза,  $\text{Co}_3\text{Ti}$  –  $\gamma'$ -фаза і  $\text{CoTi}_3$  – метастабільна проміжна фаза, антиструктурна до  $\gamma'$ -фази. Видно, що ширина області гомогенності  $\text{Co}_3\text{Ti}$  в умовах метастабільного синтезу значно розширюється і може сягати  $x_{\text{Ti}} = 0,21\text{--}0,31$  при 1123 К. Порівняння рис. 1, в і рис. 1, г вказує на неможливість утворення метастабільної  $\text{CoTi}_3$  фази з розплаву.

Розроблений термодинамічний опис відтворює фазові перетворення, важливі для одержання в системі жароміцних ливарних сплавів на основі кобальту з каркасим зміцненням структури ( $\gamma/\gamma'$  суперсплави) і аморфних сплавів. Структура нового термодинамічного опису системи вперше дозволяє його одночасне включення в бази даних для розробки багатокомпонентних жароміцних і аморфних промислових матеріалів.

## **ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РІДКИХ СПЛАВІВ ТРИКОМПОНЕНТНОЇ АМОРФУТВОРЮЮЧОЇ СИСТЕМИ Co–Ti–Zr**

Турчанін М. А., Корсун В. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О.,  
(м. Краматорськ, ДДМА), Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI)

Рідкі сплави системи Co–Ti–Zr є об'єктом досліджень, спрямованих на розробку та отримання нових аморфних сплавів. Тож метою цієї роботи є дослідження термодинамічних властивостей рідких сплавів даної системи.

Парціальна ентальпія змішування титану  $\Delta_m \bar{H}_{\text{Ti}}$  в рідких сплавах системи Co–Ti–Zr була вивчена калориметричним методом при 1873 К

вздовж променевого перерізу  $x_{Co}/x_{Zr} = 3$  в інтервалі складів  $x_{Ti} = 0-0,54$ , парціальна ентальпія змішування цирконію  $\Delta_m \bar{H}_{Zr}$  – при 1873 К вздовж променевого перерізу  $x_{Co}/x_{Ti} = 3$  в інтервалі складів  $x_{Zr} = 0-0,57$ . Концентраційні залежності парціальних функцій були апроксимовані відповідними виразами: вздовж перерізу  $x_{Co}/x_{Zr} = 3$

$$\Delta_m \bar{H}_{Ti} = (1 - x_{Ti})^2 (-85,7 + 39,6x_{Ti}) \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

вздовж перерізу  $x_{Co}/x_{Ti} = 3$

$$\Delta_m \bar{H}_{Zr} = (1 - x_{Zr})^2 (-110,4 + 30,3x_{Zr}) \text{ кДж/моль}. \quad (2)$$

Значення інтегральної ентальпії змішування  $\Delta_m H$  уздовж досліджених перерізів (рис. 1, а, б) були визначені інтегруванням рівняння Гіббса-Дюгема.

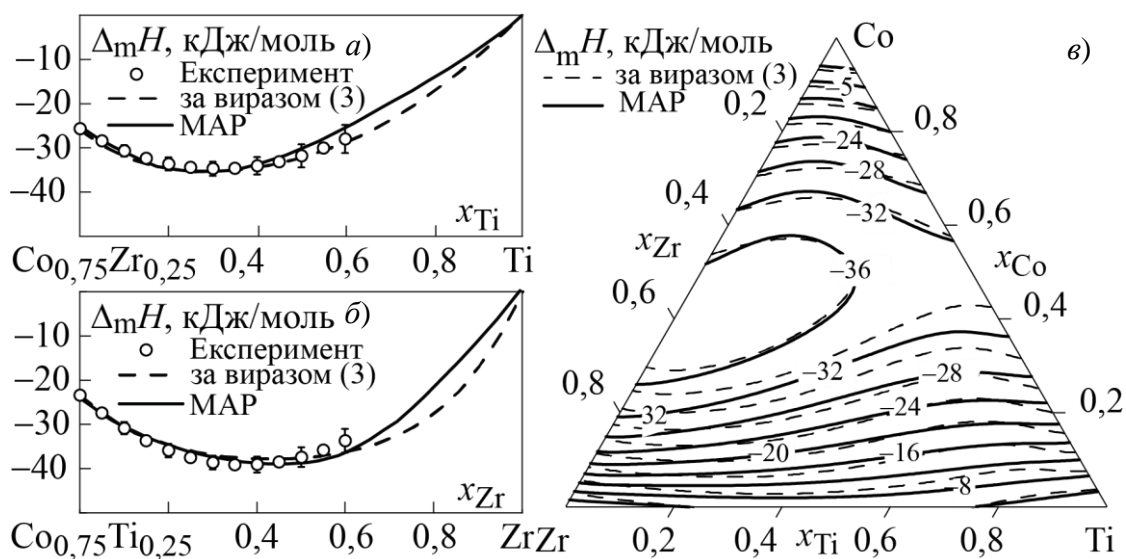


Рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування  $\Delta_m H$  (кДж/моль) розплавів системи Co–Ti–Zr при 1873 К вздовж досліджених перерізів (а, б) та на концентраційному трикутнику (в) за результатами експериментів (круглі символи), розрахована в рамках МАР (безперервні лінії), та відповідно до рівняння (3) (штрихові лінії)

Концентраційна залежність інтегральної ентальпії змішування розплавів Co–Ti–Zr на трикутнику Гіббса була описана виразом:

$$\begin{aligned} \Delta_m H = & x_{Co}x_{Ti}(-133,546 + 22,711(x_{Co} - x_{Ti}) + 4,656(x_{Co} - x_{Ti})^2 - \\ & - 29,641(x_{Co} - x_{Ti})^3) + x_{Co}x_{Zr}(-145,330 + 47,190(x_{Co} - x_{Zr}) - \\ & - 72,680(x_{Co} - x_{Zr})^2 + 21,070(x_{Co} - x_{Zr})^3) + x_{Ti}x_{Zr}(-21,7) + \\ & + x_{Co}x_{Ti}x_{Zr}(-250,9x_{Co} + 289,6x_{Ti} - 25,0x_{Zr}) \text{ кДж/моль}. \quad (3) \end{aligned}$$

Поверхню ізотерми інтегральні ентальпії змішування рідких сплавів Co–Ti–Zr при 1873 К, побудовану відповідно до (3), показано на рис. 1, в у вигляді набору штрихових ліній. З даного рисунку видно, що для функції  $\Delta_m H$  характерні від’ємні значення на всьому концентраційному трикутнику, які зумовлені характером відхилень від ідеальності термодинамічних фун-

кцій змішування в системах Co–Zr і Co–Ti і домінуючими парними взаємодіями CoZr і CoTi в трикомпонентних розплавах.

Для опису інтегральної ентальпії змішування розплавів системи Co–Ti–Zr було використано модель асоційованого розчину (МАР), результати розрахунку за якою показані на рис.1 безперервними лініями. Круглими символами на рис. 1, *а, б* показані експериментальні значення  $\Delta_m H$  уздовж досліджених перерізів. Розраховані відповідно МАР величини задовільно узгоджуються з експериментальними даними і знаходяться в межах похибки експериментальних даних. З використанням отриманих параметрів МАР були розраховані інші термодинамічні функції змішування, такі як надлишкова енергія Гіббса змішування  $\Delta_m G^{ex}$ , надлишкова ентропія змішування  $\Delta_m S^{ex}$  розплавів системи Co–Ti–Zr, рис. 2.

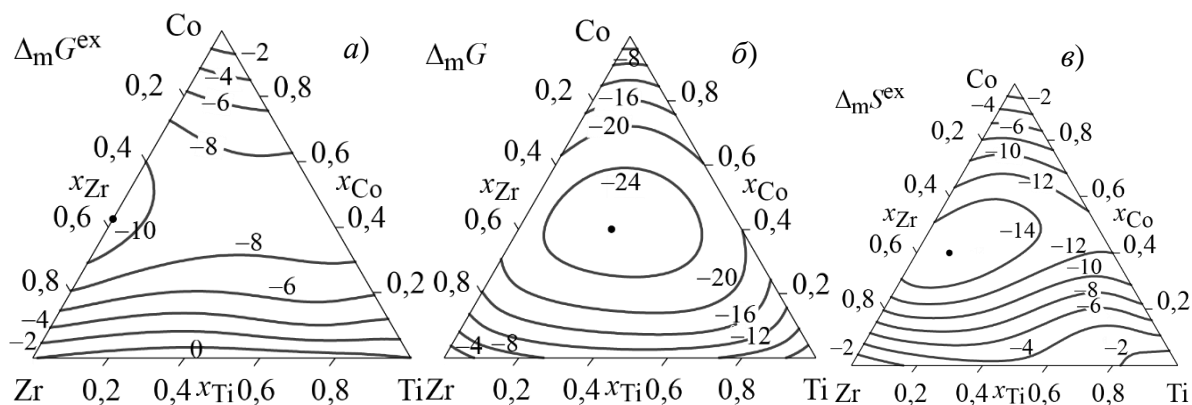


Рис. 2 Термодинамічні функції змішування розплавів системи Co–Ti–Zr, розраховані в рамках МАР при 1873 К: *а)*  $\Delta_m G^{ex}$ , кДж/моль; *б)*  $\Delta_m G$ , кДж/моль; *в)*  $\Delta_m S^{ex}$  Дж/(моль·К)

Від’ємні значення функції  $\Delta_m G^{ex}$  свідчать про стабілізацію рідкої фази при її утворенні з чистих компонентів. Мінімальне значення функції становить  $-11,2$  кДж/моль для сплаву  $Co_{0,425}Zr_{0,575}$ , рис. 2, *а*. Мінімальне значення функції  $\Delta_m G$ , рис. 2, *б*, знаходиться в області потрійних сплавів і досягає  $-25,9$  кДж/моль при складі  $Co_{0,425}Ti_{0,250}Zr_{0,325}$ . Від’ємні значення функції  $\Delta_m S^{ex}$  (рис. 2, *в*) в рамках МАР можуть бути пов’язані з хімічним упорядкуванням в розплавах, якому в рамках МАР у відповідність може бути поставлене утворення двокомпонентних асоціатів складу  $Co_2Ti$ ,  $CoTi$ ,  $CoTi_2$ ,  $Co_3Zr$ ,  $CoZr$ ,  $CoZr_2$ .

# ЕНТАЛЬПІІ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ ТРИКОМПОНЕНТНОЇ АМОРФООТВОРЮЮЧОЇ СИСТЕМИ Co–Ni–Ti ПРИ 1873 К

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Корсун В. А.,  
Водоп'янова Г. О., Сарана К. С.

(м. Краматорськ, ДДМА), Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI)

Розплави кобальту з нікелем та титаном є цікавими об'єктами досліджень з огляду на перспективу розробки нових аморфних і жароміцних сплавів. Задля ефективного вирішення завдань прикладного матеріалознавства необхідні дані про їх термодинамічні властивості. У цій доповіді представлені результати високотемпературного калориметричного дослідження ентальпії змішування компонентів системи Co–Ni–Ti при 1873 К. Дані про парціальні ентальпії змішування титану  $\Delta_m \bar{H}_{Ti}$  в рідких сплавах системи Co–Ni–Ti вздовж перерізів  $x_{Co}/x_{Ni} = 3$  і  $x_{Co}/x_{Ni} = 1/3$  при  $x_{Ti} = 0-0,62$  та перерізу  $x_{Co}/x_{Ni} = 1$  при  $x_{Ti} = 0-0,57$  показано круглими символами на рис. 1, а. Згідно результатам калориметричного дослідження, функція  $\Delta_m \bar{H}_{Ti}$  має від'ємні значення, які вказують на сильну міжчастинкову взаємодію компонентів розплавів.

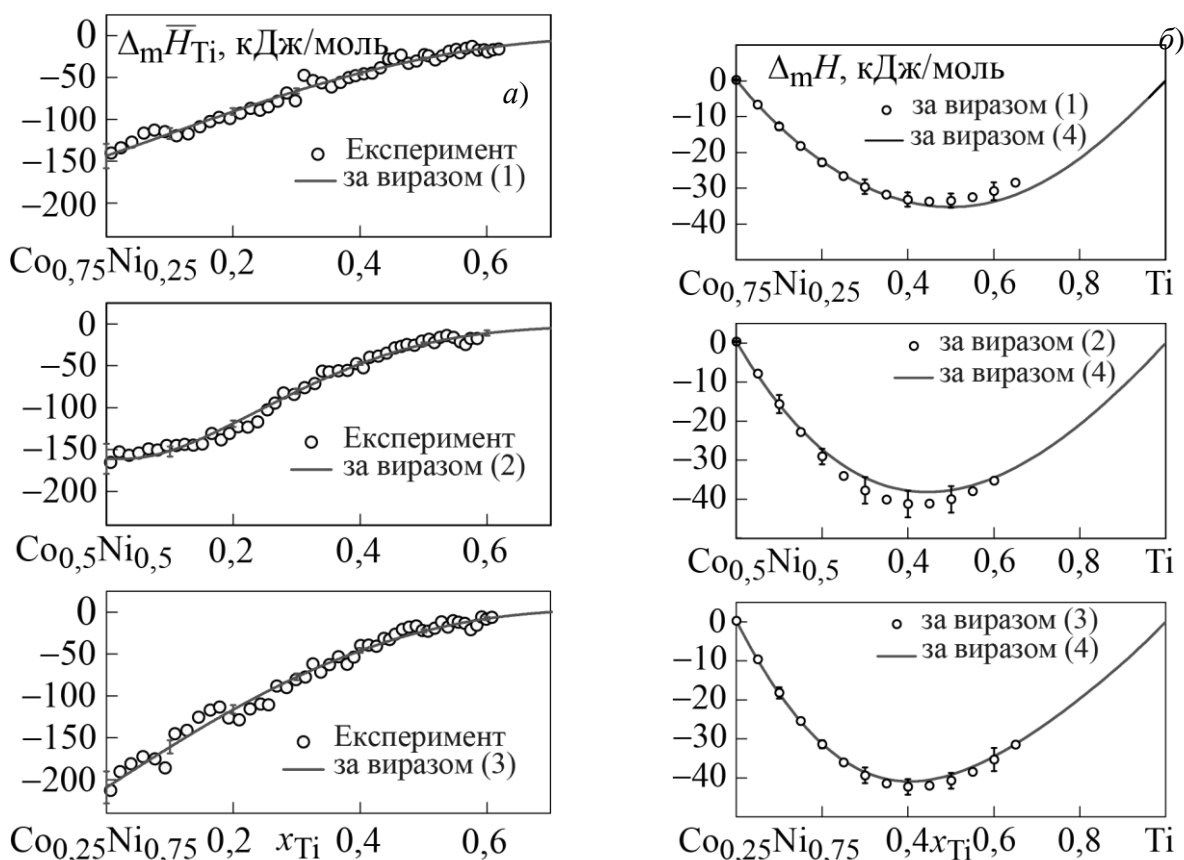


Рис. 1. Парціальна ентальпія змішування титану (а) та інтегральна ентальпія змішування  $\Delta_m H$  (б) рідких сплавів системи Co–Ni–Ti при 1873 К, кДж/моль



Концентраційна залежність функції  $\Delta_m \bar{H}_{Ti}$  була апроксимована наступними виразами: вздовж перерізу  $x_{Co}/x_{Ni} = 3 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Ti} = (1 - x_{Ti})^2 (-143,7 - 27,4x_{Ti} + 191,3x_{Ti}^2) \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

вздовж перерізу  $x_{Co}/x_{Ni} = 1 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Ti} = (1 - x_{Ti})^2 (-161,2 - 444,6x_{Ti} + 1900,2x_{Ti}^2 - 1500,7x_{Ti}^3) \text{ кДж/моль}; \quad (2)$$

вздовж перерізу  $x_{Co}/x_{Ni} = 1/3 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Ti} = (1 - x_{Ti})^2 (-209,4 + 74,0x_{Ti} + 330,6x_{Ti}^2) \text{ кДж/моль}. \quad (3)$$

Значення інтегральної ентальпії змішування рідких сплавів  $\Delta_m H$  вздовж перерізів були розраховані інтегруванням рівняння Гіббса-Дюгема. Результати розрахунку  $\Delta_m H$  при округлених складах разом з довірчими інтервалами показані символами на рис. 1, б. У всій дослідженій концентраційній області функція  $\Delta_m H$  демонструє від'ємні значення.

Для опису концентраційної залежності функції  $\Delta_m H$  у всій області складів використані дані, отримані в цій роботі і параметри моделей, що враховують подвійні взаємодії в бінарних системах Co–Ni, Co–Ti та Ni–Ti, відповідно до робіт [1–3]. Оптимізацією параметрів потрійної взаємодії отримано вираз:

$$\begin{aligned} \Delta_m H = & x_{Co}x_{Ni}(1,33) + x_{Co}x_{Ti}(-133,546 + \\ & + 22,711(x_{Co} - x_{Ti}) + 4,656(x_{Co} - x_{Ti})^2 - 29,641(x_{Co} - x_{Ti})^3) + \\ & + x_{Ni}x_{Ti}(-153,707 - 81,825(x_{Ni} - x_{Ti}) + 40,0(x_{Ni} - x_{Ti})^3) + \\ & + x_{Co}x_{Ni}x_{Ti}(16,772x_{Co} - 242,089x_{Ni} - 132,673x_{Ti}) \text{ кДж/моль}. \end{aligned} \quad (4)$$

Поверхню ізотерми інтегральні ентальпії змішування рідких сплавів Co–Ni–Ti при 1873 К, розраховану відповідно до (4), показано на рис. 2 у вигляді набору ізоентальпійних ліній. Від'ємні значення функції  $\Delta_m H$ , переважно обумовлені характером відхилень від ідеальності в системах Co–Ti і Ni–Ti, що вказує на домінуючу роль парних взаємодій CoTi і NiTi в енергетиці утворення рідких сплавів Co–Ni–Ti. Особлива роль в формуванні топології функції  $\Delta_m H$  розплавів Co–Ni–Ti, вочевидь, належить парній взаємодії NiTi.

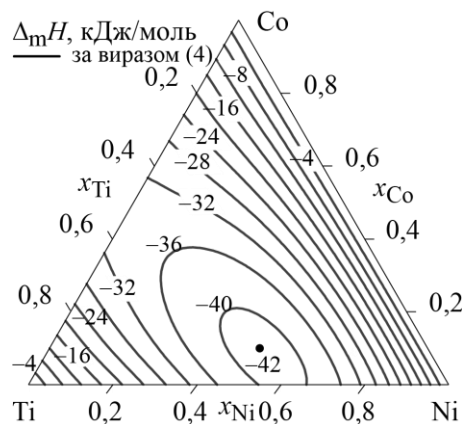


Рис. 2. Інтегральна ентальпія змішування  $\Delta_m H$  (кДж/моль) розплавів системи Co–Ni–Ti при 1873 К, розрахована відповідно до (4)

## ЛІТЕРАТУРА

1. Guillermet F. *Assessment of the thermodynamic properties of the Ni-Co system* // *Z. Metallkd.* 1987. Vol. 78, No. 9. P. 639–647.
2. Dreval L. A., Agraval P. G., Turchanin M. A. *Calorimetric investigation of the mixing enthalpy of liquid Co–Cu–Ti alloys at 1873 K* // *Phys. Chem. Liq.* 2018. Vol. 56, No. 5. P. 674–684.
3. Agraval P., Dreval L., Turchanin M., e.a. *Enthalpy of mixing of liquid Ni–Ti–Zr alloys at 1873 K* // *J. Chem. Thermodyn.* 2017. Vol. 106. P. 309–316.

### ТЕМПЕРАТУРНО-КОНЦЕНТРАЦІЙНА ЗАЛЕЖНІСТЬ ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АМОРФОУТВОРЮЮЧИХ РОЗПЛАВІВ Co–Cu–Ni–Ti–Zr ТА Co–Cu–Ni–Ti–Hf

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.,  
(м. Краматорськ, ДДМА), Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI)

Для встановлення фундаментальних фізико-хімічних факторів, що визначають здатність багатоконцентних розплавів до аморфізації, важливою є інформація про особливості температурно-концентраційної залежності їх термодинамічних властивостей. Для її одержання нами була розроблена термодинамічна база даних, що спирається на параметри взаємодії компонентів в розплавах граничних дво- і трикомпонентних систем [1] і використовує як ефективний засіб розрахунків модель асоційованого розчину (МАР). При цьому, положення МАР гармонійно поєднуються із загальним уявленням про аморфоутворюючі розплави, як про систему частинок, що сильно взаємодіють.

Термодинамічні властивості розплавів аморфоутворюючих систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr і Co–Cu–Ni–Ti–Hf і чотирикомпонентних систем, що входять до їх складу, були розраховані нами в інтервалі температур 800–2073 К. На рис. 1 показані результати розрахунків при 1873 К вздовж перерізів, які з'єднують чисті метали з еквіатомними сплавами в граничних чотирикомпонентних системах NiCuTiZr–Co, CoCuTiZr–Ni, CoNiTiZr–Cu, CoNiCuZr–Ti і CoNiCuTi–Zr. Результати розрахунків для еквіатомних розплавів при 800 і 1873 К наведені в табл. 1.

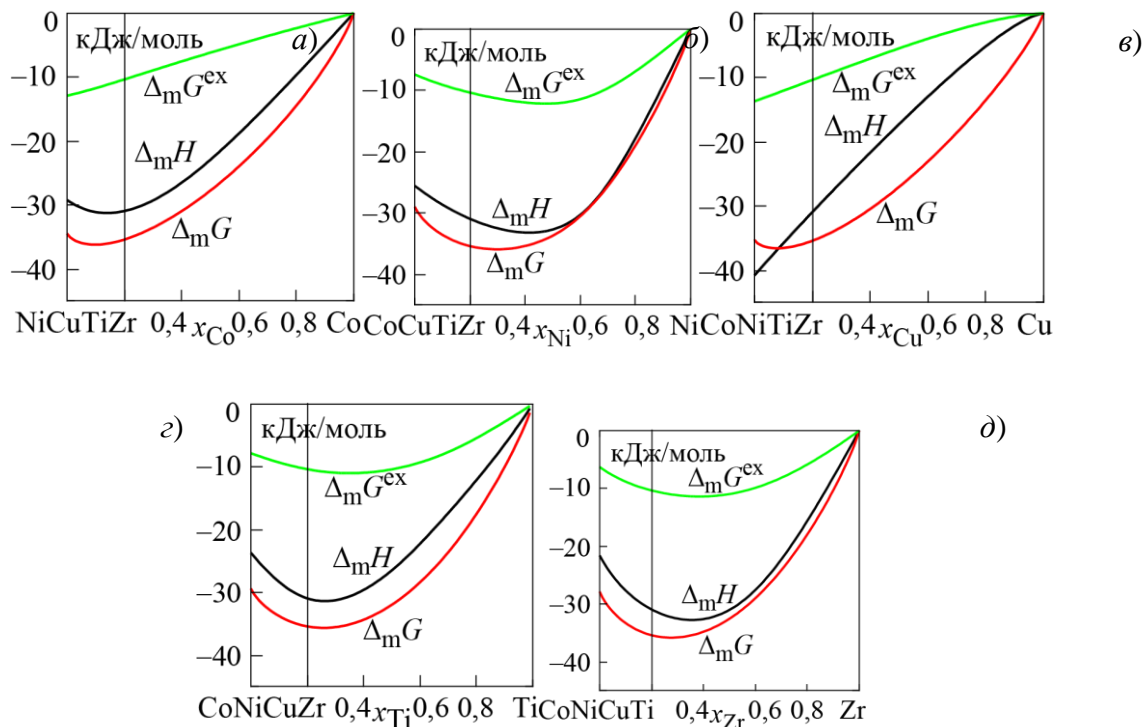


Рис. 1. Термодинамічні функції змішування розплавів системи Cu–Co–Ni–Ti–Zr, розраховані при 1873 К вздовж променевих перерізів

Таблиця 1. Термодинамічні властивості еквіатомних рідких сплавів систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr та Co–Cu–Ni–Ti–Hf при 800 та 1873 К

Сплав	$\Delta_m H$		$\Delta_m S^{ex}$		$\Delta_m G^{ex}$		$\Delta_m S$		$\Delta_m G$	
	кДж/моль		Дж/(моль К)		кДж/моль		Дж/(моль К)		кДж/моль	
	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К
CoNiCuTi	-36,3	-21,8	-19,5	-8,2	-20,8	-6,4	-7,9	3,3	-30,0	-28,0
CoNiCuZr	-37,8	-23,7	-19,4	-8,5	-22,4	-7,8	-7,8	3,0	-31,6	-29,4
CoNiCuHf	-46,2	-23,7	-25,4	-9,6	-25,8	-5,7	-13,9	1,9	-35,1	-27,3
CoNiTiZr	-59,3	-40,8	-28,5	-14,5	-36,5	-13,8	-16,9	-2,9	-45,7	-35,3
CoNiTiHf	-59,0	-40,8	-28,0	-14,8	-36,6	-13,1	-16,5	-3,2	-45,8	-34,7
CoCuTiZr	-42,4	-25,6	-22,4	-9,7	-24,5	-7,5	-10,9	1,9	-33,7	-29,1
CoCuTiHf	-41,2	-24,4	-20,5	-8,4	-24,8	-8,7	-9,0	3,1	-34,1	-30,3
NiCuTiZr	-42,1	-29,2	-19,2	-8,7	-26,8	-12,9	-7,6	2,8	-36,0	-34,5
NiCuTiHf	-40,1	-27,5	-17,4	-8,4	-26,1	-11,7	-5,9	3,1	-35,4	-33,3
CoNiCuTiHf	-47,5	-31,3	-23,2	-11,4	-29,9	-10,0	-9,9	2,0	-39,6	-35,0
CoNiCuTiZr	-48,2	-31,0	-24,0	-11,0	-28,9	-10,4	-10,7	2,4	-39,7	-35,5

Як видно з результатів проведених розрахунків, аморфоутворюючі розплави в широкому інтервалі температур від значного перегріву до значного переохолодження демонструють високу термодинамічну стабільність, про що свідчать суттєві від'ємні значення енергії Гіббса змішування  $\Delta_m G$ , які для еквіатомних складів змінюються в межах  $-27 \dots -46$  кДж/моль. Основний внесок в термодинамічну стабільність надає інтегральна ентальпія

змішування розплавів  $\Delta_m H$ , яка в широкому інтервалі температур зберігає великі від'ємні значення. При цьому, відносний внесок ідеальної складової  $\Delta_m G^{id}$  в енергію Гіббса змішування змінюється в межах 71...92 % при 1873 К і 23...36 % при 800 К. Розраховані значення надлишкової ентропії змішування  $\Delta_m S^{ex}$  вказують на значне упорядкування в аморфоутворюючих розплавах, яке збільшується зі зниженням температури. Також показано, що еквіатомні багатокомпонентні розплави або близькі до них за складом композиції мають найвищу термодинамічну стабільність в відповідних системах і зберігають її в широкому інтервалі температур.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова А. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов // УХЖ. 2018. Т. 84, № 5 С. 34–49.

## БЛИЖНІЙ ХІМІЧНИЙ ПОРЯДОК У РОЗПЛАВАХ Co–Cu–Ni–Ti–Zr, Co–Cu–Ni–Ti–Hf І ПРОГНОЗОВАНІ КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ОБЛАСТІ ЇХ АМОРФІЗАЦІЇ

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.  
(м. Краматорськ, ДДМА), Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI)

Для пошуку складів нових аморфних металевих матеріалів може бути використане розроблене нами емпіричне правило, що пов'язує концентраційну область аморфізації загартуванням з рідини з уявленнями феноменологічної моделі асоційованого розчину (МАР) про ближній хімічний порядок в них. Згідно з цим правилом, аморфізація загартуванням з рідини перебігає успішно для розплавів, сумарна молярна частка асоціатів  $\Sigma x_{assoc}$  в яких, при температурах близьких до температури склування, перевищує 0,3.

У даній роботі для розрахунку складу асоційованого розчину в розплавах Co–Cu–Ni–Ti–Zr та Co–Cu–Ni–Ti–Hf була використана термодинамічна база даних [1], що спирається на параметри взаємодії компонентів в розплавах граничних дво- і трикомпонентних систем і описує термодинамічні властивості розплавів з використанням МАР.

Приклади розрахунку складу асоційованого розчину, виконані для сплавів Co–Cu–Ni–Ti–Zr при 800 К для перерізів між чистими металами і еквіатомними сплавами в граничних чотирикомпонентних системах, представлені на рис. 1. Як видно з рисунку, в розплавах п'ятикомпонентних систем наявна інтенсивна взаємодія компонентів, властива граничним дво-, три- і чотирикомпонентним системам. Вона обумовлена різницею хімічних

властивостей перехідних металів другої половини 3d-ряду (Co, Ni, Cu), з одного боку, і IVB-металів (Ti, Zr, Hf), з іншого боку. Ця взаємодія призводить, до значних від'ємних відхилень від ідеальності термодинамічних функцій змішування розплавів і суттєвого хімічного упорядкування в розплавах. В рамках моделі асоційованого розчину таке хімічне упорядкування пов'язане з утворенням асоціатів з одноатомних частинок, а його кількісною мірою є сумарна мольна частка асоціатів  $\Sigma x_{\text{assoc}}$  в асоційованому розчині. Для розплавів розглянутих п'ятикомпонентних систем в широкому інтервалі складів ступінь подібного упорядкування є високою і може досягати величини  $\Sigma x_{\text{assoc}}$  більше 0,9. Зміна ступеню упорядкування вздовж перерізів по концентрації перехідних металів другої половини 3d-ряду є подібною. Найбільші значення  $\Sigma x_{\text{assoc}}$  спостерігаються для концентраційних областей, наближених до відповідних чотирикомпонентних еквіатомних сплавів. Для ступеню упорядкування в перерізах по концентрації IVB-металів характерним є досягнення максимальних значень  $\Sigma x_{\text{assoc}}$  у п'ятикомпонентній області.

Цікавим результатом розрахунку стало те, що для кожного з розглянутих перерізів еквіатомний сплав CoCuNiTiZr не відповідає точно концентраційній області максимального упорядкування в п'ятикомпонентній системі.

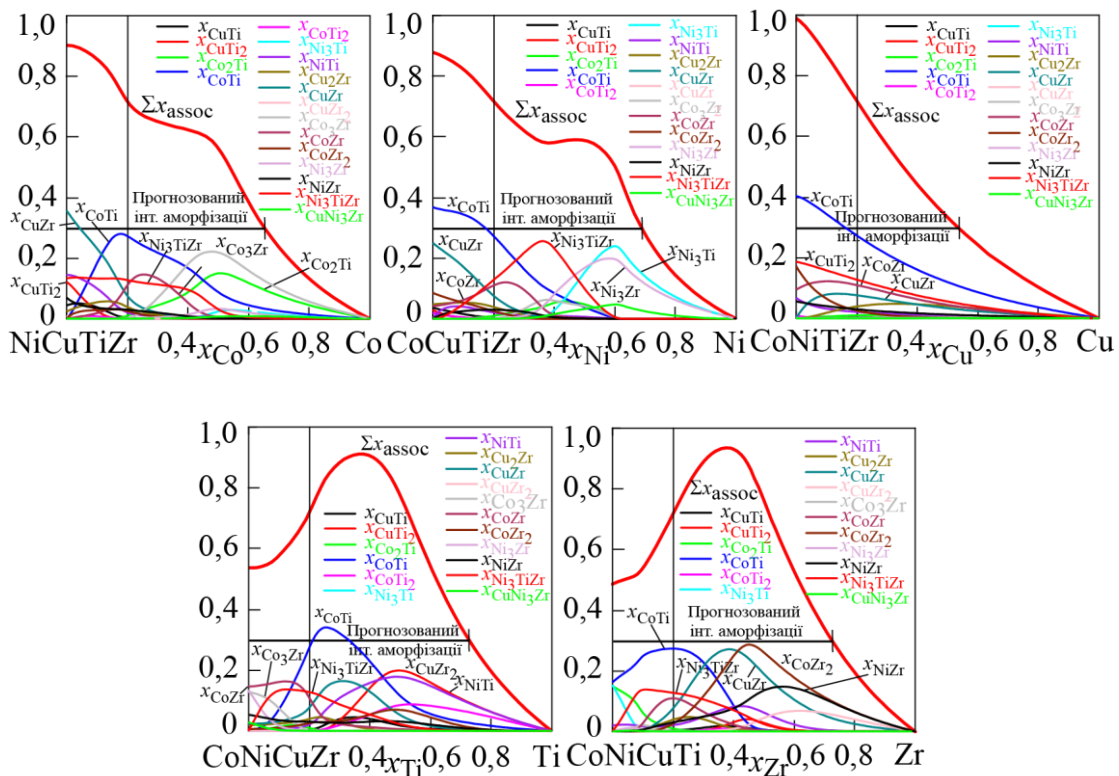


Рис. 1. Розраховані при  $T = 800$  К сумарна мольна частка  $\Sigma x_{\text{assoc}}$  (жирні лінії), мольні долі асоціатів (різні кольорові лінії) і прогнозовані області аморфізації розплавів Cu–Co–Ni–Ti–Zr

Прогнозовані в даній роботі концентраційні області аморфізації розплавів систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr та Co–Cu–Ni–Ti–Hf вказують на визначальний вплив фактору хімічної взаємодії на можливий склад аморфних сплавів. А саме, для успішної аморфізації розплав має одночасно містити певну концентрацію металів, що є акцепторами та донорами електронів. Таке співвідношення компонентів буде забезпечувати їх інтенсивну хімічну взаємодію і сприяти високій термодинамічній стабільності утвореної рідкої фази, що визначає її здатність до аморфізації. Для багатоконпонентних розплавів Co–Cu–Ni–Ti–Zr та Co–Cu–Ni–Ti–Hf ми прогнозуємо отримання аморфних сплавів при одночасному виконанні умов  $\Sigma x_{TM} > 0,25$  и  $\Sigma x_{IVB} > 0,28$ , де  $\Sigma x_{TM}$  це сумарна мольна частка Co, Ni, та Cu, які є акцепторами електронів, а  $\Sigma x_{IVB}$  це сумарна мольна частка Ti, Zr і Hf, які є донорами електронів. Запропонований підхід до визначення складу аморфних сплавів за граничним вмістом металів-донорів і металів-акцепторів відкриває широкі можливості для розробки нових композицій на основі багатоконпонентних систем перехідних металів.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Турчанин М. А., Агравал П. Г., Водопьянова А. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов // УХЖ. 2018. Т. 84, № 5. С. 34–49.

## ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У КОБАЛЬТОВОМУ КУТІ СИСТЕМИ Mo-Co-W ПРИ СУБСОЛІДУСНИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Уткін С. В., Кублій В. З., Бондар А. А., Слепцов С. В.  
(ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України)

Сплави в області складів, багатих на кобальт, було приготовано у електродуговій печі з електролітичного кобальту, а також використовуючи кобальт-боридну та інтерметалідну лігатури, приготовані у тих самих умовах. За вихідні матеріали використали чорний аморфний бор (вміст домішки вуглецю 0,02–0,05 мас. %), а також переплавлені електролітичний кобальт та молібден (99,97 мас. %). Вміст домішок контролювали шляхом спектрального та хімічного аналізів. Температури початку плавлення сплавів у литому стані визначали за пірометричним методом Пірані-Альтертума. Відпалені при субсолідусних температурах зразки (на 30–50 °С нижче початку плавлення) було досліджено методами рентгенівського фазового аналізу (РФА) та металографії (сканувальна електронна мікроскопія з локальним рентгеноспектральним аналізом – СЕМ/ЛРСА).

В усіх складах досліджених сплавів виявлено низькоборидну тернарну фазу  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{B}_6$  із кубічною структурою, яка перебуває у рівновазі з геміборидом кобальту  $\text{Co}_2\text{B}$  та трикобальтборидом  $\text{Co}_3\text{B}$ . Области гомогенності відповідних боридів близькі до їх стехіометричного складу. Еквіатомний борид  $\text{MoCoB}$  має помітну область гомогенності, перебуваючи у рівновазі з інтерметалідними фазами на основі складів  $\text{Mo}_6\text{Co}_7$  і  $\text{Mo}_2\text{Co}_9$ , а також з фазою ( $\alpha\text{-Co}$ ) на основі ГЦК-кобальту

З аналізу всієї сукупності отриманих даних знайдено, що при субсолідусних температурах у багатій на кобальт області системи  $\text{Mo-Co-B}$  характер фазових рівноваг відрізняється від запропонованого в [1] при  $1100^\circ\text{C}$  та добре узгоджується зі знайденим у роботі [2] для температури  $800^\circ\text{C}$ .

### ЛІТЕРАТУРА

1. Haschke H., Nowotny H., Benesovsky F. *Untersuchungen in den Dreistoffen {Mo, W}-{Fe, Co, Ni}-B* // *Monatsh. Chem.* 1966. 97, No. 5. S. 1459–1468.
2. Stadelmaler H. H., Davis H. H. *Die Kobaltecke im Dreistoffsystem Kobalt-Molybdän-Bor* // *Monatsh. Chem.* 1966. No. 5. P. 1489–1493.

### ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МІКРОДОБАВОК ХОЛОДНОНАБУХАЮЧОГО КРОХМАЛЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ «ПО-СИРОМУ»

Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г.  
(м. Краматорськ, ДДМА)

Одним з основних недоліків більшості піщано-бентонітових сумішей (ПБС), застосовуваних на лініях автоматичного формування, є підвищена «жорсткість» сумішей, що кількісно виражається в низьких показниках характеристик пластичності. Так, показники текучості і формувальності повинні бути не нижче 80 %, тоді як на практиці ці показники, у більшості випадків, не перевищують 50...60 %. Поверхнева міцність ливарних форм (обсипальність) за нормативом не повинна перевищувати 0,8 %, а на практиці значення обсипальності сирих піщано-бентонітових форм, у більшості випадків, перевищує 2 %. Внаслідок відхилень цих властивостей суміші у формі з високою ймовірністю можуть утворюватися підриви, засмічення та інші подібні дефекти, що спотворюють якість поверхні виливків.

Очевидна причина цьому – комплексний вплив двох факторів: 1) висока температура в ливарному цеху, особливо в літній період часу, провокує швидке локальне пересихання вже ущільненої форми (крайок форми); 2) достатньо велика насиченість відпрацьованих формувальних сумішей залишками стрижневих сумішей на органічних зв'язувальних матеріалах, продукти термодеструкції яких спричиняють негативний вплив на фізико-механічні властивості сумішей, коли, в першу чергу, значно знижуються формувальність, текучість, підвищується обсипальність сумішей, зменшуються зв'язувальні властивості застосовуваних бентонітових глин. Якщо зі стрижневими залишками проблему практично розв'язати дуже складно, то вологовміст суміші (форм), особливо в літню пору, необхідно підтримувати на стабільному рівні.

У теперішній час у ливарному виробництві позитивною практикою є застосування в складі ПБС мікродобавок холоднонабухаючого крохмалю або екструзійного крохмальреагенту (ЕКР) в поєднанні з регулярним освіженням відпрацьованих та відновлених формувальних сумішей. Основною метою даної роботи було дослідження впливу мікродобавок ЕКР на властивості виробничих ПБС, насамперед, характеристик формувальності й текучості.

Одержані в роботі результати експериментальних досліджень щодо визначення впливу мікродобавок ЕКР на властивості піщано-бентонітових формувальних сумішей дозволяють констатувати можливість успішного впровадження добавок ЕКР у складі виробничих ПБС на лініях автоматичного формування. При цьому рекомендовано керуватися наступним:

1. Перед початком уведення ЕКР до складу суміші слід здійснити його вхідний контроль, згідно визначених технічних умов: 1) гранулометричний аналіз порошкоподібного ЕКР (гранулометричні характеристики ЕКР можна вважати задовільними, якщо прохід матеріалу через сито з розміром вічка 0,2 мм становить не менш 90 %, коефіцієнт однорідності – не менш 50 %, середній розмір часток не більш 0,15 мм); 2) визначення набрякання ЕКР (у якості задовільного значення ухвалюється показник набрякання ЕКР – не менш 8 %).

2. Уведення ЕКР до складу суміші в процесі її приготування в змішувачі забезпечується за такою ж схемою, як і введення інших сипучих компонентів суміші (відпрацьованої суміші після регенерації, кварцового наповнювача, бентопорошку, вуглецевмісних матеріалів пилоподібних фракцій – за потреби). Загальний вміст ЕКР у формувальній суміші повинен становити в середньому близько 0,5 % від загальної маси суміші. Слід ураховувати, що середній вигар ЕКР за один цикл обороту суміші на автоматичній лінії становить близько 20 %. Тому, коли насичення суміші добавкою ЕКР досягне середнього рівня 0,5 %, наступні освіжаючі добавки



ЕКР повинні становити не менш 0,1 % у кожний цикл сумішеприготування – саме така кількість освіження дозволить компенсувати 20-% вигар ЕКР й забезпечить підтримку його загальної концентрації в суміші на рівні 0,5 %.

3. Середню витрату ЕКР на 1 т придатного литва можна розрахувати в такий спосіб: якщо витрата ЕКР на 1 т єдиної ПБС (після насичення) становить 0,1 % або 1 кг, а середня витрата суміші на 1 т придатного литва в масовому виробництві становить 6...8 т, то середня витрата ЕКР на 1 т придатного лиття, відповідно, становитиме 6...8 кг.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Федоров Н. Н., Дорошенко С. П., Фесенко А. Н. Стабилизаторы влажности для сырых песчано-бентонитовых формовочных смесей // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. 2005. № 1. С. 92–97.
2. Белобров Е. А. О путях улучшения качества формовочных смесей для производства отливок в сырых формах // Литье Украины. 2007. № 9. С. 20–25.
3. Федоров М. М., Пасешиченко І. С. Шляхи підвищення формувальності й текучості піщано-бентонітових формувальних сумішей. Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання у ливарному виробництві». Краматорськ : ДДМА 2021, 21–24 вересня 2021 р. С. 34–35.

## СПОСОБИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА),  
Фесенко М. А. (м. Київ, ДНДІ МВС України)

У даний час в складі сучасного устаткування, обладнання, механізмів і машин різних галузей промисловості, включаючи оборонний комплекс країни, експлуатується велика кількість (номенклатура) деталей, які працюють в екстремальних умовах підвищених навантажень, температур, швидкостей ковзання, сухого тертя, під впливом абразивних частинок тощо. У більшості випадків для забезпечення потрібної надійності, довговічності та продуктивності при одночасному зниженні собівартості такі деталі повинні мати підвищений рівень зносостійкості робочої частини і достатній рівень пластичності базової або опорної частини для витримування високих навантажень.

Задовольнити такий складний комплекс часто взаємовиключних вимог при виготовленні деталей монолітними із одного матеріалу практично не можливо. Тому виникає підвищений попит на деталі, вироблені із сучасних композиційних матеріалів, які формуються поєднанням двох і бі-

льше компонентів (складових), фізичні та хімічні властивості яких значно відрізняються від окремих матеріалів.

У промисловості для виготовлення композиційних матеріалів частіше застосовують технології (методи) лиття.

Найбільш перспективним і економічно доцільним варіантом використання литих композиційних матеріалів є отримання деталей з функціонально-градієнтних литих структур, що утворюються за рахунок регламентованих режимів тепловідведення при кристалізації. Особливістю таких деталей (виробів, заготовок) є те, що вони мають не чітку границю між двома матеріалами, а перехідну зону, в якій спостерігається плавний градієнт концентрації, мікроструктури та властивостей.

Не зважаючи на появу нових конструкційних металевих матеріалів з покращеними характеристиками, чавун залишається основним сплавом для широкої номенклатури фасонних литих виробів (деталей, заготовок). Тому останнім часом виникає підвищений інтерес до виробництва чавунних виробів із функціонально-градієнтною структурою й властивостями.

В представленій роботі запропоновано та досліджено новий спосіб виготовлення литих чавунних деталей із функціонально-градієнтною структурою й властивостями з одного базового розплаву.

Сутність способу полягає в тому, що частина базового розплаву чавуну заданого хімічного складу, що виплавляється в одному плавильному агрегаті, заливається безпосередньо в підготовлену порожнину ливарної форми без будь якого модифікувального, легувального, або іншого оброблення і з нього при заданій часовій витримці в контакті зі стінками ливарної форми формується поверхневий твердий робочий шар зносостійкого матеріалу вилівка.

Після визначеного часу витримування розплаву в формі проводиться декантація незатверділого залишку рідкого чавуну з центральної області вилівка. Далі вивільнена порожнина заповнюється тим же розплавом, який проходить в процесі заливання внутрішньоформове оброблення дрібнодисперсним порошкоподібним, зернистим, гранульованим або брикетованим модифікатором, лігатурою або іншою добавкою. Внаслідок модифікувального впливу добавки, або окремих її хімічних елементів на розплав, після тверднення вилівка відбувається формування іншої структури, що призводить до зміни властивостей металу центральної частини вилівка, в порівнянні зі структурою і властивостями вихідного (базового) розплаву зовнішнього шару. Між зовнішньою та центральною частиною (областю) вилівка з різною структурою відбувається формування плавної перехідної зони за рахунок взаємодії сформованої на першому етапі заливання форми базовим розплавом твердої кірки з розплавом, який заливався після декантації і внутрішньоформового оброблення.

У результаті проведення теоретичних і експериментальних досліджень була підтверджена можливість реалізації запропонованого спосо-

бу. Встановлені закономірності формування виливків із функціонально-градієнтною структурою, температурно-часові режими заливання рідкого чавуну в ливарні форми, тип модифікувальних (графітизувальних і сфероїдизувальних) добавок, оптимальні їх гранулометричні характеристики та кількість для забезпечення формування потрібної структури, а також раціональні конструкції литниково-живильних систем і типи (конструкції) протокових реакційних камер для проведення стабільного процесу внутрішньоформового оброблення базового розплаву.

За встановленими режимами були отримані чавунні виливки із функціонально-градієнтною структурою з зовнішнім шаром із твердого зносостійкого білого чавуну з карбідами заліза та внутрішньою (центральною) частиною виливка після графітизувального модифікування із сірого чавуну з пластинчастим графітом та після сфероїдизувального модифікування - з вермикулярним або кулястим графітом.

На основі результатів проведених досліджень розроблені технологічні рекомендації з виготовлення експериментальних виливків із потрібною структурою та властивостями, а також проведені опробування рекомендованих режимів при виготовленні окремих типових промислових виливків.

Запропонований та досліджений спосіб виготовлення чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою дає можливість економити дорогі легувальні добавки (реагенти), збільшує ефективність і стабільність отримання виливків із заданим комплексом структури та властивостей, дає можливість виключити необхідність в установленні в цехах додаткового обладнання, спрощує і здешевлює процес отримання виливків, а також покращує умови праці в цеху.

# ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ МОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ПОТРІБНОЇ СТРУКТУРИ Й ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ

Фесенко М. А. (м. Київ, ДНДІ МВС України),  
Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА)

Не зважаючи на появу нових металевих і неметалевих матеріалів чавун залишається основним конструкційним сплавом для широкої номенклатури фасонних деталей, які виготовляються методом лиття для машин, механізмів і обладнання і займають біля 70 % від загального випуску литва в світі.

Однак в зв'язку з інтенсивним розвитком в останні десятиріччя новітньої техніки, яка експлуатується у все більш жорстких умовах, виникає нагальна необхідність суттєвого покращення якості литих виробів, підвищення їх експлуатаційних характеристик, довговічності і надійності при одночасному зниженні матеріальних, трудових і енергетичних витрат як на стадії виготовлення деталей, так і при експлуатації обладнання, механізмів і машин. При цьому ще одним досить важливим фактором є суттєве зменшення шкідливих викидів в оточуюче середовище і зменшення шкідливого впливу на природу і людину. Враховуючи великий відсоток чавунних виливків в загальному світовому випуску литва вирішення цих проблем стосуються в першу чергу процесів виробництва чавунних виливків.

Чавунні виливки в залежності від хімічного складу вихідного розплаву і умов виготовлення можуть мати різну структуру і широкий діапазон властивостей. Одним із ефективних і перспективних способів покращення структури і підвищення механічних і експлуатаційних властивостей чавунних виливків є модифікувальна обробка розплаву. В залежності від призначення і мети, яку необхідно досягти в кінцевому продукту, на практиці використовують графітизувальне, сфероїдизувальне і карбідостабілізувальне модифікувальне оброблення розплавів чавунів.

Графітизувальне модифікування розплаву чавуну направлене в основному на отримання бажаної структури і подрібнення складових металевої матриці, гомогенізацію структури металу в стінках виливка різної товщини, збільшення кількості, а також подрібнення графітових вкраплень і їх рівномірний розподіл в об'ємі, зниження схильності до вибілення і усунення можливості формування в первинній структурі виливків карбідів заліза і карбідів легувальних і супутніх елементів.

Сфероїдизувальне модифікування рідкого чавуну застосовується для отримання високоміцного чавуну з кулястим або вермикулярним графітом, в якому вкраплення графіту спричиняють значно менший в порівнянні з сірими чавунами негативний надрізуючий вплив на металеву його основу і

механічні властивості, що сприяє суттєвому підвищенню пластичності литого металу в виливках.

Карбідостабілізувальне модифікувальне оброблення розплаву чавуну проводиться на відміну від графітизувального модифікування для стабілізації карбідів і формування структури білого чавуну.

У даний час розроблено і використовується в практиці лиття декілька поширених способів модифікувального оброблення розплавів чавунів. Із відомих способів модифікування розплаву чавуну одним із найбільш перспективних, простих, ефективних і економічних методів при виготовленні не великих і середніх за масою виливків є метод внутрішньоформового модифікування, відомий як INMOLD-процес. В цьому методі модифікувальне оброблення розплаву чавуну проводиться безпосередньо в процесі заливання ливарної форми дисперсною зернистою добавкою, розміщеною в реакційній камері литникової системи на шляху руху розплаву до виливка. Володіючи низкою суттєвих переваг перед іншими методами модифікування, INMOLD- процес є достатньо чутливим до змінних параметрів технологічного процесу лиття і модифікувального оброблення, що потребує ретельного відпрацювання і жорсткого дотримання оптимальних технологічних режимів в кожному конкретному випадку. А це в свою чергу потребує проведення широкого кола досліджень по встановленню впливу змінних факторів технологічного процесу литва і режимів модифікування для розплаву базового чавуну певного складу, конкретних модифікувальних добавок або групи добавок і їх параметрів, температурно-часових режимів модифікувального оброблення тощо.

Метою представленої роботи є дослідження процесів внутрішньоформового модифікування розплавів чавунів певного хімічного складу різними за функціональним призначенням твердими зернистими модифікувальними добавками і встановлення закономірностей впливу регульованих факторів лиття і модифікування на структуру і властивості металу в виливках після модифікувального оброблення розплаву INMOLD-процесом.

На основі проведених теоретичних (модельних) і експериментальних натурних досліджень встановлені основні закономірності модифікувального оброблення розплавів базових чавунів певного хімічного складу у литниково-модифікувальних системах різної конструкції комплексними сфероїдизувальними модифікаторами ФСМг7, ФСМг9, VL63(М), МПФ1+ФС75, Ni-Mg-Cu, НМг15, НМг19+ФС75, ФЦМ-5, Це48Ла28Мг3 + ФС75, графітизувальними добавками ФС75, ФС45, СБа-5, СК-20, а також карбідостабілізувальними добавками ФХ200, ФХ900, ФБ18, ФМн78, Мн95, ФЦМ-5, МЦ50Ж3, НМг15...НМг19, Ві1 при виробництві чавунних виливків з заданим комплексом механічних і експлуатаційних властивостей. Визначені оптимальні гранулометричні характеристики модифікувальних добавок, необхідна їх кількість для досягнення потрібної структури, а також встановлені раціональні конструкції литниково-живильних систем

і типи (конструкції) протокових реакційних камер, а також температурно-часові режими заливання рідкого чавуну в ливарні форми.

На основі результатів проведених досліджень розроблені технологічні рекомендації з виготовлення експериментальних виливків із потрібною (бажаною) структурою та властивостями, а також проведені випробування рекомендованих технологічних режимів при виготовленні окремих типових промислових виливків.

## **ВПЛИВ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКУВАННЯ НА НЕЙТРАЛІЗАЦІЮ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ AlSi9Cu3 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ДО 2 % МАС.**

Фон Прусс М. А. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Незважаючи на значний прогрес матеріалознавства в області створення нових сплавів та композитів, алюмінієві сплави за своєю поширеністю займають провідні позиції в багатьох галузях промисловості. Вони мають виняткову комбінацію механічних характеристик, доволі високу корозійну стійкість, порівняно низьку вартість, простоту виробництва, обробки і переробки [1].

Оскільки попит на легші, міцніші та більш довговічні матеріали продовжує зростати, центр уваги зараз зміщується в бік вторинних алюмінієвих сплавів. Однак вони мають суттєвий недолік, який полягає у накопиченні легуючих/домішкових елементів, зокрема – заліза. Залізовмісні фази є найбільш несприятливим явищем у структурі сплавів та особливо – в силумінах. Зазвичай вплив заліза нейтралізують додаванням елементів, які модифікують структуру залізовмісних фаз, перетворюючи її на більш сприятливу.

Серед багатьох алюмінієвих сплавів, ливарний сплав AlSi9Cu3(Fe) є типовим та одним із найбільш часто використовуваних в машинобудуванні і таким, що може містити до 1,3 % мас. заліза [1, 2]. Таким чином, вторинна переробка цього сплаву та інших силумінів такого типу, потребує ефективного комплексного модифікування, яке забезпечить можливість знижувати шкідливий вплив заліза в них навіть при більш високих концентраціях.

На сьогоднішній день найбільш часто використовуються хімічні методи модифікування, які передбачають введення додаткових компонентів. За механізмом впливу на кристалізацію розплаву всі модифікатори ділять на два класи: зародкоутворюючої та поверхнево-активної дії. Однак існує і

третій механізм згідно з яким, модифікування пов'язують з граничною розчинністю модифікатора в алюмінії. При цьому чим менша розчинність в ньому елемента, тим при меншій його концентрації може виявитися модифікуючий ефект. І відповідно до цього модифікатор може входити до залізозмісних фаз, змінюючи їх морфологію. При введенні в розплав алюмінію елемента-модифікатора відбуваються так звані «флуктуаційні явища», внаслідок чого утворюється дозародок, формування якого обумовлено наявністю частинок по типу оксиду алюмінію, титану карбїду та інших [4].

Модифікуючий вплив на залізозмісні фази можуть надати тільки ті елементи, які, маючи близькі атомні розміри, здатні заміщати атоми заліза в його з'єднаннях з алюмінієм та кремнієм [1, 5]. Зміна морфології залізозмісних фаз спостерігається переважно при додаванні елементів впровадження. Для силумінів в цьому випадку багатообіцяючими модифікаторами крім марганцю є Co, Mo, V, Cr [4]. Ці модифікатори є недефіцитними, недорогими, і вони входять до складу залізозмісних фаз та послаблюють зв'язок між атомами алюмінію, кремнію та заліза і можуть підсилювати ефект впливу марганцю.

У ході дослідження комплексного модифікування сплаву AlSi9Cu3(Fe) вказаними елементами, було проведено серію дослідів із застосуванням від двох до чотирьох модифікаторів одночасно в різних комбінаціях. Сумарна кількість модифікаторів складала 0,2–0,6 % мас., в залежності від вмісту заліза у сплавї.

Модифікатори вводили в розплав, одержаний зі 100% вторинної сировини за допомогою лігатур. Шихту плавили і перегрівали у печі до температури  $800 \pm 10$  °C. Після додавання лігатур, розплав витримували 15 хв., а потім знижували температуру до  $750 \pm 10$  °C і заливали в сталевий кокіль. За допомогою електронної мікроскопії з локальним хімічним аналізом було проаналізовано структурно-фазові складові експериментальних зразків. Загалом усі модифікатори проявили себе як домішки, що здатні зменшувати шкідливий вплив заліза в силумінах та гальмувати рекристалізацію алюмінієвих сплавів. Хром має низьку розчинність в алюмінії та низький коефіцієнт дифузії, тому він виступає в ролі стабільного зміцнюючого елемента. Додавання Cr спричиняє утворенню залізозмісних фаз з формою «китайського ієрогліфу», які відрізняються видовженою формою та призводять до окрихчення. Модифікування силумінів за участі кобальту та молібдену сприяло одержанню дрібних залізозмісних інтерметалідів сприятливої морфології. При додаванні ванадію до силумінів відбувається утворення залізозмісних фаз, які мають сприятливу неголчасту морфологію, але вони в основному утворюються поблизу конгломератів, багатих на мідь. Також було помічено, що в залізозмісних фазах, які містять ванадій концентрація заліза може сягати третини і більше за масою, що вказує на доволі високу ефективність модифікуючої здатності цієї добавки. Однак

найкраще ці елементи мають модифікуючий ефект при їх сумісному додаванні. При аналізі локального хімічного аналізу ці модифікуючі домішки ввійшли залізовмісних фаз розгалуженої морфології, подрібнюючи їх до 50 мкм. Найкращий ефект з модифікуванням мали добавки V, Mo та Co.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М. :Металлургия, 1979. 640 с.
2. Das K. S., Green J. A. S. Aluminum Industry and Climate Change-Assessment and Responses. JOM. 2010. № 2 (62). Pp. 27–31.
3. Pancho A., Diaz C., Sotomayor O. E. Influence of Fe on the microstructure and mechanical properties of low Al-Si alloys. – Microstructure and Materials Properties. 2018. Vol. 13. № 5. Pp. 317–330.
4. Неймарк В. Е. Модифицированный стальной слиток. М. : Металлургия, 1977. 200с.
5. Никитин К. В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов : учеб. пособие. 2-е изд., перераб. и доп. Самара : Самар. гос. техн. ун-т., 2016. 92 с.

## КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНУ У ВИЛИВКАХ

Хричиков В. Є., Білий О. П., Меньяло О. В., Стовба В. М.  
(м. Дніпро, УДУНТ)

Чавун є одним з найбільш поширених матеріалів у ливарній промисловості. Цей матеріал має властивості, які дозволяють використовувати його у різних галузях, включаючи будівництво, транспорт, сільське господарство та багато інших. Кристалізація, як процес зміни рідкого сплаву на твердий (кристалічний) стан, та властивості чавуну у виливках є важливою темою для вивчення у ливарному виробництві. Теоретичні основи утворення центрів кристалізації, твердої фази, переохолодження, фазові переходи першого та другого роду та ін. розглянуто багатьма авторами, наприклад [1–3].

У випадку з чавуном, кристалізація відбувається в процесі охолодження розплаву у вигляді виливків ливарних формах з різною теплоакмулюючою здатністю  $b_{\phi} = \sqrt{\lambda c \rho}$ , де  $\lambda$  - питома теплоємність,  $c$  - теплопровідність матеріалу форми,  $\rho$  - густина. Цей процес обумовлює послідовне, послідовно-об'ємне і об'ємнетвердіння сплаву і суттєво впливає на властивості чавуну: міцність, твердість, деформаційні властивості та ін. [4–6]. Так, при послідовному твердінні метал виливків густіший з мінімальною кількістю усадкової пористості. Висока швидкість охолодження впливає на розмір кристалів, їх розташування у виливках і може призвести до утворення дрібних кристалів, забезпечити високу міцність матеріалу. Але швидке



охолодження у кокілі ( $b_{\phi} \approx 11000 \text{ Втс}^{0.5}/\text{м}^2\text{К}$ ) виливків із сірого чавуну приводить до утворення крихких структурних складових – цементиту, що неприпустимо для цього сплаву. Тому поширена кількість видів сплавів з чавуну потребує технологів враховувати різні чинники для отримання виливків із заданими фізико-механічними показниками та структурою.

Властивості чавуну у виливках залежить також від складу компонентів шихти, її спадкових властивостей, температури перегріву розплаву, легування та модифікування сплаву, гідравлічних режимів заливання, початкової температури ливарної форми та ін. [7-9]. Наприклад, режими висушування форми є ще одним з факторів, що впливають на властивості чавуну у виливках. Заливання чавуну у недостатньо висушену піщану форму призводить до розкладу води спочатку на пар, кипіння металу у формі, а потім утворюється гримучий газ, який вибухає з виділенням великої кількості енергії:  $2\text{H}_2 + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{H}_2\text{O} + 484 \text{ кДж}$ . Температура такої реакції досягає  $2800^\circ\text{C}$ .

У зв'язку високою ціною на енергоносії при литті невеликих виливків у сиру форму доцільно використовувати поверхневе підсушування піщаної форми перед початком заливання чавуну. Але технологу необхідно контролювати температуру і встановлювати мінімальний час між поверхневим підсушуванням і заливанням розплаву. Крім того, для запобігання мікробибухів з початком розкладу води на кисень і водень в ливарних цехах часто використовують підпалювання газів, що виходять по роз'єму опок та отворам. Однак, підпалювання газів треба виконувати з урахуванням заходів по безпеці працівників.

Для масивних виливків використати це неможливо: шар металу, що спочатку твердіє на поверхні форми і заважає проникненню пару, водню та кисню у розплав, з часом плавиться за рахунок високої температури центральної частини виливку. Тому після закінчення заливання не відразу, але починається кипіння рідкого чавуну і вибух, що може привести до тяжких наслідків для ливарників, особливо коли це ніхто не очікує. При корегуванні температурних та часових режимів нагрівання ливарних форм у сушарках технологи повинні враховувати техніку безпеки і всі можливі фактори: газопроникність суміші, її газотворність, забезпечувати спрямований газовий потік від поверхні ливарної форми в навколишнє середовище, уникати утворення пригару при контакті розплаву з формувальною сумішшю та ін.

Отже, кристалізація та властивості чавуну у виливках є важливою темою для вивчення у ливарному виробництві. Розуміння цих процесів може допомогти вдосконалити виробництво виливків та покращити якість чавуну у виливках.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Лейбензон В. О., Пілюшенко В. Л., Кондратенко В. М. та ін Тверднення металів і металевих композицій : підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Затверджено Міносвіти і науки Україн. К. : Наукова думка, 2009. 447 с.

2. Мамішев В. А., Шинський О. І., Соколовська Л. А. Фізико-хімічні аспекти покращення температурних умов кристалізації Fe-C сплавів у порожнині піщаних фор, // *Метал і литво України*. 2015. № 11 (270). С. 19–23.
3. Khrychikov V. E. *Temperature Patterns and Pouring Limits of High-Strength Cast Iron during Solidification in the Combined Chill-Sandy Mold Box* [Електронний ресурс] / V.E. Khrychikov, E.V. Menyailo // *Metallurgical and Mining Industry*. 2011. № 2, Vol. 3. P. 39–43. <https://www.metaljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Kalinin341.pdf>
4. Гіршович Н. Г. *Кристалізація і властивості чавуну у виливках*. М.–Л. : Машинобудування, 1966. 562 с.
5. Yamshinskij M., Fedorov G., Verkhovliuk A. *The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them* [Електронний ресурс] // *EUREKA: Physical Sciences and Engineering*. 2016. № 2(3). P. 51–60. <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf>.
6. *Довідник по чавунному литтю ; під ред. Н. Г. Гіршовича*. 3-е вид., перероб. і доп. Л. : Машинобудування, 1978. 758 с.
7. Fesenko E. V., Mogylatenko V. G., Fesenko A. N., Kosyachkov V. A. *Manufacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties* [Електронний ресурс] // *EUREKA: Physical Sciences and Engineering*. 2015. № 1. P. 55–59. [https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym\\_fesenko.pdf](https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf).
8. Lukianenko I. V., Fesenko M. A., Kosiachkov V. O., Fesenko E. V. *The time factor in the spheroidizing and grafitizing modification and cast iron cristallization* [Електронний ресурс] // *International scientific jornal. "Materials science. Non-equilibrium phase transformations"*. 2016. № 2. P. 25–29. <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/ms-2016-2-25-the-time-factor-in-the-spheroidizing-and-graphitizing-modification-and-cast.pdf>.
9. [Fesenko M. A., Fesenko A. M. \*In-mould graphitizing, spheroidizing, and carbide stabilizing inoculation of cast iron melt\* \[Електронний ресурс\] // \*Progress in Physics of Metals\*. 2020. № 21\(1\). P. 83–101. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.01.083>.](https://doi.org/10.15407/ufm.21.01.083)

## ЕНЕРГІЯ МІЖАТОМНОЇ ВЗАЄМОДІЇ В РОЗПЛАВАХ СИСТЕМ Mg–Si I Al–Mg–Si

Царюк Д. В., Прядко Т. В., Носенко В. К., Носенко А. В. (м. Київ, ІМФ ім. Г. В. Курдюмова),  
Судавацова В. С. (м. Київ, ІПМ НАН України  
ім. І. М. Францевича)

Визначення термодинамічних властивостей розплавів при високих температурах є складним експериментальним завданням, що потребує великих матеріальних, енергетичних і трудових затрат. У зв'язку з цим розробка методів моделювання і прогнозування фізико-хімічних властивостей розплавів суттєво зменшить витрати для встановлення цієї важливої інформації

Сплави на основі системи Mg–Al зменшують масу транспортних засобів через їх низьку густину, вони мають також високі механічні властивості та стійкі до корозії в багатьох середовищах. Однак сплави на основі

Mg–Al мають низький опір повзучості при високій температурі, що може бути пов'язано з випаданням фази ( $Mg_{17}Al_{12}$ ). Щоб подолати та мінімізувати це, ці сплави мають бути леговані. Для цих нових сплавів бажано знати термодинамічні властивості і фазові рівноваги в них. Тому на першому етапі доцільно розрахувати ці параметри за різними відомими моделями. Ми розробили метод, за яким можна розрахувати термодинамічні властивості розплавів із координат кривої ліквідуса, де існує рівновага чистий компонент–рідкий розчин [1]. Так розраховані за цією методикою активності силіцію в розплавах системи Mg–Si в інтервалі  $x_{Si} > 0.5$  співпадають з вимірними ізопієстичним методом [2], а парціальні ентальпії змішування Si є менш екзотермічними. Ми також розрахували за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану з потрійним внеском  $-200$  кДж/моль ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Mg–Si із аналогічних даних для трьох обмежуючих подвійних підсистем, які наведено на рисунку. Дані для розплавів обмежуючих подвійних систем Al–Si(Mg) були взяті із роботи [1].

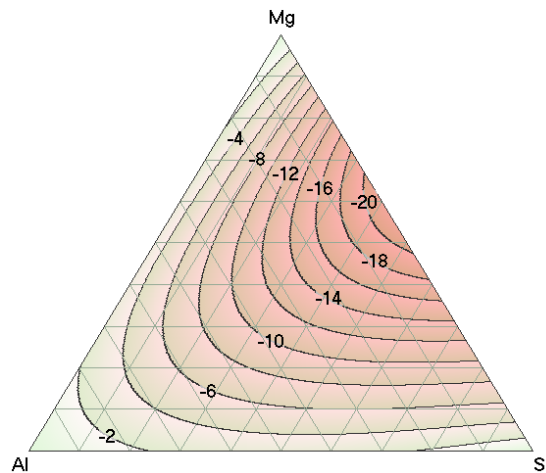


Рис. 1 Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Mg–Si з  $L = -220$  кДж/моль при 1300 К, розраховані за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану.

Видно, що мінімум  $\Delta H$  для потрійних розплавів системи Al–Mg–Si припадає на область концентрацій сплавів, що знаходяться поблизу єдиної сполуки  $Mg_2Si$  ( $T_{пл.} = 1358K$ ), яка плавиться конгруентно. Цього слід було очікувати.

Одержані термохімічні властивості розплавів системи Al–Mg–Si вказують на те, що найбільш сильні зв'язки між різнойменними атомами утворюються в сплавах близьких за складом до фази  $Mg_2Si$  і характеризуються високими температурами плавлення.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Судацова В. С., Макара В. А., Кудін В. Г. Термодинаміка металургійних і зварювальних розплавів Київ. Видав-во Логос. 2005. 216.
2. Eldridge J. M., Miller E., Komarek K. L., Trans. Metall. Soc. AIME 239 (1967) 775–781.

# ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al-Mg-Ge І ПОДВІЙНИХ ГРАНИЧНИХ ПІДСИСТЕМАХ

Царюк Д. В., Прядко Т. В., Носенко В. К., Носенко А. В.  
(м. Київ, ІМФ ім. Г. В. Курдюмова),  
Судавацова В. С. (м. Київ, ІПМ НАН України ім. І. М. Францевича)

Високоміцні алюмінієві сплави містять багато легуючих елементів. Крім того, алюміній, механічно легований Mg і Ge, демонструє покращене надпластичне видовження [1]. Властивості цих сплавів значною мірою визначаються утворенням інтерметалічних сполук.

Щоб удосконалити методи їх виробництва і з метою покращення їхніх властивостей, бажано мати термодинамічні дані, як для подвійних, так і особливо для багатокомпонентних сплавів. Так як дослідження термодинамічних властивостей розплавів потрійних систем є складними і для розплавів системи Al-Mg-Ge вони не проведені, то доцільно їх розрахувати із аналогічних даних для трьох обмежуючих подвійних підсистем за відомими “геометричними” і “аналітичною” (Редліха-Кістера-Муджіану з потрійним внеском або без нього) моделлю. Термодинамічні властивості розплавів для трьох обмежуючих подвійних систем були взяті із роботи [2], в якій вони добре проаналізовані. Слід зазначити, що результати експериментальних досліджень ентальпій змішування подвійних розплавів можуть розглядатись як надійні, тому вони були основою для оцінки аналогічних для розплавів потрійної системи Al-Mg-Ge. Одержані результати за різними моделями відрізняються, але згідно всіх моделей мінімальні ентальпії змішування вказаних потрійних розплавів припадають на тугоплавку сполуку  $Mg_2Ge$ , в якій зв’язок близький до іонного. Це вказує на те, що підсистема Mg-Ge вносить найбільший внесок в енергію взаємодії розплавів системи Al-Mg-Ge. Це закономірно, тому що розплави двох інших обмежуючих подвійних підсистем характеризуються слабкими енергіями взаємодії між різнойменними атомами (їх  $\Delta H_{\text{мін}}$  близькі між собою і дорівнюють  $-3$  кДж/моль).

Розраховані термохімічні властивості розплавів системи Al-Mg-Ge за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану без і з потрійним внеском  $-200$  кДж/моль наведено на рис. 1. В результаті вдалося отримати термохімічні властивості розплавів даної системи в усьому інтервалі концентрацій. Видно, що мінімум  $\Delta H$  для потрійних розплавів припадає на область концентрацій сплавів, що знаходяться поблизу єдиної сполуки  $Mg_2Ge$  ( $T_{\text{пл.}}=1390\text{K}$ ), яка плавиться конгруентно. Цього слід було очікувати. Одержані термохімічні властивості розплавів системи Al-Mg-Ge вказують на те, що найбільш сильні зв’язки між різнойменними атомами утворюються в сплавах близьких за складом до фази  $Mg_2Ge$  і характеризуються високими температурами плавлення.

Використовуючи дані для активностей компонентів в розплавах обмежуваних подвійних підсистем, за цією ж моделлю розраховали аналогічні дані в розплавах потрійної системи Al–Mg–Ge, рис. 2.

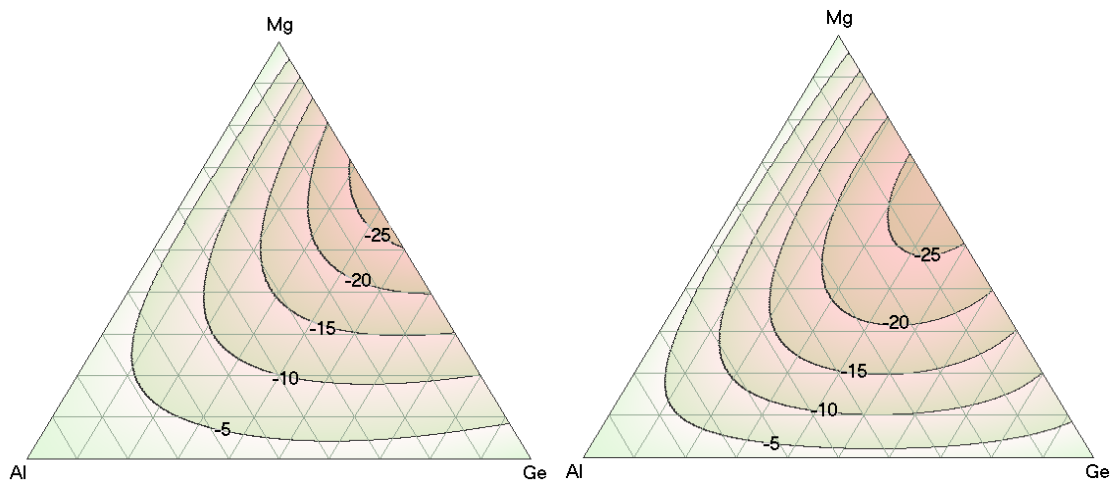


Рис. 1. Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Mg–Ge з  $L=0$  і  $-220$  кДж/моль при 1300 К, розраховані за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану.

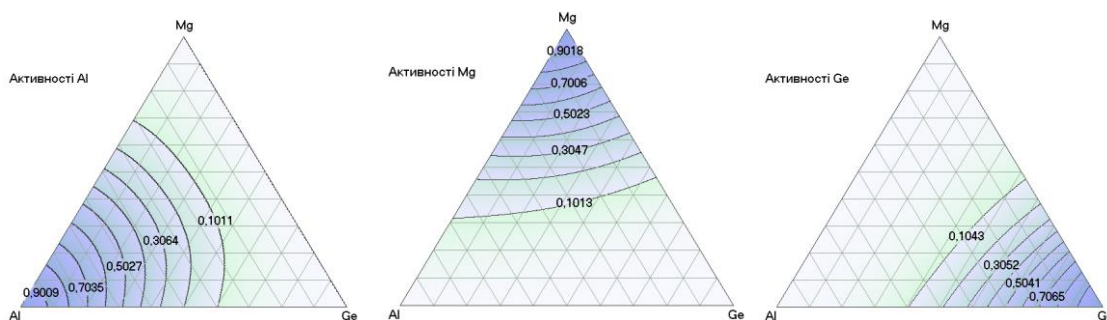


Рис. 2. Ізоактивності компонентів розплавів системи Al–Mg–Ge

Активності Al і Mg виявляють невеликі від'ємні відхилення від ідеальних розчинів, а для Ge – досить великі. З цих даних розраховано  $\Delta G$  і  $\Delta S$  вивчених розплавів. Встановлено, що  $\Delta G_{\min} = -12,6$  кДж/моль,  $\Delta S_{\min} = -5$  Дж/моль К. Обидва мінімуми припадають на подвійну граничну підсистему Mg–Ge. Активності всіх компонентів розплавів Al–Mg–Ge теж свідчать про переважну взаємодію між атомами Mg і Ge та корелюють з їх термохімічними властивостями.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Hasegawa T., Yasuno T., Nagai T., Takahashi T., *Acta Metall.* 46 (17) (1998) 6001–6007.
2. Islam F., Thykadavil A. K., Medraj M. A computational thermodynamic model of the Mg–Al–Ge system/ *Journal of Alloys and Compounds* 425 (2006) 129–139

# МЕТОДИКА ПІДВИЩЕННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ У ЛИВАРНИХ ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ

Школяренко В. П. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Відомо, що індукційні печі широко застосовується у ливарному виробництві. При експлуатації індукційних печей мають місце значні перевитрати електроенергії через конструктивну недосконалість і невідповідність існуючого технологічного (металургійного) процесу сучасним європейським вимогам до енергозбереження. Тому, актуальним є дослідження способів підвищення енергоефективності плавки та електромагнітного перемішування розплавів у індукційних печах [1].

Промисловість випускає такі індукційні печі: високочастотні (100–200 кГц), середньої частоти (500-1000 Гц), промислової частоти (50 Гц) [2]. Для перетворення частоти застосовуються обертові та тиристорні перетворювачі частоти. Останні забезпечують суттєву економію витрат внаслідок компактності розташування плавильного агрегату, а також зниження шуму при роботі у цеху. Крім того, при використанні тиристорних перетворювачів частоти струм індуктора та частота регулюються автоматично залежно від стану металу у печі та ступеня заповнення її шихтою. Печі середньої частоти дозволяють збільшувати потужність, що підводиться, порівняно з печами промислової частоти, що призводить до зниження часу розплавлення шихти [2]. Здебільшого промислові індукційні печі забезпечують гарне перемішування розплаву. Невеликі печі, які працюють на підвищених частотах, майже не забезпечують електромагнітне перемішування розплаву. Таким чином, використання у індукційних печах різних частот мають свої переваги та недоліки.

Удосконалити індукційні тигельні печі можна шляхом збільшення питомої потужності на індукторі при переході на більш високі частоти струму у індукторі печі. Однак силовий вплив високочастотного електромагнітного поля на розплав металу при цьому зменшиться, а інтенсивність магнітогідродинамічних процесів перемішування металу знизиться. Для отримання гомогенного сплаву з високою точністю розподілу температури у ванні розплаву електроживлення печей проводиться струмами високої та низької частоти на різних стадіях плавки.

В удосконалених (модернізованих) індукційних печах може бути реалізовано декілька режимів електроживлення на різних частотах індуктора печі [3-7]. Основний режим розігріву та плавки шихти здійснюється при електроживленні печі струмами середньої частоти, що відповідає резонансній частоті навантажувального контуру. Перехід до режиму активного перемішування струмами низької частоти здійснюється зменшенням резонансної частоти контуру навантаження, наприклад, перемиканням

послідовно з'єднаних блоків компенсуючих конденсаторів на паралельну схему їх підключення до індуктора. При роботі на середній частоті у індукторі формується подвійна вихідна напруга джерела живлення, що дозволяє знизити рівень струму індуктора та зменшити активні втрати в контурі навантаження, пропорційні квадрату струму. Для активізації електрогідродинамічних процесів у розплаві здійснюється перемикання режиму електроживлення індуктора на низькій частоті. Резонансна частота контуру навантаження знижується вдвічі і напруга на індукторі також зменшується у два рази, збільшуючи швидкість перемішування розплаву. Зміна частоти струму індуктора збільшує силовий вплив на розплав металу і збільшує швидкість перемішування рідкого металу, але не змінює процес циркуляції металу.

Таким чином, одночасне електроживлення індукційної тигельної печі струмами високої і низької частоти дозволяє підвищити ефективність індукційної плавки металів на середніх частотах і розширити технологічні можливості печі шляхом управління рухом металу під дією струмів низької частоти. На стадії розігріву та плавки шихти потрібно максимальний рівень високочастотного струму, при якому здійснюється найбільш інтенсивне тепловиділення у металі. Після розплавлення та утворення рідкої ванни металу на стадії виконання технологічних операцій легування, гомогенізації та вирівнювання температури розплаву доцільно здійснювати інтенсивний рух та перемішування металу під силовим впливом низькочастотної складової струму в індукторі, величина якої має бути максимальною.

Висновки:

1. Запропоновано методику підвищення електромагнітного перемішування розплаву у ливарних індукційних печах шляхом зміни їх роботи у двох дискретних режимах високої і низької частоти.

2. Обґрунтовано, що удосконалення індукційних печей шляхом регулювання частоти індукційної плавки металів дозволить реалізувати гнучке управління нагріванням та рухом металу у ванні печі шляхом організації необхідного теплового та силового впливу електромагнітного поля. При цьому стає можливим створення нових технологій отримання високоякісних металів та сплавів завдяки підвищенню електромагнітного перемішування розплаву у ливарних індукційних печах.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Pachkolin Yu., Bondarenko A., Levchenko S. *Practical application of mathematical models of electro-thermo-mechanical processes in industrial induction furnaces with the aim of increasing their energy efficiency // Technology Audit and Production Reserves, 2018, №5/1(43). P. 28–33.*
2. Довнар Г. В. Неменёнок Б. М., Румянцева Г. А. *Расчет шихты для плавки стали : учебн. пособ. Минск : БНТУ, 2022. 44 с.*

3. Спосіб регулювання потужності індукційної печі : пат. 25596 Україна : МПК H05B 6/06. № u200704333; заявл. 10.08.2007 ; опубл. 10.08.2007, Бюл. №12, 2007 р.
4. Спосіб індукційної виплавки металу : пат. 86718 Україна : МПК C22B 9/16, B22D 1/00. № a200802568; заявл. 28.02.2008 ; опубл. 12.05.2009, Бюл. № 9, 2009 р.
5. Rudnev V. Induction Heating and Heat Treating for Aerospace Applications. *Adv Mater Process.* 2018 Feb-Mar;176(2). P.58–61.
6. Branover H. et al. Novel potentialities of electromagnetic stirring of melts in metallurgy // *Proceedings of the joint.* 2005. P.31-34.
7. Ma X., Yang Y., Wang B. Effect of pulsed magnetic field on superalloy melt // *International Journal of Heat and Mass Transfer.* 2009. T. 52. № 23–24. P. 5285–5292.

## МЕТОДИКА УНИКНЕННЯ ГАРЯЧЕЛАМКОСТІ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ АМГ6 ПРИ ЛИТТІ У КОКІЛЬ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛИТТЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ВІБРАЦІЇ

Школяренко В. П., Нурадинов А. С., Пригунов С. В., Нурадинов І. А.,  
Чистяков О. В. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Відомо, що алюмінієві сплави чутливі до гарячого розтріскування [1]. У світі розроблено багато методів оцінки чутливості до утворення гарячих розривів [2–4], але дослідження проблеми гарячеламкості при литті у кокіль трубних заготовок зі сплаву АМГ6 не проводилось, що обумовлює актуальність теми.

У ході експериментальних досліджень було відлито три кільцеві проби на гарячеламкість у сталевий кокіль, пофарбований графітовою фарбою. Результати лиття кільцевих проб з вібрацією та без наведено у таблицях 1 та 2.

Таблиця 1 – Температурні параметри прогріву кокілю

№ експ.	Температура прогріву кокілю перед литтям °С	Температура розплаву перед литтям °С	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1.	20	740	+	+
2.	100	740	+	-
3.	200	740	+	-
4.	300	740	+	-
5.	400	740	-	-
6.	500	740	-	-



Таблиця 2 – Температурні параметри розплаву перед литтям

№ експ.	Температура прогріву кокілю перед литтям $^{\circ}\text{C}$	Температура розплаву перед литтям $^{\circ}\text{C}$	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1.	300	700	+	-
2.	300	710	+	-
3.	300	720	+	-
4.	300	730	+	-
5.	300	740	-	-
6.	300	750	-	-

За даними таблиць 1 та 2 в подальшому обирали раціональні технологічні параметри: температура кокілю –  $300^{\circ}\text{C}$ , температура заливання розплаву при литті кільцевої проби з вібрацією та без –  $700\dots740^{\circ}\text{C}$ . З метою визначення раціональних технологічних параметрів лиття трубних заготовок було проведено дослідження впливу вібрації на тріщиностійкість сплаву АМгб при литті у кокіль. Амплітуда вібрації становила  $0,2$  мм, частота в ході кожного експерименту була однаковою, її змінювали у діапазоні від  $4$  Гц до  $32$  Гц. Дослідженню підлягав процес тверднення виливка трубної заготовки у кокілі під дією вібрації. Вібрацію кокілю починали перед заливкою розплаву, нагрітого до температури  $700\dots740^{\circ}\text{C}$ , і закінчували через  $1$  хв після завершення заливки.

Вібрація позитивно позначилася на тріщиностійкості сплаву АМгб. Під дією вібрації тріщина не утворювалась. З шести виливків, що тверділи під дією вібрації, у двох з них утворилася тріщина. Решта чотири виливка – без тріщин. Причиною цього є поліпшення живлення виливків за рахунок вібрації, що сприяє надходженню розплаву не тільки в зону формування тріщини, але і в зони усадкових дефектів. Встановлено, що вібрація виливка в процесі заливки та тверднення з амплітудою  $0,2$  мм підвищує тріщиностійкість виливків в діапазоні частот від  $4$  Гц до  $23$  Гц. Механізм цього явища полягає у посиленні заліковування усадкових тріщин при вібрації.

Висновки:

1. Розроблено методику уникнення гарячеламкості трубних заготовок зі сплаву АМгб при литті у кокіль шляхом оптимізації температурних параметрів лиття та застосуванню вібрації;

2. Обґрунтовано, що гарячі тріщини виникають через лиття у непрогрітий кокіль, високий перегрів розплаву та тривале охолодження виливка у кокілі.

3. Доведено, що в результаті гальмування формою лінійної усадки виливка виникають напруження, які можуть або зруйнувати виливок, або настільки стиснути внутрішню форму, що виливок дуже складно буде відокремити від форми.

4. Виявлено, що вібраційна обробка під час заливки призводить до заліковування гарячих тріщин, покращення проливання форми, ущільнен-

ня структури металу, але ускладнює роз'єднувальну здатність при відокремленні вилівка від форми.

5. Визначено такі оптимальні параметри лиття: температура прогріву кокілю 300 °С, температура розплаву АМгб перед заливанням у кокілю 700 °С, амплітуда вібрації кокілю 0,2 мм, частота вібрації кокілю від 4 Гц до 23 Гц.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Школярєнко В. П., Нурадинов А. С., Сіренко К. А. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокілю гравітаційним методом // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 31–32. [http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C\\_2022.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf)
2. Ol'khovik E. Development the Methods for Preventing Hot Cracking With Use Analysis of Temperature Fields. VII International Scientific Practical Conference "Innovative Technologies in Engineering" IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering № 142, 2016. P.p.1–6. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012084>
3. Causes of casting cracks and six kinds of common defects and their prevention. Yaang Pipe Industry Co., Limited, China. 2021. <https://www.epowermetals.com/causes-of-casting-cracks-and-six-kinds-of-common-defects-and-their-prevention.html>
4. Singh S., Andersson J. Hot cracking in cast alloy 718, Science and Technology of Welding and Joining, №23:7, 2018. P.568-574, <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1429238>

## ВИМОГИ ДО МЕТАЛУРГІЙНИХ І ЛИВАРНИХ ПЕЧЕЙ НА ОСНОВІ АНАЛІЗУ СУЧАСНИХ ТЕНДЕНЦІЙ ЇХ РОЗВИТКУ

Школярєнко В. П. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Розвиток металургії та ливарного виробництва неможливий без розвитку пічного обладнання. Розробка нового та модернізація існуючого пічного обладнання завжди розпочинається з обґрунтування технічних вимог до їх розробки, що обумовлює актуальність таких досліджень.

Наприклад, у 2020 році Група Метінвест розпочала розробку довгострокової технологічної стратегії з урахуванням екологічних викликів. Компанія бачить технологічне майбутнє за електросталеплавильними процесами та використання водню [1]. З аналізу літературних джерел у світовій металургійній практиці наразі спостерігаються такі основні сучасні тенденції розвитку пічного обладнання [2–5]:

- модульне виконання камери печі та обслуговуючих вузлів. Використання модульного принципу скорочує час проектування, підвищує ступінь механізації їх пічного виробництва, скорочує час монтажу печі, спрощує вантажно-розвантажувальні роботи, знижує масу матеріалу печі, тощо;

- рекуперация та регенерація відпрацьованого тепла для підвищення теплового ККД печей;

- використання прогресивних футерувальних матеріалів;

- застосування комбінованих методів нагрівання, наприклад, полум'яного та електронагріву, індукційного та непрямого електронагріву, переведення газових печей на водень і таке інше, що забезпечує сумарну економію енергії, скорочення тривалості нагріву і, як наслідок, підвищення продуктивності печей;

- використання висококонцентрованих джерел енергії;

- використання мікропроцесорів для управління процесами горіння та режимами нагрівання (охолодження) металів та сплавів у печах;

- підвищення точності регулювання температури при плавці та термічній обробці металів та сплавів;

- математичне моделювання режимів нагріву та охолодження металів та сплавів;

- використання захисних атмосфер та вакууму. У даний час печі із захисними атмосферами значно дешевші за вакуумні, проте експлуатаційні витрати на вакуумні печі значно нижчі. Тому, рік у рік розширюється застосування печей обох типів.

У зв'язку з тим, що пічне обладнання у складі всього комплексу металургійного та ливарного виробництва є найдорожчим, тому воно повинно бути незмінними при зміні схеми організації виробництва, повинно мати високу універсальність при реалізації технологічних процесів плавки різних металів та сплавів, а також мати високу адаптованість у модульних схемах організації виробництва.

Незважаючи на різноманітність класифікацій, конструкцій та типорозмірів ливарних та металургійних печей, всі вони повинні відповідати певним загальним вимогам, характерним саме для печей цього призначення. Але є і загальні вимоги, до яких можна запропонувати такі вимоги:

- простота конструкції та надійність в експлуатації;

- мінімальне споживання енергії, економічна експлуатація;

- забезпечення достатньої точності та рівномірності нагріву;

- відсутність або мінімально можливе окиснення та знеуглечення (за винятком випадків, коли ці процеси необхідно робити цілеспрямовано);

- повна автоматизація управління процесами нагріву, горіння палива;

- високий тепловий та електричний ККД печей;

- максимально можливий ступінь механізації (роботизації) процесів;

- можливість змінювати швидкість нагрівання у необхідних межах;

- мінімально достатні розміри;

- можливість агрегування з іншими печами та іншим обладнанням;

- технічна досконалість;

- екологічна безпечність.

### Висновки:

1. Запропоновано вимоги до металургійних та ливарних печей на основі аналізу сучасних тенденцій їх розвитку.

2. Доведено, що у зв'язку з тим, що пічне обладнання у складі всього комплексу металургійного та ливарного виробництва є найдорожчим, саме тому воно повинно бути незмінними при зміні схеми організації виробництва, повинно мати високу універсальність при реалізації технологічних процесів плавки різних металів та сплавів, а також мати високу адаптованість у модульних схемах організації виробництва.

3. Зроблено припущення, що практична реалізація запропонованих вимог дозволить створювати печі нового покоління, які б задовольняли вимоги сучасного виробництва з точки зору екологічної та економічної ефективності, якості та собівартості продукції, рівня механізації, автоматизації та роботизації, а також сучасного дизайну.

### ЛІТЕРАТУРА

1. Руських В. П., Хавалиць Ю. В., Кирсанов Р. Ю. Перехід металургії на водневу технологію // Всеукраїнська науково-технічна конференція «НАУКА І МЕТАЛУРГІЯ» 22–24 листопада 2022 р. Дніпро, ІЧМ НАНУ, 2022. С.23-24. [http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C\\_2022.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf)
2. Гуковский В. Л. Ладычичев М. Г., Усачев А. Б. Современные нагревательные и термические печи. Москва. Машиностроение, 2001. 656 с.
3. Будник А. Ф. Типове обладнання термічних цехів та дільниць : навчальний посібник. Суми : Вид-во СумДУ, 2008. 212 с.
4. Кузьменко В. І. Окунь А. О. Технологія нагрівання й нагрівальні пристрої ковальсько-штампувальних цехів : навч.-метод. посіб.. Харків : НТУ «ХПІ», 2020. 128 с.
5. Сігова В. І. Юскаєв В. Б., Будник А. Ф. Технологія і проектне рішення термічних цехів і дільниць : навч. посіб. Суми : Вид-во СумДУ, 2010. 318 с.

## ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Школяренко В. П. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Відомо, що більшість ділянок ливарного виробництва є небезпечними для людини і несуть загрозу травматизму. За статистикою, до війни щорічно в Україні на виробництві гинуло близько 100 людей [1]. Згідно пунктів 51, 52 [2], виробництво металів, плавильні, заливочні роботи і роботи по термообробці лиття відносяться до робіт з підвищеною небезпечкою. Згідно пункту 1.2. [3], безпека виробничих процесів у ливарному виробництві повинна забезпечуватися: механізацією та автоматизацією важких і небезпечних робіт; дистанційним керуванням механізмами в небезпечних зонах. Нажаль проблема травматизму у ливарному виробництві так і не вирішена через наявність людського фактору. Тому, вирішення проблеми мінімізації травматизму у ливарному виробництві досі є актуальним науково-технічним завданням.

Сучасним світовим трендом є прагнення до повного виключення присутності людини на небезпечних ділянках ливарного виробництва, що може бути реалізовано шляхом розробки автоматичних, роботизованих систем управління ливарними процесами з різними ступенями автономності. Серед них особлива роль приділяється штучному інтелекту (ШІ), тобто роботам. Технології, що дозволять забезпечити автономію ливарного обладнання, наразі є проривними і пріоритетними згідно Концепції розвитку штучного інтелекту в Україні [4] (надалі Концепція). На основі Концепції було розроблено Стратегію розвитку штучного інтелекту в Україні на 2022–2030 рр. (надалі Стратегія) [5].

Однією з причин негативного ставлення ливарників до автономних, роботизованих систем управління є недовіра до існуючого рівня розвитку ШІ як технології, що забезпечує автоматизацію та автономність ливарних процесів. Протівниками автономних систем справедливо робиться акцент на нездатності ШІ до узагальнення і перерозподілу продуктивності між різними завданнями в залежності від їх контексту, оскільки ШІ здатний добре виконувати конкретне завдання в дуже специфічних умовах. Це означає, що один і той же алгоритм не буде однаково ефективно працювати під час вирішення інших завдань. У рамках технологій ШІ не вирішено також проблему розуміння сенсу. Тому, у будь-якому випадку немає жодних підстав вважати, що ливарники готові до застосування автономних систем управління ливарними процесами, які неможливо контролювати у критичних умовах виробництва.

Наявність окремих технологічних рішень не означає, що вони можуть бути одразу інтегровані у ливарне виробництво. Цьому має передувати розробка спеціальної інфраструктури, що дозволяє пов'язати технологію з організаційною структурою управління ливарним виробництвом, в

тому числі навчання персоналу і таке інше. Немає причин вважати, що можливості технологій повинні скоротити будь-який з цих важливих кроків. Навпаки, будь-які інновації зроблять їх ще більш актуальними та важливими.

Таким чином, прагнення до мінімізації присутності людини на небезпечних ділянках вступає в протиріччя з можливостями повної автономізації ливарного виробництва. Як варіант вирішення цієї проблеми при виконанні певних небезпечних для людини процесів пропонується концепція часткової роботизації небезпечних ділянок ливарного виробництва.

Прикладом впровадження штучного інтелекту у ливарне виробництво є сталеливарний завод Eagle Alloy (штат Мічиган), який обслуговує близько 20 різних галузей промисловості США. За оцінками Eagle Alloy після застосування роботів трудомісткість ливарного виробництва скоротилась з 55-60 до 40-48 людино-годин на нетто-тонну ливарної продукції. Економія праці складає близько 15000 годин на рік [6]. Вищенаведене дозволяє обережно припустити, що розробка концепції роботизації небезпечних ділянок ливарного виробництва із застосуванням штучного інтелекту хоча і є актуальним науково-технічним завданням, але потребує подальшого ретельного дослідження.

#### Висновки:

1. Висвітлено, що світові тенденції розвитку ливарного виробництва намітились у напрямку повної автоматизації виробничих процесів.

2. Зроблено припущення, що повне виключення присутності людини на небезпечних ділянках ливарного виробництва може бути реалізовано шляхом розробки автоматичних, роботизованих систем управління ливарними процесами з різними ступенями автономності із застосуванням штучного інтелекту, тобто роботів.

3. Обґрунтовано, що розробка концепції роботизації небезпечних ділянок ливарного виробництва із застосуванням штучного інтелекту є актуальним науково-технічним завданням, а штучний інтелект, як система створення нових знань і прийняття на цій основі рішень, у галузі ливарного виробництва, не розроблена і потребує розробки.

4. Виявлено, що у рамках технологій штучного інтелекту до цього часу не вирішено проблему розуміння сенсу. Дослідження і розробки у галузі штучного інтелекту наразі здійснюються без прогнозу наперед та не враховують можливі ризики від його застосування у майбутньому.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Державна служба статистики України URL: <https://ukrstat.gov.ua/>
2. Наказ Держнаглядохоронпраці України від 26.01.2005. № 15 «Перелік робіт з підвищеною небезпекою»: веб-сайт Верховної ради України. URL :<https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0232-05#Text>

3. Наказ Міністерства енергетики та вугільної промисловості України від 03.11.2014. № 779 «Про затвердження Правил охорони праці у ливарному виробництві»: веб-сайт Верховної ради України. URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z1476-14#Text>
4. Розпорядження Кабінету Міністрів України від 02.12.2020 №1556-р. «Про схвалення Концепції розвитку штучного інтелекту в Україні»: веб-сайт Верховної ради України. URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1556-2020-%D1%80#Text>
5. Шевченко А. І. Стратегія розвитку штучного інтелекту в Україні (2022–2030) (проєкт). Штучний інтелект. Науковий журнал. 2022. № 1. URL: <https://jai.in.ua/archive/2022/2022-1-1.pdf>
6. Robotic grinding in a steel job shop: веб-сайт: Modern Casting. URL: <https://www.moderncasting.com/node/2173>

## ПРИКЛАДИ ТОЧНОГО ЛИТТЯ МЕТАЛУ ДЛЯ ТРАНСПОРТНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ

Янченко О. Б., (м. Вінниця, ВНТУ),  
Дорошенко В. С., (м. Київ, ФТІМС НАН України)

На одному з машинобудівних заводах м. Вінниці виготовляють точні виливки – деталі вантажних машин. Приклади таких виливків за моделями, що витоплюються, показано на рис. 1. Завод підтримує цю технологію та планує для розширення номенклатури, збільшення маси та габаритів точного литва створення дільниці лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ, англ. Lost Foam Casting).



Рис. 1. Приклади виливків за моделями, що витоплюються, м. Вінниця

Реконструкцію ливарного виробництва керівництво заводу пов’язує з виявленою потребою і попередніми домовленостями про випуск розхідних деталей розмельного обладнання. ЛГМ-процес є чи не найменш капіталомісткий із ливарних технологій з високим виходом придатного литва та високою металоємністю форми завдяки об’ємному розташуванню

разових моделей в сухому піску контейнерної вакуумованої форми. До того ж, багаторазовий оборот сухого формувального піску з потребою його освіження лише до 5 % також сприяє економії матеріалів і різкому скороченню викидів у відвал відпрацьованих формувальних матеріалів. Реконструкція цеху з впровадженням ЛГМ, як правило, окупається менш ніж за два роки.

Також перспектива розвитку заводу ґрунтується на створенні спільного виробництва з крупною зарубіжною компанією, відомим виробником легкових та вантажних автомобілів, з якою є домовленості про збирання шасі вантажного автомобіля. З одного боку, це відповідає світовій нелегкій трансформації заводів-автовиробників від випуску авто з двигунами внутрішнього згорання до електромобілів при перенесенні збирання нинішніх моделей в країни, що розвиваються. А з другого боку, створення сучасного ливарного виробництва сприятиме виконанню вимоги уряду про локалізацію в Україні не менше 40 % при спільному виробництві. Тому керівництво заводу добре розуміє такі перспективи і має велике бажання розширити ливарне виробництво та зробити його сучасним.

## **ЛЕГОВАНІЙ МІДЮ ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН**

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

Для підвищення показників міцності і надання спеціальних властивостей (зносостійкості, ударостійкості, опору втомного руйнування та ін) високоміцний чавун легують. Широко застосовується легування міддю та нікелем – елементами, що зміцнюють твердий розчин, сприяють перлітизації металевої основи, і водночас не утворюють карбідів у чавуні. Найбільш поширеним та відносно недорогим легуючим елементом високоміцного чавуну є мідь.

Для дослідження впливу легування міддю в кількості 0,5 та 1,0 % на структуру модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну проводили в індукційній печі ємністю 10 кг на шихті з переробного чавуну марки ПЛ2 (50 %) і звороту високоміцного чавуну. (50 %). Хімічний склад високоміцного чавуну мас. %: 3,80-3,95 C; 2,45-2,88 Si; 0,18-0,24 Mn; 0,042-0,064 Mg; 0,015-0,019 S; 0,047-0,062 P; 0,1 Cr . Розрахункову кількість міді вводили в рідкий чавун наприкінці плавки. Модифікування магнієвою лі-



гатурою FeSiMg7 проводили у спеціальній формі з ливниково-модифікувальною системою, що складається зі стояка, проточного реактора та шлаковловлювача, з'єднаних ливниковими каналами [1]. Витрата магнієвої лігатури становила 1,2 % від маси розплаву, що заливається. Вплив вмісту міді на структуру високоміцного чавуну вивчали на шліфах, товщина яких становила 1,5; 2,5; 5; 10; 15 мм.

В усіх проведених дослідях у мікроструктурі центральної частини зразків цементит був відсутній. У деяких дослідях включення цементиту в кількості від 2 до 5 % були присутні поблизу бічної поверхні зразка товщиною 2 мм, де твердіння розплаву проходить з максимальною швидкістю. Епізодичне утворення невеликої кількості цементиту біля бічної поверхні зразка товщиною 2 мм спостерігалось як у пробах з нелегованого, так і легovanого міддю високоміцного чавуну. Таким чином, в умовах проведеного дослідження при максимально високій швидкості охолодження не виявлено графітизуючого впливу міді на запобігання утворенню цементиту при евтектичній кристалізації. Легування міддю зменшує кількість включень кулястого графіту в мікроструктурі всіх зразків технологічної проби.

У результаті легування високоміцного чавуну 0,5 % Si кількість фериту в мікроструктурі металевої основи зразка товщиною 2 мм зменшується з 40 до 10 %. У зразках товщиною 5 мм і більше перлітизуюча дія 0,5 % Si проявляється меншою мірою: кількість фериту зменшується з 90-95 % до 70-80 %. При збільшенні вмісту міді від 0,5 до 1,0 % спостерігається багаторазове підвищення перлітизуючого ефекту. У зразках товщиною 2-5 мм формується металева основа, що складається переважно з перліту (92-97 %). У зразках товщиною 10 та 15 мм кількість перліту в металевій основі знижується і становить відповідно 87-92 % та 75-85 %. Таким чином, при легуванні 1 % Si модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну в тонкостінних зразках (2-5 мм) забезпечується отримання перлітної металевої основи, а в більш товстих (10-15 мм) формується перліто-феритна металева основа, кількість фериту якої змінюється від 10 до 25 %.

Вплив легування 1,5 % Si на механічні властивості модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну досліджували на зразках, виготовлених із стандартних клиноподібних проб товщиною біля основи 25 мм. Для отримання клиноподібних проб вихідний чавун виплавляли в індукційній печі ІСТ-016 на шихті, що складається з 85 % переробного чушкового чавуну ПЛ2 і 15 % відходів електротехнічної сталі. Мідь у кількості 1,5 % вводили у ківш при заповненні розплавом чавуну. Модифікування проходило в розташованому у ливарній формі відцентровому проточному реакторі магнієвою лігатурою FeSiMg7 у кількості 1 % від маси чавуну, що заливається у форму. Хімічний склад клиноподібних проб з нелегованого високоміцного чавуну (мас. %): 3,35-3,65 C; 2,65-2,95 Si; 0,25-0,28 Mn;

0,038-0,049 Mg; 0,015-0,018 S; 0,04-0,045 P. Вміст міді у легованому високоміцному чавуні знаходився у межах від 1,38 до 1,55 %.

Мікроструктура виливків з нелегованого високоміцного чавуну складалася з включень кулястого графіту діаметром 40-45 мкм із щільністю розподілу в структурі 370 шт/мм<sup>2</sup> і переважно феритної металевої основи (90-96 % фериту). У литому стані базовий нелегований високоміцний чавун мав такі показники механічних властивостей: тимчасовий опір під час розтягування ( $\sigma_B$ ) – 520 МПа; умовна межа плинності ( $\sigma_{0,2}$ ) – 360 МПа; твердість (НВ) – 170; відносне видовження ( $\delta$ ) – 14 %; ударна в'язкість (КС) – 90 Дж/см<sup>2</sup>.

У результаті легування 1,5 % Cu мікроструктура клиноподібних проб змінилася наступним чином: діаметр включень кулястого графіту зменшився до 30-35 мкм, щільність розподілу кулястого графіту знизилася до 340 шт/мм<sup>2</sup>, кількість перліту в металевій основі збільшилася до 45-50 %, а кількість фериту зменшилася з 90-96 до 50-55 %. Таким чином, встановлено, що вплив 1,5 % міді на перлітизацію металевої основи стандартних клиноподібних проб з модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну проявляється вдвічі слабше, ніж у міцному чавуні, модифікованому в ковші [2]. Внаслідок цього легований 1,5 % Cu високоміцний чавун, отриманий модифікуванням у ливарній формі, характеризується значно меншим тимчасовим опором розриву ( $\sigma_B=640$  МПа) в порівнянні з модифікованим у ковші ( $\sigma_B=900$  МПа) при практично однаковій величині відносного видовження та ударної в'язкості.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г., Зеленая Л. А. Особенности влияние кремния на структуру и механические свойства отливок из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна // *Процессы литья*. 2011. № 6. С. 23–39.
2. Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Сыропоринев Л. Н., Бачинский Ю. Д., Козак Д. С. Медь в высокопрочном чугуне // *Процессы литья*. 2010. С. 46–57.

## ТЕМПЕРАТУРИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ І ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Ce–Ni

Кудін В. Г., Кобилінська М. С., Усенко Н. І.,  
(м. Київ, КНУ імені Тараса Шевченка)  
Подопригора Н. В., Судавацова В. С.  
(ІПМ НАНУ ім. І. М. Францевича)

Сплави алюмінію з нікелем та церієм є жароміцними, стійкими до корозії, схильними до аморфізації. Для розробки оптимальних умов перебігу технологічних процесів, в яких їх одержують і використовують, слід мати інформацію про діаграми стану плавкості, температури фазових перетворень і термодинамічні властивості всіх фаз, зокрема рідкої. Ці дані також є важливими для поглиблення уявлень про енергії зв'язків в цих розплавах і встановлення причин, які обумовлюють аморфізацію цих і подібних сплавів. В роботі вперше визначено температури фазових перетворень, ентальпії змішування розплавів чотирьох променевих перерізів системи Al–Ce–Ni, а також уточнені аналогічні параметри у граничній подвійній системі Al–Ce. Але на даний час відомі лише ізотермічні перерізи діаграм стану деяких систем Al–Ln–Ni до 33 ат. % Ln. і невелика кількість термодинамічних даних, які не дуже добре узгоджуються між собою. Згідно цих даних, Al, Ni і Ln утворюють від 7 до 13 сполук. Але потрібно знати діаграми плавкості цих систем, тому що аморфні матеріали одержують з розплавів. Тому зараз актуальним є дослідження температур фазових перетворень (ТФП) в сплавах даної системи, а також термохімічні властивості сплавів в рідкому стані. Із високо чистих Al, Ni, Ce були виплавлені сплави масою 6 г в дуговій печі з невитратним вольфрамовим електродом. Для кращої гомогенізації їх в процесі плавки перевертали 4 рази. Втрати маси були менші, ніж 1-2 %. Дослідження ТФП в литих сплавах виконували методом ДТА. Важливо відмітити, що для деяких зразків криві нагрівання і охолодження виявилися подібними. Це вказує на те, що ці сплави швидко переходять до рівноважного стану. На основі ДТА встановлено, що температури фазових переходів литих сплавів системи Al–Ce–Ni змінюються в межах від 600 до 1400 °С. Цей діапазон температур корелює з температурами початку і кінця плавлення подвійних граничних підсистем. Так ряд зразків мають перший фазовий перехід в інтервалі 620–670°С, тобто відбуваються при досить низькій температурі. Інші зразки починають змінювати свій стан і структуру при температурах в межах 840-1050°С, а температури плавлення їх змінюються від 1200 до 1400 °С.

Ми також вперше дослідили термохімічні властивості розплавів системи Al–Ni–Ce вздовж чотирьох променевих перерізів з  $x_{Al}/x_{Ce} = 0,4/0,65$ ;  $0,55/0,45$  при  $T = 1800$  К;  $x_{Ni}/x_{Ce} = 0,45/0,55$  при  $T = 1430$  К і  $x_{Al}/x_{Ni} = 0,73/0,27$  при  $T = 1957$  К. Встановлено, що сплави всіх перерізів утворюються з виділенням теплоти. Це корелює з тим, що в даній системі утворюється 13 потрійних інтерметалідів. Розраховано ентальпії, енергії Гіббса і

ентропії змішування, активності компонентів вивчених рідких сплавів Al–Ce–Ni за різними відомими моделями. Розраховані за моделлю Редліха-Кістера-Муджіану з потрійним внеском  $L=-200$  кДж/моль термохімічні властивості розплавів системи Al–Ce–Ni найкраще узгоджуються з експериментальними даними, рис. 1.

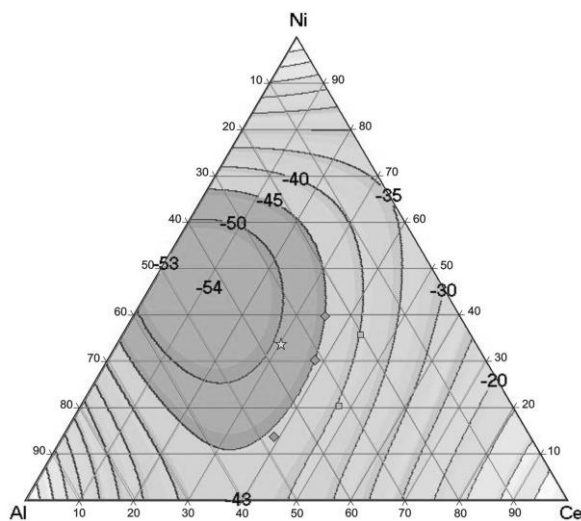


Рис. 1. Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Ce–Ni при 1770 К, розрахунок за моделлю Редліха-Кістера з потрійним внеском  $L= -200$  кДж/моль

Видно, що мінімум інтегральної ентальпії змішування складає  $-54$  кДж/моль і припадає на розплав складу  $Al_{0,43}Ce_{0,12}Ni_{0,45}$ , тобто близький до стабільної тугоплавкої сполуки NiAl. Крім того, ці координати мінімуму практично співпадають з аналогічними даними для розплавів системи Al–La–Ni. Це не дивно, тому що La і Ce мають подібні властивості. Порівняння одержаних нами даних з ентальпіями утворення проміжних фаз  $\tau_1$ – $\tau_5$  системи Al–Ce–Ni, показало, що останні є трохи більш екзотермічними, як і слід було очікувати. Все це підтверджує достовірність визначених нами термохімічних властивостей розплавів вивченої системи Al–Ce–Ni. Є термодинамічний опис системи Al–Ce–Ni [1], який базується на відомих експериментальних даних. В цій публікації наведено проекцію поверхні ліквідус та ізотермічний переріз при  $500$  °С, а також розраховано ентальпії утворення 9 сполук.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Wang H., Li Z, Chen Z., Yang B. *Thermodynamic Optimization of the Ni- Al–Ce ternary system* // *J. Phase Equilib. Diff.*, 2016, Vol. 37 No. 2, p. 222–228
2. Borzone G, Raggio R., Delsante S., Ferro R. *Chemical and thermodynamic properties of several Al–Ni–R systems* // *Intermetallics*, 2003, Vol. 11, p. 1217–1222

# MICROSTRUCTURE CHANGE IN RADIAL-FORWARD EXTRUSION PROCESS BASED ON EXPERIMENTAL INVESTIGATION

Abhari P. B., Chuchyn O. V., Solianov D. O. (Ukraine, Kramatorsk, DSEA)

Microstructures play a pivotal role in shaping the mechanical, physical, and chemical attributes of materials. For instance, the strength and hardness of materials hinge on factors like the quantity of phases present and the sizes of their grains. Meanwhile, the electrical and magnetic characteristics, as well as a material's susceptibility to corrosion, are influenced by grain size and the presence of defects like vacancies, dislocations, and grain boundaries within the material. A comprehensive account of microstructures encompasses the depiction of grain and second-phase particle size, shape, distribution, and composition, as well as the consideration of defect structures, even though these are frequently omitted in descriptions.

In this study, the changes in microstructures of AA 6060 aluminum alloy at room temperature from a single-ended radial-forward extrusion process (Fig. 1) in three zones through experimental investigation are determined. Flow of material through the radial and forward channels results in the formation of elongated grains. The proximity to the mandrel leads to a greater elongation rate due to the elevated compressive stress, compared to other regions. Furthermore, within the forward channel, dynamic recrystallization occurs alongside the development of finer grains, driven by the combination of significant effective plastic strain and process temperature [1].

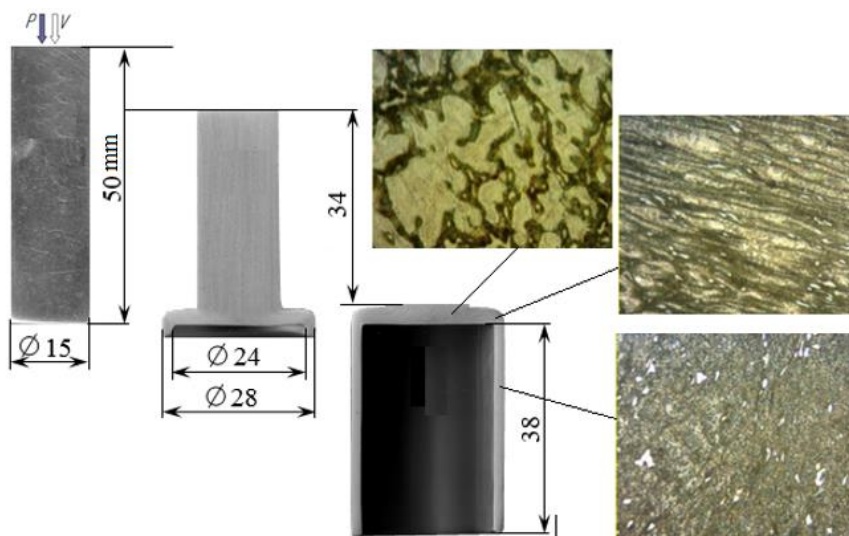


Fig. 1: Geometrical parameters of billet and deformed part in the single-ended radial-forward extrusion process with microstructure changes

## REFERENCES

1. Payman Abhari. *The study of folding defects during the radial-forward extrusion in the enclosed dies/ International Journal of Science and Research (IJSR). July 2017. Volume 6. Issue 7. p. 1746–1749. ISSN: 2319-7064.*

## USING THE FORMING SHAKING MACHINE TO OBTAINING QUALITY FORMS

*Berlizieva T. V., Ponomarenko O. I., Lukianov I. V.  
(Kharkiv, NTU "KhPI")*

For a share cast of metal parts on average it accounts for 50...70 % of the mass (up to 90 % in machine tool construction ) and 20% of the cost of machines. Only by casting methods maybe get complex in configuration and workpiece geometry with black and colored alloys with high (75...98%) coefficient using metal.

Among r diverse ways production castings the most massive is their receiving sandy and clayey disposable forms. Production disposable forms are related with unfavorable conditions labor , but specific gravity of this process among others ways production castings remains enough big in connection with him universality and low cost.

The main type of equipment of modern foundry shops is molding and rod machines, which allow to mechanize labor-intensive and difficult work on the production of foundry molds and rods. Mechanical formation used in mass , large-scale and small -scale production foundry production . her performed in two windows behind model plates - models reinforced on sub-model plates.

Mechanical formation has a number of advantages in comparison with by hand It makes it easier work worker-former , p increases performance , allows get castings with more stable and accurate sizes , reduces marriage etc. In addition , machine formation provides better using area of the shop, improves organization labor formers , which has a beneficial effect on quality castings work foundry shop.

In modern ones used in foundries p are diverse formative cars. Majority of these machines, in spite of them different constructive features , mechanize mainly two the main ones operations : sealing formative mixtures and extractions models with stuffed a mixture of scalding. On certain types of machines, the semi-forms are mechanized 180 ° and they are turned over pushing against the assembly roller conveyor [1, 2].

When the molding mixture is compacted by shaking, the table of the machine slowly rises to a certain height and, falling, hits an obstacle. Compaction of the forming mixture into blocks occurs at the moment of impact of the table against the machine bed under the action of the forces of inertia of the mixture.

The main one feature forces impact processes is shortness of breath actions squeezing voltage that occur in a mixture for a short period of time.

The main unit of the shaking molding machine is the shaking mechanism. It must meet certain technical requirements.

Compressed air is widely used in foundries for the mechanization and automation of technological processes due to the known advantages of pneumatic devices when performing many types of work.

Compressed temperature air in the pneumatic network has different value depending from climatic conditions, region application of machines, performance characteristics compressor installation and distribution pneumatic energy, etc. One of measures of savings electricity during production and use compressed air is him heating that lowers gas consumption [3, 4].

Compressed temperature air also affects the energy characteristics and temperature field of pneumatic machines. Famous examples n heating air for hammers, fuel injectors and foundry machines.

Significant losses of pneumatic energy, different climatic and operating conditions lead to the fact that the values of air flow and performance characteristics of pneumatic mechanisms and machines differ significantly from the passport data. Therefore, it is relevant to study the production conditions of the pneumatic industry and the characteristics of the operation of pneumatic devices in order to increase the efficiency of production, distribution of compressed air and operation of pneumatic equipment, obtaining actual data on air consumption by a specific energy receiver.

Process consolidation shaking is the most common , universal , enough simple and reliable way formation. Application shaking in combination with pressing allows provide certain measure necessary geometric and dimensional precision castings.

Using shaking molding machines with full depreciation blows gives possibility much reduce noise, vibration and transfer of impact energy to the environment environment [5].

## LITERATURE

1. GOST 8.586.5%2005 GSI. Measurement of flow rate and quantity of liquids and gases using standard narrowing devices // Code [Electronic resource]: information and legal base data / CJSC "Codex Information Law Company". 2009. URL: <http://kodeks.lib.tpu.ru> (access date: 06/17/2009).

2 . Kremlevsky P.P. Flowmeters and counters of quantities of substances: reference book. – St. Petersburg : Polytechnic, 2002. Book. 1. 409 p.

3. Selvaraj , SK, Raj, A., Rishikesh Mahadevan , R., Chadha , U., & Paramasivam , V. (2022). A review on machine learning models in injection molding machines. *Advances in Materials Science and Engineering* , 2022 , 1–28.

4. Mianehrow , H., & Abbasian , A. (2017). Energy monitoring of plastic injection molding process running with hydraulic injection molding machines. *Journal of Cleaner Production* , 148 , 804–810.

5. Xu, J., & Pierick , D. (2001). Microcellular foam processing in reciprocating-screw injection molding machines. *Journal of Injection Molding Technology* , 5 (3), 152.

# **ANALYSIS OF WELDED STRUCTURAL FATIGUE AND DURABILITY IN FOUNDRY CRANES**

Dzerzhinsky I. (Kramatorsk, DSEA)

Foundry cranes play a pivotal role in advancing automation within the modern metallurgical foundry industry. These specialized mechanical systems are primarily employed for tasks such as lifting, unloading, and transporting ladles, significantly enhancing worker efficiency while reducing labor intensity [1]. However, the typical welded structures of foundry cranes endure harsh operating conditions characterized by intermittent, repetitive, cyclic, and frequent start-up and braking actions. These operational demands subject the crane structures to substantial impacts and vibrations, leading to the gradual development of fatigue damage in high-stress regions and resulting in metallurgical welding defects. Over time, stress-induced cracks propagate, eventually leading to catastrophic structural failure. Such failures can have dire consequences, including ladle overturning and molten steel leakage, posing substantial threats to personnel safety and property integrity [2]. Statistics indicate that a staggering 90% of mechanical structure and component failures stem from the growth of fatigue-induced cracks [3].

The evaluation of fatigue life in welded structures is a critical prerequisite for ensuring the safe operation of cranes, guiding manufacturing design, inspection, repair, and eventual disposal strategies [4]. Currently, global experts and scholars have made significant strides in predicting and analyzing the fatigue life of welded structures. Among their achievements, [5] have introduced a method for forecasting the propagation life of welded joint cracks utilizing the equivalent crack length approach. They discuss fatigue life from the initial crack propagation stage to critical cracking under variable amplitude loads. Other scientists [6] have developed a fatigue life prediction model grounded in elastic fracture mechanics, elucidating the influence of residual welding stress and its relaxation on fatigue crack propagation within welded joints. When it comes to the components of mechanical products, scientists [7] have derived fatigue residual life estimations and assessed reliability probabilistically, taking into account material and process factors, leveraging field-measured data, and applying Bayesian theory. Meanwhile, [8] have approached safety from the perspective of fatigue life, focusing on the rail beam of a foundry crane with over three decades of service history. An analysis of the durability of large-scale constructions was carried out [9], modifying the nominal stress method by incorporating a comprehensive fatigue correction coefficient that considers stress concentration factors, component sizes, and surface conditions. For the fatigue life of lattice jib structures in service, scientists [10] have proposed a stress spectrum acquisition method based on K-type welding. They approach the



problem through a lens of 'detection, simulation, contrast, and statistics,' determining the fatigue life of welding seams using nonlinear cumulative damage theory. Notably, a comprehensive fatigue life analysis of a quayside crane, including the trapezoidal frame, tie rod, and the entire crane, has been carried out through ABAQUS and the combined simulation method [11]. Acknowledging the complex stress conditions and structural characteristics of crane box girders, scientists [12] have proposed an equivalent crack method based on empirical test data to estimate fatigue life.

Although these previous studies have carefully evaluated the fatigue life of welded structural members from their unique perspectives, more research is needed on the effect of dynamic loading on fatigue life and crack closure phenomenon, which will further improve our understanding of the safety and durability of foundry cranes.

## REFERENCES

1. Kulka, J.; Mantic, M.; Faltinova, E.; Molnar, V.; Fedorko, G. (2018): *Failure analysis of the foundry crane to increase its working parameters. Engineering Failure Analysis*, vol. 88, pp. 25–34.
2. Wei, Y. (2019): *Study on the vibration of ladle cranes in accident. China Special Equipment Safety*, no. 2, pp. 12–14.
3. Xiang, Z. Y.; Xiao, Z. M. (2015): *Research on fatigue crack propagation life of casting crane girder under impact load. Journal of Mechanical Strength*, vol. 37, no. 4, pp. 718–724.
4. Wei, Z.; Dong, P. (2010): *Multiaxial fatigue life assessment of welded structures. Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, no. 15, pp. 3011–3021.
5. Mikkola, E.; Murakami, Y.; Marquis, G. (2014): *Fatigue life assessment of welded joints by the equivalent crack length method. Procedia Materials Science*, vol. 3, pp. 1822–1827.
6. Cui, C.; Zhang, Q.; Bao, Y.; Bu, Y.; Luo, Y. (2019): *Fatigue life evaluation of welded joints in steel bridge considering residual stress. Journal of Constructional Steel Research*, vol. 153, pp. 509–518.
7. An, D.; Choi, J.; Kim, N. H.; Pattabhiraman, S. (2011): *Fatigue life prediction based on Bayesian approach to incorporate field data into probability model. Structural Engineering & Mechanics*, vol. 37, no. 4, pp. 427–442.
8. Ávila, G.; Palma, E.; Paula, R. D. (2017): *Crane girder fatigue life determination using SN and LFM methods. Engineering Failure Analysis*, vol. 79, pp. 812–819.
9. Huang, N.; Huang, M.; Zhan, L. (2012): *Fatigue life analysis of large combination frame. Journal of Mechanical Strength*, vol. 34, no. 2, pp. 149–153.
10. Cai, F. H.; Wang, X.; Zhao, F. L. (2013): *A new fatigue life calculation method based on non-linear cumulative damage theory. Applied Mechanics & Materials*, vol. 423–426, pp. 2116–2122.
11. Wu, F.; Duan, Z.; Yang, X.; Qi, P. (2019): *Fatigue life analysis of quayside container*
12. Luo, Y.; Wu, X.; Ding, Z.; Feng, X. (2018): *Fatigue life prediction of box girder of bridge based on equivalent crack approach. Journal of Mechanical Strength*, vol. 40, no. 1, pp. 200–204.

## PHASE EQUILIBRIA IN THE Al-Fe-Mo SYSTEM

Fartushna I., Bulanova M., Samelyuk A.,  
Meleshevich K., Koval A. (Kyiv, FIPM)

Fe-Al-based alloys have a considerable potential for structural applications at high temperatures due to their high specific strength and excellent oxidation resistance, comparably low cost, lower density compared to other Fe-base materials such as cast iron and stainless steels [1]. However, they exhibit poor ambient temperature ductility, which is a major deterrent to their commercial uses. The high-temperature strength and creep resistance are also still insufficient. Many reports indicate that through proper alloying and thermomechanical treatment, it is possible to overcome the above difficulties and develop Fe<sub>3</sub>Al-based alloys with adequate properties [2]. However, the control of these properties for the design of alloys depends largely on the knowledge of the relevant phase diagrams. This paper presents a comprehensive study of phase equilibria in the Al-Fe-Mo system using DTA, XRD, SEM and EPMA.

The solidus surface of the Al-Fe-Mo system is characterized by a wide region of the continuous solid solution between the isostructural phases (Mo), ( $\alpha$ Fe) and AlMo (W-type structure, *cI2-Im-3m*), which is indicated in Fig. 1 as ( $\alpha$ Fe,Mo). This phase covers most of the Al-poor part of the diagram and completely surrounds the binary phases FeMo, Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub> and AlMo<sub>3</sub>, which are in equilibrium with the ( $\alpha$ Fe,Mo) phase. However, in the binary Al-Mo system, an AlMo phase decomposes into Al<sub>8</sub>Mo<sub>3</sub> + AlMo<sub>3</sub> phases at a eutectoid temperature of 1467°C. As a result, with decreasing temperature, the single-phase region ( $\alpha$ Fe,Mo) narrows, the two-phase region ( $\alpha$ Fe,Mo) + AlMo<sub>3</sub> expands, and the two-phase region AlMo<sub>3</sub> + Al<sub>8</sub>Mo<sub>3</sub> appears. It was reported that the AlMo binary phase hardly quenched to room temperature, while the high-temperature ternary phase ( $\alpha$ Fe,Mo) is stabilized by additions of Fe.

One more remarkable characteristic of the solidus surface concerns the Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub> phase, which deeply extends into the ternary system, dissolves up to 24 at.% Mo, where Fe predominantly replaces Mo. Note, the Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub> phase in the binary Al-Fe system is stable only at high temperature, and at 1097°C decomposes by the eutectoid reaction into AlFe + Al<sub>2</sub>Fe. This reaction cannot be suppressed even by quenching. It is noteworthy that addition of Mo stabilizes the Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub> phase. This is indicated by the presence of this phase in the X-ray diffraction patterns of as-cast samples. This is not possible for pure binary phase Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub>. However, according to the XRD data of this study, the Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub> phase containing Mo, in contrast to the binary Al<sub>8</sub>Fe<sub>5</sub> phase, has a rhombohedral Al<sub>8</sub>Cr<sub>5</sub>-type structure (*hR26-R-3m*), rather than a cubic Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>-type structure (*cI52-I-43m*). In few cases, both Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>- and Al<sub>8</sub>Cr<sub>5</sub>-type structures were observed. Most likely, the transition from Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> to Al<sub>8</sub>Cr<sub>5</sub> structure is a second order transition. Note, the Al<sub>8</sub>Cr<sub>5</sub>-type structure is the rhombohedral-distorted variant of the cubic Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>-type structure. On replacing Fe atoms by the larger

Mo atoms, the lattice parameters of the  $\text{Al}_8\text{Fe}_5$  phase continuously increase. In contrast to  $\text{Al}_8\text{Fe}_5$ , the  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  and  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  phases have much lower solubility of Mo, which is 2.7 and 3.3 at.%, respectively.

A characteristic feature of the Al-Fe-Mo system is the ternary compound  $\text{Al}_8\text{FeMo}_3$  ( $\tau$ ) close to the compositions of  $\text{Al}_8\text{Mo}_3$  and  $\text{Al}_3\text{Mo}$ . It was shown that  $\tau$ -phase also has extended homogeneity range. However, unlike mentioned above phases,  $\tau$  stretches along the isoconcentrate 23-24 at.% Mo from 2 till 9 at.% Fe, which indicates the mutual substitution of Al and Fe atoms. According to our results,  $\tau$ -phase melts congruently at 1495°C.

Among all molybdenum aluminides, the  $\text{Al}_{63}\text{Mo}_{37}$  has a widest homogeneity range – 7.7 at.% Fe. It locates along the Al isoconcentrate, which indicates the mutual substitution of Mo and Fe atoms. Note, in the binary Al-Mo system this phase also decomposes by eutectoid reaction into  $\text{AlMo}_3 + \text{AlMo}$  phases at 1490°C and cannot be preserved by quenching. None of the investigated alloys contained  $\text{Al}_8\text{Mo}_3$  and  $\text{Al}_3\text{Mo}$  phases. Therefore, it is concluded that these phases can have only narrow homogeneity ranges. The solubility of Fe in the Al-rich phases  $\text{Al}_4\text{Mo}$ ,  $\text{Al}_{22}\text{Mo}_5$  and  $\text{Al}_5\text{Mo}$  was measured as 5.7, 2.8 and 2.5 at.%, respectively. Solubility of Fe in  $\text{Al}_{17}\text{Mo}_4$  and  $\text{Al}_{12}\text{Mo}$  was not established. The maximum solubility of Al in the intermetallic phases of the Fe-Mo system is more than 10 at.% in  $\text{FeMo}$  ( $\sigma$ ) and not less than 3.8 at.% in  $\text{Fe}_3\text{Mo}_2$ , and noticeably decreases with decreasing temperature.

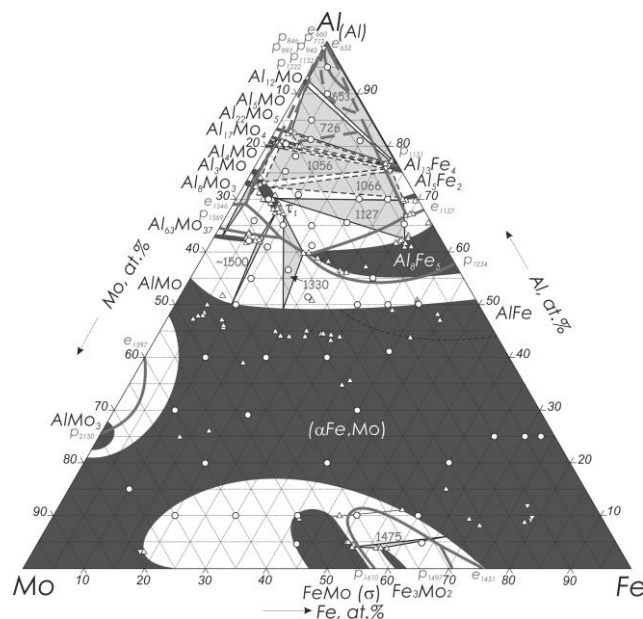


Fig. 1. Liquidus and solidus projections of the Al-Fe-Mo system

Acknowledgments. The work was supported by the National Research Foundation of Ukraine (project no. 2021.01/0278 “Development of scientific and technological bases for the creation of new materials based on Fe-Al intermetallics with increased resistance and heat resistance to ensure efficient operation and environmental safety in the nodes of energy and transport engineering”).

## REFERENCES

1. McKamey C. G. *Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds*. Boston, MA: Springer US, 1996, 351-391.
2. Nishino Y., Asano S., Ogawa T. *Materials Science and Engineering: A*. 234 (1997) 271–274.

## MODERN TECHNOLOGICAL PROCESSES FOR THE PRODUCTION OF HIGH-QUALITY BENTHOPOWDERS FOR SAND-CLAY CASTING MOLDS

Fedorov M. M., Dyachenko Yu. G.  
(Kramatorsk, DSEA)

Some varieties of bentonite clays absorb water relatively slowly during the mixing process of the molding mixture. This is true even with the use of the most advanced mixing equipment. Due to this feature of the used bentonite clay, sand-bentonite molding mixture reaches the required values of technological properties (strength, moldability and fluidity) for a longer period of time. If this factor of inertness of individual varieties of bentonite clay is ignored, then, ultimately, the production molding mixture will not meet the standard values for most indicators of technological properties, which is unacceptable for high-tech production on modern lines of automatic molding in raw form. At the same time, the results of the input laboratory control for such varieties of benthopowders will fully meet the requirements of the relevant State Standards.

The main goal of this work was an experimental study of the physicomachanical activation of promising samples of bentonite clays from domestic deposits that differ from their counterparts, including foreign ones, with increased heat resistance, but also relatively high inertia of “assimilation” under high-speed mixing conditions of the molding mixture. The additive method of combining similar samples of bentonite clays with other clay minerals that differ from the main bentonite filler in their crystal-morphological properties, by joint grinding of all the selected components of the clay mixture in grinding units of a special design allowed to achieve:

- a significant reduction in the time of mixing preparation to achieve the optimum physicomachanical characteristics of the molding mixtures;
- increase in the strength of mixtures in compression in the wet state - up to 20...25% compared with the option of using the base bento powder in its original form.

The obtained practical results create prerequisites for the development of complex binder materials based on bentonite clays and other clay minerals mined in various fields of Ukraine, as well as imported bentonite raw materials.

The additive technology for producing combined benthopowders from clay raw materials from different fields can be recommended as an innovative approach to improving the quality of products for domestic enterprises specializing in the production of branded benthopowders for the foundry industry.

## **THE USE OF A NEURAL NETWORK CLASSIFIER OF MATERIAL FRACTURE CRITERIA FOR THE RATIONAL CHOICE OF THE METHOD FOR SEPARATING BAR**

Karnaukh S. G. (Kramatorsk, DSEA)

The difficult choice of the method for separating bar sections into cut-to-length sections is caused by the fact that often the solution to this problem is multioptional, the choice of one option is not obvious and is often based on engineering intuition and practical experience. Besides, decisions are made in the context of capacity constraints, limited material resources, economic opportunities, energy resources, availability of qualified personnel, transportation costs, cooperation opportunities, preproduction time [1].

The existing recommendations for choosing a method for separating bar sections are associated with traditional mechanical features of the material: hardness, yield strength, and hardness limit. However, the use of traditional mechanical features of the material does not always allow to make the right choice of the separation method for delivered materials, subjected to different modes of thermal or chemical-thermal treatment [1].

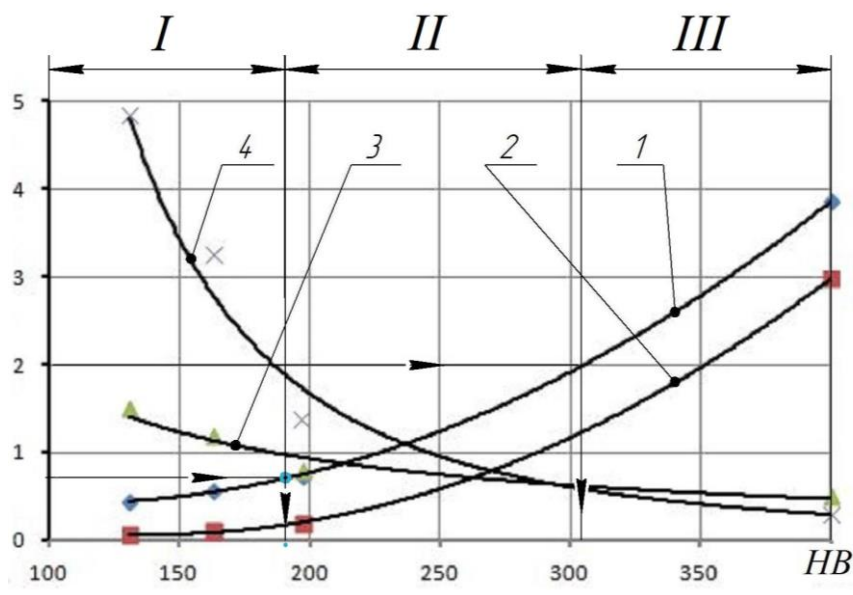
At the same time, for a comprehensive assessment of the brittle fracture sensitivity, scientists began to use synergistic fracture criteria: the ultimate specific strain energy (metal viscosity index) –  $W_c$ , crack nucleation criterion –  $K_{ci}$ , crack propagation criterion –  $K_{cp}$  brittleness criterion –  $P_{fr}$  and «scale criterion» –  $M$  [2].

In order to find the most informative system of synergetic criteria allowing to classify materials authentically by their fracture sensitivity, the software was developed. It allows to solve the clustering problem in a multidimensional space of parameters and present the obtained information in a visual form using self-organizing Kohonen maps [3].

The cluster analysis of the synergetic criteria of fracture material was carried out. The most informative criterion among the ones characterizing the mechanical properties of steels is the «offset yield strength», among the synergistic ones – «scale criterion» [3].

At the same time, among the traditional mechanical features of steels, a set allowing to classify materials with a given integrity by their separation sensitivity has not been found. It was established that the synergistic criteria: «crack propagation criterion» and «brittleness criterion» are basic informative features. When adding any of the remaining complex criteria («crack nucleation criterion» or «scale criterion»), they form the most informative sets of minimal power, providing the classification of materials by their separation sensitivity with a given integrity (Fig. 1) [3].

In order to obtain high quality blanks at a minimum manufacturing cost recommendations were developed for choice of the method for dividing bar sections into cut-to-length sections in magnitude of criteria values: «crack propagation criterion» and «brittleness criterion».



1 –  $K_{cp} = f(HB)$ ; 2 –  $P_{fr} = f(HB)$ ; 3 –  $K_{ci} = f(HB)$ ; 4 –  $M = f(HB)$ ;  
 I – steel in a plastic state; II – steel in elastic-plastic state;  
 III – steel in brittle state

Fig. 1. Plots of synergistic fracture criteria on the hardness of materials

To separate materials «in plastic state», the cutting with a shift should be used, specifically – a closed cut-off scheme or an incompletely closed cut-off scheme with an active transverse clamp or a cut-off scheme with a differentiated rolling clamp. If increased requirements are imposed on the geometric accuracy of the blanks, it is recommended to use complex blanking and separation processes. For separating materials «in elastoplastic state» there are good reasons to use a cut with a shift, and in particular – an incompletely closed cut-off scheme with an active and passive transverse clamp. Closer to the class interval, it is possible to apply cold bend breaking with the application of an effective stress concentrator. Cold bend breaking should be used to separate «brittle» materials. The carried out experiments confirmed adequacy of theoretical conclusions and recommendations on the choice of a rational method for separating bar sections to obtain high quality billets [3].

## REFERENCES

1. Karnaukh, S. G., Markov, O. E., Aliieva, L. I., et al.: *Designing and researching of the equipment for cutting by breaking of rolled stock*, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, No 109, pp. 2457-2464, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05824-7>
2. Skudnov, V. A.: *Influence of heat treatment temperature on synergistic criteria of steel fracture*, *Engineering technology*, No 2, pp. 6-7, 2003.
3. Karnaukh, S. G., Markov, O. E., Kukhar, V. V. et al. *Classification of steels according to their sensitivity to fracture using a synergetic model // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol.119, pp. 5277–5287 (2022). DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08653-y>.*

## RESEARCH OF THE PRESS OPERATING MECHANISM, MADE IN THE FORM OF THE WEDGE-JOINT MECHANISM WITH A CURVING WEDGE FOR SEPARATION OPERATIONS

Karnaukh S. G., Chosta N. V. (Kramatorsk, DSEA)

Separation operations differ from other forming operations by the fact that they require maximum separation force at the beginning of the working motion [1]. At the same time, in the most popular crank presses and shears, the maximum force on the slide, on the contrary, is provided at the end of the working motion. Therefore, it can be stated that traditional crank mechanisms, which are the main actuators in this equipment, do not provide the required nature of the power load during separation. Because of this, it is necessary to choose crank presses with a nominal force much higher than the technological separation force [1].

As a result, the power of the pressing equipment is not fully utilized. The press operating factor  $k_p$  was taken as an indicator of the presses use by force. Literature sources provide information on the value of  $k_p$  (is the ratio of the process separation force to the nominal press force) [1]. When using pressing equipment with a force of less than 2 MN, the press operating factor is equal to  $k_p = 0.6 \dots 0.8$ , with a force of less than 4 MN –  $k_p < (0.4 \dots 0.6)$ , with a force of more than 4 MN –  $k_p < 0.4$ . The further development of press-forging equipment for the implementation of separation operations is inextricably linked with the search and conduct of a wide range of complex scientific research of executive mechanisms, which, according to the graph of deformation force change, would be as close as possible to the typical graph of separation processes forces characteristic. Such an operating mechanism is the proposed wedge-joint mechanism with a curving wedge (Fig. 1) [2].

On the basis of the separation processes analysis and equipment for its implementation, the expediency of using a wedge-joint mechanism with a

curving wedge in presses for the implementation of metal forming separation processes is substantiated. Its diagram of the deformation force change in time is the closest to the technological typical diagram of the force change during separation. A comparative analysis of typical diagrams of the press-forging plant efforts used for separation operations is shown in the Fig. 2.

It has been established that the cutting stroke in the press with a crank-slide operating mechanism (1) begins when the eccentric shaft does not reach the extreme lower position by  $5 \dots 15^\circ$ . In the press with the wedge-joint mechanism with a curving wedge (2), the cutting stroke starts at  $\varphi = 0$ . Since in the press (1), the contact of the billet during the cutting occurs at a certain speed of the slide, this determines its high dynamics. In this case, in the press (2), the speed at the very beginning of the segment is equal to zero. A press with a wedge-joint mechanism with a curving wedge has large supporting surfaces, a small height of the links in the direction of the working force. If the height of the crank press is taken to be 1.0, then the height of the wedge press with a curving wedge will be 0.6.

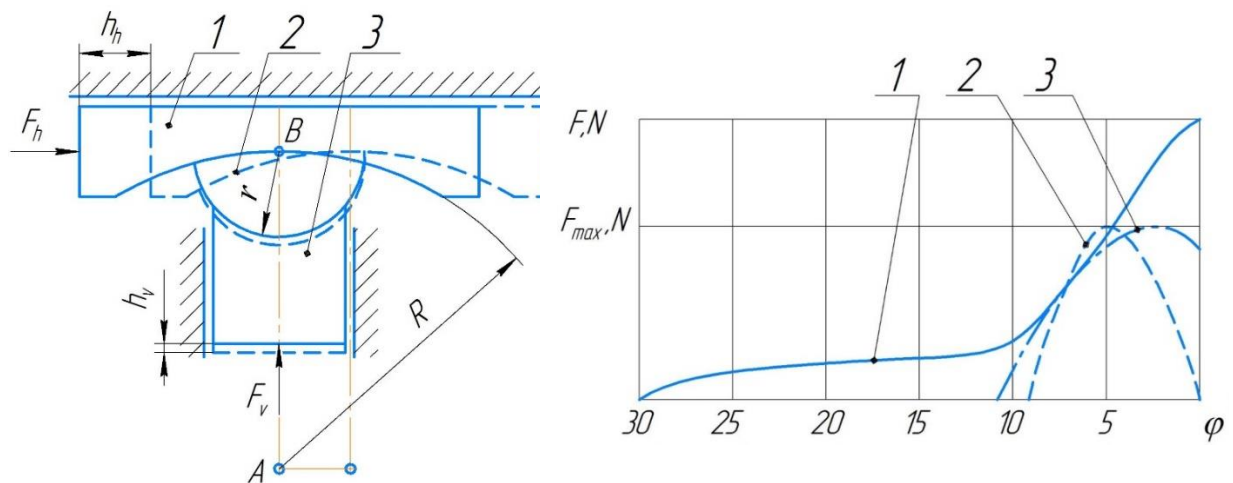


Fig. 1. Scheme of a wedge-joint mechanism with a curving wedge [1]

Fig. 2. Typical force diagrams of press-forging plants: 1 – toggle press; 2 – wedge-joint press with a curving wedge; 3 – typical force graph at the cutting with a shift [1]

Thus, the use of a wedge-joint mechanism with a curving wedge in presses ensures less elastic deformation and press dynamics, and the press utilization rate increase. Mathematical models of the wedge-joint mechanism with a curving wedge, presented in the form of a two-slide link mechanism, have been developed, allowing to carry out its structural, kinematic and dynamic analysis. Based on the analysis of the proposed mathematical models, dependencies were identified and a procedure was developed for calculating the geometric, kinematic and power parameters of presses with the wedge-joint mechanism with a curving wedge.



The results of experimental studies of the kinematic and power parameters of the wedge-joint mechanism with a curving wedge, with regard to the implementation of waste-free methods for separating long products, indicate a sufficient degree of reliability of the developed numerical mathematical models. The error between the calculated and measured values of the forces on the slide does not exceed 10%. Experimental studies have shown that the value of the elastic deformation of the experimental unit significantly increases the horizontal stroke of the curving wedge. Therefore, it is advisable to use an additional wedge mechanism in a press with the wedge-joint mechanism with a curving wedge to ensure the approach stroke, which makes it possible to reduce the energy consumption for elastic deformation and to extinguish dynamic loads [1].

## REFERENCES

1. Sergii G. Karnaukh, Nataly V. Chosta, Oleg E. Markov & Volodymyr V. Kukhar. *Development and research of the press operating mechanism, made in the form of the wedge-joint mechanism with a curving wedge for separation operations // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 116, pages 3305–3314 (2021). DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07718-8>.
2. Patent for corisna model №134608 (Ukraine) МПК (2006) B23D 23/00. *Wedge press / Roganov L. L., Chosta N. V. – Appl. 03.12.2002; Publ. 03.17.2003, Bul. No. 3, 2003 p., 4 p.*

## A SYSTEMATIC APPROACH TO DETERMINING THE LEVEL OF SAFETY RISK OF FOUNDRY EQUIPMENT

Yevtushenko N., Tverdokhliebova N., Ponomarenko O.  
(Kharkiv, NTU "KhPI")

Foundries are the most dangerous production facilities of machine-building enterprises. That is why risk assessment, aimed at identifying, preventing and reducing the negative impact of risks in the manufacture of foundry elements, is so important. The most typical accidents for hazardous production facilities in foundries are accidents associated with the production and use of liquid metal (smelting, transportation and casting of the melt): explosions caused by contact of the melt with water; explosions of closed containers filled with liquid that fell into the melt along with the charge, as well as fires caused by the ignition of flammable materials upon contact with the melt.

Accident risk assessment includes two important aspects: determining the likelihood of an emergency occurrence and identifying its causes; analysis of the

possible consequences of accidents, including the impact on people working in production and outside it, on the production facility itself and the environment, as well as calculation of the damage caused by the accident. When assessing the risk of an accident at hazardous production facilities, it is of utmost importance to determine the reliability of the equipment and technical devices used at the facility, especially in such energy-intensive industries, with a large number of technological and auxiliary equipment, as a foundry [1]. It should be noted that an analysis of most industrial accidents shows that their typical causes are: violation by operating personnel of industrial safety requirements, technological instructions and labor protection instructions; failures and malfunctions in the operation of equipment and safety automation; wear, untimely repair and replacement of technological equipment; insufficient control by management over compliance with safety requirements and technological instructions.

There are a number of directions and corresponding methods for risk assessment. When considering methods, the HAZOP method was recognized as the most suitable for studying and assessing risks in foundry production. The HAZOP (Hazard and Operability Study) method is a set of fundamental hazard identification techniques that evaluate each part of a system to determine whether and what deviations from the design intent may occur [2]. The implementation of this method ensures safe and cost-effective control of the technological process and provides for minimal costs for making changes to design documentation and production technology at the stage of concluding contracts. The following advantages of this method can be highlighted: applicable for complex systems and for the development of new types of products; identification of specific hazards in the process of developing design documentation, various design solutions for production technology, technological process; the ability to develop a list of typical hazards and consequences for a more detailed analysis of hazards and risks at any stage of the foundry production life cycle; identifying ambiguities and inaccuracies in technological instructions and in the section of labor protection instructions [3].

The method is a detailed process aimed at solving the problem of hazard identification, carried out by a special team - qualified personnel. The principles of HAZOP studies can be applied to technical objects during their operation. The experience of using the HAZOP method in foundry production has shown the high efficiency of a detailed analysis of process hazards and the development of recommendations in a relatively short time, achieved based on a highly qualified team of specialists.

## REFERENCES

1. Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Твердохлебова Н. Є., Євтушенко Є. Д. Комплексний підхід щодо збереження здоров'я робітників ливарного виробництва // *Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2022» (04–06 жовтня 2022 р., м. Харків-м. Київ). Харків, НТУ «ХПІ». 2022. С. 61–63.*
2. Бойченко М. О., Євтушенко Н. С. *Важливість оцінки рівня безпеки обладнання ливарного виробництва : збірник доповідей XIV Міжнародної науково-методичної конференції та 149 Міжнародної наукової конференції Європейської Асоціації наук з*

безпеки (EAS) «БЕЗПЕКА ЛЮДИНИ У СУЧАСНИХ УМОВАХ», 1–2 грудня 2022 р., НТУ «ХП», Харків, 2022. С. 132–134.

3. Євтушенко Н. С., Твердохлебова Н. Є. Розробка теоретичних і методологічних основ забезпечення безпеки [Електронний ресурс] // Проблеми цивільного захисту населення та безпеки життєдіяльності: сучасні реалії України : матеріали 9-ї Всеукр. заочної наук.-практ. конф., 28 квітня 2023 р. / редкол.: С. В. Шмалей [та ін.] ; Укр. держ. ун-т ім. Михайла Драгоманова. Електрон. текст. дані. Київ, 2023. С. 67–68.

*Наукове видання*

**ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ  
ТА ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

**МАТЕРІАЛИ  
ІХ МІЖНАРОДНОЇ  
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

Редактор            В. А. Корсун

Формат 60 × 84/16.

Ум. друк. арк. 10,34. Обл.-вид. арк. 13,62.

Тираж 100 пр. Зам. № 15.

Видавець і виготівник

Донбаська державна машинобудівна академія

84313, м. Краматорськ, вул. Академічна, 72.

Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи

до Державного реєстру

серія ДК № 1633 від 24.12.2003.