

Богуслаєв В.О., Балушок К.Б., Клочихін В.В., Мілонін Є.В., Наумик В.В., Шаломєєв В.А.

РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ДВИГУНОБУДУВАННЯ

Рекомендовано вченою радою національного університету «Запорізька
політехніка» для інженерно-технічних кадрів і студентів

Під загальною редакцією професора,
доктора технічних наук В.О. Богуслаєва

АТ «Мотор Січ»

Запоріжжя

2021

УДК 621.74:621.438

P-43

Автори:

Богуслаєв В.О., Балушок К.Б., Клочихін В.В., Мілонін Є.В., Наумик В.В., Шаломєєв В.А.

Рецензенти:

Квасницька Юлія Георгіївна, провідний науковий співробітник Фізико-технологічного інституту металів і сплавів НАН України, доктор технічних наук, ст. науковий співробітник.

Іванов Валерій Григорович, завідувач кафедри Машин і технології ливарного виробництва НУ «Запорізька політехніка», доктор технічних наук, доцент.

Гриф «Рекомендовано вченою радою національного університету «Запорізька політехніка» для інженерно-технічних кадрів і студентів (протокол № 11/21 від 31 травня 2021 р.)

Під загальною редакцією професора, доктора технічних наук В.О. Богуслаєва.

Затверджено до друку вченою радою національного університету «Запорізька політехніка»

РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ДВИГУНОБУДУВАННЯ. – Богуслаєв В.О., Балушок К.Б., Клочихін В.В., Мілонін Є.В., Наумик В.В., Шаломєєв В.А. – Запоріжжя: АТ «Мотор Січ», 2021 – 197 с.

У монографії наведено результати досліджень з розробки ресурсозберігаючих і імпортозамінних технологій при виробництві високоякісного лиття для авіаційного машинобудування. Надано наукове обґрунтування впливу технологічних факторів на структуроутворення, механічні та спеціальні властивості виливків.

УДК 621.74: 621.438

© Богуслаєв В.О.,

Балушок К.Б.,

Клочихін В.В.,

Мілонін Є.В.,

Наумик В.В.,

Шаломєєв В.А.

ЗМІСТ

Вступ.....	7
1 Розробка та випробування ресурсозберігаючих та імпортозамінних технологій при виробництві сплавів на основі магнію з використанням металургійних відходів.....	9
1.1 Аналіз фізико-хімічних властивостей відходів регіональних металургійних підприємств, обґрунтування можливості їх використання для виробництва магнієвого литва та розробка технології модифікування магнієвих сплавів з використанням вуглецевмісних відходів	11
1.2 Розробка та випробування пічних ресурсозберігаючих технологій виробництва литва з магнієвих сплавів	14
2 Дослідження впливу структурних складових магнієвих сплавів на їх механічні властивості при використанні ресурсозберігаючих технологій	17
2.1 Дослідження структури і властивостей магнієвих сплавів при застосуванні хлоридних відходів КП ЗТМК як флюсу при переплаві стружки з магнієвих сплавів	18
2.2 Вплив вуглецевмісних відходів на структуроутворення і механічні властивості магнієвого сплаву.....	21
2.3 Порівняльний аналіз впливу металургійних відходів на якість литва з магнієвих сплавів. Проведення експериментальних плавок та досліджень по рафінуванню литва з магнієвих сплавів з використанням металургійних відходів	27
3. Розробка та випробування технологій виправлення дефектів магнієвого литва для одержання високоякісних виливків.....	38
3.1 Дослідження позапічних ресурсозберігаючих технологій виробництва магнієвих сплавів.....	38

3.1.1	Внутрішньоформенне модифікування магнієвих сплавів.....	38
3.1.2	Газоізостатичне пресування виливків з магнієвих сплавів.....	38 42
3.2	Розробка модифікованого магнієвого сплаву з підвищеним рівнем властивостей для заварки тріщин литва. Розробка та дослідження технології заварки тріщин авіаційного магнієвого литва	44
3.2.1	Аналіз діючої технології заварки литих деталей з магнієвих сплавів.....	44
3.2.2	Розробка складу присадкового матеріалу для заварки дефектів	48
3.2.3	Випробування розробленого присадкового матеріалу	53
3.2.4	Розробка та дослідження технології заварки тріщин авіаційного магнієвого литва.....	55
4	Дослідження процесів рафінування ливарного звороту нікелевих сплавів	60
4.1	Дослідження очищення ливарних відходів	60
4.2	Вплив умов кристалізації на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів	67
4.3	Високотемпературна обробка розплаву (ВТОР)	89
5	Дослідно-промислове випробування розробленого раціонального методу рафінування жароміцних нікелевих сплавів	94
5.1	Випробування режимів рафінування з використанням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР)	94
5.2	Комбінований метод рафінування сплавів	97
5.3	Промислове випробування	106
5.3.1	Виготовлення лопаток з використанням ливарного звороту ...	106
5.3.2	Виробництво жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту	108
5.3.2.1	Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті власного	

	технологічного звороту	108
5.3.2.2	Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗЛС-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту	110
5.3.2.3	Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту	112
5.3.2.4	Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ з використанням у шихті власного технологічного звороту	117
6	Обрання хімічного складу ливарного жароміцного безренієвого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації	122
6.1	Вихідні вимоги до розробки складу ливарного сплаву для виготовлення лопаток зі спрямованою (моно) структурою	123
6.2	Вибір дослідних композицій для оптимізації хімічного складу розроблюваного сплаву за заданими критеріями	125
6.3	Структурно-фазові характеристики досліджених хімічних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	128
6.4	Фізичні властивості досліджених сплавів, розраховані CALPHAD-методом (JMatPro).....	131
6.5	Розрахункові критичні температури досліджених сплавів, отримані розрахунково-аналітичними методами	132
6.6	Порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених хімічних складів за величиною «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$	134
6.7	Розрахункові характеристики міцності досліджених сплавів	135
7	Дослідження властивостей розробленого жароміцного без ренієвого сплаву та виливків, отриманих методом спрямованої кристалізації ...	144
7.1	Склад і структура дослідної шихтової заготовки сплаву ЗМІ-М5	144
7.2	Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного сплаву для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних	

властивостей	151
7.2.1 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ.....	151
7.2.2 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки	164
7.2.3 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління	172
7.3. Опробування розробленого жароміцного безренієвого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації для авіадвигунів подвійного призначення.....	182
7.3.1 Технологічний процес отримання робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5	182
7.4.Промислове випробовування розробленого жароміцного безренієвого сплаву. Оцінка економічного ефекту від впровадження.....	185
Висновки.....	188
Перелік джерел посилання.....	194

ВСТУП

Створення нових та модернізація існуючих авіадвигунів з підвищеними характеристиками і ресурсом роботи пред'являє високі вимоги до кольорових сплавів, з яких виготовлена частина їх деталей. При цьому, дуже важливим фактором є здешевлення комплектуючих, що можливе за рахунок використання ресурсозберігаючих технологій при їх виробництві.

Технології, що застосовуються на сьогодні при виробництві авіаційного кольорового литва, передбачають використання дорогих шихтових матеріалів російського виробництва та несуть ризик нестабільності роботи авіаційних підприємств. На сьогодні відсутні технологічні рішення щодо використання вітчизняних матеріалів для отримання високоякісного литва з кольорових сплавів з підвищеним комплексом механічних та спеціальних властивостей.

Вирішення цієї проблеми пов'язано із необхідністю розробки нових ресурсозберігаючих технологій виробництва кольорового авіаційного литва з використанням вітчизняних шихтових матеріалів, у тому числі відходів металургійних підприємств та ливарних відходів; розробки нових жароміцних економно легованих сплавів, що не містять в своєму складі коштовних імпорتنих легувальних елементів, наприклад, ренію; застосування для підвищення якості відповідального литва сучасних технологічних процесів.

Металургійні підприємства Запорізького регіону мають велику кількість відходів, які утилізуються. На підприємствах машинобудівного комплексу також накопичуються значна кількість ливарних відходів коштовних жароміцних сплавів, які раніше в більшості випадків відправляли на переробку за кордон (в Росію) та отримували свіжі сплави, що в сучасних суспільно-політичних умовах стало практично неможливим. В теперішній

час під промислові та побутові відходи в нашій країні відведено 160 тисяч гектар, при цьому немає жодного полігону, який би відповідав європейському рівню екологічної безпеки. В Україні накопичилося 1,6 мільярда тонн токсичних відходів, з яких 28 мільйонів – особливо небезпечні, при цьому, галузеві та гірничопромислові відходи в загальному обороті відходів складають 98%. Тому переробка та використання відходів металургійних і машинобудівних підприємств для потреб авіабудування є дуже актуальним і перспективним.

Основні результати, наведені в монографії було отримано в ході виконання низки спільних науково-дослідних робіт АТ «Мотор Січ» та НУ «Запорізька політехніка», а також держбюджетної науково-дослідної роботи «Розробка та дослідження імпортозамінних та ресурсозберігаючих технологій виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення».

1 РОЗРОБКА ТА ВИПРОБУВАННЯ РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИХ ТА ІМПОРТОЗАМІННИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ МАГНІЮ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ

Промислові відходи завдають серйозну шкоду навколишньому середовищу і здоров'ю людини, займають величезні площі, забруднюють токсичними сполуками ґрунт, водний і повітряний басейни, збільшують собівартість готової продукції виробництв через значні витрати на їх транспортування. За кількістю техногенних відходів, що утворюються на душу населення, Україна випереджає більшість розвинених країн світу. Ситуація з переробкою промислових відходів в країні залишається незадовільною. Найбільшу кількість відходів виробляє гірничо-металургійна промисловість. На металургійних підприємствах у відвалах і шламосховищах накопичились мільярди тон відходів. Основними видами техногенних відходів є шлаки, шлами, пил, окалина. Подальше накопичення їх загрожує екологічними катастрофами не тільки районам розташування металургійних підприємств, але і цілим регіонам. У той же час, такі відходи, які є по суті техногенними родовищами цінної вторинної сировини, можуть забезпечити потреби промислового виробництва в дорогій і дефіцитній для України продукції.

Вирішення цієї проблеми пов'язано із необхідністю розробки нових ресурсозберігаючих технологій виробництва литва з використанням вітчизняних шихтових матеріалів, у тому числі відходів металургійних підприємств та ливарних відходів. На машинобудівних підприємствах велике значення приділяється підвищенню якості та властивостей сплавів, з яких вони виготовлені. Певну долю виливок виробляють з магнієвих сплавів. Поліпшення структури і підвищення властивостей магнієвих сплавів досліджується на різних етапах їх виробництва, починаючи від підготовки

шихти і закінчуючи термічною обробкою [1], тому вплив технологічних факторів на всіх етапах виробництва магнієвих виливок є дуже важливим.

Перспективним напрямком поліпшення властивостей сплавів на основі магнію є керування процесами структуроутворення для підвищення їх фізико-механічних і спеціальних характеристик завдяки оптимізації їхнього складу, рафінування й модифікування [2-4]. Поєднуючись з плавленням і рафінуванням, легування і модифікування визначають характер кристалізації, ступінь гранулярності структури і комплекс властивостей сплаву [5-7]. Однак, взаємозв'язок комплексного використання всіх цих факторів з точки зору не тільки структуроутворення і властивостей, а і ресурсозбереження остаточно не вивчалось. При цьому, дуже важливим фактором є здешевлення собівартості сплавів, що можливе завдяки використанню ресурсозберігаючих технологій при їх виробництві. Технології, що застосовуються на сьогодні при виробництві магнієвого литва, передбачають використання дорогих шихтових матеріалів російського виробництва та несуть ризик нестабільності роботи підприємств. На сьогодні відсутні технологічні рішення щодо використання металургійних відходів для отримання високоякісного литва з магнієвих сплавів з підвищеним комплексом механічних та спеціальних властивостей.

Металургійні підприємства запорізького регіону мають велику кількість відходів, які утилізуються. Проведений аналіз цих відходів показав, що певну долю з них можливо використовувати в якості шихтових матеріалів при виробництві магнієвого литва.

1.1 Аналіз фізико-хімічних властивостей відходів регіональних металургійних підприємств, обґрунтування можливості їх використання для виробництва магнієвого литва та розробка технології модифікування магнієвих сплавів з використанням вуглецевмісних відходів

Одною з основних задач виробництва високоякісного магнієвого литва є отримання оптимальної структури у відливках завдяки раціональній технології модифікування. Використання дисперсних графітових порошоків для модифікування магнієвих сплавів є перспективним напрямком покращення їх властивостей. Дослідили вплив зростаючих присадок дисперсних графітових порошоків (відходи виробництва ПрАТ «Укрграфіт») на структуроутворення і механічні властивості литва з магнієвих сплавів.

Для даних досліджень брали базові промислові сплави МЛ5 і МЛ10 (табл. 1.1), які виплавляли в тигельній індукційній печі типу ИПМ-500 номінальною ємністю 0,5 т, потужністю 140 кВт і продуктивністю 230 кг/час, а також у газовій роздавальній печі номінальною ємністю 150 кг.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сплавів МЛ5 и МЛ10 [8]

Марка сплаву	Хімічний склад, мас. %					
	Al	Mn	Zn	Zr	Nd	Mg
МЛ5	7,5-7,9	0,15-0,5	0,2-0,8	–	–	основа
МЛ10	–	–	0,1-0,7	0,4-1,0	2,2-2,8	основа

Модифікування розплаву вуглецем проводили вуглецевмісними відходами ПрАТ «Укрграфіт». Для вибору вуглецевмісних відходів вивчали умови їх отримання, властивості і гранулометричний склад.

При виробництві графітованих електродів на ПрАТ «Укрграфіт» (м. Запоріжжя) утворюються різні вуглецевмісні відходи у вигляді стружки і

порошків різного фракційного складу (табл. 1.2), які доцільно використовувати для модифікування магнієвих сплавів.

Таблиця 1.2 – Властивості вуглецевмісних відходів ПрАТ «Укрграфіт»

Показник	Марка відходів									
	ПФ1	ПФ2	ПФ32	ПФ3	КО	КГ	КГ1	ПГ	ПУ	КУ
Вміст вуглецю, % не менше	80,0	95,0	80,0	60,0	50,0	60,0	98,5	95,0	95,0	95,0
Зольність, % не більше	15,0	2,0	20,0	30,0	40,0	40,0	1,0	1,0	4,0	4,0
Вміст сірки, % не більше	1,5	0,6	1,5	0,7	1,0	–	0,1	0,1	1,0	1,0
Вологість, % не більше	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	20,0	0,5	1,5	2,0	2,0
Вихід летучих, % не більше	6,0	3,0	6,0	2,0	2,0	–	1,0	1,5	1,5	1,5

Аналіз таких вуглецевмісних відходів показав, що найбільш прийнятним за хімічним і гранулометричним складом для модифікування магнієвих сплавів є порошок графітований (ПГ) цеха механічної обробки електродів. Він є мілкодисперсним і має найбільш високий вміст вуглецю, низькі зольність і вихід летучих. ПГ утворюється в графітувальному і фасонному відділеннях і затримується електрофільтрами УВП 16 СК и УВП 12 СК під час очистки газоповітряної суміші, яка утворюється під час обробки графітованої продукції. Розсів ПГ показав, що основу його складають частинки розміром 0,071 мм і менше (табл. 1.3), що є найбільш

прийнятним за своїми властивостями і може бути використаним для модифікування магнієвих сплавів.

Таблиця 1.3 – Гранулометричний склад ПГ, відібраного з електрофільтрів у графітувальному відділенні цеху № 5 ПрАТ «Укрграфіт»

Номер проби	Вміст фракцій, % гранулометричного складу, мм			
	0,5	0,16	0,071	< 0,071
1	0,2	18,7	26,8	54,3
2	0,2	14,3	39,5	46,0
3	0,3	15,8	34,2	49,7
4	0,2	1,2	10,2	88,4
5	0,2	2,0	18,1	79,7
6	–	2,1	28,3	69,6
7	–	4,7	23,0	72,3
8	0,2	3,0	12,8	84,0
9	0,2	3,2	17,6	79,0

Для проведення досліджень в тигельну піч ИПМ-500 загрузали попередньо нагріті шихтові матеріали і після розплавлення переливали в виймальні тиглі при 650-730 °С. Виймальні тиглі встановлювали в роздавальні печі, в яких доводили сплав відповідно хімічному складу і рафінували флюсом ВІ-2 при 740-760 °С.

Зростаючі кількості ПГ (0,05; 0,1; 0,3; 0,5; 1,0; 5,0 мас. %) вводили в розплав, ретельно перемішували його і заливали стандартні зразки ($T_{\text{зал.}} = 750^{\circ}\text{C}$) для механічних випробувань у піщано-глинисту форму. Для вивчення поверхневого модифікування піщано-глинисті форми для отримання зразків готували за трьома варіантами: в одному випадку – без використання графітового порошку, в інших - внутрішню робочу поверхню ливарної форми припилювали з витратою графітового порошку $\Delta_c \sim 0,008$ гр на 1cm^2 і $\Delta_c \sim 0,080$ гр на 1cm^2 поверхні форми.

Дослідження металу проводили до і після термічної обробки за режимом: нагрів (до $415^{\pm 5}$ °C для МЛ5 і $540^{\pm 5}$ °C для МЛ10), витримка 15 годин, охолодження на повітрі і старіння при $200^{\pm 5}$ °C, витримка 8 годин, охолодження на повітрі.

Термічну обробку відливоків проводили в термічній печі типу Бельв'ю продуктивністю 95 кг/час, а також термічній печі типу ПАП-4М, продуктивністю 50 кг/час.

При модифікуванні магнієвих сплавів вуглецем використовували пил графітовий, отриманий під час механічної обробки графітованих електродів і осаджений в електрофільтрах УВП 16 СК, УВП 12 СК, ступінь очистки якими досягає 98-99 %. ПГ має такі характеристики: масова доля вуглецю - не менш 98,5 %, зольність – не більш 1,0 %, масова доля сірки – не більш 0,1 %, вихід летучих речовин – не більш 1,5 %, насипна щільність – $0,57 \text{ г/см}^3$, вміст фракції розміром $< 0,071 \text{ мм}$ – не менш 97,8 %.

Хімічний склад виливків із магнієвих сплавів контролювали за допомогою оптичних емісійних спектрометрів «SPECTROMAXx» і «SPECTROMAXxF», фотоелектричних спектрометрів МФС-8 и ТФС-36, «SPECTRO XEPOS».

Встановлено, що проведення модифікування сплаву з використанням вуглецевмісних відходів ПрАТ «Укрграфіт» не потребує будь-яких змін в технологічному процесі виплавки сплавів МЛ5 і МЛ10 і дозволяє збільшити якісні показники відливоків при одночасному зниженні собівартості литва.

1.2 Розробка та випробування пічних ресурсозберігаючих технологій виробництва литва з магнієвих сплавів

Під час переробки титановмісних концентратів на Запорізькому титано-магнієвому комбінаті утворюється значна кількість хлоровмісних

відходів, частина із яких на сьогоднішній день ще не знайшла застосування. Так, під час хлорування титанових шлаків у виробництві чотирихлористого титану утворюється відпрацьований розплав сольового хлоратора (РСХ), об'єм якого складає до 12 тисяч тон в рік. Відпрацьований РСХ має наступні фізико-механічні характеристики: питома вага – 2000-2300 кг/м³, насипна вага - 980-1100 кг/м³, середня температура плавлення - 910 °С, теплота плавлення – 420-440 Дж/град, межа міцності при стисненні – до 20,3 МПа, межа міцності на згиб – до 0,71 МПа. Даний матеріал має третій клас екологічної небезпеки і утилізується методом захоронення у траншеї, обладнані вапняною «подушкою», що дозволяє запобігти розповсюдженню хлоридів у ґрунті. Підприємство витрачає сотні тисяч гривень на утилізацію відходів і утримання полігонів для їх захоронення. Використання відходів для потреб промисловості з одночасним підвищенням екологічної безпеки є вкрай актуальною задачею.

Згідно діючій технології магнієва стружка із сплавів МЛ15 и МЛ10 брикетується і переплавляється для отримання вторинного магнієвого сплаву. Такий сплав має низький рівень властивостей через збільшений вміст домішок. Тому цей сплав не має чітких вимог по хімічному складу, механічним властивостям і застосовується як магнієвмісний модифікатор чавуна.

Досліджували можливість застосування твердого РСХ в якості флюсу при виплавці вторинного магнієвого сплаву з брикетованої стружки. Брикетовану магнієву стружку переплавляли в печі «Райт» за двома технологіями:

а) за серійною технологією із застосуванням покривного флюсу ВІ-2 (табл. 1.4);

б) з використанням в якості флюсу РСХ, який попередньо подрібнювали до фракції 0,01-2 мм і прожарювали при температурі 150 °С.

Дослідні плавки починали під більш легкоплавким флюсом ВІ-2 і, по мірі розплавлення металу, в піч присаджували РСХ (див. табл. 1.4). Після

рафінування і відстоювання протягом 15 хвилин готовий розплав при температурі 720 °С заливали у виливниці і піщано-глинисті форми для отримання стандартних зразків для механічних випробувань. Частка використання твердих відходів розплаву сольового хлоратора по відношенню до ВІ-2 становила до 80 % на плавку. При цьому змін технологічних і санітарних норм у процесі дослідних плавок не було.

Хімічний склад досліджуваних сплавів різних варіантів переплаву магнієвої стружки за вмістом основних елементів знаходився приблизно на одному рівні (табл. 1.5).

Таблиця 1.4 – Хімічний склад флюсу ВІ-2 і РСХ

Флюс	Масова доля сполук, мас. %										
	MgCl ₂	KCl	CaCl ₂	BaCl ₂	CaF ₂	MgO	TiCl ₄	FeCl ₃	AlCl ₃	CrCl ₃	NaCl
ВІ-2	38-46	32-43	10-11	5-9	3-5	<1,5	–	–	–	–	–
РСХ	15-20	24-28	2-4	–	–	–	7-10	19-21	8-10	5-9	8-10

Примітка: окрім перерахованих хлоридів, до складу РСХ можуть входити сполучення Y, Nb, Sc.

Таблиця 1.5 – Хімічний склад вторинних магнієвих сплавів після переплаву стружки із застосуванням різних флюсів

Технологія	Середня масова доля елементів, %					
	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu
Серійна	11,0	0,87	0,11	0,60	0,03	0,09
Дослідна	11,7	0,95	0,24	0,80	0,05	0,08

Таким чином, була встановлена можливість використання РСХ як флюсу під час переплавки магнієвої стружки і отримання вторинного магнієвого сплаву, що значно знизить витрати на його виробництво.

Додатково вивчали можливість використання твердого РСХ як флюсу під час виплавки серійного магнієвого сплаву замість традиційно використовуваного флюсу ВІ-2 і дослідження його впливу на структуру та властивості магнієвого литва.

Магнієвий сплав МЛ5 виплавляли в індукційній тигельній печі ИПМ-500 за такими технологіями:

- за серійною технологією з використанням флюсу ВІ-2 [9];
- з використанням суміші флюсу ВІ-2 і РСХ у співвідношенні 1:1;
- з використанням в якості флюсу РСХ.

РСХ попередньо подрібнювали до фракції 0,01-2,0 мм і прожарювали при температурі 150 °С. Після рафінування і відстоювання протягом 15 хвилин готовий розплав при температурі 720 °С заливали у піщано-глинисті форми для отримання стандартних зразків з робочим діаметром 12 мм для механічних випробувань. Зразки піддавали термічній обробці в пічах типу Бельвю і ПАП-4М за режимом Т6: гартування від 415±5 °С, витримка 15 год, охолодження на повітрі і старіння при 200±5 °С, витримка 8 год, охолодження на повітрі.

У процесі виплавки і розливки металу не було виявлено будь-яких санітарних і екологічних відхилень від норм, а метал дослідних плавок відрізнявся однорідною і більш щільною структурою порівняно з металом, отримуваним за стандартною технологією.

Застосування РСХ в якості флюсу під час виплавки магнієвих сплавів не потребує ніяких додаткових змін в технологічному процесі проведення плавки, при цьому його екологічна безпека відповідає встановленим нормам.

Використання розплаву сольового хлоратора в якості флюсу для отримання магнієвого литва дозволяє заощаджувати флюс ВІ-2 і значно знизити собівартість тони придатного сплаву. При використанні даних відходів знижуються витрати ДП ЗТМК на їх утилізацію, утримування

полігонів для їх захоронення і підвищується екологічна безпека прилеглих територій.

2 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ НА ЇХ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРИ ВИКОРИСТАННІ РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИХ ТЕХНОЛОГІЙ

2.1. Дослідження структури і властивостей магнієвих сплавів при застосуванні хлоридних відходів КП ЗТМК як флюсу при переплаві стружки з магнієвих сплавів

За чинної технології виробництва вторинних магнієвих сплавів, магнієва стружка зі сплавів МЛ5 і МЛ10 попередньо брикетується і переплавляється. Такий сплав має низький рівень властивостей через підвищений вміст домішок. Тому цей сплав не має конкретних вимог стосовно хімічного складу, механічних властивостей і застосовується як магнієвмісний модифікатор чавуну.

Досліджували структуру і властивості вторинного магнієвого сплаву, отриманого з використанням в якості флюсу твердого РСХ. Брикетовану магнієву стружку переплавляли в печі "Райт" за двома технологіями:

- за серійною технологією із застосуванням покривного флюсу ВІ-2 (табл. 2.1);

- з використанням в якості флюсу РСХ, який попередньо подрібнювали до фракції 0,01...2 мм і прожарювали при температурі 150 °С.

Дослідні плавки починали плавити під більш легкоплавким флюсом ВІ-2 і, по мірі розплавлення металу, в піч підсаджували РСХ (див. табл. 1.1). Після рафінування та відстоювання 15 хв., готовий розплав при температурі 720 °С заливали у виливниці і піщано-глинисті форми для отримання стандартних зразків для механічних випробувань. Частка використання

твердих відходів розплаву сольового хлоратора по відношенню до ВІ-2 становила до 80% на плавку. При цьому змін технологічних і санітарних норм в процесі отримання дослідних плавок не було. Хімічний склад досліджуваних сплавів різних варіантів переплавки магнієвої стружки за вмістом основних елементів знаходився приблизно на одному рівні (табл. 2.2).

Таблиця 2.1 - Хімічний склад флюсів ВІ-2 і РСХ

Флюс	Масова доля сполук, мас. %										
	MgCl ₂	KCl	CaCl ₂	BaCl ₂	CaF ₂	MgO	TiCl ₄	FeCl ₃	AlCl ₃	CrCl ₃	NaCl
ВІ-2	38-46	32-43	10-11	5-9	3-5	<1,5	--	--	--	--	--
РСХ	15- 20	24-28	2-4	--	--	--	7-10	19-21	8-10	5-9	8-10

Примітка: крім перерахованих хлоридів у склад РСХ можуть входити сполуки з Y, Nb, Sc.

Таблиця 2.2 - Хімічний склад вторинних магнієвих сплавів після переплаву стружки з застосуванням різних флюсів

Технологія	Середня масова доля елементів, %					
	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu
Серійна	11,0	0,87	0,11	0,60	0,03	0,09
Дослідна	11,7	0,95	0,24	0,80	0,05	0,08

Структура зразків досліджуваних сплавів була щільною, однорідною без усадочних рихлот, плівок, газових пор і інших видимих дефектів (рис. 2.1 а, б).

Мікроструктура зразків, виплавлених за обома технологіями, складалася з δ-твердого розчину алюмінію, цинку і марганцю в магнії з чіткими кордонами зерен евтектики δ + γ і дрібнодисперсної зміцнюючої інтерметалідної γ - фази (рис. 2.1 в, г). Діаметр зерна магнієвого сплаву, виплавленого з застосуванням флюсу ВІ-2, становив 0,04...0,06 мм. Значення

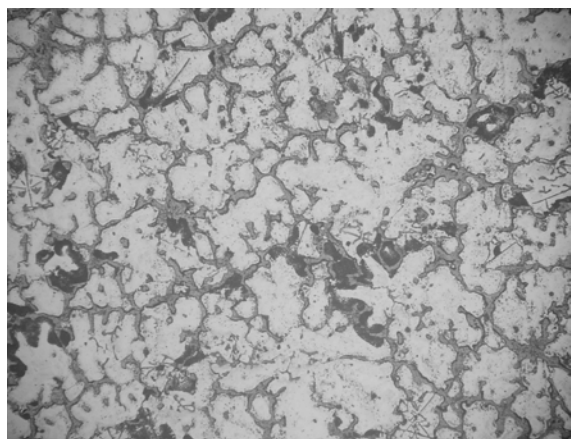
твердості цих зразків знаходилися на рівні 74...77 НВ (табл. 1.3). У зразках зі сплаву, де застосували РСХ, розмір зерна зменшився більш ніж в два рази і становив 0,02...0,03 мм, при цьому твердість їх підвищилася до 85 ... 90 НВ.



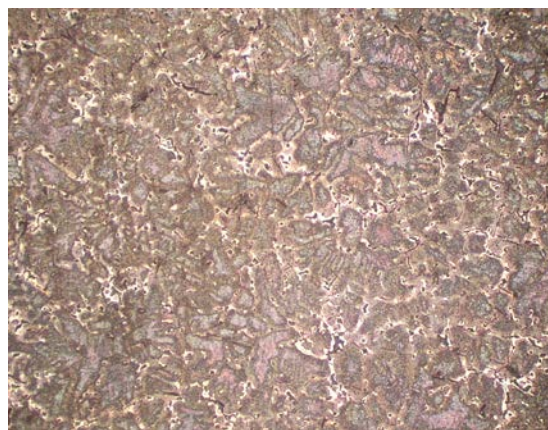
а



б



в



г

а – флюс ВІ-2; б – тверді відходи РСХ; в, г – мікроструктура

Рисунок 2.1– Макро- ($\times 0,5$) і мікроструктура ($\times 100$) вторинного магнієвого сплаву

Механічні властивості термооброблених зразків з магнієвих сплавів дослідних плавок з використанням РСХ мали більш високий рівень як міцності, так і пластичних характеристик металу (табл. 1.3).

Таблиця 2.3 – Механічні властивості зразків з магнієвих сплавів при переплаві стружки

Технологія	Механічні властивості		
	σ_b , МПа	δ , %	НВ
Серійна	82	1,4	75
Дослідна	105	1,8	88

Примітка. В таблиці показані середні значення.

У процесі плавки і розливання металу не виявлено будь-яких санітарних та екологічних відхилень від норм, а метал дослідних плавок відрізнявся однорідною і більш щільною структурою в порівнянні з металом, який отримували за стандартною технологією. Використання РСХ замість флюсу ВІ-2 при виплавці магнієвого лиття дозволить знизити витрати на виробництво і отримати помітний економічний ефект.

2.2 Вплив вуглецевмісних відходів на структуроутворення і механічні властивості магнієвого сплаву

З огляду на те, що вуглець розчиняється в магнії і його частки або карбіди можуть бути додатковими центрами кристалізації, не забруднюючи метал оксидними включеннями і продуктами реакції при контакті з розплавом [10], вивчали можливість об'ємного модифікування магнієвого сплаву вуглецевмісними відходами у вигляді дисперсного графіту (ДГ).

В даний час не існує єдиної думки щодо механізму модифікування магнієвих сплавів вуглецем. Частина дослідників вважає, що виникнення додаткових центрів кристалізації пов'язане з утворенням сполук з хімічними елементами сплаву: карбідом магнію або карбідом алюмінію [11].

Термодинамічні розрахунки утворення карбідів магнію і карбідів алюмінію проводили за методикою Владимірова Л.П. [12, 13]:

$$\Delta Z = - 4,5755 \cdot T \cdot \lg K_T, \quad (2.1)$$

де ΔZ – ізобарний потенціал утворення речовини, ккал/моль;

T – температура, °К;

$\lg K_T$ – логарифм константи рівноваги.

$$\lg K_T = M/T + N, \quad (2.2)$$

де M, N – термодинамічні коефіцієнти даної речовини;

T – температура, °К.

Отриманий ізобарний потенціал утворення карбиду алюмінію складає $\Delta Z = - 46786$ кал / моль, а карбиду магнію - $\Delta Z = 18895$ кал / моль при 600 °С, що свідчить про складність утворення карбиду магнію і можливості утворення карбиду алюмінію.

В якості вуглецевого модифікатора використовували дисперсний графітовий (ДГ) порошок фракції $0,071$ мм ($99,1\%$ вуглецю і $0,9\%$ золи), який отримували шляхом розмелювання бою графітових електродів. Зростаючі кількості ДГ ($0,05$; $0,1$; $0,3$; $0,5$; $1,0$; $5,0$ мас.%) вводили в розплав, ретельно перемішували його і заливали стандартні зразки ($T_{зал.} = 750$ °С) для механічних випробувань в піщано-глинисту форму.

Макрофрактографічним аналізом зламів зразків, отриманих об'ємним модифікуванням ДГ, встановлено подрібнення макрозерна (рис. 2.2). У той же час у випадку вмісту вуглецю в сплаві більше $0,024\%$ в виливках з'явилися дефекти (рис. 1.3, а), розмір і кількість яких збільшувалася з підвищенням вмісту вуглецю в сплаві. Мікроструктура таких дефектів представляла собою мікрорихлоти і плівкові забруднення (рис. 2.4, б).



а



б



в



г



д



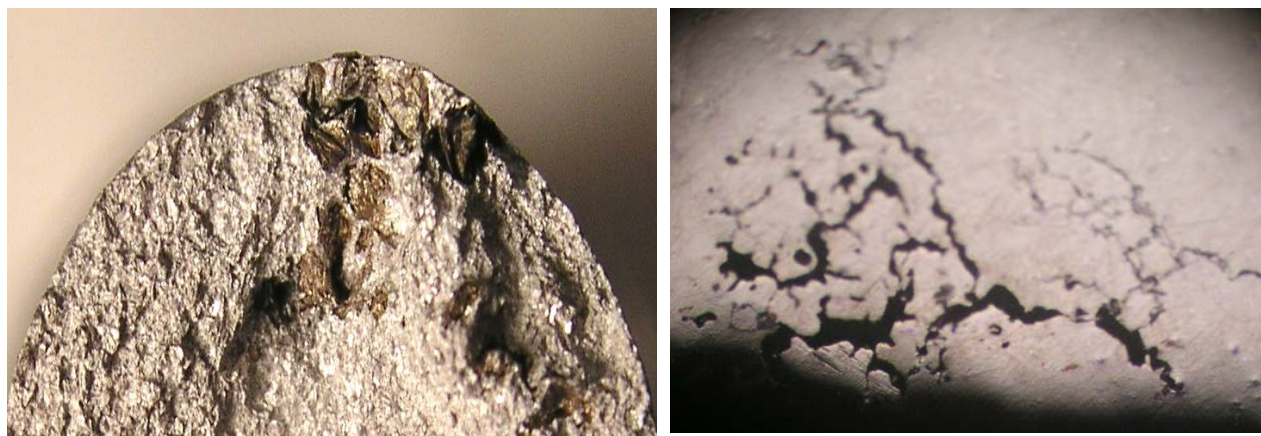
е



ж

а – 0,011 %; б – 0,014 %; в – 0,016 %; г – 0,020 %; д – 0,022 %;
е – 0,024 %; ж – 0,028 %

Рисунок 2.3 – Макрофрактограми зразків зі сплаву МЛ5 з різним
вмістом вуглецю; $\times 5$



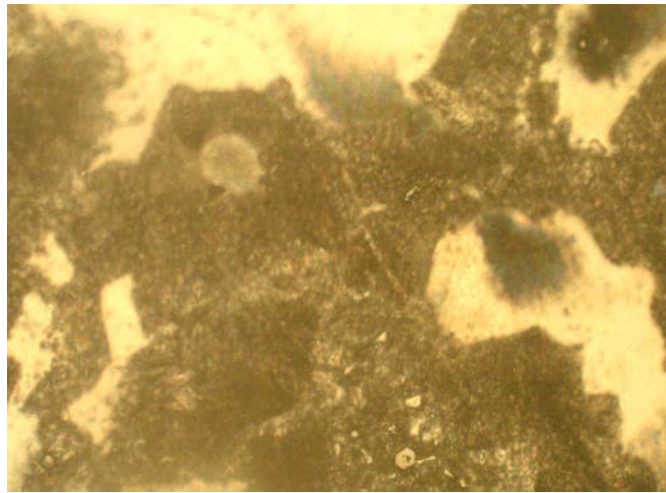
а

б

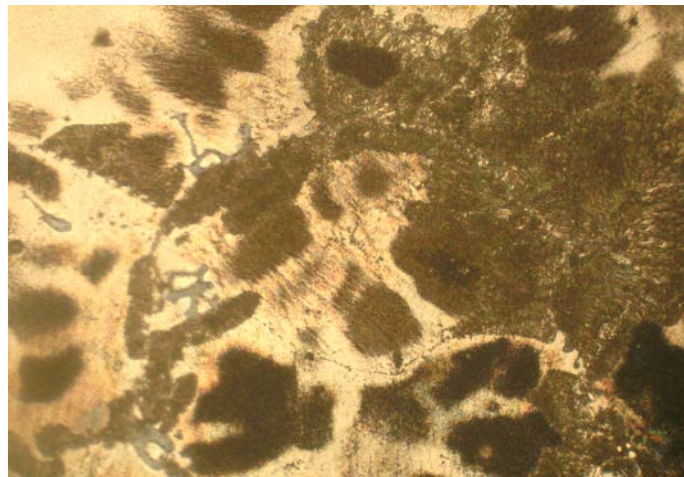
а – макроструктура, $\times 7$; б – мікроструктура, $\times 100$

Рисунок 2.4 – Дефекти в зломі зразка зі сплаву МЛ5 з вмістом вуглецю 0,028 %

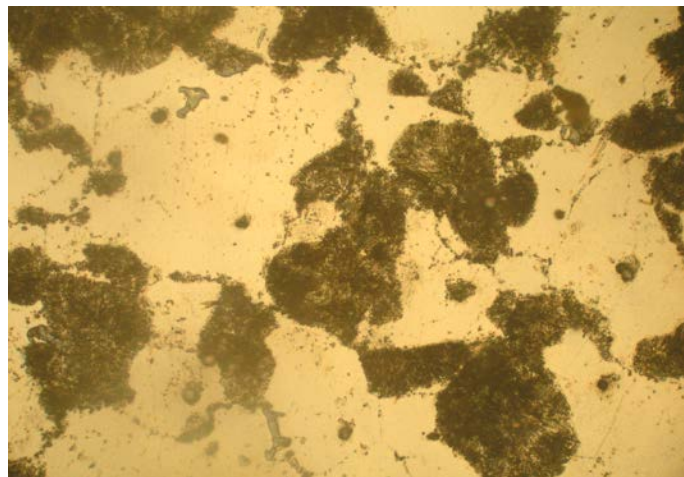
Підвищення вмісту вуглецю в сплаві після його об'ємного модифікування сприяло зменшенню розмірів і кількості евтектичних виділень (рис. 1.5). Встановлено, що мікротвердість евтектичних виділень в сплаві до термічної обробки була в $\sim 2,5$ рази вище значень матричного δ -твердого розчину (табл. 2.4). Після термообробки зразків підвищилася мікротвердість матриці і знизилася твердість евтектики $\delta + \gamma$, що свідчить про підвищення однорідності термообробленого сплаву. Збільшення вмісту вуглецю в сплаві сприяло підвищенню мікротвердості матриці і евтектики. Вплив вмісту вуглецю в сплаві МЛ5 на характеристики його структурних складових носило лінійну залежність: з підвищенням вмісту вуглецю зменшувався індекс евтектики, середній розмір зерна, підвищувалася питома поверхня меж зерен, збільшувався об'ємний відсоток γ -фази (табл. 2.5).



а



б



в

а – 0,011 % С; б – 0,014 % С; в – 0,024 % С

Рисунок 2.5 – Мікроструктура термообробленого сплаву МЛ5,
модифікованого вуглецем; $\times 500$

Таблиця 2.4 – Середні показники розмірів структурних складових і мікротвердості в термооброблених зразках зі сплаву МЛ5 при об'ємному модифікуванні вуглецем

Присадка ДГ, мас. %	Вміст С, мас. %	Розміри структурних складових, мкм		Мікротвердість HV, МПа	
		евтектика $\delta+\gamma$	розмір мікрозерна	матриця δ	евтектика $\delta+\gamma$
--	0,011	190	210	827,5	1065,3
0,05	0,014	155	145	1018,4	1320,5
0,1	0,016	150	140	1040,3	1395,4
0,3	0,020	135	135	1092,5	1398,8
0,5	0,022	125	140	1115,0	1517,4
1,0	0,024	115	130	1115,8	1568,8
5,0	0,028	115	115	1175,5	1697,0

Таблиця 2.5 – Характеристики структурних складових сплаву МЛ5 при об'ємному модифікуванні вуглецем

Вміст С, мас. %	Індекс евтектики	Питома поверхня меж зерен, мкм ⁻¹	Вміст γ -фази, % об'ємний
0,011	0,022	28	0,45
0,014	0,020	29	0,69
0,016	0,190	29	0,70
0,020	0,165	30	0,74
0,022	0,153	35	0,80
0,024	0,142	38	0,85
0,028	0,130	39	0,91

Присадка ДГ в сплав МЛ5 при об'ємному модифікуванні сприяла підвищенню міцнісних характеристик при зниженні пластичних, при цьому

жароміцність досліджуваних варіантів сплаву практично не змінювалася (табл. 2.6).

Таблиця 2.6 – Механічні властивості зразків із сплаву МЛ5 з присадками ДГ

Варіант модифікування	Вміст С, мас. %	Механічні властивості				τ_{150}^{80} , год
		без термообробки		після т/о		
		σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %	
Без модиф.	0,011	165,3	2,8	228,4	3,6	141,3
Об'ємне	0,014	189,6	3,8	229,8	5,0	148,6
	0,016	202,4	3,4	239,1	4,8	146,8
	0,020	210,1	3,0	244,5	4,6	150,1
	0,022	212,8	2,5	247,7	4,6	146,5
	0,024	212,8	2,5	251,5	3,6	147,6
	0,028	215,2	1,6	255,2	3,0	147,1

Таким чином, використання дисперсних графітових порошоків для модифікування магнієвих сплавів є перспективним напрямком поліпшення їх властивостей.

2.3 Порівняльний аналіз впливу металургійних відходів на якість литва з магнієвих сплавів. Проведення експериментальних плавок та досліджень по рафінуванню литва з магнієвих сплавів з використанням металургійних відходів

Багаторазові переплави шихти призводять до накопичення в металі різних включень екзогенного і ендогенного характеру, що пов'язано з високою хімічною активністю магнію і легувальних елементів, а також з використанням флюсів. Досліджували технологію виготовлення виливків зі

сплавів на основі магнію, що передбачає рафінування розплаву через кускові фільтри у вигляді відходів металургійних підприємств: вапняку, магнезиту та бою графітових електродів.

Ефективність очищення розплаву фільтраційними матеріалами порівнювали шляхом визначення характеристик поверхневої взаємодії в системах: сплав МЛ5 - фільтр, флюс - фільтр, сплав МЛ5 - включення, флюс - включення. Для цього використовували метод «лежачої краплі», коли розплавлена проба металу або флюсу була розташована на горизонтальних підложках з досліджуваних матеріалів. Застосовували підложки з бою графітових електродів, магнезиту і вапняку. Як матеріали, які імітували включення - підкладки з SiO_2 , Al_2O_3 і MgO .

Аналіз результатів досліджень (табл. 2.7) показав, що поверхневий натяг ($\sigma_{\text{р.г.}}$) при постійній температурі на межі сплав - газ в системах сплав МЛ5 - карбонатова підложка і сплав МЛ5 - оксид знаходився на рівні 70 ... 78 мДж / м². Флюс ВІ-2 розтікався на карбонатних матеріалах і практично не змочував оксидні, що обумовлювало різні значення поверхневого натягу ($\sigma_{\text{р.г.}}$) на підложках з оксидів і карбонатів (див. табл. 2.7). Адгезія (Аа) на межі розділу флюс - підложка з CaCO_3 , MgCO_3 і графіту становила 130 мДж / м², 126 мДж / м² і 125 мДж / м² відповідно, що в 2 ... 3 рази більше ніж адгезія на межі флюс - підложка з оксидів.

У системах сплав МЛ5-підложка з карбонатів і сплав МЛ5-оксид менший кут змочування і відповідно велика робота адгезії становила для матеріалу з CaCO_3 .

Таблиця 2.7 – Характеристики поверхневої взаємодії між сплавом МЛІ5, флюсом ВІ-2 і матеріалом підложок

Матеріал підложки	$\sigma_{p.g.}$, мДж/м ²		θ , град		A_a , мДж/м ²		A_k , мДж/м ²		K_p , мДж/м ²	
	МЛІ5	ВІ-2	МЛІ5	ВІ-2	МЛІ5	ВІ-2	МЛІ5	ВІ-2	МЛІ5	ВІ-2
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
CaCO ₃	78	77	127	47	31	130	156	154	- 125	- 24
MgCO ₃	70	78	140	52	16	126	140	156	- 124	- 30
Графіт	72	75	154	48	7	125	144	150	- 137	- 25
SiO ₂	69	101	132	132	23	33	138	202	- 115	- 169
Al ₂ O ₃	74	99	137	143	20	19	148	198	- 128	- 180
MgO	70	100	148	137	11	27	140	200	- 129	- 173
Примітка. В таблиці приведені середні значення.										

Рафінувальна властивість флюсу характеризується роботою адгезії до сплаву МЛІ5 ($W_{фл}$). Міжфазний натяг (адгезія) на межі сплав МЛІ5 - флюс ВІ-2 становить: $\sigma_{p.g.} = 71$ мДж/м²; $\theta = 49$ °. Адгезія включень до металу в середовищі флюсу складала для SiO₂, Al₂O₃ і MgO відповідно 140 мДж/м², 143 мДж/м² і 132 мДж/м². З огляду на те, що рафінувальна властивість флюсу ($W_{фл}$) зростає зі зменшенням роботи адгезії, можна зробити висновок, що флюс ВІ-2 адсорбує данні включення, але більш ефективно - оксиди магнію (рис. 2.6).

Ефективність рафінування характеризується сумарною енергією зв'язку сорбент - включення ($W_{фл}$) в системі: твердий фільтр (сорбент) - металевий розплав (МЛІ5) - включення (флюс). Тому повнота видалення включень в розплаві знижувалася при фільтрації від вапняку до магнезиту і графіту - 279 мДж/м², 259 мДж/м² і 250 мДж/м², відповідно (рис. 2.7).

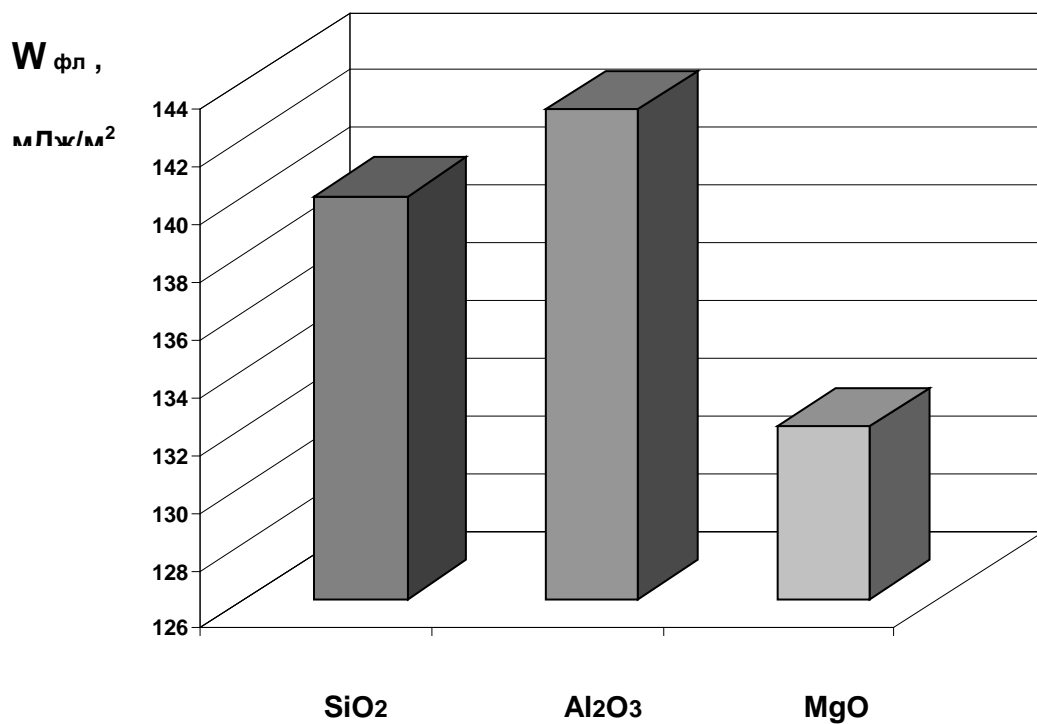


Рисунок 2.6 – Рафінувальна спроможність флюсу до включень

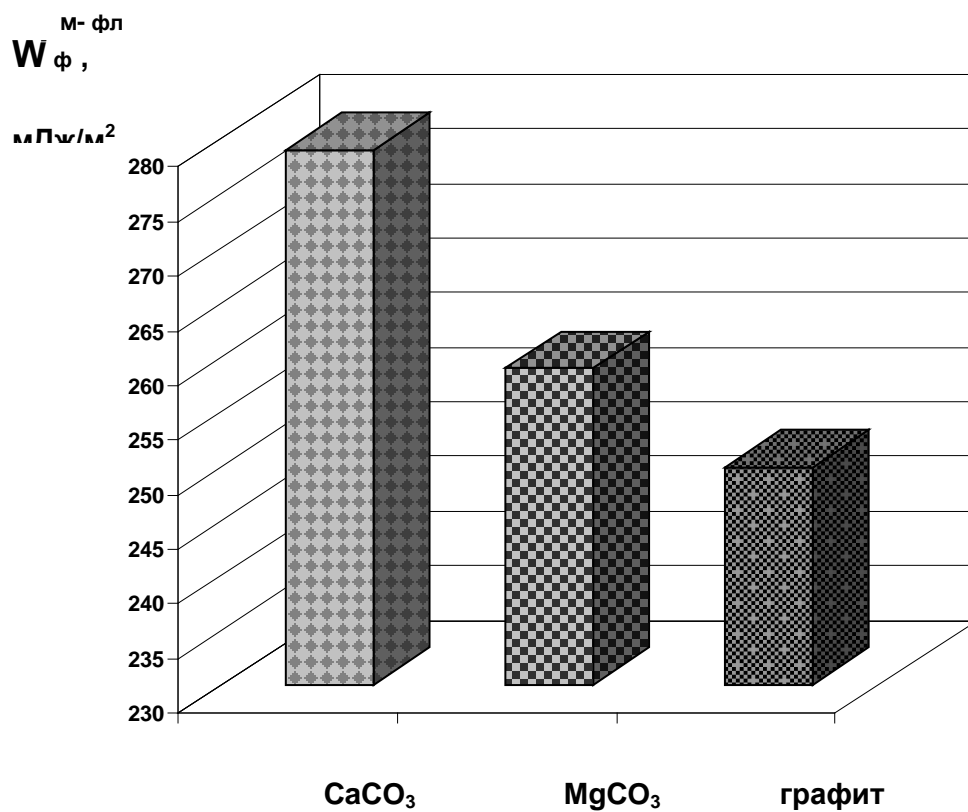
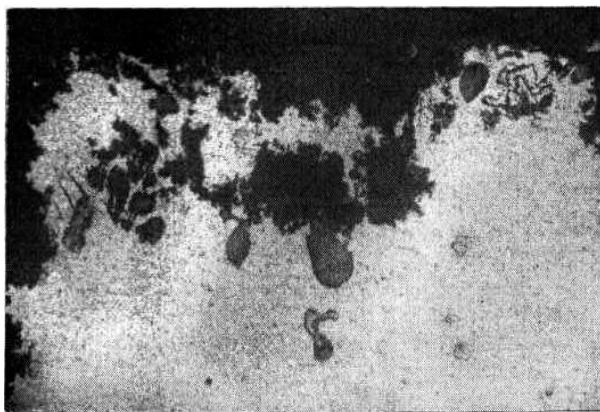
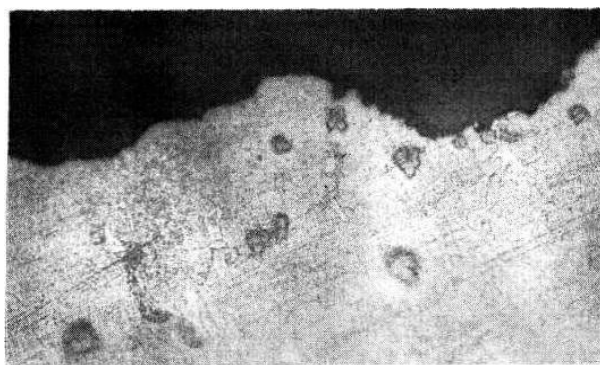


Рисунок 2.7 – Ефективність рафінування матеріалів фільтру

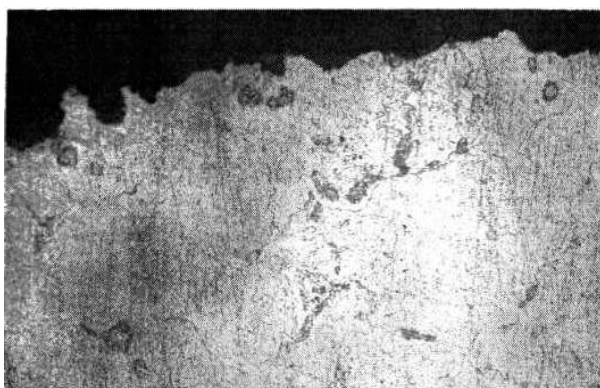
Глибину взаємодії між сплавом і матеріалом фільтру оцінювали металографічним аналізом. Встановили, що сплав МЛ5 проникав в матеріал фільтру з CaCO_3 на глибину 175 мкм, що значно перевищувало рафінувальну дію графіту (6 мм) і магнезиту (10 мм) (рис. 2.8).



а



б



в

а – вапняк; б – графіт; в – магнезит

Рисунок 2.8 – Мікроструктура границі взаємодії сплаву МЛ5 з матеріалом фільтру; $\times 500$

В поверхневій зоні контакту досліджуваних крапель з матеріалом підложок спостерігалася підвищена (в порівнянні із рештою об'єму краплі) кількість інтерметалідів. Встановлено, що більша кількість інтерметалідів виявлено в поверхневій зоні краплі при контакті з магнезитовою підложкою. Розміри інтерметалідів досягали 25 мкм, що в 3...4 рази більше, ніж в краплях при контакті з вапняком і графітом.

Величина мікрзерна в матеріалі всіх досліджуваних крапель перебувала на одному рівні (табл. 2.8).

Таблиця 2.8 – Структурні складові крапель зі сплаву МЛ5 при контакті з різними підложками

Матеріал підложки	Глибина взаємодії, мкм	Розмір мікрзерна, мкм	Розмір γ - фази, мкм
вапняк	до 175	80...150	2,0...6,0
графіт	до 10	80...175	3,0...8,0
магнезит	до 6	75...150	3,0...25,0

Мікротвердість δ -твердого розчину в поверхневих зонах крапель всіх варіантів була трохи вищою, ніж в центрі (табл. 2.9), більш високі значення мікротвердості матриці, евтектики і інтерметаліда спостерігалися в краплі, що знаходилася на підложці з магнезиту, що, швидше за все, пов'язано з процесами дифузії елементів підложки в металевий розплав.

Кількісний аналіз структурних складових в досліджуваних зразках зі сплаву МЛ5 показав, що при взаємодії металу з матеріалами підложки утворювалися як поодинокі інтерметаліди, так і їх скупчення. Їх індекс і середній розмір зростали від магнезиту до графіту і вапняку (табл. 2.10). Після контакту металу з матеріалами підложок змінювалася топографія і морфологія включень.

Таблиця 2.9 – Мікротвердість крапель зі сплаву МЛ5

Матеріал підложки	Мікротвердість HV, МПа			
	матриця		$(\delta + \gamma)$ -фаза	γ - фаза
	край	центр		
вапняк	858,0...973,5	733,4...932,5	1188,4...1368,9	2825,8
графіт	792,0...894,1	761,8...792,0	1225,8...1891,6	2825,8
магнезит	894,1...1167,8	824,0...1017,3	1225,8...2288,9	2825,8...5150,0

Таблиця 2.10 – Кількісна оцінка включень в дослідних зразках сплаву МЛ5

Матеріал фільтра	Поодинокі включення		Скупчення включень	
	Індекс, I	Середній розмір d, мкм	Індекс, I	Середній розмір d, мкм
магнезит	0,00701	3,895	0,00140	9,990
графіт	0,00907	4,491	0,00125	8,910
вапняк	0,01181	5,670	0,00272	17,10

Мікрорентгеноспектральний аналіз досліджуваних зразків металу показав, що в поверхневій зоні контакту металу з матеріалами підложок інтерметалідна фаза, крім магнію і алюмінію, також збагачена марганцем, киснем і вуглецем (рис. 1.9), що дозволяє зробити висновок про їх складну будову.

Фільтрація сплаву через магнезит, вапняк і графіт сприяла помітному подрібненню мікрозерна металу (рис. 2.10), особливо при використанні фільтра, що містить рівні частини магнезиту, графіту і вапняку.

Механічні випробування показали, що фільтрація розплаву підвищувала міцнісні (σ_b) і пластичні (δ) характеристики сплаву МЛ5. Більш високі значення механічних властивостей і щільності отримані на зразках, виготовлених із застосуванням комплексного фільтра (33% магнезиту + 33% графіту + 33% вапняку) (табл. 2.11).

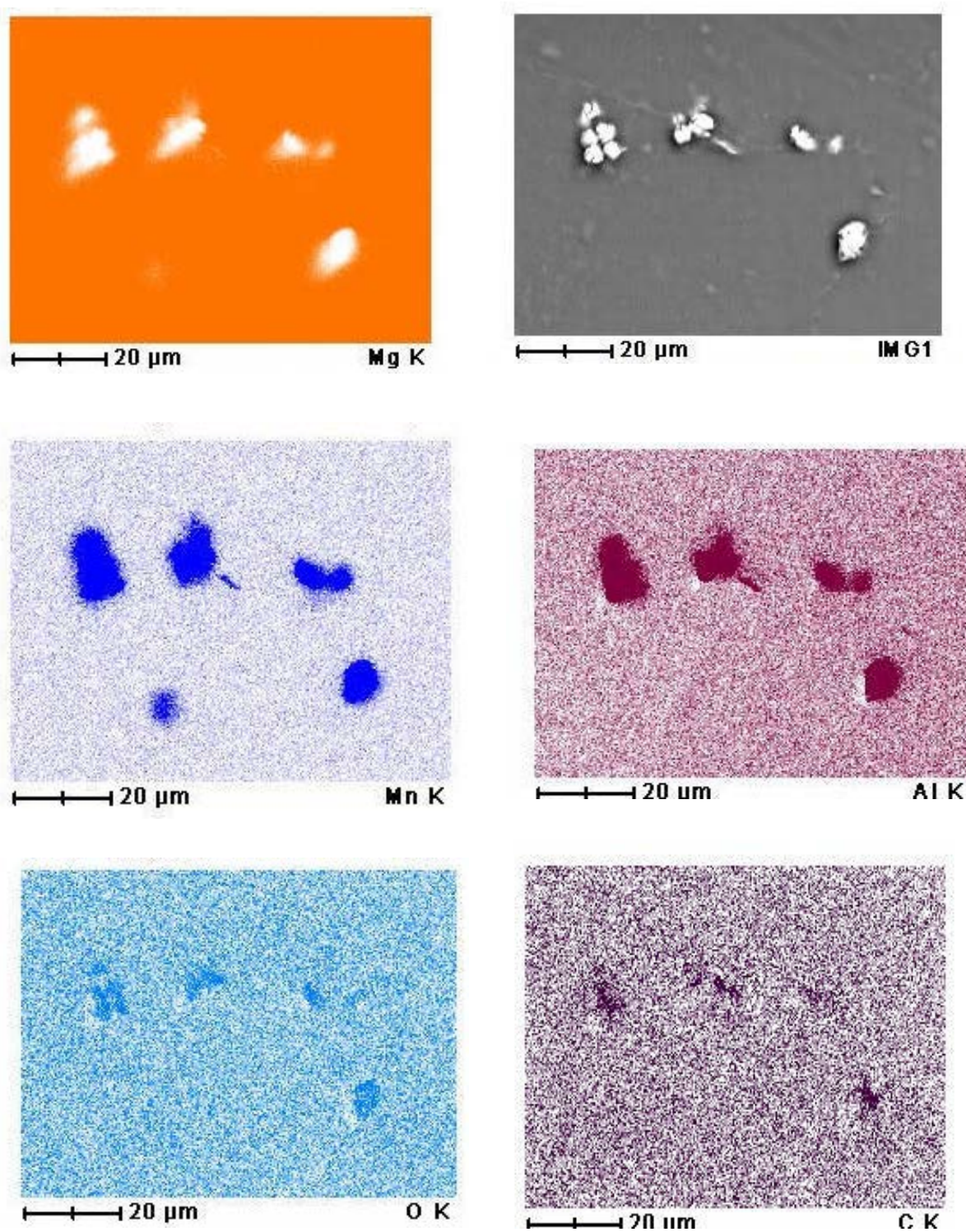
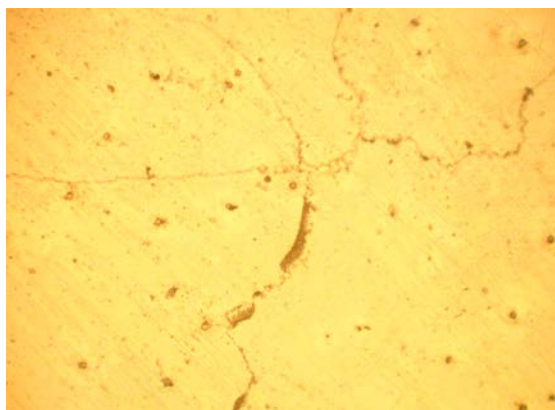
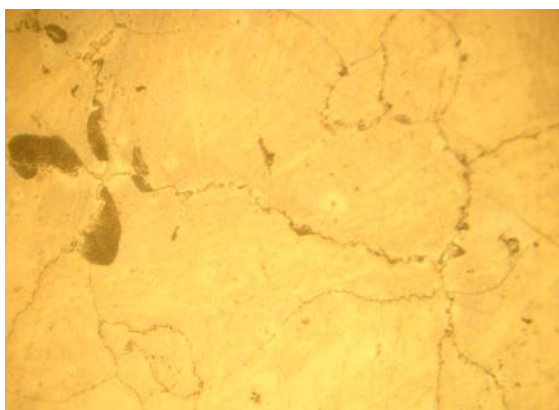


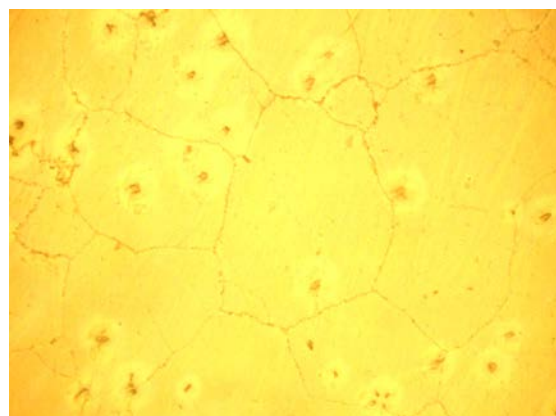
Рисунок 2.9 – Результати МРСА в режимі картирування межі контакту сплаву МЛ5 з вапняком



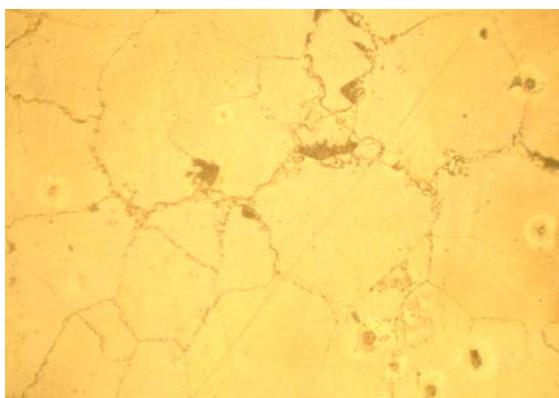
а



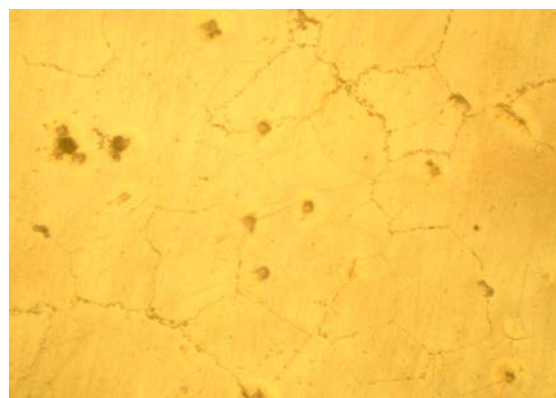
б



в



г



д

а – без фільтра; б – магнезит; в – графіт; г – вапняк;
д – 33 % магнезиту + 33 % графіту + 33 % вапняку

Рисунок 2.10 – Мікроструктура термообробленого сплаву МЛ5
(без травлення) до- и після фільтрації; $\times 200$

Таким чином, кращі властивості сплаву МЛ5 досягаються при фільтрації його через комплексний фільтр, що містить вапняк, магнезит і графіт.

Таблиця 2.11 – Фізико-механічні властивості термооброблених зразків зі сплаву МЛ5 після різних варіантів фільтрації (середні значення)

Варіант фільтрації	Фізико-механічні властивості		
	σ_b , МПа	δ , %	Фізична щільність, г/см ³
без фільтрації	234,0	3,0	1,6858
магнезит	242,0	4,2	1,6980
графіт	240,0	4,3	1,6753
вапняк	266,0	5,4	1,6876
комплексн.	275,0	6,2	1,7067
ГОСТ 2856-79	$\geq 226,0$	$\geq 2,0$	--

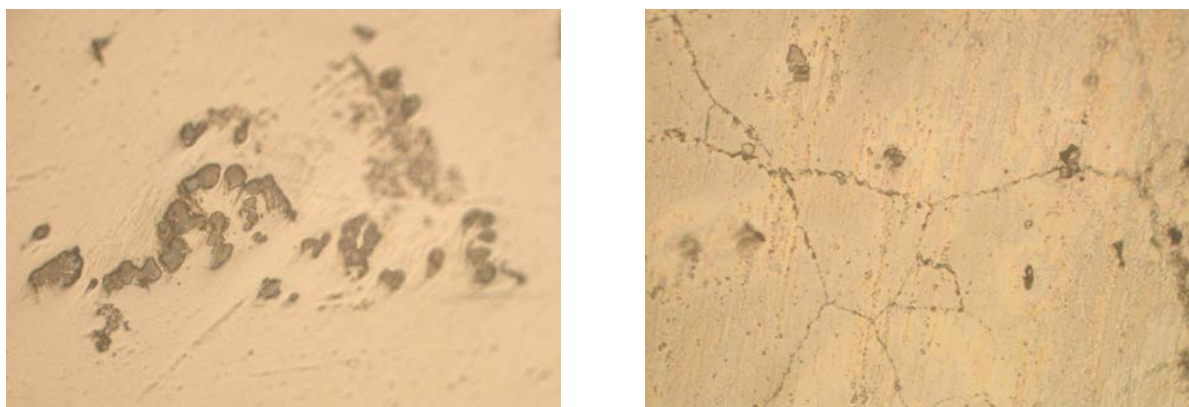
Дослідно-промислове випробування розробленої ресурсозберігаючої технології рафінування магнієвих сплавів, спрямованих на поліпшення їх якості, проводили на підприємстві АТ «МОТОР СІЧ» м. Запоріжжя.

На даному підприємстві при плавці магнієвих сплавів із застосуванням флюсів використовується близько 80% металу від його обсягу в плавильному агрегаті. Частина сплаву, що залишилася (донні залишки) забруднена рафінувальними флюсами і не може бути використана для отримання лиття. Металографічним дослідженням встановлено, що метал донних залишків забруднений флюсом ВІ-2 і продуктами рафінування самого сплаву (рис. 2.11, а).

Вивчали можливість очищення пічних донних залишків сплаву МЛ5 шляхом фільтрації їх через фільтр, що складається з 33% вапняку + 33% магнезиту + 33% бою графітових електродів, який попередньо подрібнювали до фракції 10...50 мм і прожарювали при температурі 500 °С.

Розплав, проходячи через фільтр досліджуваного складу, очищався від неметалевих включень (рис. 2,11, б). Величина зерна в фільтрованому металі була в $\sim 2,5 \dots 3,5$ рази менше, ніж без фільтрації (табл. 2.12).

Механічні властивості донного залишку сплаву МЛ5 до фільтрації (див. табл. 1.12) були досить низькі і не задовольняли вимогам ГОСТ 2856-79. Фільтрація розплаву донних залишків сприяла поліпшенню як міцнісних, так і пластичних властивостей сплаву, рівень яких цілком задовольняв вимогам стандарту.



а

б

а – до фільтрації; б - після фільтрації

Рисунок 2.11 - Флюсові включення донних залишків сплаву МЛ5; $\times 500$

Таблиця 2.12 – Характеристика структурних складових і фізико-механічні властивості металу донних залишків сплаву МЛ5 до і після фільтрації

Варіант технології	Величина мікрозерна, мкм	Розмір евтектики, мкм	Мікротвердість матриці HV, МПа	Механічні властивості	
				σ_b , МПа	δ , %
до фільтрації	110...400	10...80	890,2...1019,6	162,4	1,8
після фільтрації	40...100	6...20	1066,7...1117,2	246,7	3,2
ГОСТ 2856-79	--	--	--	$\geq 226,0$	$\geq 2,0$

Підвищення фізико-механічних властивостей металу пічного донного залишку сплаву МЛ5, що пройшов фільтрацію, і які задовольняють вимогам ГОСТ 2856-79, обумовлено подрібненням мікрозерна і евтектики, що дозволяє використовувати його для отримання стандартних виливків невідповідального призначення і отримати значний економічний ефект.

3 РОЗРОБКА ТА ВИПРОБУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИПРАВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ МАГНІЄВОГО ЛИТВА ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ

3.1 Дослідження позапічних ресурсозберігаючих технологій виробництва магнієвих сплавів

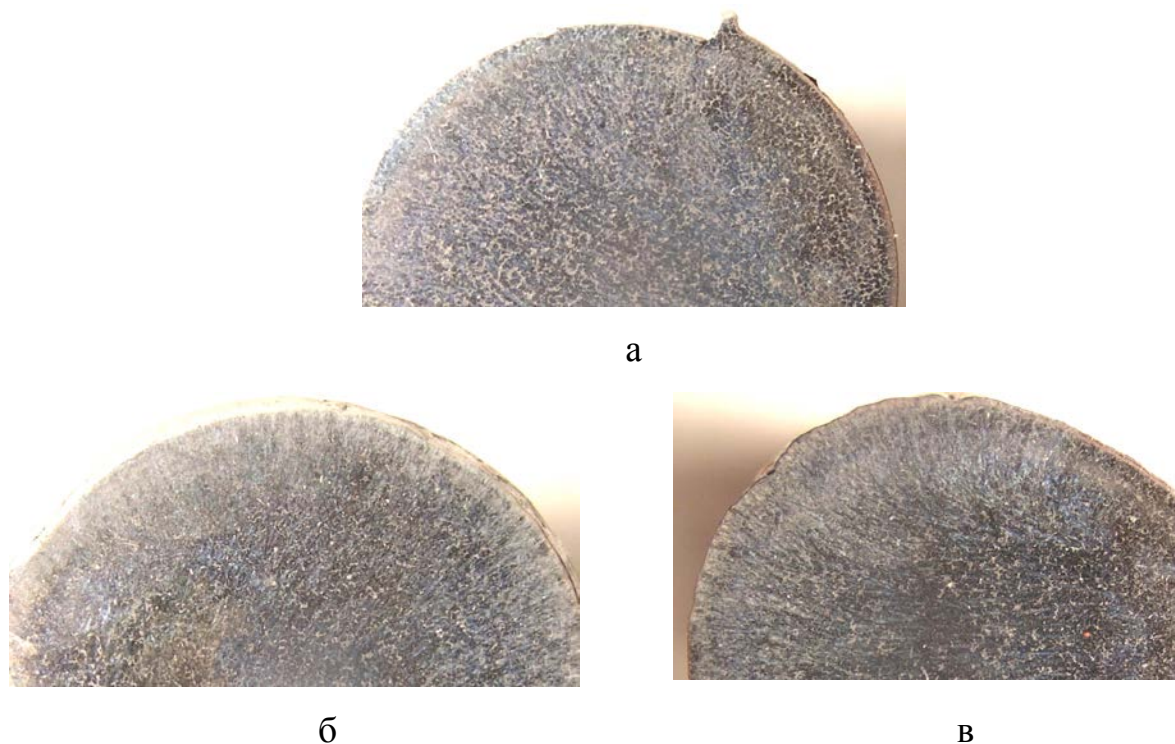
3.1.1 Внутрішньоформове модифікування магнієвих сплавів

При виробництві графітованих електродів на ВАТ «Укрграфіт» (м. Запоріжжя) утворюються різні вуглецевмісні відходи у вигляді порошків різноманітного фракційного складу, які доцільно використовувати для модифікування магнієвих сплавів.

Аналіз таких відходів, які містять вуглець показав, що більш відповідним за хімічним і гранулометричним складом для внутрішньоформового модифікування магнієвих сплавів є дисперсний графітовий (ДГ) порошок цеху механічної обробки електродів. Він є дрібнодисперсним і має найвищий вміст вуглецю, низькі зольність і вихід летючих. ДГ утворюється в графітирувальному і фасонному відділеннях і затримується електрофільтрами УВП 16 СК і УВП 12 СК при очищенні газоповітряної суміші, що утворюється при обробці графітованої продукції. ДГ має наступні характеристики: масова частка вуглецю - не менше 98,5%, зольність - не більше 1,0%, масова частка сірки - не більше 0,1%, вихід летючих речовин - не більше 1,5%, насипна щільність - 0,57 г / см³.

Розсівання ДГ показало, що основу його складають частки 0,071 мм і менше, що є найбільш прийнятним за своїми характеристиками і може бути використаним для внутрішньоформового модифікування магнієвих сплавів. Для вивчення внутрішньоформового модифікування, піщано-глинисті форми для отримання зразків готували за трьома варіантами: в одному випадку - без застосування графітового порошку, в інших - внутрішню робочу поверхню ливарної форми припилювали з витратою графітового порошку $\Delta c \sim 0,008$ гр на 1см^2 і $\Delta c \sim 0,080$ гр на 1см^2 поверхні форми.

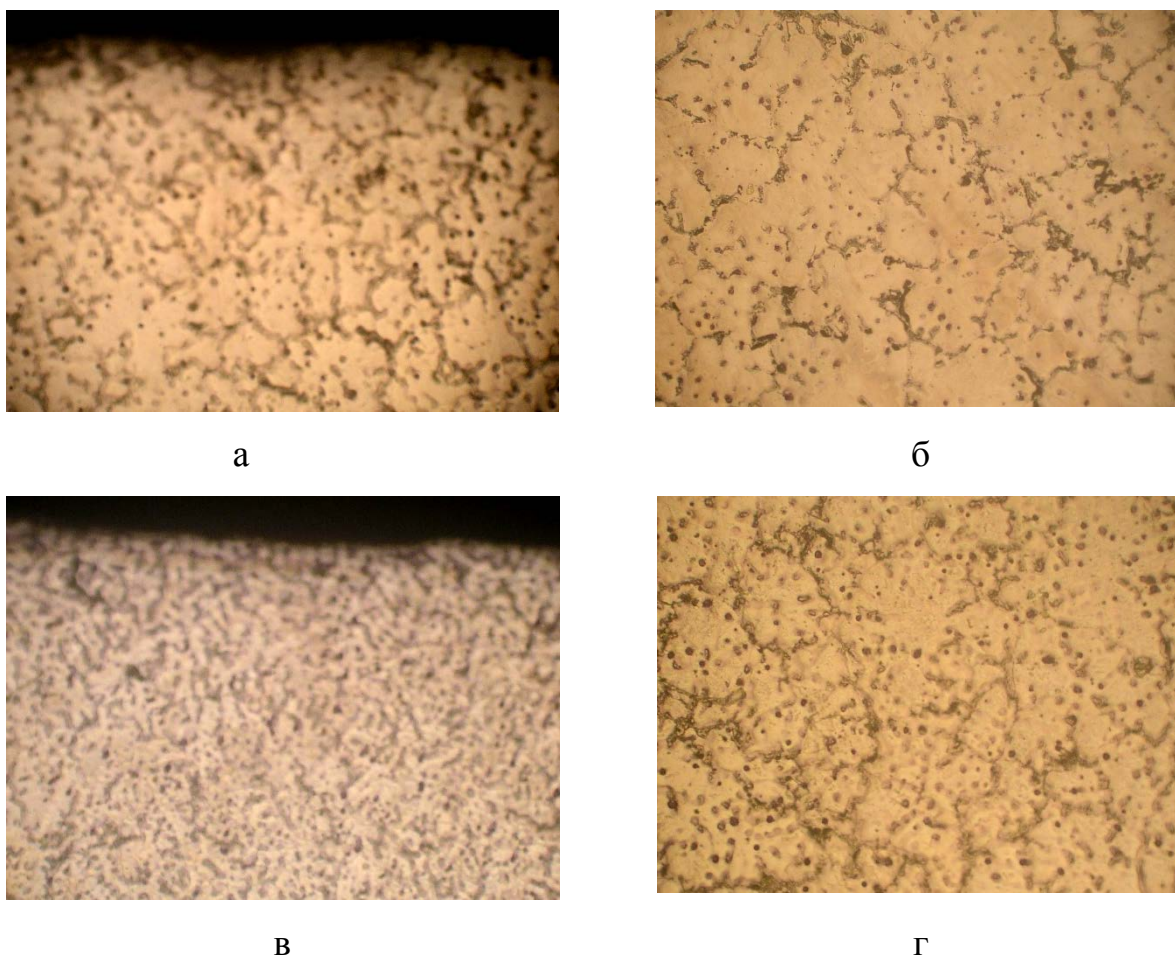
Макроструктура металу після внутрішньоформового модифікування ДГ мала $\sim 2,0$ мм зону дрібного зерна в зразках, відлитих в форму з витратою ДГ $\Delta c \sim 0,008$ гр. на 1см^2 , і $\sim 4,5$ мм - з витратою $\Delta c \sim 0,08$ гр. на 1см^2 (рис. 3.1). Таке поверхнєве подрібнення зерна обумовлене значною різницею коефіцієнтів температуропровідності піщано-глинистої форми ($0,0006\text{ м}^2 / \text{с}$) і частинок графіту ($0,172\text{ м}^2 / \text{с}$), які послуговуються холодильниками.



а – без модифікування; б – $\Delta c = 0,008$ гр / см^2 ДГ; в – $\Delta c = 0,08$ гр / см^2 ДГ

Рисунок 3.1 – Макроструктура зразків зі сплаву МЛ5 до- і після внутрішньоформового модифікування; $\times 7$

У поверхневих зонах виливків після внутрішньоформового модифікування зменшувалися розміри мікрозерна (рис. 3.2) і евтектики (табл. 3.1) у порівнянні з центральною частиною зразків, що обумовлено значною різницею коефіцієнтів температуропровідності піщано-глинистої суміші і частинок графіту, які служать своєрідними холодильниками, а також модифікуванням поверхні виливків дисперсним графітом.



а, б – без модифікування;

в, г - внутрішньоформове модифікування, $\Delta_c = 0,08 \text{ гр/см}^2$ ДГ

Рисунок 3.2 – Мікроструктура поверхневої (а, в) і центральної (б, г) зон зразків із сплаву МЛ5; $\times 100$

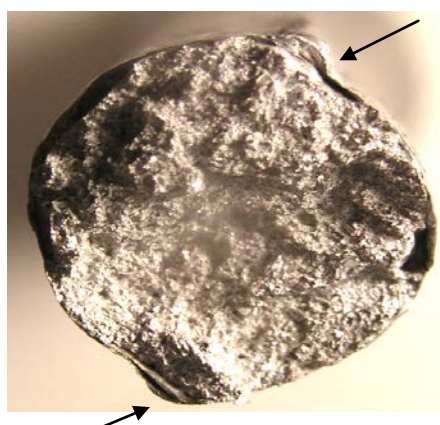
Внутрішньоформове модифікування ДГ сплаву МЛ5 підвищувало мікротвердість структурних складових сплаву (як матриці, так і евтектики). Встановлено тенденцію, коли зі збільшенням товщини шару, що наноситься

ДГ на робочу поверхню ливарної форми (до $0,080 \text{ г/см}^2$), мікротвердість структурних складових поверхневих зон виливків також підвищувалася, в той же час в металі виникали поверхневі плени і мікрорихлоти (рис. 3.3).

Таблиця 3.1 – Середні розміри мікрозерен, структурних складових і їх мікротвердість в термооброблених зразках зі сплаву МЛ5 при внутрішньоформовому модифікуванні

Варіант модифікування	Вміст вуглецю у поверхневому шарі, мас. %	Розмір мікрозерна, мкм	Розмір евтектики, мкм	Мікротвердість HV, МПа	
				матриця	евтектика
без модифікування	0,011	<u>200</u>	<u>135</u>	<u>952,5</u>	<u>1065,5</u>
		210	190	827,5	1065,5
$\Delta_c = 0,008 \text{ г/см}^2$	0,020	<u>100</u>	<u>90</u>	<u>1110,3</u>	<u>1227,8</u>
		190	130	856,7	1089,6
$\Delta_c = 0,080 \text{ г/см}^2$	0,035	<u>130</u>	<u>90</u>	<u>1289,4</u>	<u>1429,9</u>
		200	145	856,6	1089

Примітка. В чисельнику приведені значення для края зразків, в знаменнику - для центра.



а



б

а – загальний вигляд зламу, $\times 5$; б – фрагмент зламу, $\times 24$

Рисунок 3.3 – Плена на поверхні зламу зразка зі сплаву МЛ5 після внутрішньоформового модифікування, $\Delta_c = 0,08 \text{ г/см}^2$ ДГ

Внутрішньоформове модифікування вуглецем здрібнювало зерно і додатково зміцнювало твердий розчин і структурні складові виливків зі сплаву МЛ5, що сприяло підвищенню комплексу механічних властивостей (табл. 3.2). При цьому, оптимальна витрата ДГ при нанесенні на ливарну форму становила $\sim 0,008$ гр. на 1 см^2 поверхні.

Таблиця 3. 2- Механічні властивості зразків зі сплаву МЛ5 при внутрішньоформовому модифікуванні ДГ

Варіант модифікування	Вміст вуглецю, мас. %	Механічні властивості				τ_{150}^{80} , год
		без термообробки		після т/о		
		σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %	
Без модиф.	--	165,3	2,8	228,4	3,6	141,3
Внутрішньо формове модифікув.	0,020 ^{*)}	195,6	5,0	233,8	6,3	148,5
	0,035 ^{*)}	197,8	3,3	235,2	6,0	147,1

Примітка. *) – вміст вуглецю в поверхневому шарі.

3.1.2 Газоізостатичне пресування відливок із магнієвих сплавів

Однією з важливих умов отримання високоякісного магнієвого лиття є отримання металу підвищеної щільності без мікропористості і рихлоти. Тому ряд виливків з магнієвих сплавів проходить контроль на гідростатичні випробування, в результаті якого частина з них його не витримують. З метою підвищення щільності металу застосовували газоізостатичне пресування (ГП) для виливків зі сплавів. Випробовували зразки сплавів, що містять мікропористість. Газоізостатичне пресування дослідних зразків з магнієвих сплавів проводили в газостаті моделі «QUINTUS» при температурі 395 ± 5 ° С, тиску 9,2 МПа протягом 1,5 години.

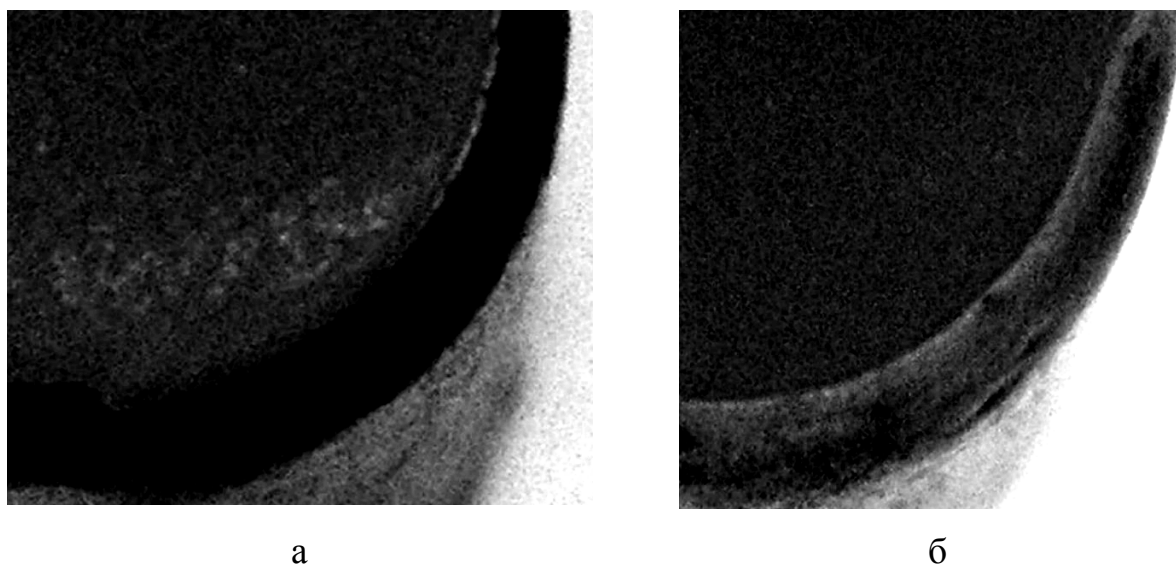
Проведений металографічний аналіз показав, що ГПІ не впливало на розміри макро- і мікрозерна виливків з магнієвих сплавів. Однак, при цьому відбувалося ущільнення металу і мікропори закривалися. ГПІ сприяло зміцненню металу поверхневих шарів виливків завдяки їх деформації. Мікротвердість металу в поверхневій зоні виливків була значно вище ніж в центральній частині (табл. 3.3).

Механічні властивості досліджуваних сплавів показали поліпшення їх фізико-механічних характеристик і жароміцних після ГПІ (див. табл. 3.3).

Таблиця 3.3 - Фізико-механічні властивості і жароміцність термооброблених зразків із магнієвих сплавів до и після ГПІ

Ва- рі- ант	Характеристики сплавів									
	МЛ5					МЛ10				
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	$HV_{\text{матр}}$, МПа	ρ , г/см ³	τ_{150}^{80} , год	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	$HV_{\text{матр}}$, МПа	ρ , г/см ³	τ_{270}^{80} , год
без ГПІ	228,0	3,6	$\frac{1200,8}{1065,7}$	1,562	141,1	235,0	3,6	$\frac{1290,5}{1261,0}$	1,754	47,5
з ГПІ	248,4	4,2	$\frac{1396,7}{1325,6}$	1,798	158,4	262,1	4,8	$\frac{1426,6}{1354,3}$	1,881	61,4
Примітка. В чисельнику - край зразка, в знаменнику - центр.										

ГПІ тонкостінних виливків зі сплаву МЛ5, що містять усадкову пористість, дозволило усунути її (рис. 3.4) і отримати метал з механічними і експлуатаційними властивостями, що задовольняє вимогам нормативно-технічної документації. Таким чином, газоізостатичне пресування є ефективною технологією для усунення таких дефектів у виливках з магнієвих сплавів, як мікропористість і усадочні раковини, що дозволяє підвищити вихід придатного на виробництві.



а - до ГП; б - після ГП

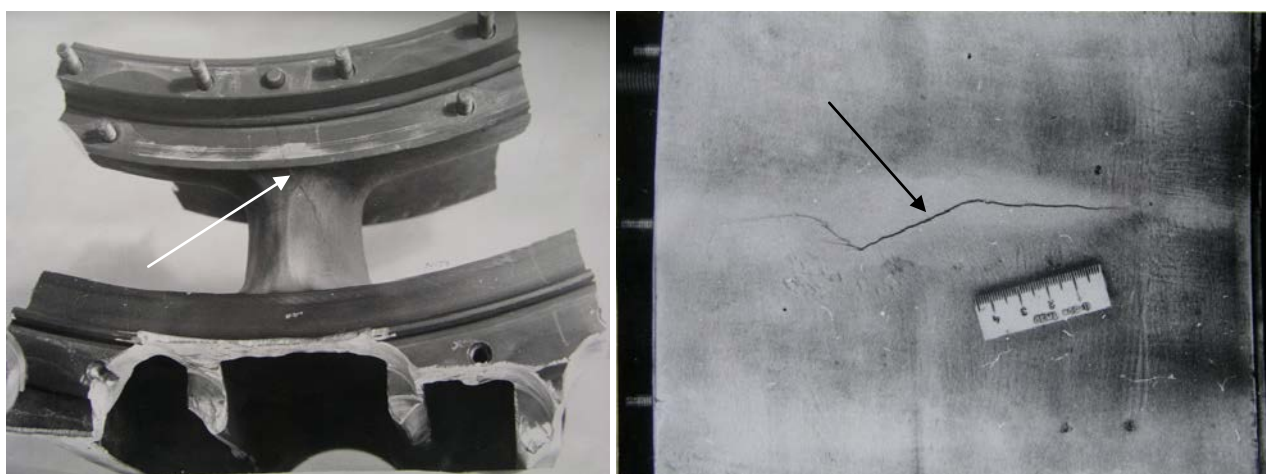
Рисунок 3.4 - Усадочна пористість на зразках магнієвих сплавів,; $\times 10$

3.2 Розробка модифікованого магнієвого сплаву з підвищеним рівнем властивостей для заварки тріщин литва

3.2.1 Аналіз діючої технології заварки литих деталей з магнієвих сплавів

При виробництві та експлуатації авіаційного лиття з магнієвих сплавів можливе утворення поверхневих сколів і тріщин (рис. 3.5). За технічними умовами після оброблення тріщин допускається їх заварка, яка є досить дорогою і не завжди ефективною, так як на місці заварки можуть повторно утворюватися тріщини. Магнієві сплави володіють різною здатністю до зварювання. Для заварки застосовують той же матеріал, що і основа сплаву. Так, якщо при заварці дефектів на деталях зі сплаву МЛ5 не виникає труднощів, то деталі зі сплаву МЛ10 заварюються погано - часто в місцях

заварки утворюються тріщини, які потребують повторної заварки (рис. 3.6). Після декількох невдалих заварок дорогий виріб бракується.



а

б

а – на ребрах жорсткості, $\times 0,25$; б – на зовнішній поверхні корпусу, $\times 2$

Рисунок 3.5 – Поверхневі тріщини на корпусі компресора
низького тиску



Рисунок 3.6 – Тріщина в місці заварки корпусної відливки; $\times 0,3$

Якість виливків з магнієвих сплавів в промислових умовах визначають неруйнівними методами контролю: візуальним, рентгенівським, люмінесцентним і кольоровим.

Візуальний контроль виливків на наявність дефектів здійснюють після попереднього їх просочення гасом. Для просочення застосовують паливо РТ, ТС-1 і КК-2-87 (ГОСТ 10227-86).

Рентгенівський контроль зварних з'єднань в виливках з магнієвих сплавів здійснюється за допомогою апаратів РАП-150/300, РУП 150/300, РУП 400-5 і СВІТУ-2Д і реєструють отримані дані на рентгенівські плівки РМ-1, РТ-1, РТ-2 та ін. Товщина просвічуваного матеріалу знаходиться в межах 11 ... 116 мм.

Люмінісцентний контроль виливків проводять методами Люм-17-П і Люм-К, використовуючи капілярне проникнення люмінісцентної рідини в порожнину дефекту виробу. На попередньо очищену поверхню наносять шар індикаторного пенетранту, що складається з гасу або реактивного палива $85 \pm 5\%$ і масла трансформаторного або МК-8 $15 \pm 5\%$ (ГОСТ 6457). Після промивання виробу в технічній воді і просушування, на контрольовану поверхню наносять проявник у вигляді оксиду магнію. Наявність дефектів встановлюють за світінням в ультрафіолетовому світлі, створюваним опромінювачем КДЗ-3Л.

Для дефектоскопії виробів кольоровим методом ЦМ15-В, на попередньо очищену поверхню виробу наносять шар індикаторного пенетранту. Після витримки, в результаті якої пенетрант заповнює поверхневі дефекти, поверхня обробляється рідиною ОЖ-2 і видаляється сумішшю 70% трансформаторного масла або МС-8П (ОСТ 38.01163-78) і 30% палива ТС-1 або РТ. Для фіксації дефекту використовують проявник.

Основним способом виправлення дефектів магнієвого лиття є його заварка. Тому зварюваність матеріалів є важливою характеристикою, що дозволяє отримувати якісні вироби, які відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

Зварюваність металу вивчали на термооброблених пластинах розміром $200 \times 100 \times 10$ мм, які зварювали литими електродами $\varnothing 8 \times 200$ мм. Зварювання проводилося аргоно-дуговим способом з використанням невитратного вольфрамового електрода із застосуванням зварювального трансформатора ТД-500, осцилятора ОСП-3 і баластного реостата РБ-35. Зварні шви випробовувалися по ГОСТ 1497-84 з урахуванням вимог ГОСТ 6996-66 на пропорційних циліндричних зразках $\varnothing 5$ мм з початковою розрахунковою довжиною зразка $l_0 = 5d_0$.

Проведений металографічний аналіз металу зварного шва і навколошовної зони виливків зі сплаву МЛ10, заварених за стандартною технологією, показав наявність в їх структурах різнозернистості, а також наявність мікрорихлот і мікропор (рис. 3.7). Дані дефекти були концентраторами напружень, що виникають при охолодженні заварених виливків, і сприяли утворенню нових тріщин.

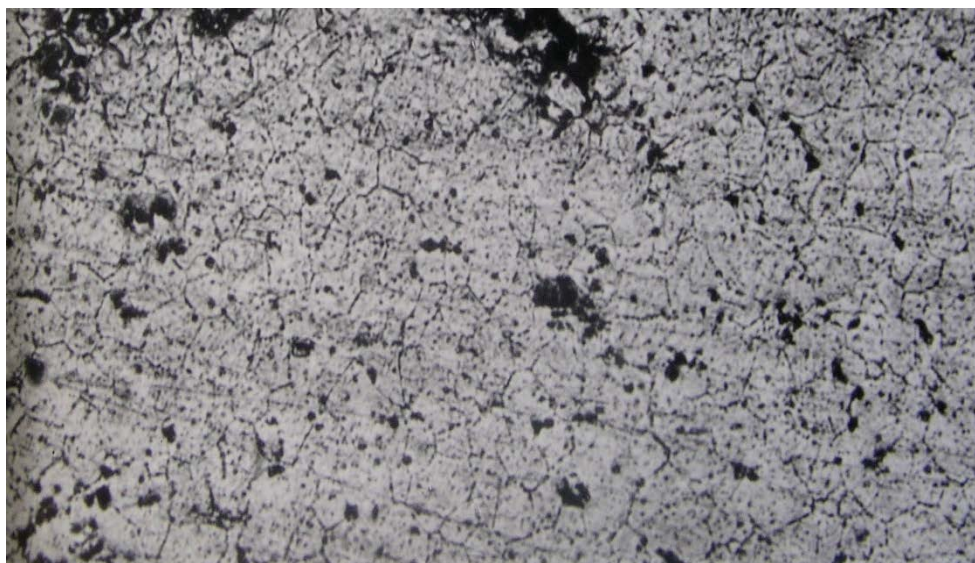


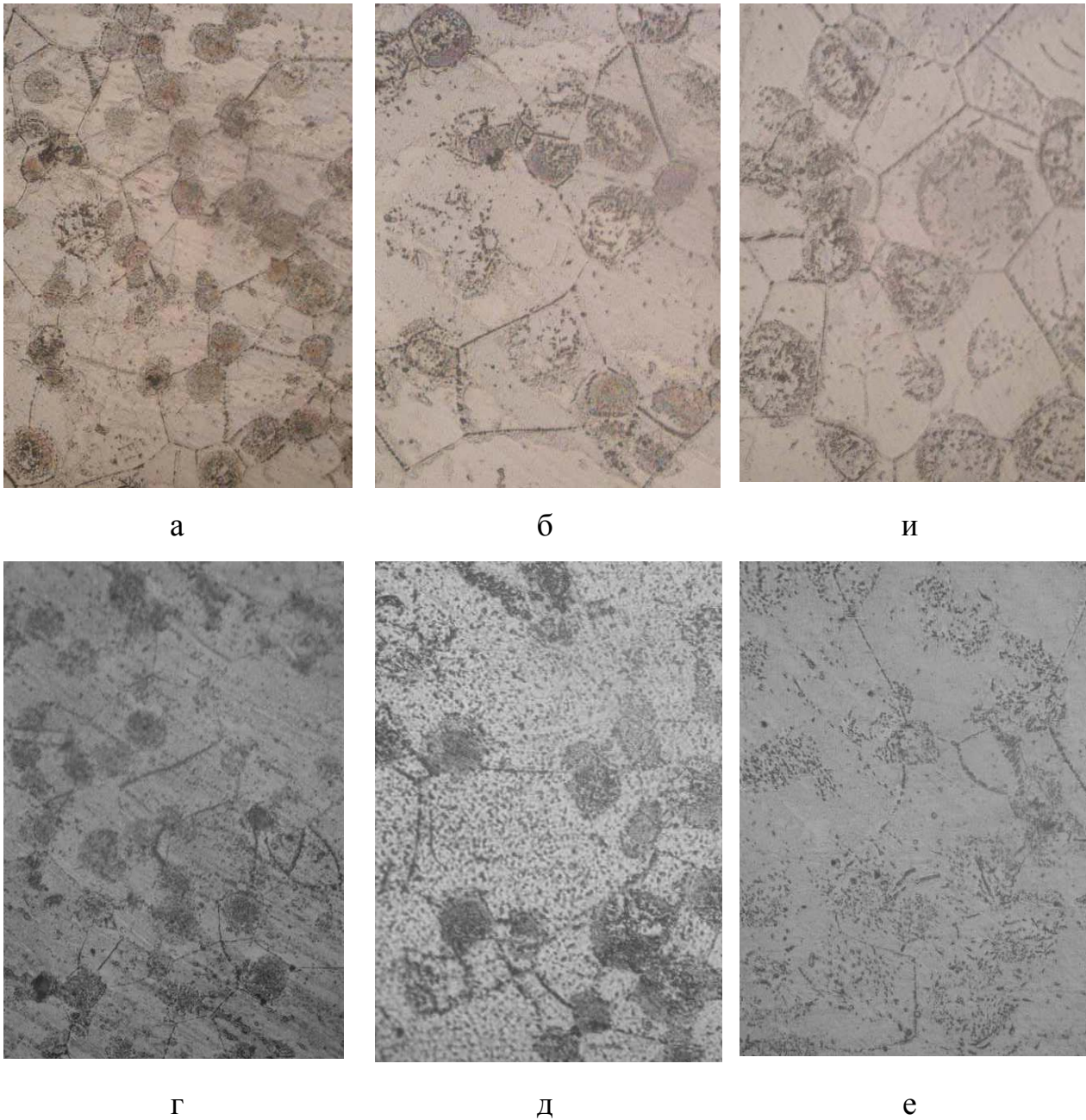
Рисунок 3.7 – Мікроструктура металу зварюваного шва корпусного лиття зі сплаву МЛ10, отриманого за діючою технологією; $\times 100$

Таким чином, розробка нових присадкових матеріалів для заварки поверхневих сколів і тріщин литих деталей зі сплаву МЛ10, що забезпечують необхідну їх якість, є гострою виробничою необхідністю.

3.2.2 Розробка складу присадкового матеріалу для заварки дефектів

Для розробки хімічного складу присадкового матеріалу для заварки відколів і тріщин лиття зі сплаву МЛ10 досліджували вплив скандію на його зварюваність. Для цього використовували магній-скандієву лігатуру, яка містить 10% Sc, для виробництва зварювальних електродів зі сплаву МЛ10. Зростаючі присадки лігатури вводили в розплав і вивчали вплив скандію в межах 0 ... 1,0% на структуроутворення, механічні властивості і жароміцність магнієвого сплаву МЛ10.

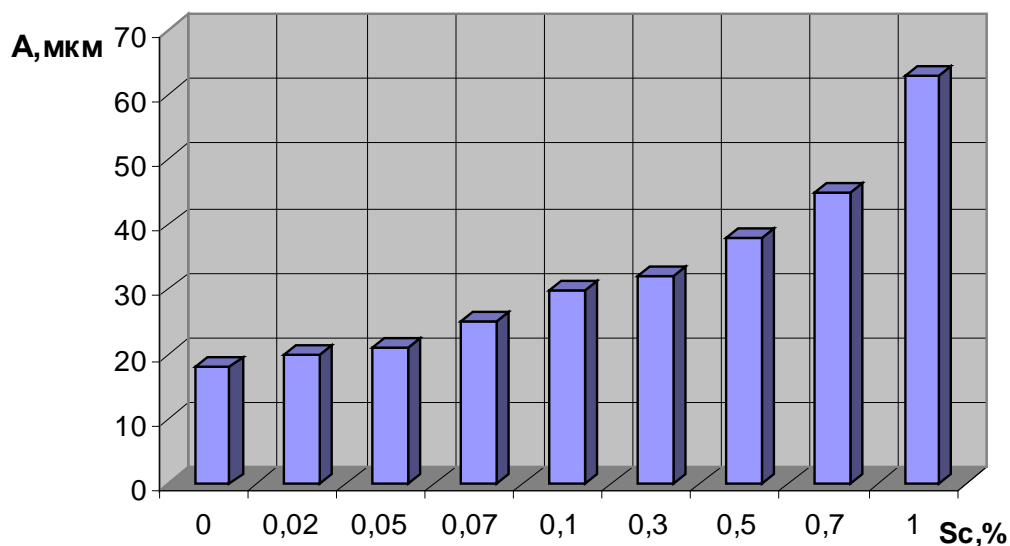
Мікроструктура термообробленого сплаву МЛ10 представляла собою δ -твердий розчин з наявністю евтектики сферичної форми. З підвищенням концентрації скандію в сплаві збільшувалися розміри такої евтектики (рис. 3.8 а ... в). Так, при введенні в розплав більше 0,07% Sc розмір евтектичних областей збільшувався приблизно в 3 рази в порівнянні зі стандартним сплавом, в той час як розмір зерна матриці знаходився приблизно на одному рівні (рис. 3.9). Мікротвердість структурних складових сплаву МЛ10 зі збільшенням вмісту скандію підвищувалася, як до, так і після термообробки. Причому після проведення термообробки спостерігалось збільшення мікротвердості матриці і зниження значень твердості евтектики (табл. 3.4). Мікрорентгеноспектральний аналіз, проведений на електронному мікроскопі «JSM-6360LA», показав, що евтектика збагачена в основному цирконієм, неодимом і скандієм (рис. 3.10). У сплаві із скандієм в сферичній евтектиці було в $\sim 1,5 \dots 2,0$ рази більше скандію, ніж в δ -твердому розчині.



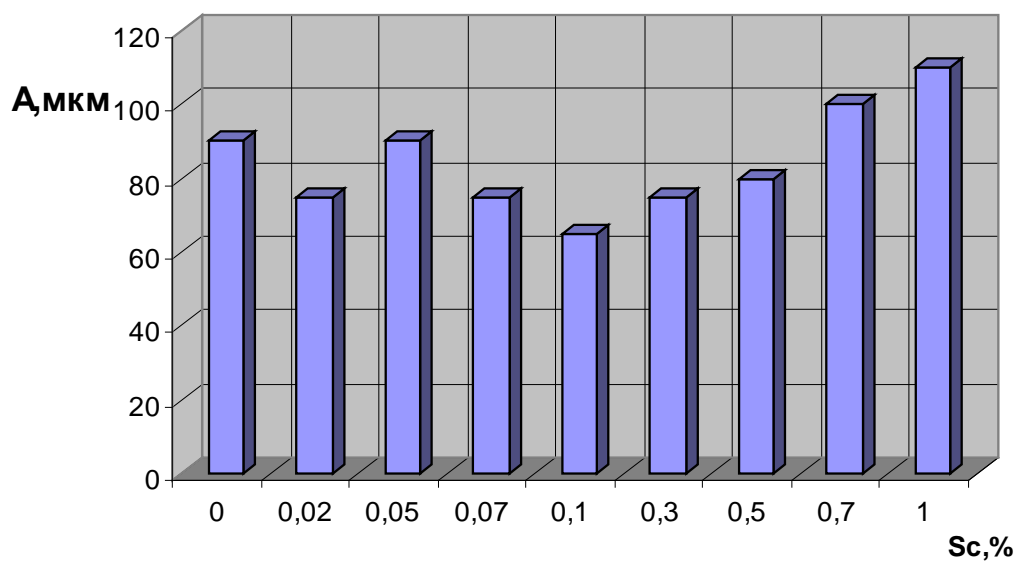
а, г – без Sc; б, д – 0,05 % Sc; в, е – 1,0 % Sc

Рисунок 3.8 – Мікроструктура термообробленого сплаву МЛ10 до (а, б, в) і після (г, д, е) випробувань на жароміцність; x500

При підвищенні концентрації скандію в сплаві до 0,1% зерна подрібнювалися. Подальше збільшення вмісту скандію до 1,0% призводило до зростання розміру мікрозерен



а



б

а – $\delta+\gamma$ – фаза; б – δ – фаза

Рисунок 3.9 – Середні розміри структурних складових (а) сплаву МЛ10 з різним вмістом скандію

У зразках, які пройшли випробування на жароміцність, спостерігався розпад евтектики (рис. 3.8 г...е). У процесі впливу температури і

прикладеного навантаження поряд з розпадом евтектики відбувалося і її розчинення в матриці з подальшим нерівномірним виділенням дрібнодисперсної фази (рис. 3.11), яка мала смугасту структуру з підвищеною мікротвердістю.

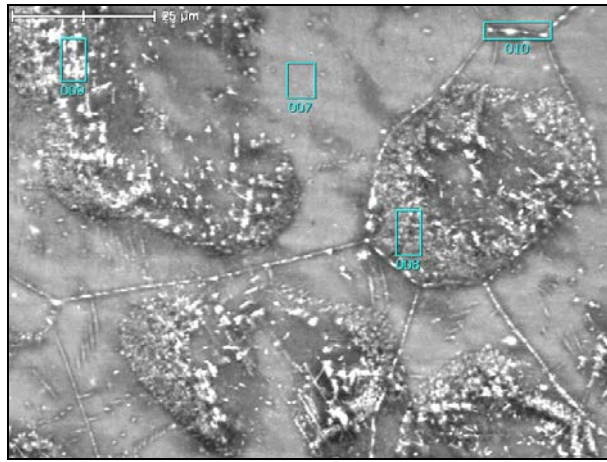
Таблиця 3.4– Мікротвердість зразків зі сплаву МЛ10 зі Sc

Присадка Sc, мас. %	Мікротвердість HV, МПа			
	до термообробки		після термообробки	
	матриця	евтектика	матриця	евтектика
-	662,5	1916,6	1065,7	1320,4
0,02	770,0	2089,3	1078,8	1480,6
0,05	781,0	2094,9	1098,8	1504,7
0,07	827,1	2125,7	1114,4	1735,6
0,10	835,0	2158,7	1154,5	1891,6
0,30	846,5	2211,8	1187,4	1930,6
0,50	871,5	2285,9	1235,5	1985,7
0,70	904,3	2348,3	1288,4	2130,6
1,00	942,8	2450,7	1320,5	2211,6

Примітка. В таблиці приведені середні значення.

Зростання вмісту скандію в сплаві МЛ10 до 0,05% сприяло деякому підвищенню як механічних, так і жароміцних властивостей. Подальше збільшення концентрації скандію в металі знижувало фізико-механічні характеристики матеріалу (табл. 3.5).

Підвищення температури при випробуванні на тривалу міцність до 270°C зменшило час до руйнування в ~ 6 разів. Зразки, що містять 1,0% Sc, зруйнувалися при їх навантаженні вже при температурі 250°C. При цьому спостерігалось огрубіння структури внаслідок інтенсивного виділення інтерметалідів по межах зерен.



№ точки	Вміст елементів, % *)				
	Mg	Si	Sc	Zr	Nd
007	97,76	0,1	0,02	0,1	2,02
008	93,52	0,08	0,57	1,83	4,0
009	92,36	0,17	0,54	4,03	2,9
010	96,1	0,17	0,24	0,53	2,96

Примітка. *) - дані носять оціночний характер

Рисунок 3.10 – МРСА структурних складових сплаву МЛ10 з присадкою 0,5 % Sc



Рисунок 3.11 – Мікроструктура сплаву МЛ10 після тривалої витримки (тисяча двісті п'ятдесят дві години) і напруження ($\sigma = 80$ МПа) при температурі 150 °С; $\times 750$

Таблиця 3.5 – Середні механічні властивості і тривала міцність сплаву МЛ10 зі Sc

Вміст Sc, мас. %	Механічні властивості		Тривала міцність при $\sigma = 80$ МПа, год		
	σ_B , МПа	δ , %	$T_{\text{випр.}}^* = 150/250^\circ\text{C}$	$T_{\text{випр.}} = 270^\circ\text{C}$	$T_{\text{випр.}} = 300^\circ\text{C}$
0	235,0	3,6	1252,0/26,2	47,5	9,0
0,02	253,0	4,6	1252,0/56,0	53,1	11,1
0,05	245,0	6,3	1252,0/48,7	71,5	16,0
0,07	240,0	4,0	1252,0/64,0	61,6	12,4
0,10	232,0	3,5	1252,0/48,0	36,5	13,4
0,50	235,0	4,0	1251,0/34,1	24,0	6,7
1,00	169,0	3,3	1252,0/8,0	-	-
Примітка.*) - випробування зразків на тривалу міцність проводили ступінчатим чином: при 150 °С (чисельник), потім при 250 °С (знаменник).					

У структурі зразків, що містять більше 0,07% Sc, спостерігалися грубі пограничні включення, які приводили до швидкого руйнування зразків при їх випробуванні.

Таким чином, присадка скандію в кількості 0,05% в сплав МЛ10 є оптимальною і була рекомендована для виготовлення присадкового матеріалу з покращеними властивостями.

3.2.3 Випробування розробленого присадкового матеріалу

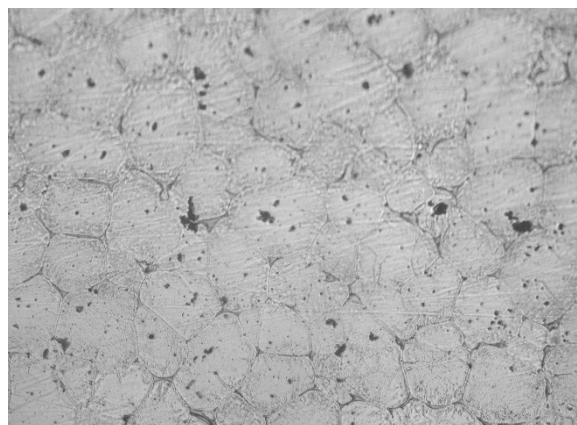
Досліджували вплив якості заварки виливків зі сплаву МЛ10 присадним матеріалом з цього ж сплаву з вмістом скандію 0,05%. Мікроструктура пропрацьованих виливків характерна для термообробленого

стану сплаву МЛ10. У структурі зварного шва спостерігали δ -твердий розчин і γ -фазу, що розташовується по межах зерен у вигляді світло-сірих виділень, характерну для литого металу (рис. 3.12).

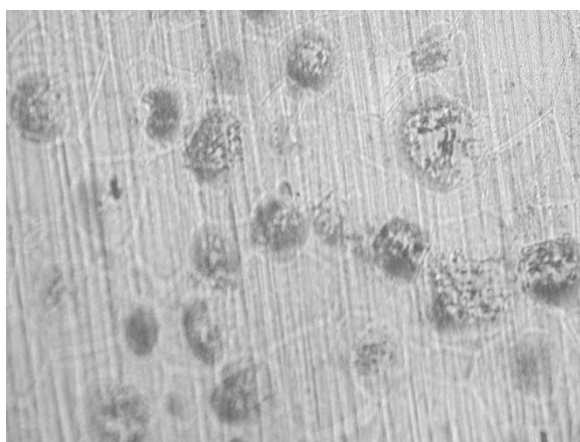
Структурні складові в звареному шві в порівнянні з основним металом були помітно меншими (табл. 3.6). Мікротвердість зварного шва була трохи вищою в порівнянні з основним металом.



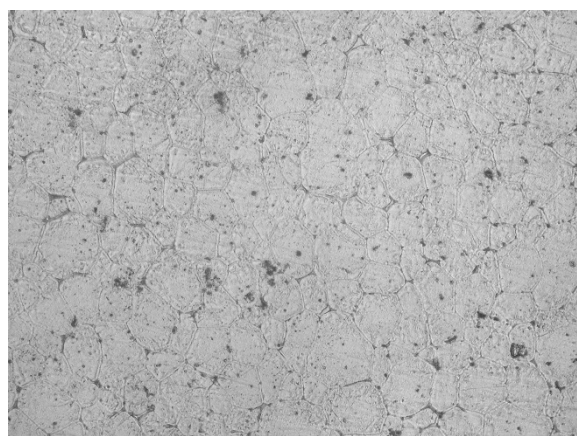
а



б



в



г

а, в – основний метал; б, г – зварний шов

Рисунок 3.12 – Мікроструктура відливки і зони зварювання без Sc (а, б) і зі скандієм (в, г); $\times 500$

У зв'язку з тим, що механічні властивості металу зразків, що містять скандій, вище, ніж сплаву МЛ10 без скандію, то руйнування зварних зразків

при випробуваннях проходило не по зварному шву, а по основному металу. Промислове випробування присадкового матеріалу сплаву МЛ10 зі скандієм при заварці корпусів авіадвигунів зі сплаву МЛ10 дало позитивний результат. Рентгенівський аналіз не виявив наявності несутцільностей в зварених зонах. За рівнем механічних властивостей матеріал зварного шва задовольняв вимогам ГОСТ 2856-79.

Таблиця 3.6 - Середній розмір структурних складових, мікротвердість і механічні властивості зварних зразків зі сплаву МЛ10

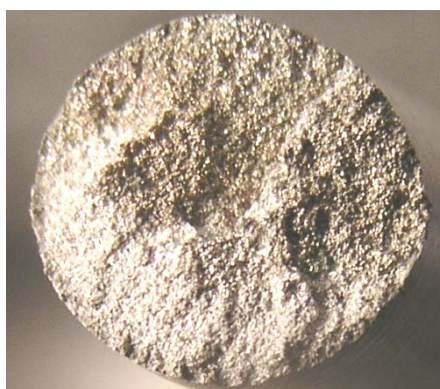
Вміст Sc, мас. %	Розмір структурних складових, мкм		Мікротвердість HV _{0,05} , МПа	Механічні властивості	
	матриця	евтектика		σ _в , МПа	δ, %
0	70/34	40/30	910,0/930,0	235/239	3,6/3,2
0,05...0,06	60/25	45/35	980,8/1020,4	245/253	5,6/6,0
Примітка. Чисельник - основний метал, знаменник – зварний шов					

3.2.4 Розробка та дослідження технології заварки тріщин авіаційного магнієвого литва

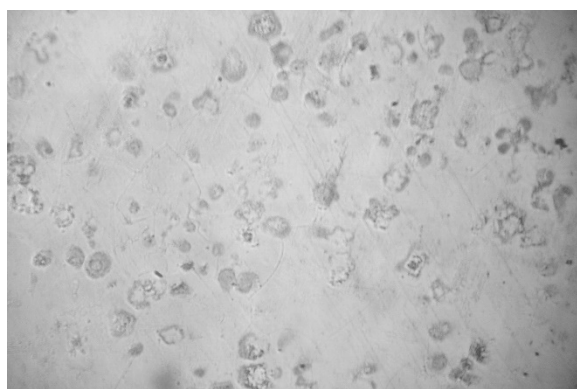
У виробничих умовах ВАТ «МОТОР СІЧ» проводили дослідно-промислові плавки сплаву МЛ10 по виготовленню присадкового матеріалу із вмістом скандію для заварки відколів і тріщин у виливках.

У тигельну піч ПІМ-500 завантажували попередньо нагріті шихтові матеріали і по мірі розплавлення переливали в виймальні тиглі при 650...730°C. Виймальні тиглі встановлювали в роздавальні печі, в яких доводили сплав за хімічним складом і рафінували флюсом ВІ-2 при 740...760°C. Потім в розплав вводили магній-скандієву лігатуру (9% Sc) з розрахунку отримання 0,05 ... 0,07% залишкового вмісту скандію, підігрівали до 730°C, витримували розплав протягом 15 хв. і заливали в кокіль для

отримання литих стержнів $\varnothing 8 \times 200$ мм, призначених для заварки виливків. Метал всіх дослідно-промислових плавок мав щільний дрібнодисперсний матовий злам (рис. 3.13, а). Мікроструктура сплаву МЛ10 зі Sc представляла собою δ -твердий розчин з наявністю евтектики ($\delta + \gamma$) сферичної форми і одиночних інтерметалідів (рис. 3.13, б). Механічні властивості металу задовольняли вимогам ГОСТ 2856-79 і знаходилися в межах: $\sigma_B = 245 \dots 255$ МПа, $\delta = 4,0 \dots 5,0\%$.



а



б

а – макроструктура, $\times 5$; б – мікроструктура, $\times 250$

Рисунок 3.13 – Структура сплаву МЛ10 зі Sc (промислові плавки)

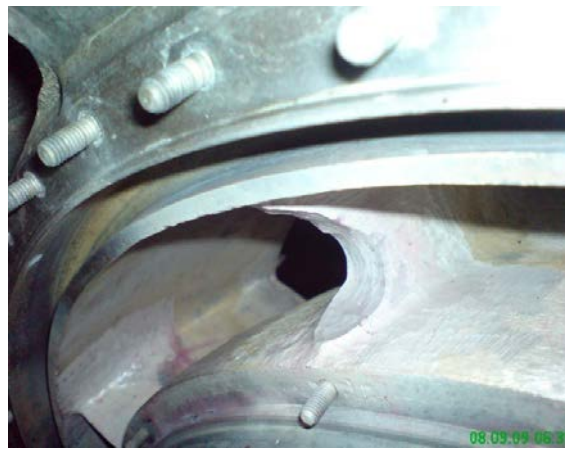
Корпуси авіадвигунів Д-36, які пройшли гарантований наробіток льотних годин і надійшли на плановий ремонт, проходили дефектовку. Поверхневі тріщини на корпусах (рис. 3.14, а) зі сплаву МЛ10 виявляли візуальним, кольоровим і люмінісцентним методами. Проводили оброблення виявлених тріщин до їх повного видалення (рис. 3.14, б).

Підготовлені вироби поміщали в термічну піч для нагрівання до 200°C і витримували 6 годин, після чого їх витягували з печі і приступали до заварки. Заварка проводилася аргоно-дуговим способом з використанням невитратного вольфрамового електрода із застосуванням зварювального трансформатора ТД-500, осцилятора ОСП-3 і баластного реостата РБ-35 при

силі струму 140...220 А і витраті аргону 14...18 л / хв. В якості присадкового матеріалу використовували стрижні $\varnothing 8 \times 200$ мм зі сплаву МЛ10 зі скандієм. Після заварки деталі завантажували в термічну піч і охолоджували разом з піччю до температури не вище 120°C . Заварені ділянки (рис. 3.15, а) піддавали контролю і зачищали до отримання необхідних геометричних розмірів (рис. 3.15, б).



а



б

а – до оброблення, $\times 0,1$; б – після оброблення тріщини, $\times 0,15$

Рисунок 3.14 – Корпус авіадвигуна з тріщинами

Частина відновлених корпусів були розрізані для металографічного контролю і виготовлення зразків для механічних випробувань. Проведений металографічний контроль зварених елементів корпусу показав, що метал зварного шва і основи деталі мав щільну однорідну структуру без будь-яких дефектів. Мікроструктура основного металу характерна для термообробленого стану сплаву МЛ10, зварений шов складався з δ -твердого розчину і інтерметалідних фаз. При цьому, розмір структурних складових у звареному шві значно менше, ніж в основному металі (рис. 3.16).



а – після заварки; б – після зачистки відновлених ділянок

Рисунок 3.15 – Елемент корпусу Д-36; $\times 0,1$

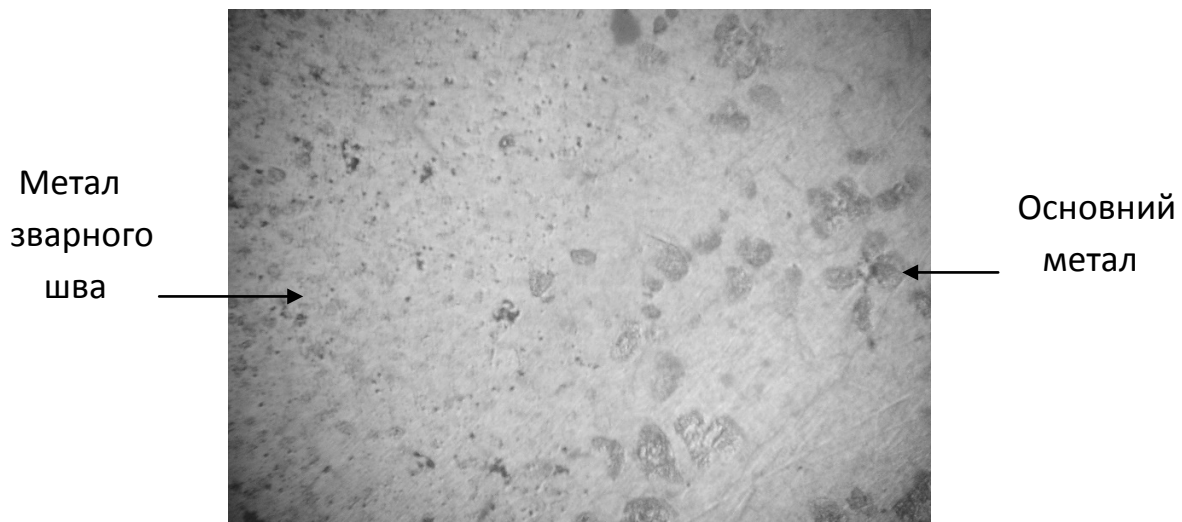


Рисунок 3.16 – Мікроструктура навколошовної зони звареного корпусу авіадвигуна Д-36; $\times 200$

Зразки для механічних випробувань виготовляли так, щоб межа перехідної зони від зварного шва до основного металу перебувала в середній частині зразків. Для визначення цієї межі зразки травили реактивом, який складається з 1% азотної кислоти, 20% оцтової кислоти, 19% дистильованої води, 60% етиленгліколю. Рентгенконтролем підтверджена хороша якість

зварювання. За рівнем механічних властивостей ($\sigma_B = 230 \dots 235$ МПа, $\delta = 3,5 \dots 4,0\%$) досліджуваний метал задовольняв вимогам ГОСТ 2856-79, причому руйнування зразків при випробуваннях проходило не по зварному шву, а по основному металу.

Розроблена технологія заварки поверхневих тріщин корпусів авіадвигунів Д-36, виготовлених зі сплаву МЛ10, присадним матеріалом зі скандієм дозволяє отримати литі деталі, що задовольняють вимогам нормативно-технічної документації і забезпечують гарантовані експлуатаційні терміни для відповідальних агрегатів.

Таким чином, встановлено можливість поліпшення структури і властивостей магнієвих сплавів завдяки внутрішньоформовому модифікуванню їх дисперсним графітом (ДГ). Визначено оптимальні присадки ДГ при поверхневому ($\sim 0,008$ гр. на 1 см^2 робочої поверхні форми) модифікуванні, що забезпечують подрібнення структурних складових сплаву і помітне підвищення його механічних властивостей.

Показана можливість застосування газоізостатичного пресування (ГП) для виправлення дефектів лиття з магнієвих сплавів. Встановлено, що застосування ГП дозволяє усувати мікропористість у виливках з магнієвих сплавів і підвищує їх щільність на $10 \dots 15\%$, межу міцності на $\sim 10\%$, пластичність на $\sim 20\%$ і жароміцність на $\sim 10 \dots 20\%$.

На основі результатів досліджень структуроутворення і формування багатокомпонентних фаз при модифікуванні магнієвих сплавів розроблено і випробувано скандієвмісний присадковий матеріал для заварки дефектів авіаційного магнієвого лиття, який дозволяє отримати зварювальний шов з щільною й однорідною зоною сплаву, подрібненою мілкозернистою мікроструктурою і підвищеними механічними властивостями. Розроблена ресурсозберігаюча технологія заварки литих авіаційних деталей дозволяє відновлювати дорогі вироби і забезпечує гарантовану надійність і довговічність їх експлуатації.

4 ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ЛИВАРНОГО ЗВОРОТУ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Ливарний зворот жароміцних нікелевих сплавів для подальшого використання в технологічному процесі отримання відповідальних виливків газотурбінних двигунів (ГТД) готувався шляхом поверхневої очистки та рафінування при зміні умов температурної обробки розплаву та кристалізації металу.

4.1 Дослідження очищення ливарних відходів

Кускові відходи ливників із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ мали на поверхні залишки керамічної форми (рис. 4.1 а, б) і змінену структуру верхньої поверхні ливникових чаш (рис. 4.1 в, г). Хімічний аналіз ливникових відходів (табл. 4.1) показав, що вміст легувальних і домішкових елементів в ливниках і ливникових чашах, в переважній більшості випадків, знаходився в допустимих межах норм технічних умов (ТУ). Тільки у верхній частині ливникових чаш зі сплаву ЖС26-ВІ помітно підвищилася (майже в 2 рази) масова частка алюмінію. У цьому ж сплаві спостерігається знижений вміст хрому і підвищений вміст ніобію в ливникових чашах у порівнянні з ливниками. У ливникових чашах зі сплаву ЖС32-ВІ спостерігали підвищення вмісту кобальту, ніобію і зниження - вольфраму і заліза в порівнянні з ливниками. Слід зазначити, що в обох сплавах масова частка кремнію наблизилася до допустимого рівня норм ТУ (див. табл. 4.1).



а



б



в



г

а, в – сплав ЖС26-ВІ; б, г – сплав ЖС32-ВІ

Рисунок 4.1 – Зовнішній вигляд відходів ливників (а, б) і чаш (в, г)

Таблиця 4.1 – Хімічний склад ливарних відходів сплавів ЖС26-ВІ и ЖС32-ВІ

Марка сплаву	Вид відходів	Місце аналізу	Масова частка елементів, %															
			Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Ta	Re	Fe	V	Mn	Si			
ЖС26-ВІ	ливники		4,85	9,25	1,0	5,91	11,92	0,95	1,44	–	–	–	–	–	0,17	1,0	0,05	0,27
	чаші	верх	4,66	9,00	1,0	9,96	12,30	0,97	1,70	–	–	–	–	–	0,08	1,0	0,06	0,27
		низ	4,54	9,00	1,0	5,93	12,30	0,95	1,60	–	–	–	–	–	0,07	1,0	0,05	0,27
	Норми ТУ		4,3...5,6	8,0...10,0	0,8...1,2	5,5...6,2	10,9...12,5	0,8...1,4	1,4...1,8	–	–	–	–	–	≤1,0	0,8...1,2	≤0,3	≤0,3
ЖС32-ВІ	ливники		4,62	9,50	–	5,85	9,20	1,21	1,48	3,76	3,83	–	–	0,30	–	–	0,05	0,29
	чаші	верх	4,67	10,49	–	5,84	8,70	1,22	1,65	3,77	3,80	–	–	0,18	–	–	0,07	0,29
		низ	4,50	10,30	–	5,78	8,57	1,06	1,57	3,71	3,70	–	–	0,15	–	–	0,05	0,29
	Норми ТУ		4,3...5,6	8,0...10,0	–	5,6...6,3	7,7...9,5	0,8...1,4	1,4...1,8	3,5...4,5	3,5...4,5	–	–	≤1,0	–	–	≤0,3	≤0,3

У верхній частині ливникових чаш була груба усадочна рихлота, де не виявлено шлакових або інших забруднень металу (рис. 4.2. а, б). У поверхневій зоні ливників був пригар – забруднення металу шаром неметалічних включень сірого кольору, товщина якого складала $\sim 0,075$ мм (рис. 4.2 в, г). Ці включення сірого кольору мікрорентгеноспектральним аналізом ідентифіковані як корунд Al_2O_3 (рис. 4.3).



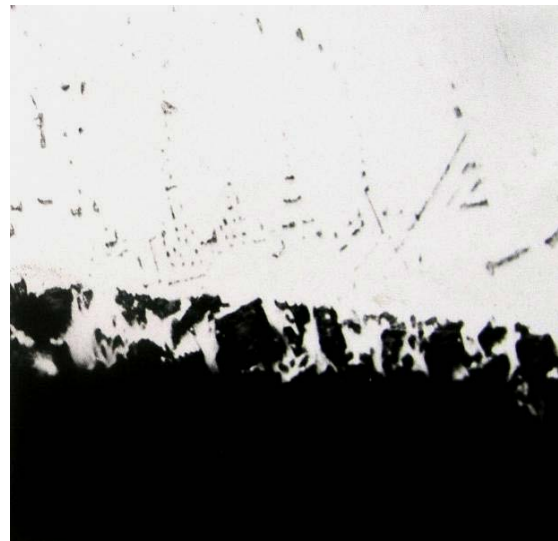
а



б



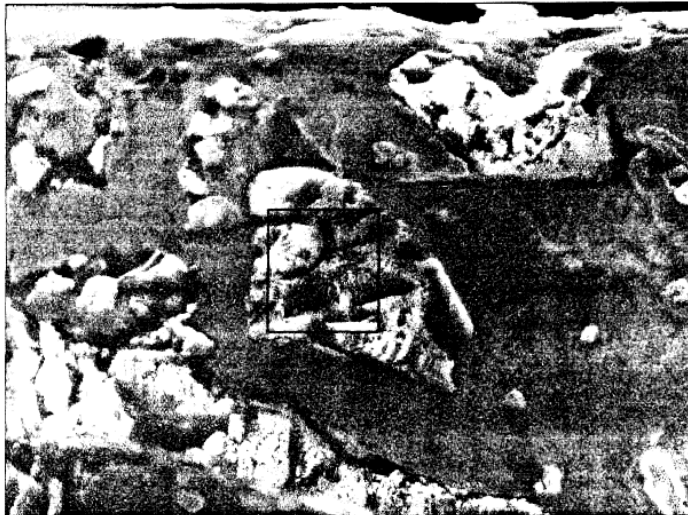
в



г

а, в – сплав ЖС26-ВІ; б, г – ЖС32-ВІ

Рисунок 4.2 – Усадочні рихлоти у верхній частині ливників (а, б) і пригару на ливниках (в, г); $\times 100$

Lab1 \longleftrightarrow 10µm

Matrix: 512x400
Data Type: Lab1(ADC)
Magnification: 2000x
Image Size: 0.0595x0.0445mm
kV: 20
Tilt: 0

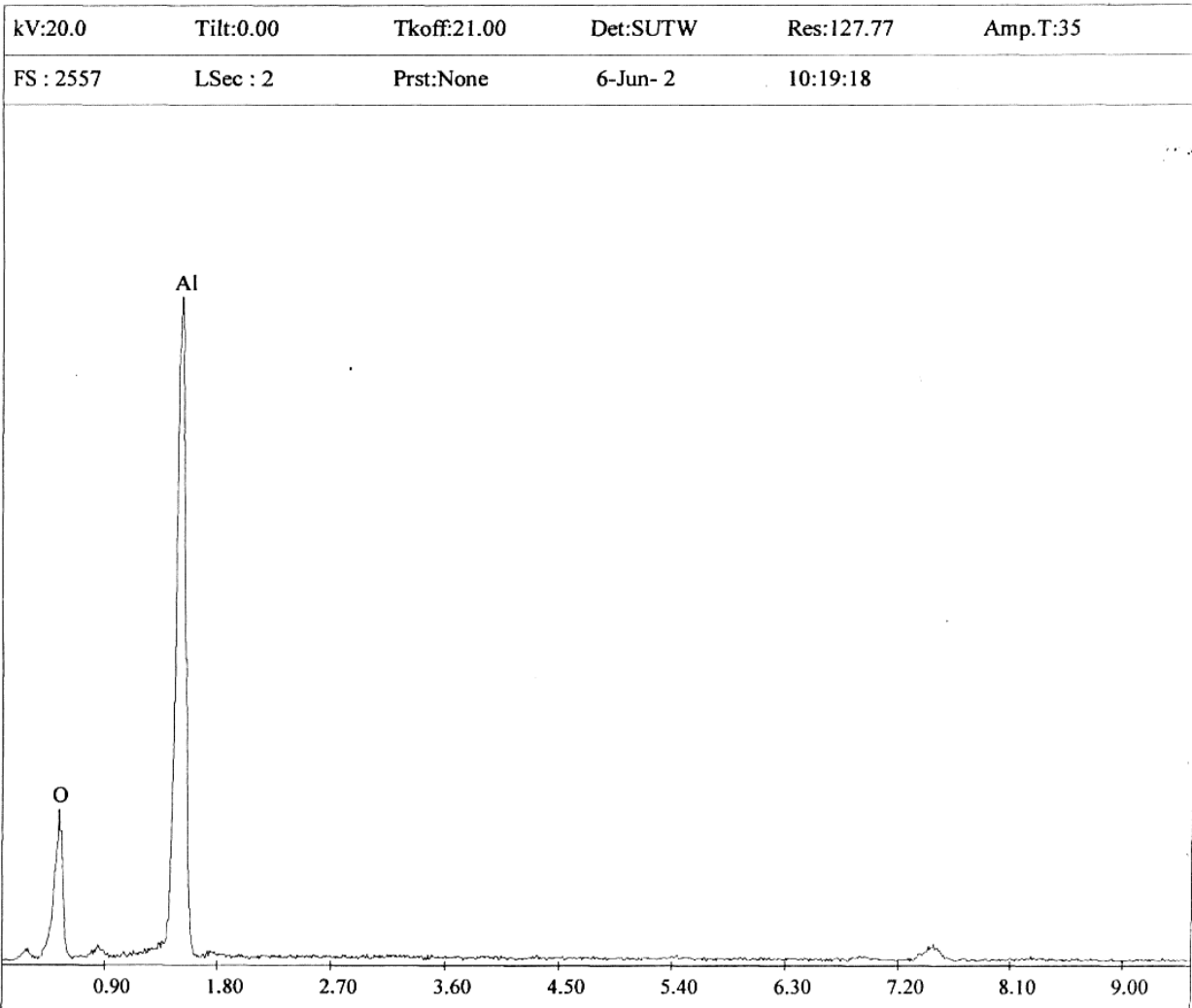


Рисунок 4.3 – Мікрорентгеноспектральний аналіз включень на поверхні

ЛИВНИКІВ

Рентгенофлуоресцентним аналізом на поверхні неочищених ливників виявили підвищений вміст алюмінію (табл. 4.2), а після галтування та дробоструменевої обробки – вміст заліза, набагато перевищує допустимі норми ТУ (див. табл. 4.1). У той же час дробоструменева обробка знизилася вміст алюмінію в поверхневих зонах ливників до стандартного рівня.

Таблиця 4.2 – Вміст алюмінію та заліза в поверхневих зонах ливників з нікелевих сплавів

Марка сплаву	Спосіб очистки ливників	Масова частка елементів, %	
		алюміній	залізо
ЖС26-ВІ	до очистки	24,5...25,1	0,10...0,95
	галтування	14,0...21,8	3,0...10,4
	обдування електрокорундом	14,2...16,2	0,16...0,26
	дробоструменева обробка	6,2...7,9	2,8...4,2
ЖС32-ВІ	до очистки	36,4...41,0	0,05...0,52
	галтування	19,4...32,0	2,1...10,5
	обдування електрокорундом	24,0...28,9	0,12...0,47
	дробоструменева обробка	9,2...11,5	2,47...4,75

Пригар на поверхні ливників знімали галтуванням (рис. 4.4 а, б), обдуванням електрокорундом (рис. 4.4 в, г) і дробеструменевою обробкою (рис. 4.4 д, е). Огляд поверхні великого числа ливників показав, що краще очищення забезпечувалося дробеструменевою обробкою. Після галтування і обдування електрокорундом на поверхні ливників зберігалися локальні ділянки не видаленого шару пригару.

Випробували додаткове очищення поверхні ливників, попередньо обдутих електрокорундом, травленням в трьох різних реактивах:

а) реактив 1: HNO_3 – $322,8 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; HCl – $348,9 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; HF – $99,7 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; травлення при температурі 15°C протягом 12 годин;

б) реактив 2: HNO_3 – $390 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; HCl – $380 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; HF – $99,7 \text{ см}^3/\text{дм}^3$; травлення при температурі 25°C протягом 1 год. 20 хв і 6 год;

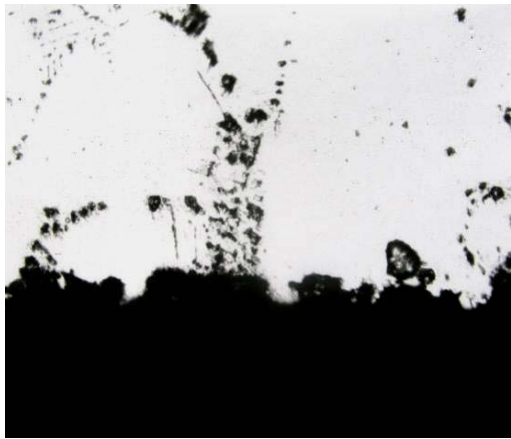
в) реактив 3: HNO_3 – 2 частини; H_2SO_4 – 1 частина; FeSO_4 – 5-15 г/дм³;
 травлення при температурі 15°C протягом 12 годин.



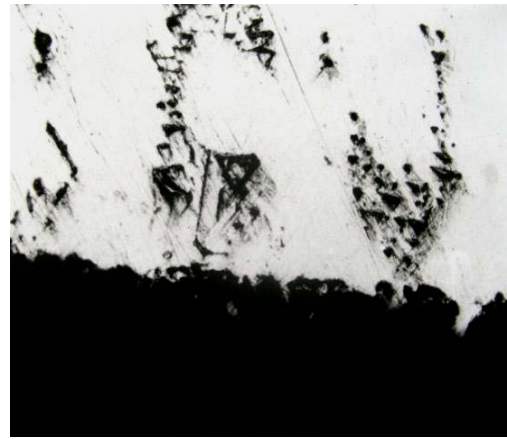
а



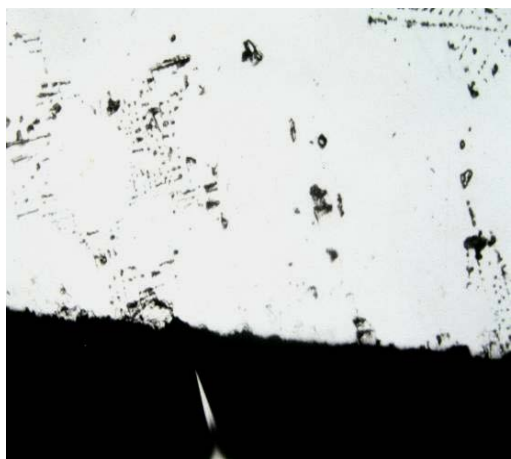
б



в



г



д



е

а, в, д – сплав ЖС26-ВІ; б, г, е – сплав ЖС32-ВІ

Рисунок 4.4 – Стан поверхні ливників після галтування (а, б) обдування електрокорундом (в, г) і дробоструменевої обробки (д, е); $\times 100$

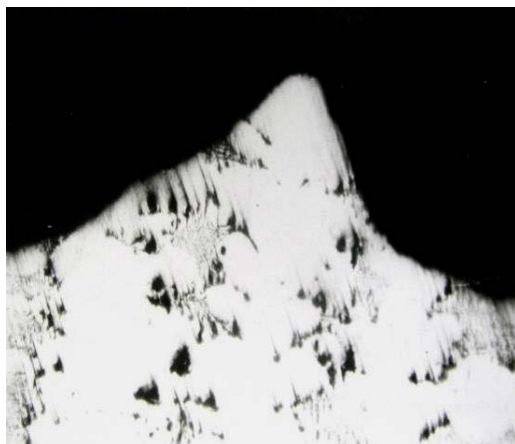
Тривале травлення ливників у реактиві «1» повністю очищало поверхню від забрудненого шару (рис. 4.5 а). Однак при цьому страждавав значний шар здорового металу, що підвищувало втрати дорогого сплаву. Травленням у реактиві «2» отримували досить чисту поверхню відходів (рис. 4.5 б, в). При травленні в реактиві «3» розтравлення поверхні були найменшими у порівнянні з іншими варіантами, але знімання забрудненого шару відбувалося нерівномірно і на поверхні зберігалися локальні ділянки пригару (рис. 4.5 г, д).

Хімічний аналіз поверхні (на глибині до 10 мкм) протравлених ливників показав (табл. 4.3), що вміст алюмінію, заліза і кремнію знаходився в межах марочного складу. На підставі проведеного дослідження встановили, що надійне очищення ливарних відходів відбувається за такою технологією: дробоструменева обробка з наступним обдуванням електрокорундом. Для більш повного очищення поверхні від частинок електрокорунду доцільно проводити травлення в реактиві «2» протягом 0,5 год.

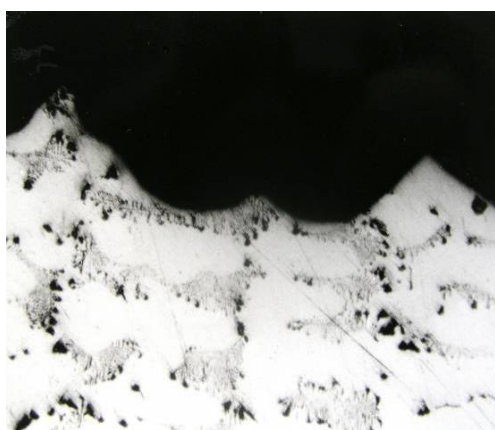
4.2 Вплив умов кристалізації на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів

Проводилися порівняльні дослідження умов кристалізації на структуру та властивості литих зразків діаметром 12 мм, виготовлених із сплавів ЖС26-ВІ і MAR-M-002. Шихтову заготовку, виплавлену в основних вакуумних індукційних печах, переплавляли на установці УППФ-3М і отримували вилівок з рівновісною структурою, а на установці УВНК-8П, отримували вилівок з спрямованою (монокристалічною) структурою. Проведений хімічний аналіз (табл. 4.4) показав, що вміст С, Со, W і Al в даних сплавах близький. Сплави ЖС26-ВІ і MAR-M-002 відрізняються за наявністю танталу і ніобію. Відомо, що атоми ніобію і танталу заміщують атоми алюмінію в упорядкованій

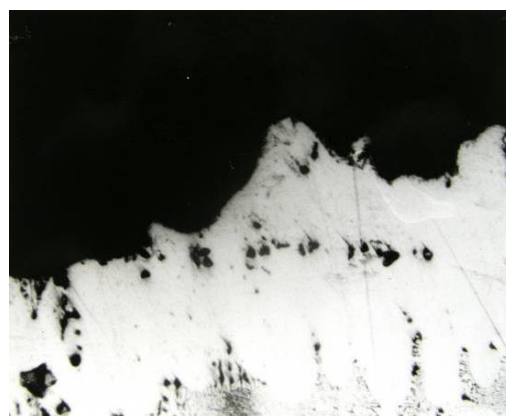
структурі і майже повністю входять в γ' -фазу, сповільнюючи процес її коагуляції в області температур 750...800°C.



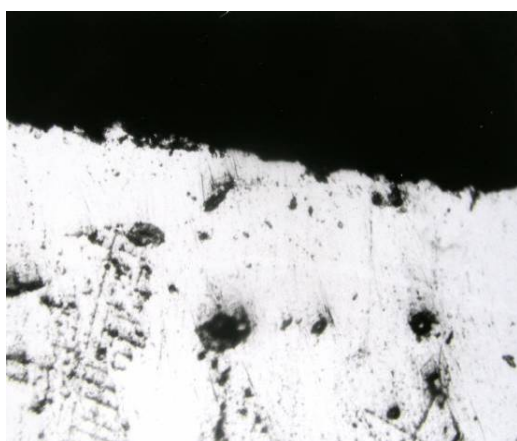
а



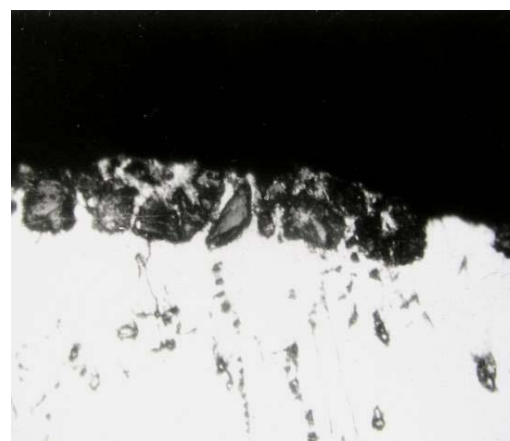
б



в



г



д

а – реактив «1»; б – реактив «2» протягом 1 год. 20 хв;

в – реактив «2» протягом 6 год; г, д – реактив «3»

Рисунок 4.5 – Стан поверхні ливників зі сплаву ЖС32-ВІ після обдування електрокорундом і травлення в реактивах; $\times 100$

Таблиця 4.3 – Вміст окремих елементів протравлених ливників зі сплаву ЖС32-ВІ

Протравлювач	Масова частка елементів, %		
	алюміній	залізо	кремній
1	6,10	0,20	0,16
2	6,30	0,18	0,25
Норми ТУ	5,6...6,3	≤ 1,0	≤ 0,3

Таблиця 4.4 – Хімічний склад нікелевих сплавів після рівновісної (об'ємної) (1) та направленої (2) кристалізації

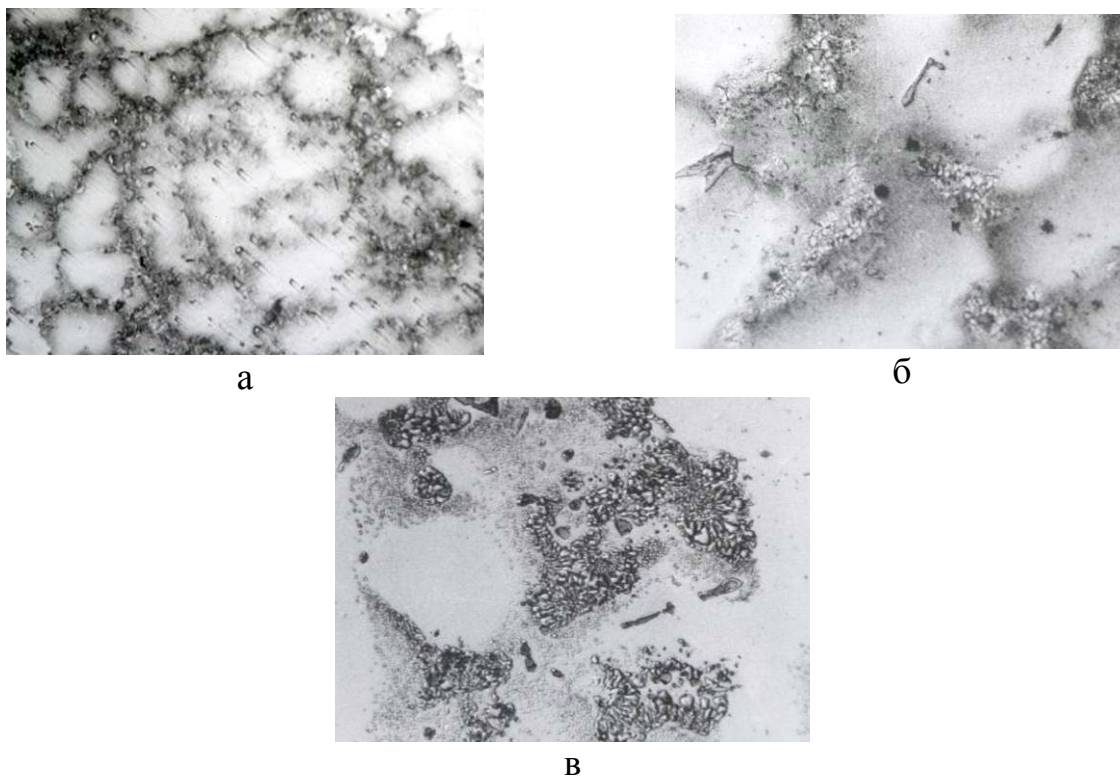
Сплав		ЖС26-ВІ		MAR-M-002	
Кристалізація		1	2	1	2
Масова частка елементів, %	C	0,14	0,13	0,14	0,13
	Cr	5,15	4,95	8,90	8,69
	Co	8,95	8,91	9,05	9,01
	W	11,9	11,5	9,1	9,1
	Ti	0,96	0,86	1,20	1,18
	Al	5,94	5,75	5,30	5,30
	Mo	1,07	1,06	<0,4	<0,4
	Ta	–	–	2,62	2,60
	Nb	1,50	1,44	–	–
	Mn	<0,3	<0,3	0,09	0,09
	Si	<0,3	<0,3	0,09	0,08
	Fe	0,35	<0,35	0,07	0,02
	Hf	–	–	1,36	1,35
	V	1,02	0,87	–	–
	Zr · 10 ⁻²	<8	<8	4,3	4,0
	B · 10 ⁻³	10	9	16	14
	S · 10 ⁻³	6	<10	1	<1
O · 10 ⁻³	9,5	5,9	9,25	5,7	
N · 10 ⁻³	12,8	2,6	8,6	2,0	

Крім того, добавки ніобію і танталу подрібнюють зерно і сприяють утворенню карбідів типу MeC . У сплаві MAR-M-002 спостерігався низький вміст заліза (0,02-0,07%). У сплавах, отриманих методом спрямованої кристалізації, вміст азоту і кисню значно нижчий, ніж у сплавах з рівновісною кристалізацією (див. табл. 4.4).

У цих сплавах велика частина азоту зв'язана в термодинамічно міцні включення нітридів і карбонітридів титану, а кисню – в корунд. Такі включення практично не змочуються розплавом і при направленому затвердінні металу на установці УВНК-8П витискаються спрямованим фронтом кристалізації на поверхню виливки. Останнє підтверджується при люмінесцентному контролі поверхні виливки методом ЛЮМ1-ОВ: в місцях викришених включень на поверхні спостерігається «зоряне небо».

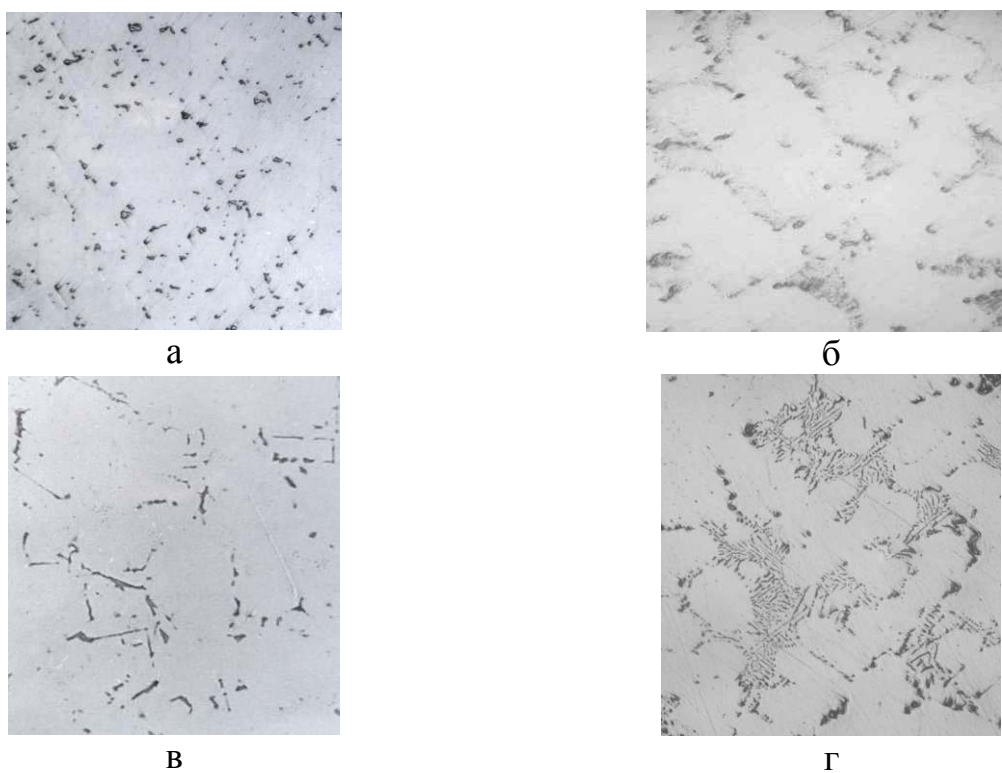
Складовими мікроструктури цих сплавів були γ -матриця (аустеніт), інтерметалідна γ' -фаза, карбіди, карбонітриди і надлишкова евтектика γ - γ' (рис.2.6 а). Після вакуумного індукційного переплаву та рівновісною кристалізацією в зразках діаметром 12 мм сплаву MAR-M-002 спостерігалось збільшення розмірів дендритних осередків, інтерметалідної γ' -фази і евтектики γ - γ' (рис.4.6, б). Укрупнення евтектики γ - γ' відбувалося і після ВНК (рис. 4.6 в), що, вірогідно, пов'язано з більш повільними процесами кристалізації та охолодження зразків у гарячих керамічних формах. У вихідній заготовці сплаву MAR-M-002 і ЖС26-ВІ карбіди мали глобулярно-дисперсну форму (рис. 4.7 а, б). Після вакуумного індукційного переплавлення та рівновісної кристалізації морфологія карбідів стає «поліедричною» (сплав MAR-M-002, рис. 4.7 в) або «шрифтовою» (сплав ЖС26-ВІ, рис. 4.7 г).

Карбіди з шрифтовою морфологією розташовувалися між дендритами по межах кристалів, утворюючи каркас, що призвело до зниження пластичності сплаву. Різниця структури карбідів сплавів ЖС26-ВІ і MAR-M-002 при однакових умовах отримання зразків пояснюється різноманітною масовою долею в них таких карбідоутворюючих елементів, як, в першу чергу, танталу, гафнію, а потім вольфраму, хрому, титану, ніобію і ванадію (див. табл. 4.4).



а – вихідна заготовка; б, в – після вакуумного індукційного переплаву з рівноважною та високошвидкісною спрямованою кристалізацією, відповідно

Рисунок 4.6 – Мікроструктура сплаву MAR-M-002; $\times 200$



а, б – вихідна заготовка, $\times 100$; в, г – після вакуумного переплаву і рівноважної кристалізації ; $\times 200$

Рисунок 4.7 – Карбіди в сплавах MAR-M-002 (а, в) і ЖС26-ВІ (б, г)

Спрямована кристалізація забезпечила сплаву MAR-M-002 помітне підвищення ударної в'язкості, відносних звуження і подовження (табл. 2.5). Використання методу ВНК сприяло помітному збільшенню тривалої міцності сплаву ЖС26-ВІ і практично не мало впливу на цю характеристику сплаву MAR-M-002.

Таблиця 4.5 – Механічні властивості і тривала міцність нікелевих сплавів після рівновісної (1) і спрямованої (2) кристалізації

Сплав	Кристалізація	Механічні властивості					Тривала міцність		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	$t_{исп.}$, °С	σ , МПа	τ_p , Ч
ЖС26-ВІ	1	$\frac{852...956}{915}$	–	$\frac{4,0...10,0}{6,9}$	–	–	975	230	$\frac{47...82}{64,5}$
	2	$\frac{850...101}{900}$	–	$\frac{8,0...16,0}{11,7}$	–	–	975	260	$\frac{60...247}{111,0}$
MAR-M-002	1	$\frac{883...913}{900}$	$\frac{759...885}{820}$	7,2	$\frac{12,4...15,8}{14,1}$	$\frac{16,3...17,5}{16,9}$	975	260	$\frac{39,5...40,5}{40,0}$
	2	$\frac{827...864}{845}$	$\frac{810...846}{830}$	$\frac{24,0...42,4}{33,2}$	$\frac{28,0...36,6}{32,3}$	$\frac{21,3...33,8}{27,6}$	975	260	$\frac{31,5...39,5}{35,5}$

Примітка. У чисельнику наведені мінімальні і максимальні значення характеристик, в знаменнику – їх середні величини.

Досліджували вплив різних технологічних режимів спрямованої кристалізації на хімічний склад, структуру та властивості ряду жароміцних нікелевих сплавів. На установці ПМП-4М з ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ і ВЖЛ12У-ВІ були отримані лопатки і виливки (табл. 4.6). Максимальна температура нагрівання розплаву не перевищувала 1470°С. Рафінування сплавів проходило в умовах вакууму і тривалої кристалізації металу, коли завдяки спрямованому тепловідведенню через кристалізатор, який охолоджувався водою, здійснювався кристалізаційний тиск на домішки.

Хімічний склад лопаток і виливків із сплавів ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ і ВЖЛ12У-ВІ (табл. 4.7) задовольняв вимогам норм відповідних ТУ. Аналіз

вмісту окремих елементів за висотою та перетином виливків із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ показав, що у верхній їх зоні (глибиною до 6 мм) виявлена підвищена у порівнянні з основним металом масова частка ніобію, алюмінію, танталу, титану, а також азоту (майже в 2 рази) і кисню (майже в 50 разів). Все це, очевидно, є результатом очищення сплавів від нітридних, карбонітридних і оксидних включень. Одночасно спостерігається певна тенденція поліпшення чистоти сплавів від домішок заліза та свинцю (див. табл. 4.10).

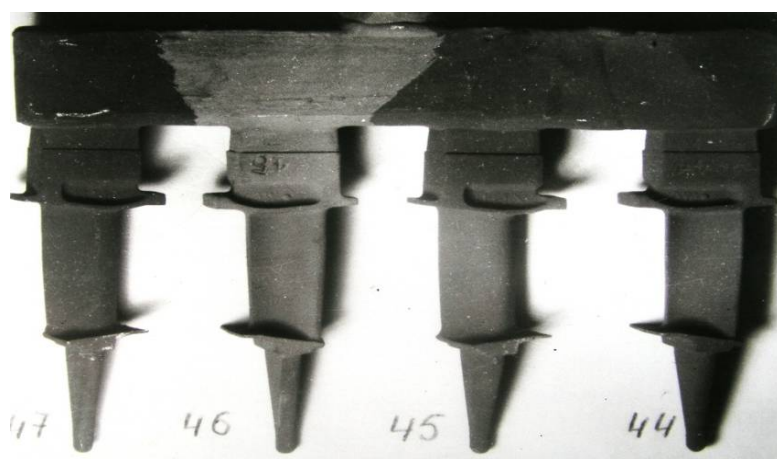
На поверхні виливків зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ виявлено підвищений вміст кремнію (0,67-0,85%). Однак, на відстані 0,05 мм від поверхні виливків масова частка кремнію не перевищувала 0,14% (при вимогах ТУ $\leq 0,3\%$). Тривалий контакт металу і форми при високій температурі сприяв дифузійному насиченню поверхні виливків кремнієм із зв'язуючого форми. З трьох досліджуваних сплавів було отримано 37 лопаток (6 – сплав ЖС26-ВІ, 21 – сплав ЖС32-ВІ і 10 – сплав ВЖЛ12У-ВІ), з яких тільки 10 (довжина 230 мм) зі сплаву ЖС32-ВІ (рис. 4.8 а) мали монокристалічну структуру, а всі інші були полікристалічними (рис. 4.8 б).

Таблиця 4.6 – Технологічні параметри отримання виливків з нікелевих сплавів на установці ПМП-4М

Марка сплаву	Виливок		Крок проштов хування, м	Час проштов хування, хв.	Час від початку плавки, хв.	Температура за зонами, °С									
	Вид	Висота, мм				Камера нагріву та плавки						Камера кристалізації			
						1	2	3	4	5	6	7	8	9	
ЖС26-ВІ	лопатка	370	0,2	12	23	1100	1200	1455	1455	1455	1465	1465	1350	1100	не вкл.
	виливок, Ø 80мм	230	0,2	15	45	1100	1250	1455	1455	1455	1465	1465	1400	1280	900
ЖС32-ВІ	лопатка	230; 345	0,2	10...12	15...23	1100	1200	1450	1455	1455	1465	1465	1350	1050	не вкл.
	виливок, Ø 80мм	225	0,2	15	45	1100	1250	1455	1455	1455	1466	1466	1400	1280	900
ВЖЛ12У-ВІ	лопатка	555	0,2	15	36	1100	1250	1455	1455	1455	1465	1465	1400	1280	900

Таблиця 4.7 – Хімічний склад виливків із нікелевих сплавів (установка ПМП-4М)

Марка сплаву	Виливок	Про-ба	Середня масова частка елементів, %																	
			C	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Re	Ta	V	Fe	S	P	Pb	Bi	O	N
ЖС32-ВІ	лопатка		0,14	4,79	9,3	-	5,7	9,0	1,3	1,4	3,8	3,7	-	16	4	1	-	-	-	-
		верх	0,16	4,79	9,1	-	5,8	8,9	1,2	1,5	3,3	3,7	-	43	4	5	23	1	435	5,4
	вилівок	сер.	0,18	4,69	9,2	-	5,6	8,8	1,1	1,4	3,7	3,6	-	11	5	2	-	-	-	-
ЖС26-ВІ	лопатка		0,13	4,71	9,3	-	5,6	8,5	1,1	1,4	3,7	3,7	-	19	5	2	20	1	9,3	2,1
		верх	0,14	4,75	8,8	0,9	5,6	11,9	0,9	1,5	-	-	-	15	4	1	-	-	-	-
	вилівок	сер.	0,18	5,14	8,9	1,0	5,9	11,8	0,9	1,7	-	-	1,1	14	4	2	17	1	419	5,1
ВЖЛ12 У-ВІ	лопатка		0,15	4,84	9,0	0,9	5,8	11,2	0,9	1,6	-	-	1,2	10	4	1	-	-	10	3,8
		низ	0,16	5,00	8,7	0,9	5,8	10,9	0,9	1,6	-	-	1,2	11	4	1	15	1	8,2	2,9
Норми ОСТ 1.90.126-85	лопатка		0,16	9,45	9,1	4,6	5,6	1,7	3,1	0,9	-	-	-	<200	2	1	-	-	-	-
		сер.	0,12-0,2	8,5-10,0	8-10	4,2-4,7	5,0-5,7	1,0-1,8	2,7-3,4	0,5-1,0	-	-	-	≤200	≤15	≤15	-	-	-	-
Примітка. Масова частка марганцю та кремнію у всіх виливках була менше 0,3 %.																				



а



б

а – монокристалічна зі сплаву ЖС32-ВІ

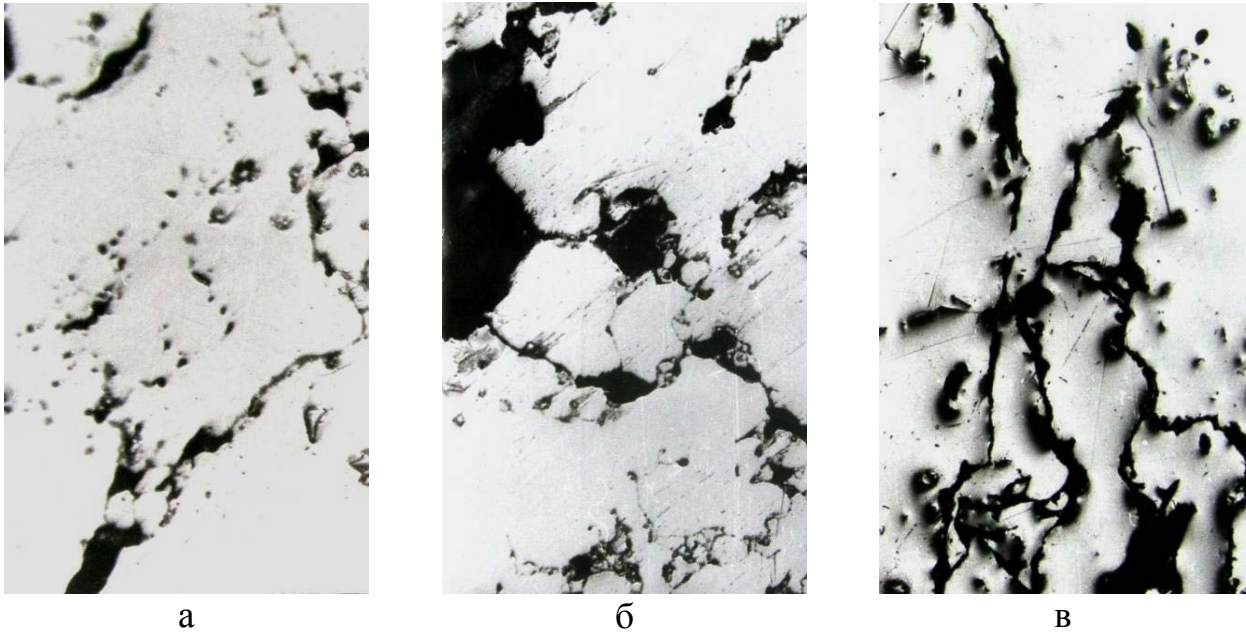
б – полікристалічна – зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ (вид з боку спинки)

Рисунок 4.8 – Структура лопаток зі сплавів ЖС32-ВІ і ВЖЛ12У-ВІ

Контролем КГО монокристалічних лопаток встановлено, що тільки одна з них мала допустиме відхилення напрямку $[001]$ від осі Z менше 20° , а в інших – кут КГО знаходився в межах $22-45^\circ$. Полікристалічна структура лопаток зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ була недосконалою, тому що межі зерен перетинали вхідну і вихідну кромки пера і були в наявності паразитні кристали (див. рис. 4.10 б). На лопатках з усіх сплавів під джерелом УФС (капілярний метод ЛЮМ1-ОВ)

виявлено поодинокі і групові точкові світіння, а також точково-штрихові і штрихові.

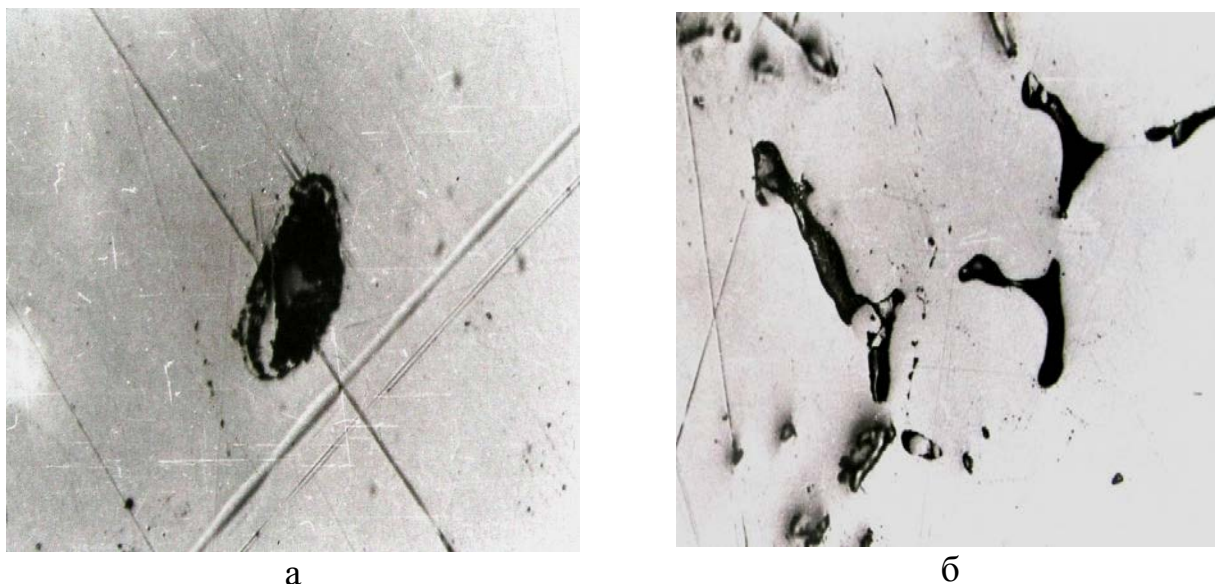
Металографічними дослідженнями мікрошліфів, виготовлених в місцях точково-штрихових світінь, виявлені плівки, що супроводжувалися значним окисленням (рис. 4.9). У зонах одиничних точкових включень виявлено пори і шлакові включення розміром від 5 до 100 мкм (рис. 2.10 а). У місцях зосередження групових точкових включень розташовувалися грубі рихлоти усадочного походження (рис. 4.10 б).



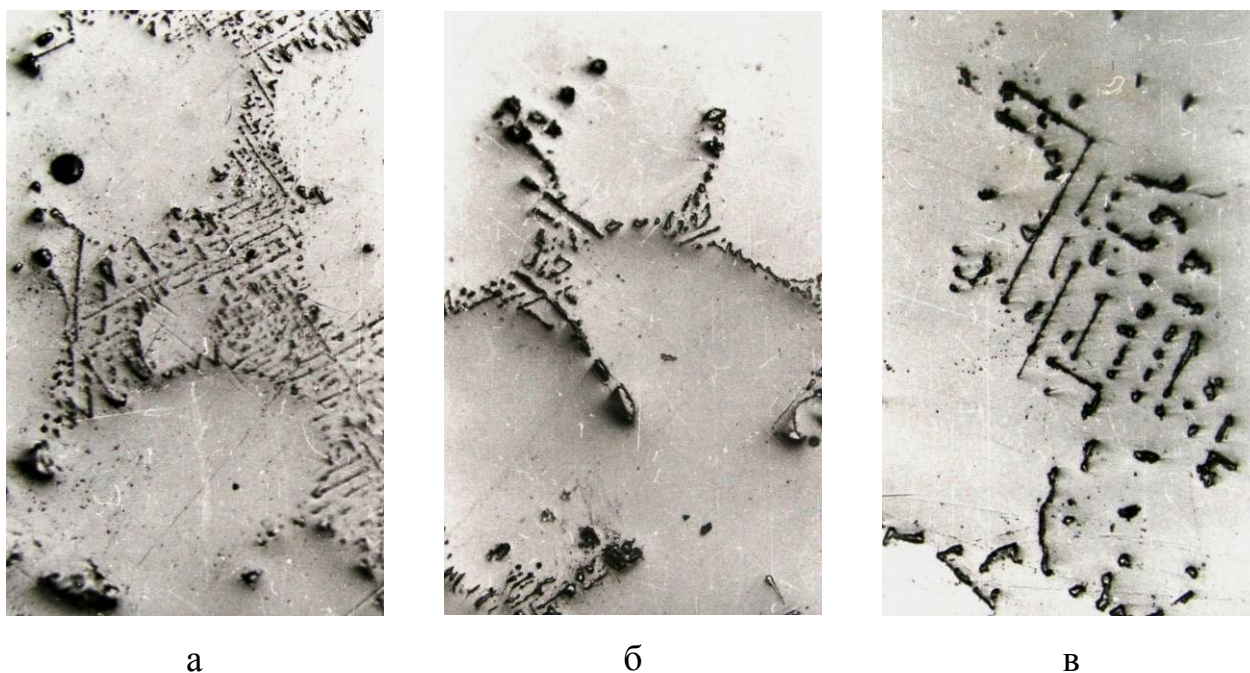
а – сплав ЖС32-ВІ, б – сплав ЖС26-ВІ, в – сплав ВЖЛ12У-ВІ

Рисунок 4.9 – Окисні плівки в лопатках; $\times 100$

У структурі лопаток з усіх сплавів карбіди, в основному, мали «шрифтову» морфологію і розташовувалися у вигляді грубого каркасу в міждендритних просторах (рис. 4.13). Спостерігалися поодинокі карбіди типу MeC розміром до 40 мкм. Карбідні сегрегації «шрифтової» морфології були в 2-5 разів більші, ніж в лопатках, отриманих за серійною технологією методом високошвидкісної спрямованої кристалізації.



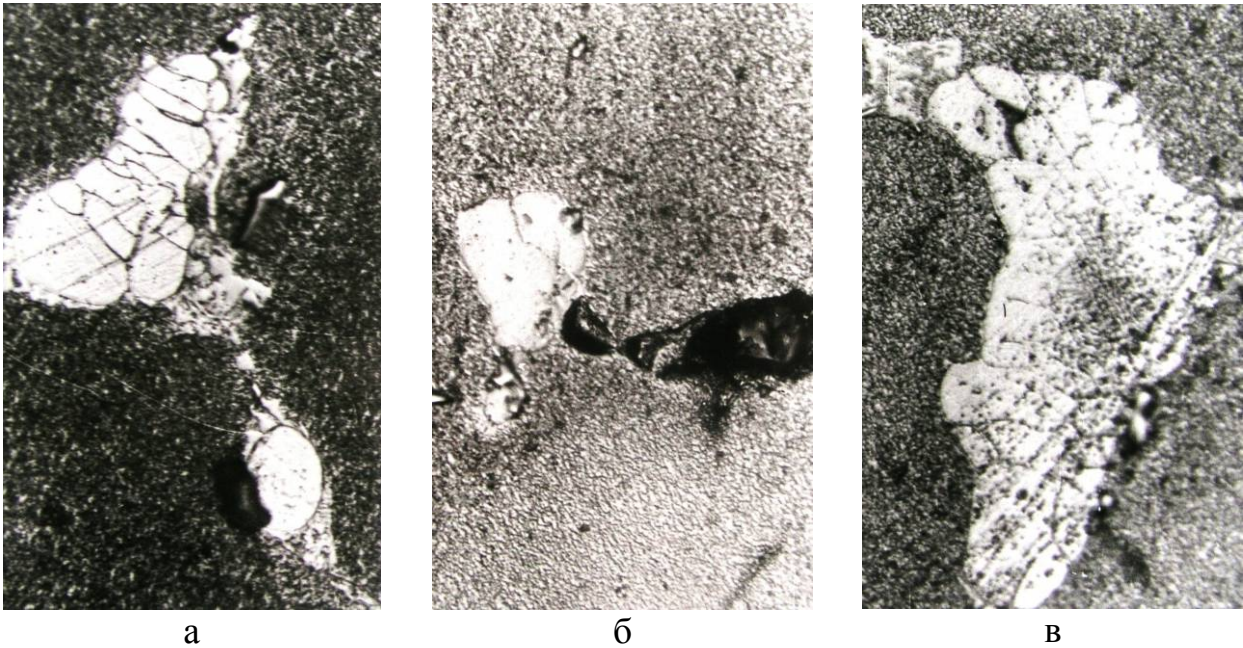
а – пори та шлакові включення; ($\times 500$), б – усадочні рихлоти; ($\times 200$)
 Рисунок 4.10 – Пори, шлакові включення та усадочні рихлоти в лопатках з нікелевих сплавів



а – сплав ЖС32-ВІ, б – сплав ЖС26-ВІ, в – ВЖЛ12У-ВІ
 Рисунок 4.11 – Карбіди в лопатках з нікелевих сплавів; $\times 200$

Розміри евтектичної γ - γ' фази досягали в лопатках 250 мкм (рис. 4.12), що в 2-8 разів більше, ніж в серійних лопатках. Виділення боридної евтектики мали розміри до 200 мкм. Таке зростання розмірів структурних складових в лопатках з розглянутих нікелевих сплавів безпосередньо пов'язане з тривалим

періодом кристалізації та охолодження виливків на установці ПМП-4М. Великі виділення структурних складових, вірогідно, помітно знижували межу міцності сплавів при високих температурах, що в окремих випадках призводило до утворення тріщин довжиною до 1 мм з боку внутрішнього (охолоджуваного) каналу лопатки (рис. 4.13).



а – сплав ЖС32-ВІ, б – ЖС26-ВІ, в – сплав ВЖЛ12У-ВІ

Рисунок 4.12 – Евтектична (γ - γ') фаза в лопатках з нікелевих сплавів; $\times 500$



Рисунок 4.13 – Гаряча тріщина з боку внутрішнього (охолоджуваного) каналу лопатки зі сплаву ЖС26-ВІ

Узагальнюючи всі вивчені якісні параметри лопаток, які виготовлено з ливарних відходів нікелевих сплавів на установці ПМП-4М, необхідно відзначити, що за структурою досліджені виливки не задовольняли нормативним вимогам. Дослідженням якісних показників виливків із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отриманих на установці ПМП-4М з ливарних відходів (див. табл. 4.6, 4.7), встановили, що макроструктура їх поздовжніх і поперечних темплетів була щільною, однорідною, з орієнтуванням кристалів вздовж фронту кристалізації. У верхній частині виливків на глибині до 6 мм спостерігалася груба усадочна пористість.

Оцінка дендритної структури (табл. 4.8) показала, що відстань між осями другого порядку збільшувалася від низу до верхньої частини виливка, а також від крайової до центральної зони. Максимальні розміри евтектичної γ - γ' -фази збільшувалися від нижніх до верхніх частин виливка, а також від крайових до центральних зон у верхніх частинах (див. табл. 4.8). У міждендритних просторах поблизу евтектичної γ - γ' -фази спостерігалися в великих кількостях скелетоподібні виділення боридної евтектики. Плівкові включення по межах зерен розміром до 500 мкм спостерігалися тільки у верхніх частинах виливків обох сплавів. Шлакові включення розміром не більше 20 мкм були приблизно рівномірно розподілені в об'ємі металу.

Таблиця 4.8 – Дендритна структура та евтектична γ - γ' -фаза у виливках нікелевих сплавів

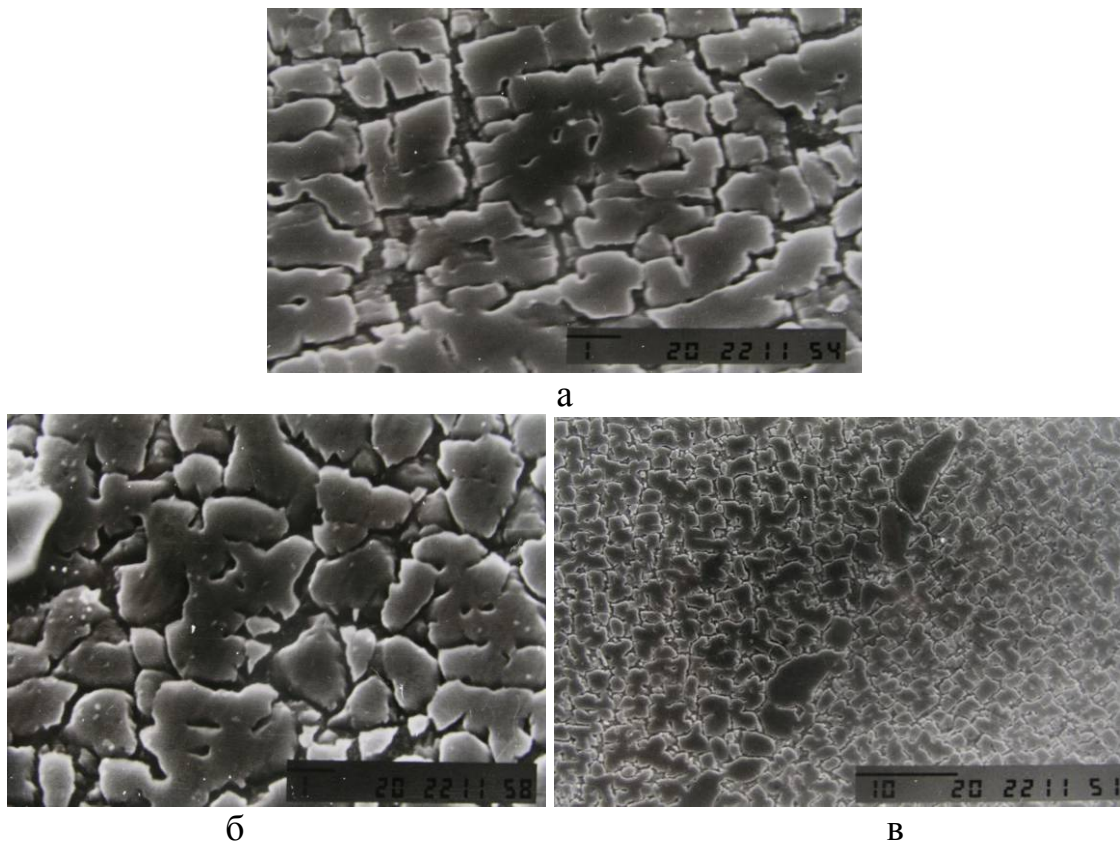
Сплав	Місце відбору проб	Відстань між осями дендритів другого порядку в зонах, мкм		Розмір евтектичної γ - γ' -фази в зонах, мкм	
		центральна	крайова	центральна	крайова
ЖС26-ВІ	верх	250...300	120...130	25...230	15...125
	низ	150...200	100...120	20...120	20...100
ЖС32-ВІ	верх	130...150	90...100	20...175	8...125
	низ	110...120	90...100	15...125	4...120

У мікроструктурі виливків досліджуваних сплавів поряд з евтектичною γ - γ' -фазою виявлені карбіди типу MeC і $Me_{23}C_6$, інтерметалідну γ' -фазу і мікропори. Переважна кількість карбідів знаходилося в розмірній групі 2...40 мкм (табл. 4.9), але у верхній частині виливків зі сплаву ЖС26-ВІ на глибині до 4 мм поруч з усадочною пористістю виявлені великі (розміром від 80 до 180 мкм) карбіди білого кольору. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що до складу цих карбідів, в основному, входить WC . У міждендритних просторах сплавів спостерігалися виділення карбідів у вигляді каркасів, розмір яких змінювався від 40 до 600 мкм (див. табл. 4.9). Усадочна пористість розподілялася за висотою виливків рівномірно з деяким збільшенням розмірів від периферії до центру виливки (див. табл. 4.9).

Таблиця 4.9 – Структурні складові в виливках з нікелевих сплавів

Сплав	Місце відбору проб	Розмір усадочних пор, мкм	Розмір карбідів, мкм	
			окремих	каркасних виділень
ЖС26-ВІ	верх	10...36	4...20	120...500
	низ	10...22	4...40	70...400
ЖС32-ВІ	верх	10...45	2...26	50...600
	низ	10...40	2...40	40...250

Інтерметалідна γ' -фаза в осях дендритів мала форму близьку до кубічної, а в міжосьових просторах – безформну (рис. 4.14). Її розміри в даних сплавах становили 0,8...3,0 мкм. Досліджувана технологія спрямованої кристалізації сприяла помітному очищенню кордонів кристалів і появи на них "ланцюжка" великих скоагульованих частинок γ' -фази (див. рис. 4.14, в).



а – в осях дендритів; $\times 10000$, б – в міжосьовому просторі дендритів; $\times 10000$,
в – на границях кристалів; $\times 2000$

Рисунок 4.14 – Інтерметалідна γ' -фаза в структурі виливка сплаву ЖС32-ВІ

Мікротвердість матриці і евтектичної γ - γ' -фази перебувала приблизно на одному рівні (табл. 4.10) з незначним зниженням її від верхньої до нижньої частини виливка. Практично однакові значення мікротвердості карбідів свідчать про те, що вони близькі за складом.

Таблиця 4.10 – Мікротвердість матриці та структурних складових

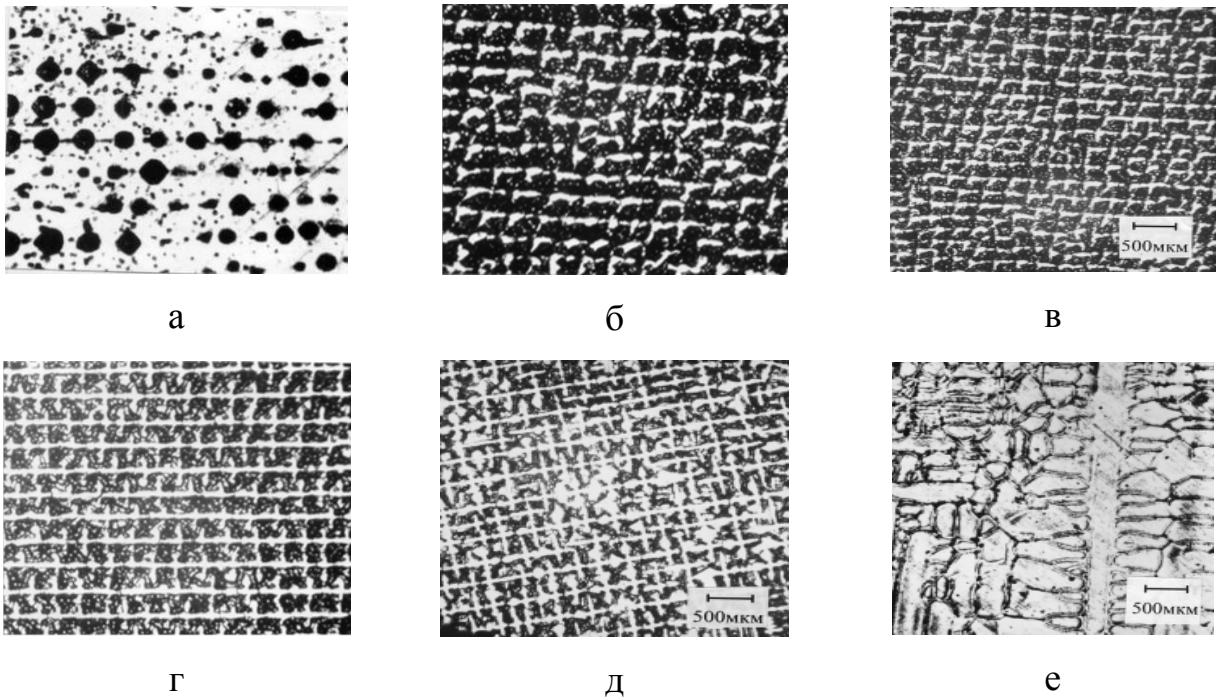
Сплав	Місце відбору проб	Середня мікротвердість, МПа		
		матриця	γ - γ' - фаза	карбіди
ЖС26-ВІ	верх	5839	5183	25750
	низ	5165	4875	25434
ЖС32-ВІ	верх	4623	5086	25285
	низ	4282	4817	25008

Теплотехнічний аналіз роботи установки ПМП-4М і проведені розрахунки показали, що рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів забезпечувалося за рахунок видалення оксидів, нітридів і карбонітридів, що мають питому вагу в 2 і більше разів меншу від щільності розплаву, під впливом кристалізаційного тиску плаского фронту кристалізації, швидкість просування якого від низу до верху була істотно меншою за швидкість спливання неметалевих включень.

Низькотемпературний вакуумний переплавлення ливарних відходів сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму угар активних дорогих легувальних елементів (тантал, реній, ніобій і т.п.). Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування пригнічує окислювальний потенціал натікання в плавильну камеру адсорбованих і атмосферних газів. Виливки зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отримані методом спрямованої кристалізації на установці ПМП-4М, мали щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар, збагачений кремнієм, і верхня частина товщиною 6 мм виливків видаляються при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки.

В умовах високошвидкісної спрямованої кристалізації вивчали вплив температурного градієнта на фронт кристалізації, на структуру жароміцних нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і НВ-4 (затравочний). Литі зразки циліндричної форми діаметром 9 мм і довжиною ~ 150 мм зі сплавів НВ-4 (основа – Ni; 32% W; домішки – не більше (1,0% Fe; 0,42% Si; 0,015% S; 0,015% P) і ЖС32-ВІ в електрокорундових формах, які переміщали в температурному полі нагрівача з гарячої зони в кристалізаторі (сплав галію з 25% індію). Швидкість кристалізації змінювалася східчасто від 0,4 до 20 мм/хв, а градієнт температури становив $G \approx 20^\circ/\text{мм}$.

Вивчення мікроструктури поперечних шліфів монокристалів зі сплаву НВ-4 показало, що критична швидкість, тобто швидкість, при якій відбувається втрата стійкого плаского фронту, знаходиться нижче значення $R = 0,4$ мм/хв (мінімальної швидкості в даному дослідженні) (рис. 4.15).



а – $R = 0,4$ мм/хв, б – $R = 1,2$ мм/хв, в – $R = 2,6$ мм/хв, г – $R = 4$ мм/хв,
 д – $R = 10$ мм/хв, е – $R = 20$ мм/хв

Рисунок 4.15 – Мікроструктура монокристалів сплаву НВ-4, що кристалізувався з різними швидкостями, λ , мкм

На мікроструктурах (рис. 4.15) наочно видно послідовність структур, що виникають при втраті стійкості плоским фронтом зростання. Ця послідовність добре узгоджується з відомими даними. На початку порушення стійкості плоского фронту зростання з'являються окремі ямки і лінійчаті поглиблення, формуються витягнуті комірочки (див. рис. 4.15 а, $R = 0,4$ мм / хв), потім у міру збільшення швидкості спрямованої кристалізації фронт набуває порожнисту морфологію (див. рис. 4.15 б, г). При швидкості спрямованої кристалізації $R = 20$ мм/хв реалізується дендритна структура.

Характерний розмір осередків (λ) в залежності від швидкості охолодження описується співвідношенням Броуді – Флемінгса:

$$\lambda = A \cdot (G \cdot R)^{-n},$$

де A і n – постійні.

Результати вимірювання параметрів осередків представлені в табл. 4.11.

Таблиця 4.11 – Структурні параметри та механічні властивості монокристалів сплаву НВ-4, що вирощені з різними швидкостями направленої кристалізації

Швидкість спрямованої кристалізації R , мм/хв	Параметр комірки λ , мкм	Висота впадин між комірками H , мм	Амплітуда виступів комірок H/λ	Параметр кристалічної ґратки a , нм	Розрахункова концентрація W в сплаві, % (розрахунок за даними [82])	Мікротвердість $H\mu$, МПа	Твердість за Брінелем, МПа
0,4	253/–	0,3	1,2	35,815	31,65	2650	1608
1,2	294/180*	1,1	3,8	35,809	31,80	2550	1480
2,6	266/170	2,0	7,7	35,806	31,30	2450	1370
4,0	223/150	2,8	12,4	35,804	31,25	2370	1370
10,0	186/110	–	–	35,842	32,65	2550	1420
20,0	–	–	–	35,841	32,65	2550	1608
Примітка. Чисельник – параметр комірки сплаву НВ-4; знаменник – параметр комірки сплаву ЖС32-В1.							

З протравленої мікроструктури поздовжніх шліфів (рис. 4.16) визначали висоту западин між комірками, в залежності від швидкості спрямованої кристалізації. Зі збільшенням швидкості спрямованої кристалізації від 0,4 до 4 мм/хв значення H зростає лінійно від 0,3 до 2,8 мм/хв, відповідно (див. табл. 4.11). При цьому амплітуда пористих виступів H / λ теж монотонно збільшується від 1,2 до 12,4.



а

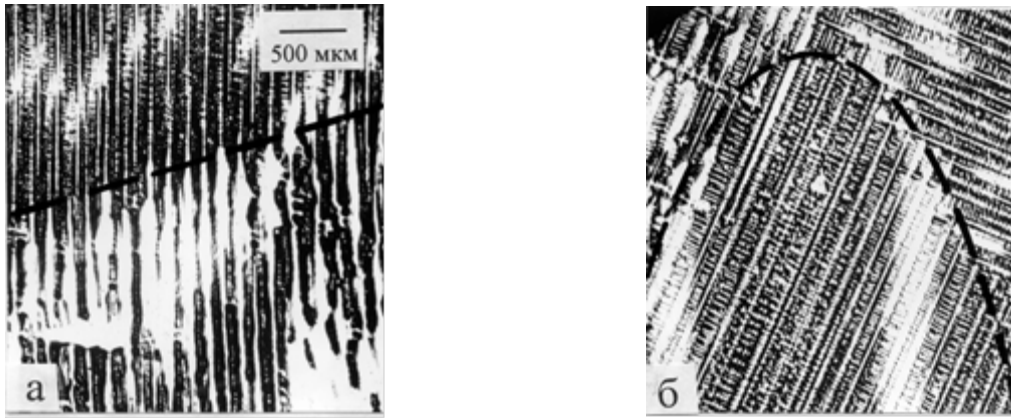
б

в

а – $R = 1,2$ мм/хв, б – $R = 4,0$ мм/хв, в – $R = 10$ мм/хв

Рисунок 4.16 – Мікроструктура фронту кристалізації монокристалів сплаву ЖС32-ВІ; $\times 100$

Макроскопічна форма фронту кристалізації залежить від співвідношення осьової і радіальної складової температурного градієнта G_z / G_r . На поздовжніх шліфах монокристалів (рис. 4.17) можна спостерігати зміну форми обвідного фронту кристалізації з ростом R . Для низьких швидкостей $R = 0,4$ і $1,2$ мм/хв обвідна мала майже плоску форму. При середніх швидкостях $R = 2,6$ і $4,0$ мм/хв обвідна фронту кристалізації мала опуклу форму. При підвищених швидкостях $R = 10$ мм/хв і 20 мм/хв обвідна фронту кристалізації знову була плоскою. Опуклість фронту кристалізації усуває утворення зустрічних фронтів і знижує ймовірність утворення структурних дефектів.



а

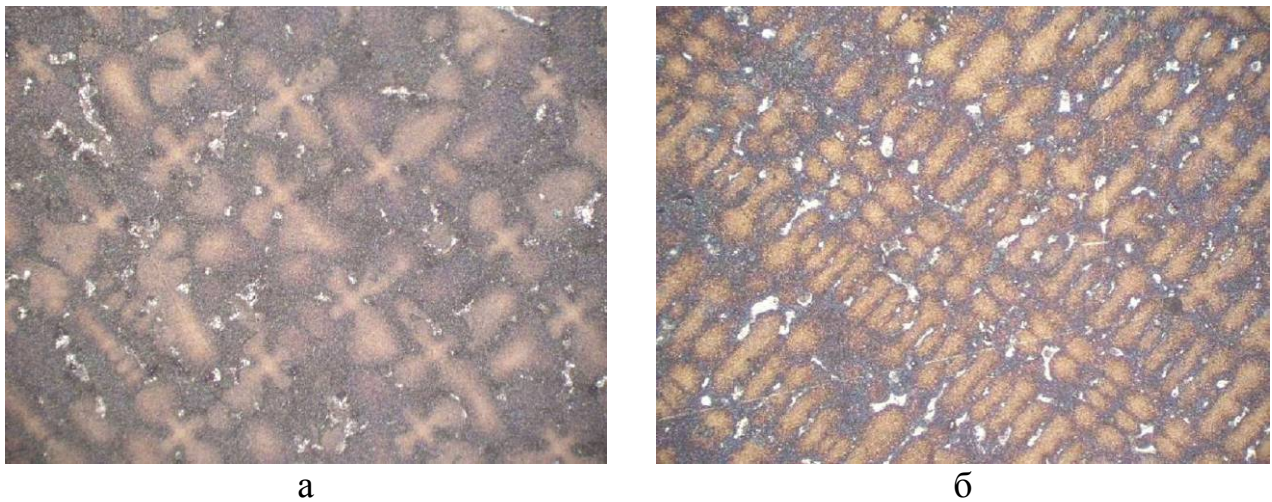
б

а – $R = 1,2$ мм/хв, б – $R = 4,0$ мм/хв

Рисунок 4.17 – Мікроструктура декантованих ділянок монокристалів сплаву НВ-4 (пунктирною лінією показана обвідна фронту кристалізації)

Аналіз мікроструктур сплаву ЖС32-ВІ показав, що об'ємна частка карбідів була помітно нижчою в металі, що кристалізувався з малими швидкостями. Можливо, це пов'язано зі зменшенням концентрації вуглецю в розплаві при взаємодії його з матеріалом форми. Зі зменшенням швидкості спрямованої кристалізації час знаходження розплаву в гарячій зоні, а, отже, і час взаємодії розплаву з керамічною формою, збільшується.

Так, для $R = 1,2$ мм/хв процес спрямованої кристалізації тривав протягом ~ 3 год. Збільшення швидкості кристалізації за рахунок підвищення тепловідведення (G) від сплаву ЖС32-ВІ призводило до формування більш тонкої дендритної мікроструктури, до більш дисперсних включень в міждендритних просторах (рис. 4.18).



а

б

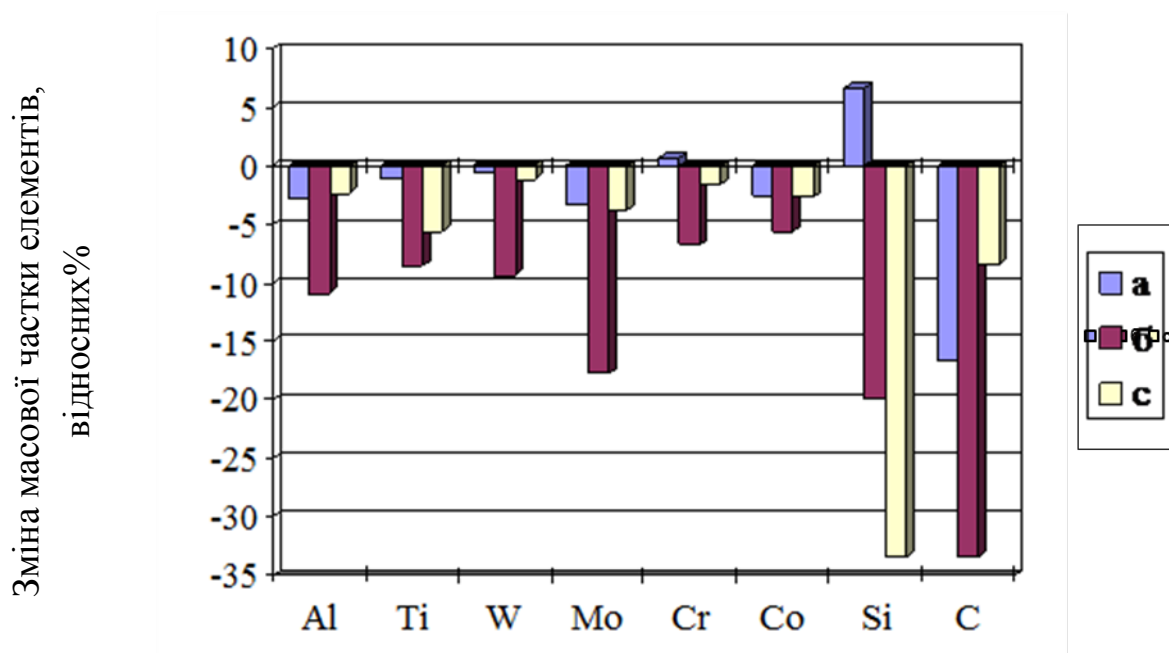
а – $G = 10$ град/хв, б – $G = 20$ град/хв

Рисунок 4.18 – Мікроструктура гомогенізованого сплаву ЖС32-ВІ, що кристалізувався зі швидкістю $R = 10$ мм/хв; $\times 200$

Механічними випробуваннями встановлено, що межа міцності досліджуваних зразків при кімнатній температурі практично не залежить від швидкості кристалізації і досягала значень $\sigma_{\text{в}} = 1263$ МПа. Відносне видовження було на рівні $\sim 6-9\%$ до термообробки і $8-13\%$ після термообробки. При швидкості кристалізації $R = 10$ мм/хв тривала міцність ($t_{\text{досл}} = 1000$ °С, напруга $\sigma = 280$ МПа) зразків знаходилася в межах 50-54 год, що вище стандартних вимог (40 год). У той же час, зразки, що кристалізувалися при $R = 1,2 - 6,7$ мм/хв, показали час до руйнування 34-47 год, що пов'язано, вірогідно, з посиленою взаємодією розплаву з керамічною формою. Таким чином, механічні випробування підтвердили висновок, що швидкість кристалізації сплаву ЖС32-ВІ повинна бути не меншою 10 мм/хв.

4.3 Високотемпературна обробка розплаву (ВТОР)

Вивчено вплив ВТОР на структуру і властивості виливків зі сплавів ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ, ЖСЗЛС та ЕІ437. У сплаві ЖСЗДК-ВІ, що пройшов операцію ВТОР в температурному інтервалі 1850-1900°C, спостерігали угар практично всіх легувальних елементів (рис. 4.19). При цьому відносна величина угару досягала близько 11% алюмінію, 17,8% молібдену, 33% кремнію і вуглецю. Проглядається тенденція підвищення угару більшості елементів зі збільшенням тривалості витримки при ВТОР.



а – витримка 10 хв при 1850°C, б – витримка 20 хв. при 1850°C,
с – витримка 5 хв при 1900°C

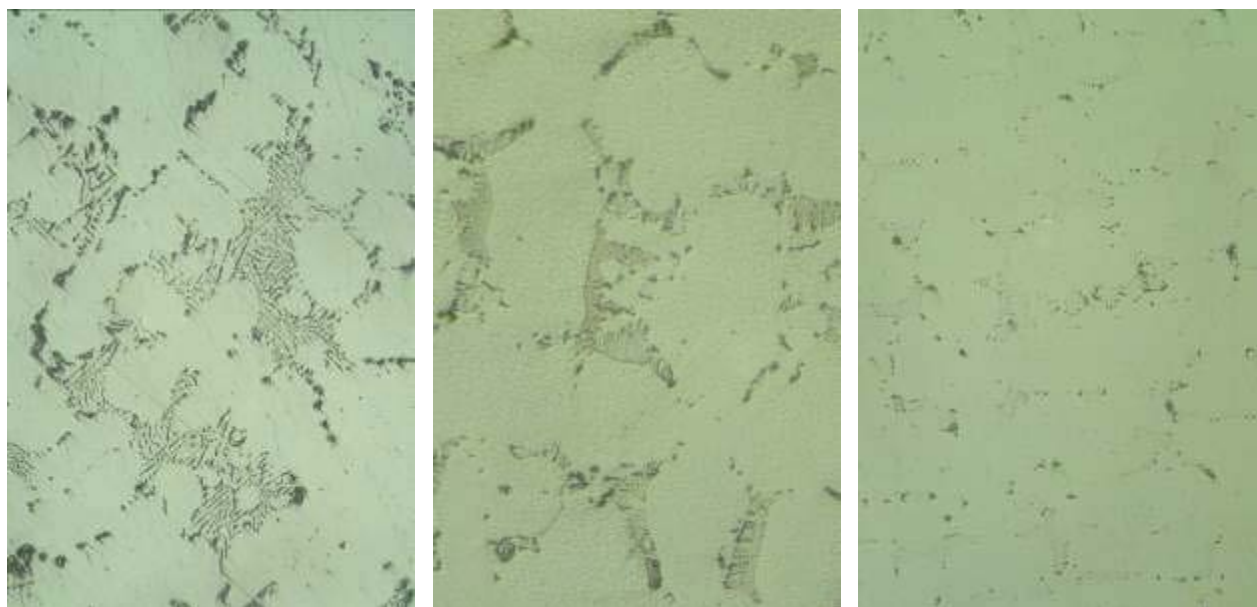
Рисунок 4.19 – Зміна масової частки елементів сплаву ЖСЗДК-ВІ при ВТОР (позитивні значення вказують на пригар елементів)

Диференційно-термічним аналізом вивчали вплив ВТОР на кінетику кристалізації сплавів ЖС32-ВІ і ЖСЗДК-ВІ.

Кристалізація сплаву ЖС32-ВІ після перегріву до 1550°C починалася з виділення кристалів γ -твердого розчину на основі нікелю при 1375-1387°C.

Утворення карбідів типу MeC і складної евтектики ($\gamma-\gamma' - MeC-Me_3B_2$) відбувалося при $1302-1305^\circ C$. Зі зниженням температури з γ -твердого розчину при $1265-1268^\circ C$ починала виділятися вторинна γ' -фаза.

Встановлено, що температура повного розчинення γ' -фази ($T_{\gamma'кр.}$ – солідус) практично збігається з початком виділення вторинної γ' -фази і дорівнює $1265-1275^\circ C$. З підвищенням температури ВТОР від 1500 до $1650^\circ C$ зменшувався інтервал кристалізації сплаву ЖС32-ВІ з 52 до $21^\circ C$ і збільшувалася ступінь легування його твердого розчину. При цьому спостерігалось підвищення температур повного розчинення γ' -фази і солідусу сплаву, що безсумнівно покращувало фазову і структурну стабільність нікелевого жароміцного сплаву. Збільшення часу витримки при високотемпературних перегріваннях розплаву від 5 до 10 хвилин сприяло зниженню рівня переохолодження, що призводило до виділення карбідів при більш високій температурі і покращувало їх морфологію (рис. 4.20).



а

б

в

а – $1550^\circ C$, б – $1700^\circ C$, в – $1850^\circ C$

Рисунок 4.20 – Карбіди в сплаві ЖС32-ВІ після ВТОР при різних температурах; $\times 100$

В процесі перегріву розплаву, особливо при температурах 1800-1850°C, відбувалося подрібнення і розкладання термостійких включень типу Ti (C, N) і дегазація розплаву. Вміст кисню та азоту в розплавах знижувався з 50-80 до 10-15 ppm. З підвищенням температури розплаву ЖС32-ВІ поліпшувалося диспергування структури за рахунок зменшення відстані між осями дендритів другого порядку і розмірів карбідів. Також спостерігалось зменшення об'ємної частки евтектичних карбідів шрифтової морфології. Ступінь дендритної ліквідації та сегрегації карбідів знижувалися приблизно в 4 рази. Мікротвердість осей і міжосьових просторів дендритів ставала практично однаковою, що свідчить про поліпшення структурної однорідності сплаву.

Встановлено, що для всіх варіантів нагріву і витримки металевого розплаву (табл. 4.12) виділення карбідної евтектики відбувалося при температурі 1292°C, рівень температури солідусу змінювався незначно і знаходився в межах 1262...1270 °C. У більшості досліджених варіантів температура ліквідусу складала 1350°C і ширина двофазної зони – 76°C. У той же час, ВТОР при температурі 1820°C і витримці 1 хв призвела до зниження температури ліквідусу до 1274°C і ширини двофазної зони до 9°C, що вказує на значне переохолодження розплаву.

Таблиця 4.12 – Результати диференційно-термічного аналізу сплаву ЖС32-ВІ

Особливості нагрівання розплаву	Температура, °C		
	ліквідус	виділення карбідної евтектики	солідус
До 1550 °C	1350	1292	1274
1770°C +1 хв витримки	1350	1292	1274
1770°C +20 хв витримки	1350	1292	1263
1820°C +1 хв витримки	1274	–	1265
1820°C +20 хв витримки	1350	1292	1274

Після ВТОР при температурі 1820°C і витримці 1 хв в порівнянні з іншими варіантами (див. табл. 2.16) в результаті значного переохолодження розплаву відбулося помітне подрібнення дендритних структур сплаву ЖСЗДК-ВІ.

При якісному металографічному аналізі спостерігали в γ -твердому розчині сплаву ЖСЗДК-ВІ зміцнюючу інтерметалідну γ' -фазу $[\text{Ni}_3 (\text{Ti}, \text{Al})]$, карбонітриди $[\text{Ti} (\text{C}, \text{N})]$ і карбіди. По межах кристалів зустрічалися боридна і евтектична γ - γ' -фази. В результаті термообробки евтектична γ - γ' -фаза практично повністю перейшла в γ -твердий розчин.

Мікрорентгеноспектральним аналізом визначали вміст елементів в γ' -фазі і матриці сплаву ЖСЗДК-ВІ поруч з γ' -фазою. Встановлено (табл. 4.13), що в складі зміцнюючої γ' -фази крім нікелю, титану і алюмінію присутні в середньому 9,5% хрому, 9,0% кобальту і 1,5% вольфраму. З підвищенням температури ВТОР від 1720°C до 1820°C в складі γ' -фази збільшувалися масові частки нікелю з 63 до 72%, титану з 6,5 до 8,5% і алюмінію з 4,5 до 6,0%.

Таблиця 4.13 – Вплив перегріву на вміст легувальних елементів в γ і γ' -фазах сплаву ЖСЗДК-ВІ

$T_{\text{max}}, ^\circ\text{C}$	Масова частка елементів, %					
	Ti	Al	Cr	Ni	Co	W
1620	3,06/2,87	4,57/4,73	9,61/9,86	62,99/62,67	9,58/10,02	1,60/1,62
1670	5,47/3,50	4,54/4,23	9,51/10,9	65,11/63,41	8,97/9,96	0,64/0,81
1720	6,20/4,30	4,22/3,96	8,49/11,4	65,17/61,46	8,60/9,59	0,38/1,54
1770	8,74/3,77	5,51/4,84	3,82/11,8	70,68/62,26	6,73/9,99	0,04/2,05
1820	7,80/2,68	6,05/3,93	3,76/13,1	73,37/60,46	6,62/11,46	0,94/1,53
Середній вміст	2,85	4,40	12,50	основа	8,25	4,25
Примітка. Чисельник – вміст елементів в γ' -фазі; знаменник – вміст елементів в γ -фазі.						

Одночасно знижувалися масові частки кобальту з 8,7 до 6,5% і хрому з 8,4 до 3,7%. У матриці сплаву, що прилягає до частинок γ' -фази, з підвищенням температури ВТОР відбувалися протилежні зміни складу в порівнянні з γ' -фазою: знижувалися масові частки нікелю, титану і підвищувалися хрому та кобальту (див. табл. 4.13).

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що в сплаві ЖСЗДК-ВІ без ВТОР спостерігалася велика неоднорідність зміцнюючої γ' -фази за розмірами і геометричною формою, коли між великими різними за розмірами частинками γ' -фази розподілялися дрібні частинки γ' -фази, що мають нерівну геометричну форму. ВТОР сприятливо впливала на морфологію і просторовий розподіл γ' -фази, коли її частки придбали форму правильних кубоїдів, однорідних за розміром і рівномірно розподілених за перетином дендритів. Для зразків сплаву ЖСЗДК-ВІ, виплавлених за серійною технологією, характерні великі поліедричні карбіди Me_6C і карбідні колонії типу "китайських ієрогліфів" (КІ). Несприятлива форма і низька термічна стабільність їх, що призводить до утворення голчастих карбідів $Me_{23}C_6$, представляли собою сильні концентратори напружень в металі та істотно знижували міцність і пластичність матеріалу.

Механічні випробування показали, що в результаті ВТОР сплаву ЖСЗДК-ВІ за двома режимами (табл. 4.14) підвищилися незначно межа міцності, майже в 2 рази відносно подовження і на 67% тривала міцність.

Серед розглянутих двох режимів ВТОР більш стабільні результати за механічними властивостями і жароміцністю були отримані при температурі 1850°C і витримці при цій температурі 10 хв. Збільшення температури і часу витримки помітно знизило окремі результати і стабільність за межею міцності і тривалою міцністю (табл. 4.14).

Таблиця 4.14 – Механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ

Режим плавлення	Механічні властивості		Тривала міцність t_{350}^{850} , Ч
	σ_B , МПа	δ , %	
ВИП при $t = 1600^\circ\text{C}$ (серійна технологія)	902	5,0	100
	940	6,1	140
	980	7,3	180
ВТОР при $t = 1850^\circ\text{C}$, витримка 20 хв.	809	12,3	50
	940	10,0	420
	1001	14,8	240
ВТОР при $t = 1850^\circ\text{C}$, витримка 10 хв.	1013	10,0	229
	1048	12,8	230
	1059	12,0	235
	1015	10,8	225
Норми ОСТ 1.90126-85	≥ 950	$\geq 7,0$	≥ 50

5 ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВЕ ВИПРОБУВАННЯ РОЗРОБЛЕНОГО РАЦІОНАЛЬНОГО МЕТОДУ РАФІНУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

5.1 Випробування режимів рафінування з використанням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР)

Оптимальний режим ВТОР (температура 1850°C і витримка 8...10 хв.) перевірили на жароміцних нікелевих сплавах EI437 і ЖСЗЛС. Якісний металографічний аналіз показав, що сплав EI437 є хромонікелевим твердим розчином, зміцненим карбідною і інтерметалідною γ' -фазами. Після проведення ВТОР подрібнилася карбідна складова, відбулася її сфероїдизація

і більш рівномірне розташування в металевій матриці. Помітно знизилася кількість і розміри карбонітридів. При цьому збільшилися розміри аустенітних зерен, але відбулося істотне очищення їх меж.

У сплаві ЖСЗЛС, що представляє собою γ -твердий розчин, зміцнений γ' -фазою, з наявністю карбідів типу КІ і карбонітридів, після проведення ВТОР γ' -фаза стала більш однорідною, зменшилися розміри і кількість карбонітридів, покращилася морфологія карбідів та їх розташування стало більш рівномірним.

Механічними випробуваннями встановлено, що зразки зі сплаву ЖСЗЛС, які піддавалися ВТОР, в порівнянні з серійними мали в 1,35 рази більше відносне видовження і в 1,3 рази більше відносне звуження (табл. 5.1). На сплав ЕІ437 ВТОР мала більш істотний вплив; відносне видовження зразків збільшилося в 1,25 рази, відносне звуження в ~ 2 рази, а ударна в'язкість - в 2,85 рази. При випробуваннях на тривалу міцність вплив ВТОР було більш помітним на зразках зі сплаву ЖСЗЛС (жароміцність збільшилася в 1,2 рази) (див. табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Механічні властивості жароміцних сплавів ЕІ437 і ЖСЗЛС

Марка сплаву	Технологія	Механічні властивості		Тривала міцність	
		σ_B , МПа	δ , %	τ_{300}^{750} , Ч	τ_{120}^{950} , Ч
ЕІ437	серійна	734	11,3	477	-
	ВТОР	751	14,2	562	-
ЖСЗЛС	серійна	783	9,6	-	63
	ВТОР	858	13,1	-	183

Попередня високотемпературна обробка розплаву може також використовуватися як складова комплексних технологічних процесів отримання відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів. Досліджено склад, структуру і властивості литих зразків з жароміцного

нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих із застосуванням попередньої високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), модифікування ультрадисперсними частинками карбонітриду титану $Ti [Ti (C, N)]$ і подальшого гарячого ізостатичного пресування (ГП) в різних комбінаціях. Дослідження проводили в порівнянні із зразками, отриманими за серійною технологією. Всі дослідні зразки піддавали гомогенізації при 1210 ± 10 °C протягом 4 годин у вакуумі. Вміст елементів в досліджуваних зразках, в основному, відповідає вимогам ОСТ 1.90126-85.

Встановлено, що проведення високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) сприяє деякому укрупненню макрозерна, а модифікування карбонітридними частинками $Ti (C, N)$ призводить до подрібнення зерна. Проведення операції гарячого ізостатичного пресування (ГП) сприяє «заліковуванню» усадочних дефектів. У структурі досліджених лопаток після ГП мікропори і рихлоти практично відсутні. Механічні і жароміцні властивості, визначені на окремо відлитих пальчикових зразках ($\varnothing 12$ мм), що задовільняють і відповідають вимогам ОСТ 1.90126-85.

Найбільш сприятливе поєднання міцнісних і пластичних характеристик, а також тривалої міцності при температурі 850 °C і навантаженні 35 кгс/мм², що характеризується стабільністю результатів випробувань, отримано на зразках, які пройшли повний комплекс перерахованих технологічних операцій. Мікроструктура зразків, виготовлених за серійною технологією, а також після комплексу технологічних впливів, задовільна для сплаву ЖСЗДК-ВІ в нормально термообробленому стані. Проведення термочасової обробки розплаву при температурі 1850 °C протягом 5 хвилин і особливо модифікування карбонітридом титану сприяє дробленню карбідних пластин і рівномірному їх розподілу в обсязі металу.

5.2 Комбінований метод рафінування сплавів

Отримало визнання ефективне рафінування металів і сплавів високотемпературними процесами в вакуумі, яке було використано для вивчення впливу поєднаної індукційної та електронно-променевої плавки на якісні показники жароміцних нікелевих сплавів. Спільно з Фізико-технологічним інститутом металів і сплавів (ФТІМС) НАН України поєднаним вакуумно-індукційним (ВІП) і електронно-променевим (ЕПП) переплавом з механічно очищених ливарних відходів (ливники, додатки) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26, ЖС32 і ЖСЗДК були отримані стандартні пальчикові зразки діаметром 12 мм і виливки діаметром 90 мм методом рівновісної кристалізації. При цьому потужності ВІП перебували в межах 60...70 кВт, а ЕПП - 12...18 кВт.

За висотою та перетином виливків діаметром 90 мм сплавів, що досліджувалися, визначено хімічний склад і вміст газів для порівняння їх з серійною плавкою. Вміст основних елементів за висотою виливків був практично однаковим, відповідав вимогам ТУ, за виключенням свинцю, заліза, кисню, азоту, масова частка яких у верхній частині виливків була більш високою (табл. 5.2). За контуром всіх дослідних виливків ВІП + ЕПП був гарнісаж товщиною не більше 5 мм, який виступав над верхом виливка у вигляді "корони" (рис. 5.1). Хімічний склад гарнісажу, в основному, відповідав вимогам ТУ (табл. 5.3). Слід зазначити занижений вміст ренію в гарнісажі зі сплаву ЖС32.

Провели дослідження якості металу, отриманого зі зворотних відходів сплаву ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ переплавом на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC» в умовах АТ «Мотор Січ» з подальшим рафінуванням методом електронно-променевого переплаву (ЕПП) на ТОВ НВП «ЕЛТЕХМАШ» (м. Вінниця). Хімічний склад досліджених зливків відповідає вимогам ТУ1-92-177-91.

У матеріалі досліджуваних шихтових заготовок після електронно-променевого переплаву, а також в зразках, відлитих з даних заготовок,



Рисунок 5.1– Зовнішній вид гарнісажного шару над верхньою частиною зливку ВІП+ЕПП

практично відсутні оксидні включення. Мікроструктура шихтових заготовок характерна для литого стану сплавів ЖС-26 і ЖС32-ВІ.

Мікроструктура матеріалу литих лопаток і зразків, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації зі зворотних відходів сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ після рафінування методом ЕПП відповідає затвердженій «ВІАМ» шкалою мікроструктур для даних сплавів; слідів перегріву в процесі термообробки не виявлено.

Механічні і жароміцні властивості матеріалу литих лопаток і зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з пруткової заготовки, отриманої з зворотних відходів сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, рафінованих методом електронно-променевого переплаву (ЕПП), задовільні та відповідають вимогам відповідних ТУ.

За даними сертифіката НПП «Елтехмаш» м. Винниця в результаті рафінування методом електронно-променевого переплаву відходів жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ вміст кремнію в ньому знижується приблизно в 3 рази (з 0,11...0,12% до 0,04%), що особливо важливо для сплавів, що застосовуються для спрямованої кристалізації і монокристалічного литва.

Таблиця 5.2 – Хімічний склад нікелевих сплавів, отриманих різноманітними технологіями виплавлення

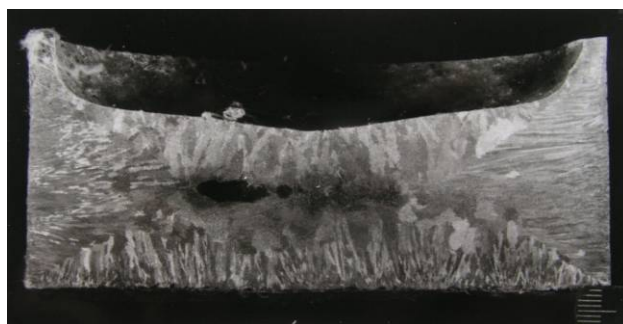
Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Масова частка елементів, %														
			C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Re	V	Fe ·10 ⁻²	Pb ·10 ⁻⁵	O ·10 ⁻⁴	N ·10 ⁻⁴
ЖС26	серійна	верх	0,16	5,01	9,00	11,4	0,99	5,96	1,01	1,61	-	-	1,01	20	23	25,6	8,5
		серед.	0,15	4,94	8,75	11,3	1,01	5,95	1,00	1,59	-	-	0,92	30	22	11,1	6,5
		низ	0,15	5,03	8,90	11,3	1,01	5,95	1,01	1,57	-	-	0,98	20	17	7,8	4,8
	ВІП(70 кВт)+ ЕІП (12 кВт, 14 хв.)	верх	0,16	5,02	9,00	11,3	1,00	5,91	1,00	1,58	-	-	0,98	25	23	27,2	8,5
		низ	0,15	5,09	8,80	11,3	1,01	5,96	1,01	1,61	-	-	0,93	28	19	8,2	6,6
		верх	0,16	4,98	9,10	11,2	1,02	5,98	1,04	1,66	-	-	0,99	9	20	10,2	6,4
ЖС32	ВІП(60 кВт)+ ЕІП (15 кВт, 12 хв.)	серед.	0,16	5,09	9,05	11,2	0,99	5,94	1,01	1,68	-	-	1,00	9	19	9,0	7,2
		низ	0,16	4,98	9,00	11,1	0,98	5,90	0,99	1,63	-	-	0,96	8	19	25,8	7,3
		верх	0,16	4,56	9,38	8,94	1,15	5,63	-	1,49	3,56	3,50	-	14	30	47,9	10,5
	серійна	серед.	0,15	4,55	9,30	9,00	1,15	5,63	-	1,53	3,54	3,50	-	15	17	8,1	8,2
		низ	0,15	4,55	9,30	9,02	1,15	5,75	-	1,53	3,56	3,50	-	18	11	26,9	7,4
		верх	0,10	11,67	9,64	4,51	4,25	4,42	2,86	-	-	-	-	30	-	28,9	35,4
ЖС3ДК	серійна	серед.	0,09	12,19	9,12	4,68	4,45	4,48	3,10	-	-	-	31	10	20,8	35,9	
		низ	0,09	11,30	9,12	4,55	4,00	4,30	2,85	-	-	-	29	-	22,3	35,5	
		верх	0,10	12,19	9,39	4,46	4,27	4,78	2,87	-	-	-	20	-	24,8	36,6	
	ВІП+ЕІП	серед.	0,10	12,01	9,36	4,50	4,24	4,71	2,84	-	-	-	20	8	-	-	
		низ	0,10	11,89	9,33	4,53	4,21	4,67	2,83	-	-	-	20	-	19,5	37,5	
		верх	0,10	11,89	9,33	4,53	4,21	4,67	2,83	-	-	-	20	-	19,5	37,5	

Примітка. Масова частка сірки не перевищувала 0,004 %; фосфору – 0,002 %; вмісту – 0,0001 %.

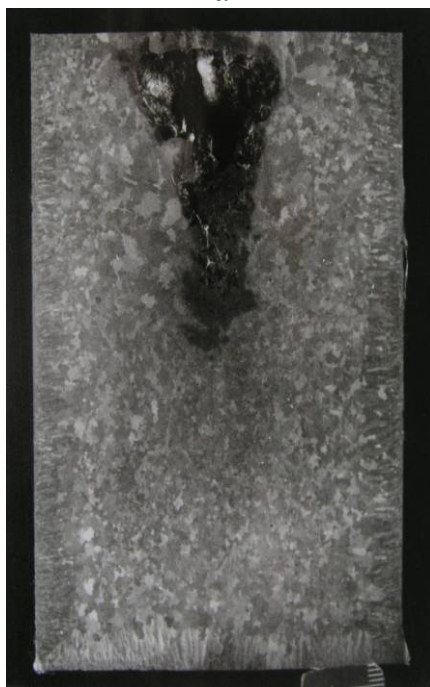
Таблиця 5.3 – Хімічний склад гарнісажу дослідних зливків ВІП+ЕПП

Марка сплаву	Масова частка елементів, %										
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Re	V	Fe
ЖС26	4,90	9,35	11,6	1,00	6,0	1,0	1,6	-	-	0,95	0,10
ЖС32	4,47	8,80	8,90	1,15	5,6	-	1,5	3,5	3,45	-	0,11

Макроструктуру отриманих виливків оцінювали на поздовжніх протравлених (реактив 80% HCl; 20% H₂O) темплетах (рис. 5.2). Визначали розміри усадочної раковини, центральної пористості, макрозерна і величину коркової, стовбчастої та рівновісної зон макрокристалів (табл. 5.4).



а



б

а – сплав ЖС26; б – сплав ЖС32

Рисунок 5.2 – Макроструктура виливків ВІП + ЕПП

Таблиця 5.4 – Оцінка макроструктури виливків діаметром 90 мм з нікелевих сплавів, виплавлених за різними технологіями

Марка сплаву	Особливості технології	Глибина усадочної раковини, мм	Глибина центр. пористості, мм	Зона підкріжових кристалів, мм	Зона рівновісних кристалів, мм	Зона стовпчастих кристалів, мм	Розмір мікрозерна, мм
ЖС26	серійна	40	75	2,0...3,0	40	15...25	2...8
	ВП+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	16	-	1,5...2,0	35	12...15	2...7
	ВП+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	32	63	0,5	84	3...3,5	0,05...0,2
ЖС32	ВП+ЕПП (17 кВт, 14 хв.)	38	63	0,8...1,0	70	8...10	0,75...3,5
ЖСЗДК	серійна	80	70	1,0...3,0	58...72	4...9	0,5...4,0
	ВП+ЕПП	25	18	0,8...1,0	55...65	11,7...16,5	0,5...1,8

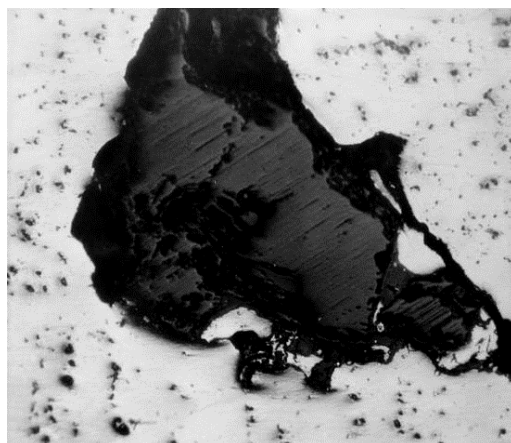
Технологія ВП + ЕПП дозволила помітно зменшити глибини усадочної раковини і центральної пористості в порівнянні з серійною виплавою (див. табл. 5.4). Параметри технології (потужність, час) ВП + ЕПП істотно впливали на ширину зон стовпчастих і рівновісних кристалів, знижуючи у всіх випадках максимальний розмір макрозерна і забезпечуючи цим більш однорідну макроструктуру (див. табл. 5.4). При цьому розмір макрозерна зменшувався від верхньої частини виливків до нижньої.

У виливках ВП + ЕПП всіх сплавів плівки, шлакові включення та інші грубі неметалеві включення спостерігалися переважно у верхній частині виливків (рис. 5.3). Необхідно відзначити, що забрудненість виливків, отриманих за серійною технологією ВП, за плівками та шлаковими включеннями була помітно вищою в порівнянні з дослідним металом. У виливках серійної технології розміри шлакових включень досягали 500 мкм і спільно з плівками залягали на глибині до 9 мм (рис. 5.4). Вимірювання показали, що в дослідних виливках ВП + ЕПП, в порівнянні з серійними,

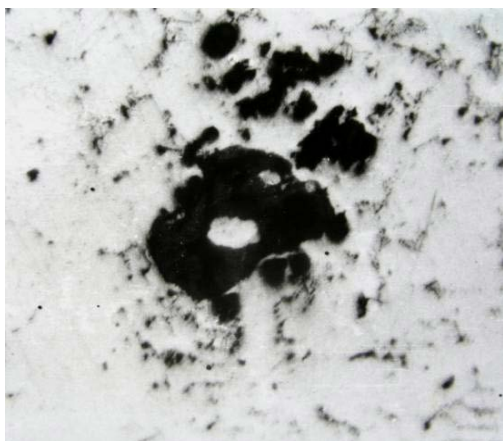
глибина залягання забруднень була в понад в 3 рази меншою а самі вони перебували тільки у верхній частині.



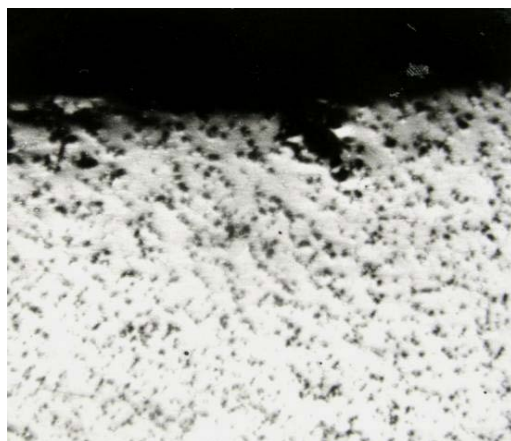
а



б



в



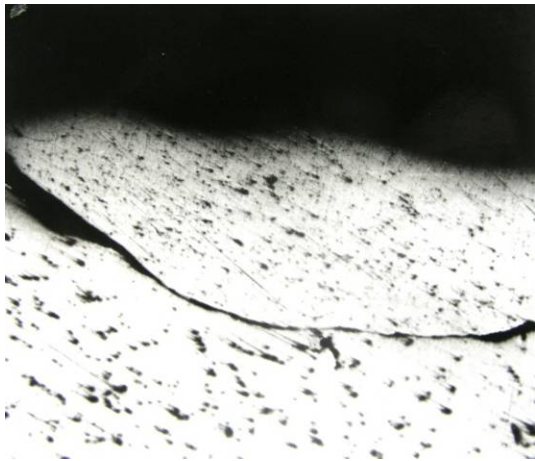
г



д

а, б – сплав ЖСЗДК ($\times 100$); в, г – сплав ЖС26 ($\times 50$); сплав д – ЖС32 ($\times 50$)

Рисунок 5.3 – Плені (а, в, д), шлакові і грубі неметалеві включення (б, г) в виливках, отриманих за технологією ВІП + ЕПІ



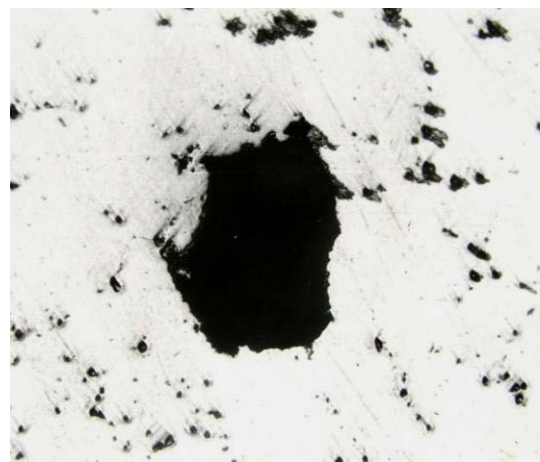
а



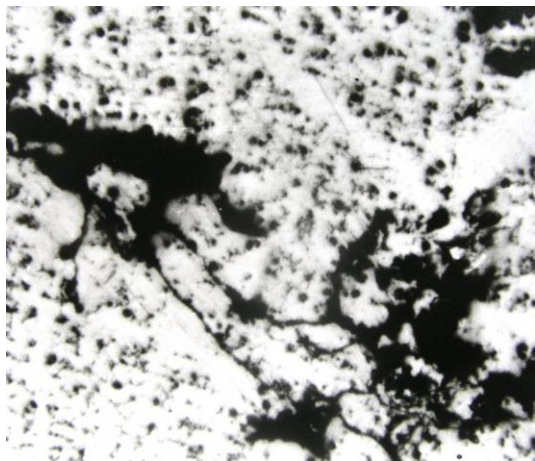
б



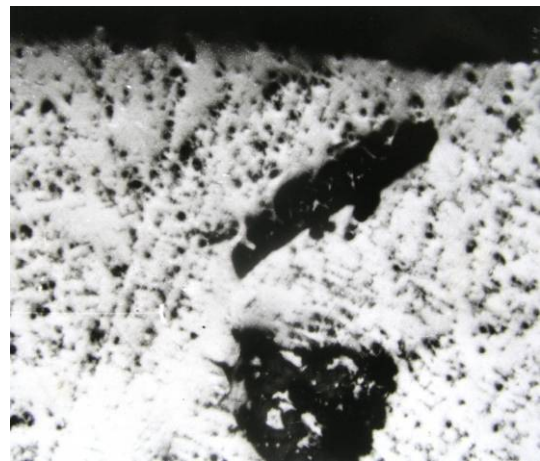
в



г



д



е

а , б, в, г – сплав ЖСЗДК (а – $\times 100$, б, в, г – $\times 200$);

д, е – сплав ЖС26 ($\times 50$)

Рисунок 5.4 – Шлакові включення і плени (плівки) у верхній (а, б, д, е) і нижній (в, г) частинах виливків, отриманих за серійною технологією ВІП

У виливках серійного і дослідних варіантів виплавки досліджуваних сплавів оцінювали такі структурні складові як відстань між осями дендритів другого порядку, розміри евтектики $\gamma-\gamma'$, одиничних і груп карбідів (табл. 5.5). Поєднаний процес ВІП + ЕПП в порівнянні з серійним ВІП забезпечив подібнення структурних складових виливків, особливо в нижній частині (див. табл. 5.5). Спостерігається зменшення розмірів карбідів і евтектики $\gamma-\gamma'$ від центру до краю виливків.

На виливках зі сплаву ЖС26 помічено, що з пониженням потужності електронного променя дендритна структура, евтектика $\gamma-\gamma'$ і поодинокі карбіди стають більш дисперсними. Вимірами мікротвердості структурних складових за висотою і перетином зливків різних варіантів виплавки (табл. 5.6) встановили, що поєднана технологія ВІП + ЕПП дозволила отримати в виливках сплавів ЖС26 і ЖС32 більш однорідну мікротвердість, що свідчить про менший розвиток осьової ліквіації, особливо в середній частині виливків. Мікротвердість осей дендритів зменшувалася від центральних до крайових зон виливків.

Евтектика $\gamma-\gamma'$, в переважній більшості випадків, мала вищу мікротвердість в порівнянні з осями дендритів. Слід зазначити, що зменшення потужності електронного променя при виплавці виливків зі сплаву ЖС26 підвищило мікротвердість структурних складових (див. табл. 5.6). Таким чином, поєднаний процес ВІП + ЕПП переплавки ливарних відходів жароміцних нікелевих сплавів в порівнянні з серійною технологією ВІП краще очищає метал від шкідливих домішок (залізо, свинець, кисень), дозволяє отримувати виливки (шихтову заготовку) з меншою усадочною раковиною і пористістю, з рівномірним розподілом і більш дисперсними структурними складовими, з меншим розвитком ліквіаційних процесів. Змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому на відміну від ВТОР, процес ВІП + ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

Таблиця 5.5 – Структурні складові в зливках нікелевих сплавів

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм		Розмір евтектики $\gamma-\gamma'$, мкм		Розмір одиничних карбідів, мкм		Розмір карбідних сегрегацій мкм
			край	центр	край	центр	край	центр	
ЖС26	серійна	верх	20...30	30...55	5...8	8...26	1...5	2...7	100 × 60
		серед.	25...30	60...65	6...8	8...30	1...4	2...7	100 × 50
		низ	12...15	30...35	5...6	6...12	1...3	1...5	25 × 20
	ВИ ВП+ЕПП (12 кВт, 14 мин)	верх	12...20	30...35	3...5	7...15	1...3	1...8	-
		низ	10...15	40...50	3...4	4...15	0,5...1	0,5...1	-
		верх	25...30	35...100	4...8	5...40	1...4	2...12	250 × 100
ЖС32	серійна	серед.	10...12	70...85	2...8	8...60	0,5...2	2...12	250 × 100
		низ	8...12	60...75	2...8	8...50	0,5...2	1...7	100 × 50
		верх	12...22	35...45	4...16	6...50	0,5...4	2...8	80 × 40
	ВИ ВП+ЕПП (~17 кВт, 14 мин)	серед.	15...25	45...70	4...16	6...60	1...4	2...8	260 × 100
		низ	10...15	30...40	4...15	6...50	1...4	2...4	50 × 60
		верх	45	65	-	-	2...4	3...6	-
ЖСЗДК	серійна	низ	45	50	-	-	2...4	2...6	-
		верх	25	40	-	-	1...2	1...4	-
ЖСЗДК	ВИ+ЕПП	низ	25	30	-	-	1...2	1...3	-
		верх	25	30	-	-	1...2	1...3	-

Таблиця 5.6 – Мікротвердість структурних складових злиwkів нікелевих сплавів, які отримано за різноманітними технологіями

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Мікротвердість, <i>HV</i> , МПа		
			Вісь дендритів		Евтектика γ - γ'
			крайова зона	центральна зона	
ЖС26	Серійна	верх	4868...5570	4663...5570	4868...5839
		серед.	4868...5086	4868...5320	5570
		низ	4868	4868...5086	5570
	ВП+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	верх	5086...6450	5570...6127	6772
		низ	5320...6450	5086...5320	6450
	ВП+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	верх	4470...5570	4868...6450	6127...8910
		серед.	4290...4470	4868...5570	4663...5086
		низ	4290...5570	4663...5839	4470...6450
	ЖС32	ВП+ЕПП (~17 кВт, 14 хв.)	верх	4470...5570	5570
серед.			4470...5086	5570	4868...5086
низ			4868...5570	6127...6450	5570...6450

5.3 Промислове випробування

5.3.1 Виготовлення лопаток з використанням ливарного звороту

В умовах ПАТ «МОТОР СІЧ» розроблено та впроваджено в серійне виробництво технічні умови на виготовлення робочих лопаток, що відливаються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з використанням затравки зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ з використанням 50 ± 5% ливарного звороту. При цьому використовується ливарний зворот сплавів (додатки, чаші, забраковані виливки) тільки першого переплаву

вихідного сплаву. Чаші з усадочною раковиною розрізаються навпіл уздовж осі по глибині раковини. Зворот з глибокими «кишеннями», що затрудняють видалення залишків керамічних форм, розрізають уздовж довжини кишень по ширині. Із забракованих виливків видаляються стрижні (при їх наявності) з наступним промиванням внутрішньої порожнини на гідродинамічній установці. Всі виливки лопаток піддаються контролю рентгенівським просвічуванням на наявність залишків кераміки у внутрішній порожнині. Залишки кераміки не допускаються. Поверхня звороту галтуванням або дрібструменевим методом зачищається від залишків оболонки та зачищається від сміття.

Кожен шматок звороту перевіряється на стилоскопі СЛ-11 на відповідність сплавів ЖС26-ВІ або ЖС32-ВІ. На кожному шматку звороту наноситься відповідна кількість зарізів вулканіту. Провели аналіз виробничих даних за якісними показниками виливків з жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з використанням шихти, що складається на 50% з свіжого робочого сплаву і на 50% з ливарного звороту. Після розплавлення шихти в магнезитових тиглях установки УВНК-8П метал нагрівали до температури 1600...1620 °С, витримували його протягом 8...10 хвилин і заливали в керамічні форми, отримані за виплавлюваними моделями, попередньо нагріті до 1580...1600 °С. Залиті форми для отримання литих пальчикових зразків діаметром 15 мм зі швидкістю 10 мм/хв з печі підігріву форм опускали у ванну рідкометалевого алюмінієвого кристалізатора спочатку розігрітого до температури 800...850 °С. Хімічний склад, середні показники механічних властивостей і жароміцності дослідних зразків зі спрямованою кристалізацією, відповідали вимогам, що пред'являються відповідними технічними умовами (табл. 5.7).

Таблиця 5.7 - Механічні властивості і тривала міцність дослідних зразків діаметром 15 мм із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ зі спрямованою макроструктурою, які виплавлено з використанням 50% ливарного звороту

Сплав	Зразок	Механічні властивості		Тривала міцність		
		σ_B , МПа	δ , %	Навантаження, МПа	t , °С	τ , час
ЖС26-ВІ	1	1169	12,0	260	975	78,6
	2	783	9,6			86,3
	3	1086	8,6			40,0
	Середнє	1013	10,1			68,3
	За ТУ	> 830	> 3,0			> 40
ЖС32-ВІ	1	1056	6,0	280	1000	63,2
	2	975	6,0			69,2
	3	1149	6,6			61,0
	4	1189	8,8			75,4
	Середнє	1092	6,9			67,2
	За ТУ	> 850	> 5,0			> 40

5.3.2 Виробництво жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту

5.3.2.1 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

На базі ПАТ «МОТОР СІЧ» проведено комплекс робіт з освоєння технології власного виробництва жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного звороту для подальшого виготовлення литих лопаток газотурбінних двигунів. У вакуумній плавильній установці

«ULVAC» FM-1-2-100 була проведена плавка шихти, що складається зі свіжих матеріалів і приблизно 80% ливарного звороту ЖС6К-ВІ.

На дно печі завантажили чисті метали і 2/3 частини навішування звороту. Зробили відкачування вакууму, провели прогрівання та розплавлення металеві шихти, після чого в тигель ввели решту звороту та навіску алюмінію. Після розплавлення металеві шихти при температурі 1500°C ввели навіску вуглецю, розігріли розплав до 1600°C і витримали при цій температурі протягом 15 хвилин. Після відбору проби і проведення хімічного аналізу в метал ввели лігатури, що містять церій і бор і залили його в виливниці через керамічні чаші з дірчастими електрокорундовими фільтрами.

Отримані зливки діаметром 85 мм були щільними з чистою поверхнею. У верхній частині знаходилася зосереджена усадочна раковина. Дослідження якості отриманого металу показало, що за хімічним складом сплав відповідав вимогам технічної документації, а за неметалевими включеннями був чистішим за імпортований сплав. На установці УППФ-3М за серійною технологією були виготовлені пальчикові зразки діаметром 12 мм. Один блок залили 100% металом отриманого дослідного вилівка, а інший із застосуванням 50% ливарного звороту і 50% дослідного вилівка сплаву ЖС6К-ВІ.

Механічні та жароміцні властивості отриманих зразків сплаву ЖС6К-ВІ після стандартної термічної обробки відповідали вимогам ОСТ 1 90126-85. Таким чином, якість матеріалу дослідного вилівка сплаву ЖС6К-ВІ повністю відповідає вимогам технічної документації. За результатами проведених робіт розроблена технологічна інструкція та налагоджено серійне виробництво сплаву на ПАТ «МОТОР СІЧ».

5.3.2.2 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗЛС-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

На установці ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), з використанням при заливці в кокіль фільтра була отримана пруткова заготовка діаметром 105 мм зі зворотних відходів сплаву ЖСЗЛС-ВІ. Поверхню ливарних чаш очищали методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом.

При візуальному огляді на поверхні заготовки, що надійшла, неслітини, пліни та інші дефекти у вигляді забруднень металу, не виявлені. Хімічний склад дослідженої заготовки задовільний та відповідає вимогам ОСТ 1.90127-85 (табл. 2.8).

Таблиця 5.8 – Хімічний склад дослідженої заготовки зі сплаву ЖСЗЛС-ВІ, отриманої зі зворотних відходів

Місце відбору проб	Вміст елементів, %											
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn	S	P
Верх	0,08	16,92	4,46	3,70	2,53	2,74	3,37	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,005
Середина	0,07	16,72	4,45	3,59	2,49	2,84	3,37	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,005
Низ	0,07	16,66	4,52	3,74	2,55	2,70	3,39	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,004
ОСТ 1.90127-85	0,06-0,12	15,0-18,0	4,0-5,0	3,0-4,5	2,4-3,0	2,4-3,0	3,0-4,5	≤ 2,0	≤ 0,6	≤ 0,6	≤ 0,015	≤ 0,015

Вміст основних елементів знаходився приблизно на одному рівні в різних зонах за висотою заготовки. На рис. 5.5 представлена макроструктура в осьовому перерізі верхньої частини заготовки; а на рис. 5.6 - в поперечному перерізі середньої та нижньої частин, відповідно.



Рисунок 5.5 – Макроструктура в осьовому перерізі верхньої частини пруткової заготовки Ø 105 мм, відливої з металу ЖСЗЛС-ВІ з використанням фільтру



а



б

а – середня частина; б – нижня частина

Рисунок 5.6 – Макроструктура в поперечному перерізі верхньої частини пруткової заготовки Ø 105 мм, відливої з металу ЖСЗЛС-ВІ з використанням фільтру

У структурі заготовки-вилівки спостерігаються кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів. У центральній зоні макротемплетів виявлено осьову усадочну рихлоту. Аналіз макроструктури показав, що кристалізаційні макропараметри за висотою заготовки приблизно однакові (табл. 5.9).

Таблиця 5.9 – Параметри макроструктури заготовки-виливки Ø 105 мм, отриманої зі звороту сплаву ЖСЗЛС-ВІ

Місце заміру	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової раковини, мм	Розмір центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	мілких підкоркових кристалів	стовбчастих кристалів	рівновісних кристалів			
верх	2...3	22...25	55...61	73×77	-	3...5
середина	2...3	19...21	63...67	-	до Ø 30	3...8
низ	2...3	17...20	65...71	-	-	3...7

При металографічному дослідженні у верхній частині заготовки виявлено грубі забруднення металу у вигляді плін, шлакових включень та їх скупчень. Глибина їх залягання становить ~ 2 мм від верху заготовки. На поверхні досліджуваної заготовки плівкові і шлакові забруднення металу практично відсутні. Рідко зустрічаються окремі, поодинокі окисні включення розміром до 40 мкм, які виявлено в середній та нижній частині заготовки. Мікроструктурою матеріалу досліджуваної заготовки є γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, карбідів і карбонітридів, що відповідає литому стану сплаву ЖСЗЛС-ВІ.

Механічні та жароміцні властивості, що досліджувалися на термооброблених пальчикових зразках діаметром 12 мм, відлитих методом рівновісної кристалізації з матеріалу пруткової заготовки діаметром 105 мм, отриманої зі зворотних відходів, відповідають вимогам ОСТ 1.90127-85.

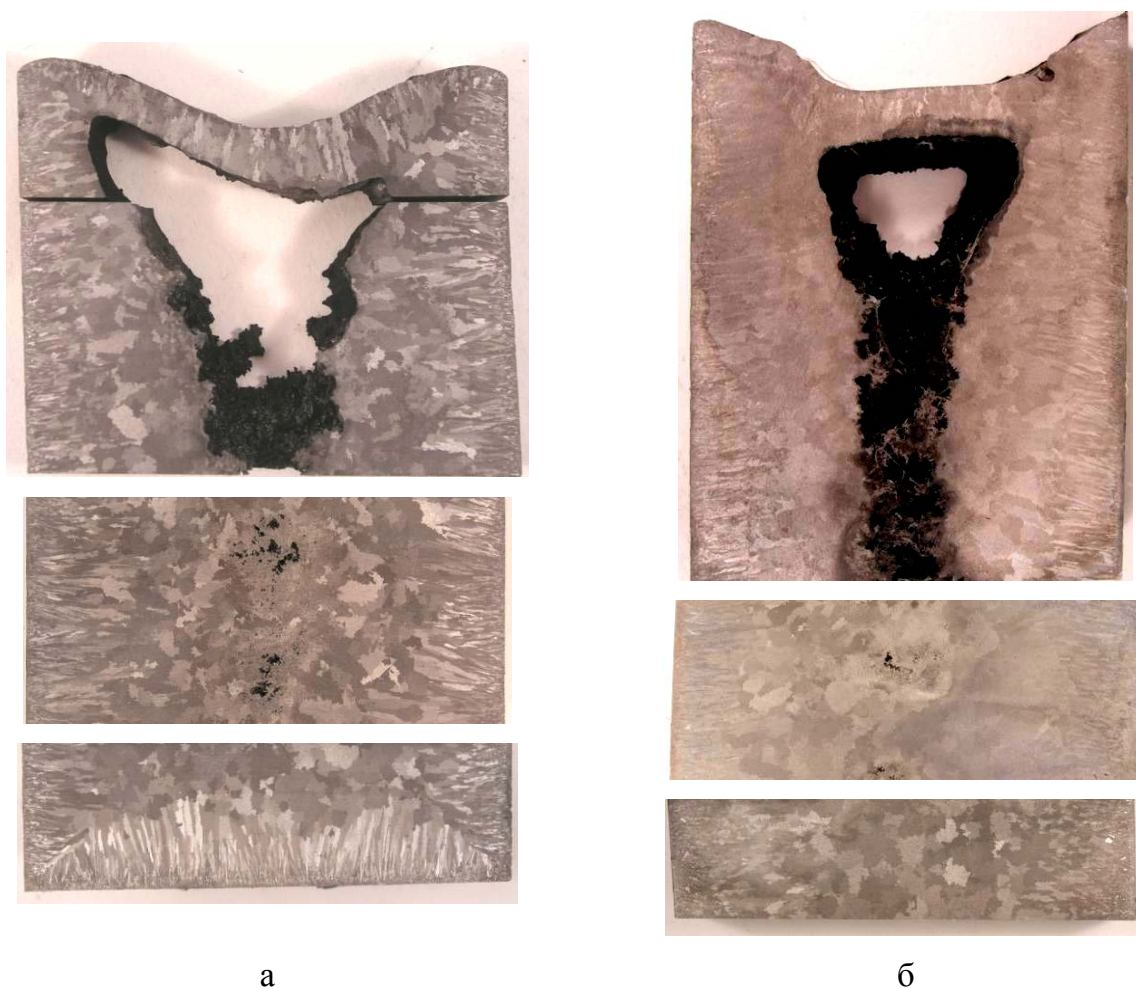
5.3.2.3 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

У печі ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) із зворотних відходів сплаву ЖС26-ВІ виготовили

пруткові заготовки діаметром 85 мм. Поверхню ливарних чаш очищували методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом. Заливання металу в кокіль проводили за двома варіантами: звичайним способом і з використанням керамічного фільтру. Хімічний склад заготовок, залитих як з фільтром, так і без фільтра, задовільний і відповідає вимогам ТУ (табл. 5.10). У структурі заготовки-виливки спостерігаються кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів (рис 5.7). У центральній зоні макротемплетів обох плавок виявлена осьова усадкова рихлота, що розповсюджується практично за всією висотою заготовок. Аналіз макроструктури отриманих виливків показав, що їх кристалізаційні макропараметри (при заливанні розплаву як з використанням фільтра, так і без) приблизно однакові (табл. 5.11).

Таблиця 5.10 – Хімічний склад заготовок-виливків Ø 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС26-ВІ

Спосіб заливання металу	Місце відбору проби	Вміст елементів, %										
		C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb	Si	V
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Без фільтру	верх	0,16	4,86	8,77	11,74	5,85	0,91	0,91	<1,0	1,42	<0,3	0,91
	середина	0,15	4,83	8,79	11,68	5,74	0,97	0,95	<1,0	1,42	<0,3	0,86
	низ	0,14	4,90	8,78	11,64	5,84	0,91	0,93	<1,0	1,43	<0,3	0,85
з фільтром	верх	0,13	5,03	8,96	11,68	5,80	0,92	1,03	0,19	1,44	<0,2	0,88
	середина	0,14	5,05	8,95	11,66	5,75	0,93	1,02	0,19	1,44	<0,2	0,84
	низ	0,13	5,05	8,96	11,63	5,76	0,93	1,04	0,19	1,44	<0,2	0,83
Норми ТУ1-92-177-91		0,12-0,18	4,3-5,6	8,0-10,0	10,9-12,5	5,5-6,2	0,8-1,2	0,8-1,4	≤ 1,0	1,4-1,8	≤ 0,3	0,8-1,2



а – заливання без фільтра; б – з використанням керамічного фільтра

Рисунок 5.7 – Макроструктура дослідних виливків сплаву

ЖС26-ВІ Ø85мм

Таблиця 5.11 – Параметри макроструктури заготовок-виливків Ø 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС26-ВІ

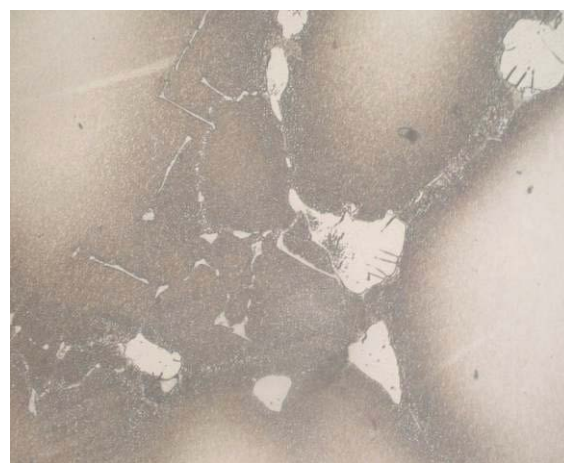
Спосіб заливання металу	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової раковини, мм	Розмір центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	дрібних підкоркових кристалів	стовбчастих кристалів	рівновісних кристалів			
без фільтру	3...5	10...19	47...65	52×60	до Ø 12	2...6,5
з фільтром	2...3	15...20	45...55	38×60	до Ø 15	2...7,5

При металографічному дослідженні в крайовій і центральній зонах заготовки, відлитої без використання фільтра, виявлені грубі забруднення металу у вигляді плін, шлакових включень та їх скупчень. Найбільш забрудненою є верхня частина прутка; найменша кількість забруднень спостерігалася в нижній його частині. Розмір шлакових включень досягав 0,8 мм. У прутковій заготовці, залитій через фільтр, забруднення металу не виявлено. У верхній частині на поверхні заготовки виявлено плени, що проникали на глибину до 0,3 мм.

Мікроструктура досліджуваних заготовок-виливків ідентична і представляє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, евтектичної γ - γ' -фази, карбідів і карбонітридів, відповідає литому стану сплаву ЖС26-ВІ (рис. 5.8). Розміри структурних складових і відстань між осями дендритів другого порядку в заготовках, залитих як без фільтра, так і з фільтром, знаходяться приблизно на одному рівні (табл. 2.12).



× 200



× 500

Рисунок 5.8 – Мікроструктура дослідного сплаву ЖС26-ВІ

Механічні та жароміцні властивості визначали на термооброблених зразках діаметром 15 мм, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) з матеріалу пруткових заготовок діаметром 85 мм, отриманих зі зворотних відходів (з заливанням без використання фільтра і з

фільтром). Зразки після ВСК піддавали гомогенізації при температурі 1265°C протягом 2 годин з охолодженням на повітрі.

Таблиця 5.12 – Розміри структурних складових у пруткових заготовках зі сплаву ЖС26-ВІ

Спосіб заливання металу	Місце вирізання мікрошліфа	Розмір структурних складових, мкм		Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм
		евтектики γ - γ'	карбідів типу МеС	
без фільтру	верх	6...43	2...8	50...70
	середина	6...62	2...10	
	низ	6...55	2...8	
с фільтром	верх	6...40	2...8	50...70
	середина	6...55	2...12	
	низ	6...45	2...12	

Значення механічних і жароміцних властивостей в досліджуваних зразках відповідають вимогам ТУ 1-92-177-91 та знаходяться приблизно на одному рівні (табл. 5.13).

Таблиця 5.13 – Механічні і жароміцні властивості сплаву ЖС26-ВІ (ВСК) при 20°C та при 975°C, 26 кгс / мм² тр, годину

Спосіб заливання металу при отриманні заготовки Ø 85 мм	Механічні властивості при 20°C				Час до руйнування при 975 ⁰ C під навантаженням 26 кгс/мм ² τ_p , год.
	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	KCU, кгс·м/см ²	
без фільтру	91,2	8,0	11,1	2,13	65
	101,0	8,8	10,4	1,25	69
з фільтром	104,6	6,4	12,7	2,88	62
	118,2	6,2	8,5	1,88	63
ТУ 1-92-177-91	≥ 90,0	≥6,0	-	-	≥ 40,0

5.3.2.4 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ з використанням у шихті власного технологічного звороту

На установці ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) зі зворотних відходів сплаву ЖС32-ВІ (ливарних чаш) виготовили пруткові заготовки діаметром 85 мм. Поверхню ливарних чаш очищали методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом. Заливання металу здійснювали в металеву форму через керамічний фільтр. Хімічний склад за висотою дослідної заготовки діаметром 85 мм був задовільний, відповідав вимогам ТУ 1-92-177-91 та знаходився приблизно на одному рівні (табл. 5.14).

Таблиця 5.14 – Хімічний склад заготовок-виливків Ø 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС32-ВІ

Місце заміру	Вміст елементів, %								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
верх	0.14	4.52	9.21	8.86	1.16	5.70	1.52	3.82	3.66
середина	0.15	4.52	9.23	8.83	1.12	5.70	1.57	3.73	3.67
низ	0.16	4.56	9.21	8.96	1.07	5.70	1.53	3.55	3.75
серійна	0.16	4.56	9.47	8.98	1.15	5.72	1.50	3.58	3.50
ТУ 1-92-177-91	0,12...	4,3...	8,0...	7,7...	0,8...	5,6...	1,4...	3,5...	3,5...
	0,18	5,6	10,0	9,5	1,4	6,3	1,8	4,5	4,5

Макроструктура в осьовому і поперечному перетинах заготовки представлена на рисунках 5.9, 5.10. У структурі заготовки-вилівка спостерігалися кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів.



Рисунок 5.9 – Макроструктура верхньої частини пруткової заготовки діаметром 85 мм, відлитої зі сплаву ЖС32-ВІ (осьовий переріз)



а

б

а – середня частина; б – нижня частина

Рисунок 5.10 – Макроструктура заготовки діаметром 85 мм, відлитої зі сплаву ЖС32-ВІ (поперечний переріз)

У центральній зоні середньої частини заготовки виявлено осьову усадкову рихлоту (див. рис. 5.10, а). Результати вимірювання параметрів макроструктури наведено в таблиці 5.15.

Таблиця 5.15 – Параметри макроструктури заготовок-виливків Ø 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС32-ВІ

Зона заміру	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадочної раковини, мм	Розмір центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	зона дрібних підкоркових кристалів	Зона стовбчастих кристалів	Зона рівновісних кристалів			
верх	1,5...2,0	6...8	69...73	52 × 83	до Ø 25	0,5...1,0
середина	1,5...2,0	6...8	47...65	-	до Ø 20	0,5...1,0
низ	1,5...2,0	5...7	71...75	-	-	0,5...1,0

Аналіз макроструктури отриманих виливків показав, що для заготовки, яку отримано на установці ULVAC FM1-2-100 характерна наявність невеликої зони стовпчастих кристалів, яка розповсюджується на глибину до 8 мм, та дрібнокристалічної структури. Величина макрозерна не перевищувала 1 мм. Металографічним дослідженням на бічній поверхні, а також у верхній частині дослідної заготовки забруднення металу у вигляді плін, шлакових включень і т.п. не виявлено. Карбіди MeC мають вигляд «китайських ієрогліфів», що характерні для сплаву ЖС32-ВІ (рис. 5.11).

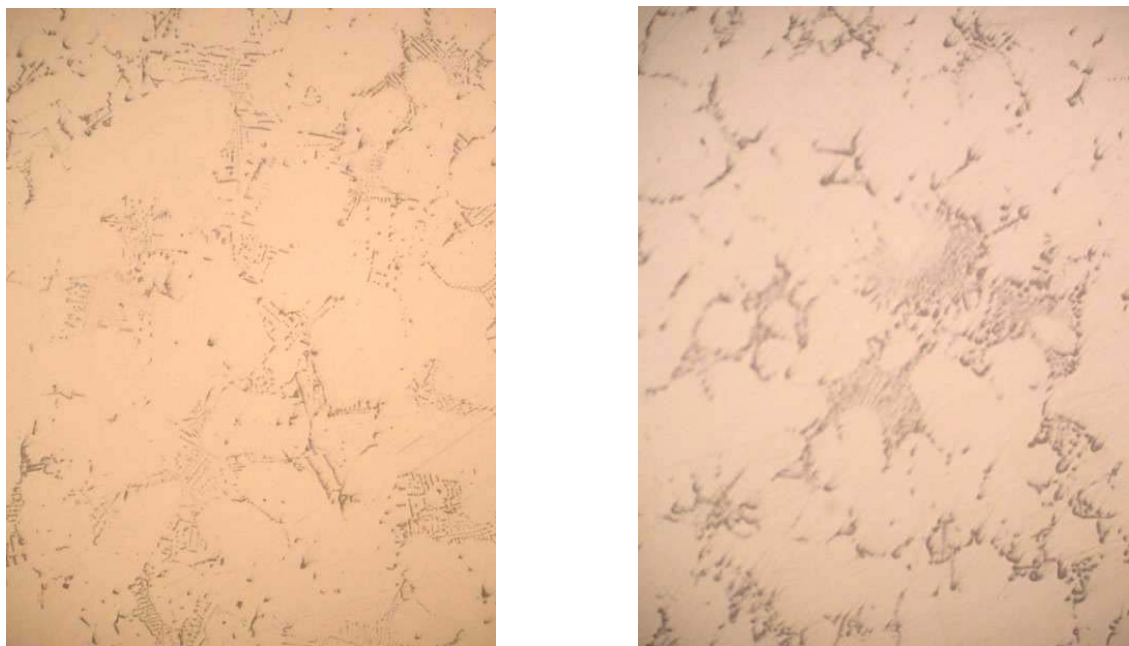


Рисунок 5.11– Карбіди в дослідному сплаві ЖС32-ВІ; $\times 100$

Мікроструктура представляє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, евтектичної γ - γ' -фази, карбідів, карбонітрідів, що відповідає литому стану сплаву ЖС32-ВІ (рис. 5.12). У центральній зоні середньої частини заготовки структурні складові, а також відстань між осями дендритів другого порядку мають найбільші розміри. Встановлено, що в крайовій зоні (стовпчастих кристалів) відстань між осями дендритів є понад в 2 рази меншою ніж у центрі заготовки-виливки. Розміри структурних складових і відстань між осями дендритів другого порядку за висотою перерізу дослідної заготовки представлено в таблиці 5.16. Забруднення металу у вигляді шлакових включень, скупчень карбонітрідів, плин т.п. в дослідній заготовці не виявлено.



× 200



× 500

Рисунок 5.12 – Мікроструктура дослідного сплаву ЖС32-ВІ

Таблиця 5.16 – Розміри структурних складових в пруткових заготовках із сплаву ЖС32-ВІ

Місце вирізання мікрошліфа	Місце заміру	Розмір структурних складових, мкм		Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм
		Евтектики γ - γ'	карбідів типу MeC	
верх	край	6...40	2...10	12...20
	центр	12...50	2...16	35...55
середина	край	12...38	2...12	20...30
	центр	16...90	2...18	45...70
низ	край	12...38	2...12	20...30
	центр	10...50	2...18	40...60

З дослідних пруткових заготовок діаметром 85 мм методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) було відлито зразки діаметром 15 мм для визначення механічних і жароміцних властивостей.

Дослідні зразки піддавали гомогенізації при температурі 1270°C протягом 2 годин з охолодженням на повітрі.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність відповідають вимогам ТУ1-92-177-91 (табл. 5.17).

Таблиця 5.17 – Механічні і жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ (ВНК)

Зразок	КГО, град	Властивості при 20°C		Час до руйнування при 1000°C та $\sigma = 28$ кгс/мм ² τ_p , год.
		σ_B , кгс/мм ²	δ , %	
1	2,6	112,2	7,2	67,0
2	4,3	102,7	8,0	83,3
3	0,6	117,2	7,6	45,0
ТУ 1-92-177-91		$\geq 90,0$	$\geq 6,0$	$\geq 40,0$

6 ОБРАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО БЕЗРЕНІЄВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Широко відомий сплав ЖС32-ВІ набув високого рівня жароміцності завдяки наявності в його хімічному складі танталу, і, особливо, дорогого і дефіцитного інгредієнту – ренію (4 %, масових), тому його використання як матеріалу робочих лопаток для наземних газових турбін, є економічно недоцільним. При цьому, сплав ЖС32-ВІ має недостатню структурну стабільність в умовах тривалої дії високих температур (до 1000 °C) і напруг, що негативно впливає на характеристики жароміцності.

Також широко відомий промислово ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖС26-ВІ. Цей сплав не має в хімічному складі коштовних ренію і

танталу, тому є значно дешевшим. Однак він не забезпечує необхідного рівня жароміцності і тому не відповідає вимогам до матеріалу означених виробів.

Для розробки нового вітчизняного сплаву з покращеною структурною стабільністю та зі збереженням властивостей і характеристик при значному здешевленні його вартості завдяки застосуванню оптимального складу легувальних елементів, було проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень.

6.1 Вихідні вимоги до розробки складу ливарного сплаву для виготовлення лопаток зі спрямованою (моно) структурою

Для розробки оптимального складу нового ливарного жароміцного нікелевого сплаву було використано відомі розрахунково-аналітичні методики.

Сплав, що розробляється, призначений для виготовлення робочих лопаток зі спрямованою (моно) структурою для наземних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій (Т1, Т2), повинен мати характеристики міцності на рівні авіаційного промислового серійного ливарного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ, взятого за аналог.

Для отримання дослідних хімічних складів за основу було обрано промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖС26-ВІ, взятий за прототип, як найбільш близький за науково-технічною сутністю і очікуваному результату.

Базова система легування сплаву ЖС26-ВІ (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Nb-V-B-C) не містить танталу і ренію. Пошук дослідних композицій сплаву, що розробляється, проводився в новій системі легування з виключенням зі складу титану, ніобію та ванадію (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-B-C) при

одночасному покроковому варіюванні в дослідних складах вмістом танталу, вольфраму та вуглецю в досліджуваних межах, що було обумовлено такими обставинами:

- зниження вмісту вуглецю матиме позитивний вплив на підвищення показників пластичності та покращення характеристик стійкості проти високотемпературної корозії;

- оптимальне легування танталом і вольфрамом разом з алюмінієм підвищить сумарний вміст γ' -утворюючих елементів в хімічному складі, що сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, а також зміни її хімічного складу і підвищення температури кінця розчинення в γ -твердому розчині ($t_{к.р.}^{\gamma'}$), а отже, збільшення залишкової об'ємної частки γ' - фази при підвищених температурах, що матиме позитивний вплив на підвищення рівня характеристик міцності і температурної працездатності;

- тантал виступає як зміцнювач γ -твердого розчину, а також входить до складу основної зміцнювальної γ' -фази, а також карбідів типу МС. Тантал витісняє вольфрам з карбідів і γ' -фази додатково у γ -твердий розчин, при цьому утворюється так званий «псевдоренієвий ефект», тобто збільшується кількість вольфраму, що перебуває в γ -твердому розчині.

- тантал позитивно впливає на морфологію та термодинамічну стійкість карбідів типу МС, при цьому створює умови для уповільнення процесу утворення менш стійких карбідів типу $M_{23}C_6$, що поліпшить структурну і фазову стабільність;

- тантал сприяє звуженню температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), в основному, за рахунок зниження температури ліквідус (t_L), що буде позитивно впливати на технологічність сплаву при формуванні бездефектної спрямованої (моно) структури в литих зразках і лопатках.

Реній засвоюється у твердому розчині до 95 %, а вольфрам тільки до 50 %. Таким чином, компенсація ренію оптимальним співвідношенням танталу до вольфраму дозволяє замінити дефіцитний і дорогий реній без

помітного зниження жароміцності, що суттєво знижує вартість сплаву, в порівнянні із відомим сплавом ЖС32-ВІ.

Новий економнолегований сплав призначений для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних стаціонарних газотурбінних установок.

6.2 Вибір дослідних композицій для оптимізації хімічного складу розробляемого сплаву за заданими критеріями

Скорегований склад сплаву ЖС26-ВІ був узятий в якості базового, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти (1 – 5) дослідних хімічних складів (табл. 3.1) розробляемого сплаву, відповідно до наступних положень:

– покрокове варіювання вмістом вольфраму від 7,5 % до 9,5 % і введення танталу в інтервалі від 7,5 % до 9,5 % масових з концентраційним кроком 0,5 % матиме позитивний вплив на характеристики жароміцності розробляемого сплаву і показники стійкості проти високотемпературної корозії, в порівнянні з базовим сплавом ЖС26-ВІ, взятим за прототип;

– покрокове зниження вмісту вуглецю в інтервалі від 0,15 % до 0,03 % масових з концентраційним кроком 0,03 % сприятиме підвищенню критичних температур, стабілізації параметрів стійкості проти високотемпературної корозії, зниження загальної об'ємної частки карбідної фази та поліпшенню її морфології, що матиме позитивний вплив на характеристики пластичності розроблюваного сплаву;

– покрокове введення нового елемента танталу в інтервалі від 7,5 % до 9,5 % масових з концентраційним кроком 0,5 % сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' -фази в структурі і зміні її хімічного складу, що підвищить термодинамічну стабільність γ' -фази і її залишкову частку в

структурі розроблюваного сплаву в межах температурного діапазону (800-1000 °С);

– визначення оптимального вмісту і границь легування вуглецем, вольфрамом і танталом в хімічному складі розроблюваного сплаву забезпечить підвищення жароміцності до рівня промислового сплаву ЖС32-ВІ, поліпшить його технологічність за рахунок звуження температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), що є важливим при формуванні бездефектної структури в зразках і лопатках, отриманих методом спрямованої (моно) кристалізації;

– підхід до оптимізації хімічного складу за багатьма критеріями в новій вибраній системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-B-Y-La-C) забезпечить виконання заданих вимог, щодо забезпечення рівня контрольованих параметрів, які були визначені для сплаву, що розробляється.

Діапазон варіювання елементами в новій обраній системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-B-C) сплаву, що розробляється, був заданий в наступних досліджуваних межах: вуглець (0,03-0,15) %; вольфрам (7,5-9,5) %; тантал (7,5-9,5)% масових, при співвідношенні в дослідних складах W/Ta \approx 1,0.

У табл. 6.1 представлено дослідні склади (1 – 5) сплаву, що розробляється, разом зі складами промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ середнього рівня легування.

Таблиця 6.1 – Хімічний склад дослідних сплавів

Сплав	Середній вміст елементу %, масових											
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	V	Ta	Re	B
ЖС32-ВІ	0,15	5,0	9,0	6,0	–	1,0	8,3	1,5	–	4,0	4,0	0,02
Склад 1	0,15	5,0	5,5	5,9	–	0,7	7,5	–	–	7,5	–	0,01
Склад 2	0,12	5,0	5,5	5,9	–	0,7	8,0	–	–	8,0	–	0,01
Склад 3	0,09	5,0	5,5	5,9	–	0,7	8,5	–	–	8,5	–	0,01
Склад 4	0,06	5,0	5,5	5,9	–	0,7	9,0	–	–	9,0	–	0,01
Склад 5	0,03	5,0	5,5	5,9	–	0,7	9,5	–	–	9,5	–	0,01
ЖС26-ВІ	0,15	5,0	9,0	5,8	1,0	1,1	11,7	1,6	1,0	–	–	0,015
Примітка. Ni – основа.												

Для кожної з дослідних композицій запропонованого сплаву, хімічний склад яких наведено в табл. 6.1, були виконані прогнозуючі розрахунки параметрів структурної стабільності (табл. 6.2) за регресійними моделями комплексної розрахунково-аналітичної методики, в порівнянні з аналогічними показниками для сплаву ЖС32-ВІ і сплаву ЖС26-ВІ при середньому вмісті легувальних елементів, що наведені в табл. 6.1.

Таблиця 6.2 – Розрахункові параметри структурної стабільності сплавів

Сплав	Розрахункові параметри структурної стабільності				
	$P_{\text{ТПУ}}$	$\bar{N} v_{\gamma}$	$\bar{M} d_{\gamma}$	ΔE	$\bar{M} d_{\text{C}}$
1	2	3	4	5	6
ЖС32-ВІ	0,3497	1,8587	0,8753	-0,1238	0,9570
Склад 1	0,3788	1,9156	0,8809	+0,0512	0,9899
Склад 2	0,3650	1,8942	0,8788	+0,0174	0,9836
Склад 3	0,3521	1,8735	0,8768	-0,0171	0,9771
Склад 4	0,3401	1,8537	0,8748	-0,0522	0,9705
Склад 5	0,3289	1,8345	0,8730	-0,0877	0,9638
ЖС26-ВІ	0,2810	1,7332	0,8631	-0,0477	0,9713
Граничні умови	–	$\leq 2,4$	$\leq 0,93$	$\pm 0,04$	$0,980 \pm 0,008$
Примітка. $P_{\text{ТПУ}} = \frac{\text{Cr}}{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}}$ – параметр схильності сплаву до утворення ТПУ фаз $\bar{N} v_{\gamma}$ – сумарна кількість електронних вакансій елементів в γ -твердому розчині; $\bar{M} d_{\gamma}$ – сумарний енергетичний рівень d-орбіталей елементів в γ -твердому розчині; $\bar{M} d_{\text{C}}$ – сумарний енергетичний рівень d-орбіталей елементів в хімічному складі сплаву; ΔE – величина дисбалансу системи легування сплаву. Розрахунки проводилися в ат. %.					

За результатами аналізу отриманих розрахункових показників структурної стабільності (табл. 3.2) склад 3 відповідає оптимальному (середньому) рівню за вмістом легувальних компонентів. Склад 2 – відповідає мінімальному, а склад 4 – максимальному рівню легування. Склади 1 і 5 – відповідно нижче мінімального і вище максимального

кількісного рівня вмісту легувальних компонентів в запропонованому ливарному жароміцному нікелевому сплаві.

Структурна і фазова стабільність є необхідною, але недостатньою умовою для досягнення необхідного рівня жароміцності в температурному діапазоні 800-1000 °С, що підтверджено практикою.

Дослідні склади 2 і 3 збалансовані з точки зору умов дисбалансу системи легування ($\Delta E = \pm 0,04$). Дослідний склад 1 ($\Delta E = +0,0512$) і склад 4 ($\Delta E = - 0,0522$), а також промисловий сплав ЖС26-ВІ ($\Delta E = - 0,0477$), за розрахунками мають незначну схильність до фазової нестабільності, тому склади 1 та 4 не виключалися з подальших розрахункових досліджень. Разом з тим, величина ΔE -факора для промислового сплаву ЖС32-ВІ ($\Delta E = - 0,1238$) і дослідного складу 5 ($\Delta E = - 0,0877$) дуже сильно відхиляється від умов збалансованого легування ($\Delta E = \pm 0,04$), тому склад 5 був виключений з подальших розрахункових досліджень.

6.3 Структурно-фазові характеристики досліджених хімічних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Далі, відповідно з алгоритмом методики КРАМ, для дослідних композицій (1 – 4) та промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ, методом CALPHAD (JMatPro) були здійснені термодинамічні розрахунки.

У таблиці 6.3 представлено розрахункові значення структурно-фазових характеристик для досліджених хімічних складів. Розрахункові дослідження показали, що промислові сплави ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ проявляють схильність до утворення ТЩУ-фаз типу μ -фази, а дослідні склади 1 – 3, можуть проявляти схильність до утворення карбідів несприятливої морфології типу

$M_{23}C_6$, а дослідні склади 3 і 4 можуть проявляти схильність до утворення карбідів несприятливої морфології типу M_6C .

Разом з тим, показано (табл. 6.3, рис. 6.1), що виділення в структурі досліджених сплавів фаз типу $*M_3B_2$, $*MB_2$, $*p$ - мало ймовірно, тому що концентрація цих фаз мала, при цьому утворення цих фаз в процесі кристалізації стає практично неможливим в низькотемпературних областях їх існування.

Встановлено, що кращий показник об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' -фази в структурі досліджених сплавів, що впливає на характеристики жароміцності, має дослідний склад 4 ($V_{\gamma'}^{20} = 78,0\%$), а також склад 3 ($V_{\gamma'}^{20} = 76,8$), в порівнянні з промисловими сплавами ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ ($V_{\gamma'}^{20} = 67,8$; $V_{\gamma'}^{20} = 66,2$, відповідно) (див. табл. 3.3), для яких виконуються умови розробки ($V_{\gamma'}^{20} \geq 60\%$) (див. табл. 6.2, 6.3).

Таблиця 6.3 – Розрахункові результати структурно-фазових характеристик досліджених сплавів

Сплав	Тип, об'ємна частка фаз в структурі при 20°C, % масових, CALPHAD-метод (JMatPro)								
	γ -	γ' -	MC	M_6C	$M_{23}C_6$	$*M_3B_2$	$*MB_2$	μ -	$*p$ -
ЖС32-ВІ	19,82	67,8	1,94	-	3,01	0,24	-	9,17	0,32
Склад 1	24,00	72,9	2,31	0,09	2,99	0,12	-	-	-
Склад 2	22,73	75,2	1,55	0,18	1,98	0,12	-	-	-
Склад 3	21,39	76,8	1,23	1,01	1,58	0,12	-	-	-
Склад 4	19,62	78,0	0,92	3,03	1,18	0,12	-	1,07	-
ЖС26-ВІ	31,77	66,7	1,13	-	-	0,18	0,04	4,72	-

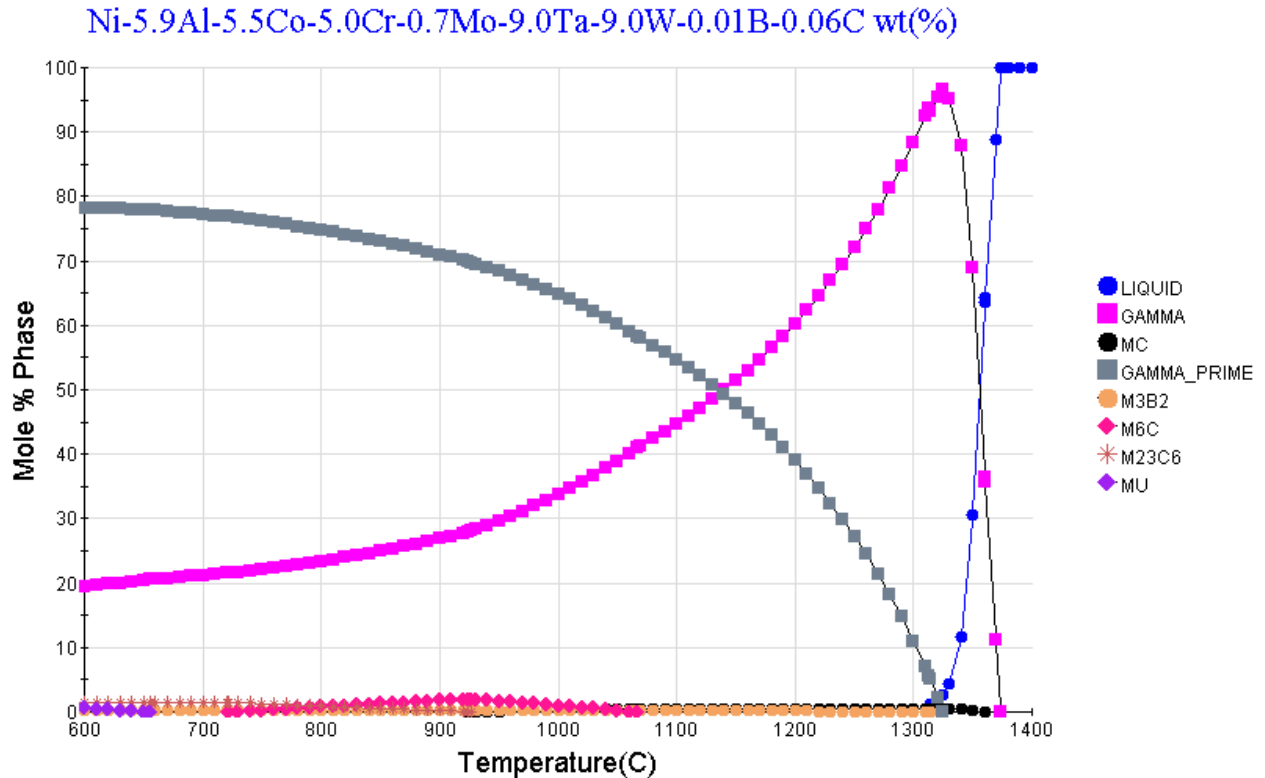


Рисунок 6.1 – Фазовий склад дослідного складу 4, розрахований методом CALPHAD в програмі JMatPro

Таблиця 6.4 – Результати розрахунку хімічного складу фаз в структурі дослідного складу 4

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20°C, % масових									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
γ -	55,15	15,78	15,90	0,72	–	1,09	11,69	8,19	–	–
γ' -	68,98	3,59	1,86	8,05	–	0,35	7,90	12,25	–	–
MC	–	–	0,17	–	–	0,23	4,18	89,19	6,24	–
M ₆ C	17,03	2,45	10,65	–	–	5,46	62,58	–	1,87	–
M ₂₃ C ₆	5,29	3,35	66,29	–	–	13,46	7,43	–	5,07	–
*M ₃ B ₂	0,04	0,05	20,61	–	–	67,08	4,16	–	–	8,07
μ -	13,16	21,22	2,88	–	–	2,10	61,29	0,03	–	–

6.4 Фізичні властивості досліджених сплавів, розраховані CALPHAD-методом (JMatPro)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ були здійснені термодинамічні розрахунки фізичних властивостей для фазово-стабільних композицій 2 і 3, а також промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ з використанням комп'ютерного моделювання в програмі JMatPro, результати наведено в табл. 3.5.

Встановлено, що кращий показник місфіт-фактора $\delta = 2 \cdot \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma} + a_{\gamma'})} \cdot 100\%$ в контрольованих межах, який ефективно впливає на

характеристики жароміцності, має фазово-стабільний дослідний склад 3 ($\delta = 0,450\%$), для якого виконуються всі вихідні умови розробки ($0,25 \leq \delta \leq 0,45\%$) (див. табл. 3.3, 3.5), в порівнянні з дослідним складом 2, а також промисловими сплавами ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ для яких ця умова розробки не виконується ($0,25 \leq \delta \leq 0,45\%$).

Таблиця 6.5 – Розрахункові результати фізичних властивостей досліджених сплавів

Марка сплаву	Фізичні характеристики при 20 ⁰ С, CALPHAD-метод (JMatPro)								
	ρ , г/см ³	E , ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	C_p , Дж/Г·К	r $\cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/м·К	$a_{\gamma'}$, нм	a_{γ} , нм	δ , %
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ЖС32-ВІ	8,77	210,28	11,03	0,40	0,69	10,66	0,3584	0,3558	0,711
Склад 1	8,70	207,85	11,18	0,40	0,65	11,24	0,3585	0,3563	0,627
Склад 2	8,75	207,99	11,11	0,39	0,66	11,10	0,3587	0,3567	0,554
Склад 3	8,79	208,43	11,05	0,37	0,67	10,98	0,3589	0,3573	0,450

Продовження таблиці 6.5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Склад 4	8,84	208,71	10,99	0,36	0,67	10,85	0,3590	0,3576	0,398
ЖС26- ВІ	8,57	203,53	10,95	0,42	0,67	10,98	0,3583	0,3575	0,213

6.5 Розрахункові критичні температури досліджених сплавів, отримані розрахунково-аналітичними методами

Для розрахунку температурних параметрів використали відомі математичні регресійні моделі.

Виходячи з суми масових часток елементів, зміцнюючих γ -твердий розчин $\Sigma C_i^\gamma = Mo + W + Ta + Re + Ru$, % масових:

температура ліквідус t_L , °C визначається як,

$$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i^\gamma) + 1309,3 \quad R^2 = 0,9801;$$

температура солідус t_S , °C визначається як,

$$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i^\gamma) + 1189,6 \quad R^2 = 0,9816;$$

Виходячи з суми масових часток елементів, що утворюють γ' -фазу $\Sigma C_i^{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$, % масових:

- температура локального плавлення евтектики $t_{ЕВТ.}$, °C визначається як,

$$t_{ЕВТ.} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1101,8 \quad R^2 = 0,9563;$$

- температура кінцевого розчинення γ' -фази $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$, °С визначається як,

$$t_{\text{к.р.}}^{\gamma'} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 955,01 \quad R^2 = 0,9715;$$

- температура початку розчинення γ' -фази $t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$, °С визначається як,

$$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 818,49 \quad R^2 = 0,9691;$$

Діапазон температур гомогенізації можна визначити, як:

$$\Delta t_{\text{ГОМ}} = t_{\text{ЭВТ}} - t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$$

Для досліджуваних варіантів хімічного складу дослідних сплавів отримуємо такі температурні параметри (табл. 6.6).

Встановлено, що кращі показники контрольованих критичних температур (t_s , $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$, $\Delta t_{\text{к.р.}}$, $\Delta t_{\text{ГОМ}}$), відповідальних за рівень показників жароміцності, а також технологічність при отриманні бездефектної спрямованої (моно) структури в зразках і лопатках, має дослідний склад 4.

Таблиця 6.6 – Розрахункові результати температурних характеристик досліджених сплавів

Марка сплаву	Температурні характеристики, °С								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	t_L	t_s	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_{\text{ЭВТ}}$	$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$	$\Delta t_{\text{к.р.}}$	$\Delta t_{\text{ГОМ}}$
ЖС32-ВІ	17,3	1405,5	1341,5	11,5	1286,5	853,1	1262,2	64,0	24,3
Склад 1	15,7	1396,5	1327,5	13,4	1287,0	858,8	1270,4	69,0	16,6
Склад 2	16,7	1402,1	1336,3	13,9	1295,0	860,3	1273,5	65,8	21,5
Склад 3	17,7	1407,7	1345,0	14,4	1303,0	861,8	1276,1	62,7	26,9
Склад 4	18,7	1413,2	1353,8	14,9	1305,1	863,3	1277,6	59,4	27,5
ЖС26-ВІ	12,8	1380,4	1302,0	8,4	1286,7	843,7	1265,6	78,4	21,1

У порівнянні із дослідними складами 2 – 4, у яких виконуються всі умови по розробці, у дослідного складу 1 і промислових ливарних жароміцних сплавів ЖС32-ВІ та ЖС26-ВІ (див. табл. 6.6) не виконується умова ($t_{к.р.}^{\gamma} \geq 1270 \text{ }^{\circ}\text{C}$), при цьому всі інші умови по розробці виконуються ($t_s \geq 1300 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $\Delta t_{к.р.} \leq 80 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $\Delta t_{ГОМ.} \geq 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

6.6 Порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених хімічних складів за величиною «еквівалентного» хрому $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ}}$

Відомо, що оцінка впливу кожного легувального елемента окремо може бути неадекватною при різних схемах легування, в зв'язку з чим проводили комплексну оцінку корозійної стійкості. Тому, була проведена порівняльна оцінка впливу легувальних елементів на ВТК – стійкість дослідних сплавів у функції «еквівалентного» хрому, де у рівнянні Рентца показано, який потрібен «ефективний» вміст хрому, щоб протистояти ВТК в різних корозійних середовищах.

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ, для фазово-стабільних композицій 2 і 3, та умовно стабільних композицій 1 і 4, а також промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ була проведена порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених сплавів за «еквівалентним» хромом $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}}$, (табл. 3.7, величину якого розраховували за багатокomпонентним регресійним рівнянням Рентца:

$$[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = [\text{Cr}] + 3,8 \cdot [\text{Al} - 5] + 2 \cdot [\text{W}] - 12,5 \cdot [\text{C}] - 1,4 \cdot [\text{Mo} - 1]$$

Для досліджуваних сплавів маємо наступні значення $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}}$ (табл. 6.7).

Таблиця 6.7 – Результати розрахунків величини ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$ досліджених сплавів

Величина $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, % масових	Сплав					
	ЖС32-ВІ	Склад 1	Склад 2	Склад 3	Склад 4	ЖС26-ВІ
	23,525	21,965	23,340	24,715	26,090	30,185

Встановлено, що промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС32-ВІ ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 23,525$), а також дослідний склад 1 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 21,965$) і склад 2 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 23,340$) мають кращі показники ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, ніж склад 3 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 24,715$) і склад 4 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 26,090$), та кращі показники, ніж промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС26-ВІ ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 30,185$), у якого цей показник найгірший, через що не забезпечується достатній опір до високотемпературної корозії та поверхнева стабільність в цілому (див. табл. 6.10).

6.7 Розрахункові характеристики міцності досліджених сплавів

Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, % масових, при різних температурах в залежності від суми масових часток γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_i \gamma' = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$, може бути визначена за наступними математичними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i \gamma') + 16,209 \quad R^2 = 0,9671;$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i \gamma') - 26,493 \quad R^2 = 0,9665;$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033 \quad R^2 = 0,9677;$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409 \quad R^2 = 0,9686.$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 6.8.

Таблиця 6.8 – Сумарний вміст γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_i^{\gamma'}$ та кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ в досліджуваних сплавах при нормальній і стандартних підвищених температурах

Сплав	Сумарний вміст γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_i^{\gamma'}$, % масових	Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, % масових, при температурах			
		$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
1	2	3	4	5	6
ЖС32-ВІ	11,5	*67,8	*65,0	*59,9	*50,5
		62,0	61,7	57,2	49,5
Склад 1	13,4	*72,9	*68,7	*62,6	*53,0
		65,8	64,9	61,1	55,4
Склад 2	13,9	*75,2	*71,2	*65,7	*56,7
		66,9	65,3	61,7	56,6
Склад 3	14,4	*76,8	*73,1	*68,4	*60,3
		68,0	65,4	62,1	57,6
Склад 4	14,9	*78,0	*74,2	*70,1	*63,9
		69,0	65,3	62,3	58,5
ЖС26-ВІ	8,4	*66,7	*63,8	*62,5	*54,4
		61,7	59,5	55,4	45,5

Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ.

Межа короточасної міцності σ_B^t , МПа, може бути розрахована виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ масових, для нормальної і стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки

експериментальних даних та випробуваних на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049, \quad R^2 = 0,9479;$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67, \quad R^2 = 0,9517;$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60, \quad R^2 = 0,9857;$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07, \quad R^2 = 0,9461.$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 6.9.

Таблиця 6.9 – Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа досліджуваних сплавів при нормальній і стандартних підвищених температурах.

Сплав	Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа, при температурах			
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}
ЖС32-ВІ	*1238,8	*1129,6	*1021,4	*750,8
	1185,9	1113,7	994,1	709,7
Склад 1	*1109,1	*1081,9	*984,3	*696,0
	1165,4	1041,3	945,7	662,6
Склад 2	*1214,5	*1054,0	*990,1	*715,4
	1184,3	1044,0	953,6	673,4
Склад 3	*1222,7	*1063,7	*987,4	*732,8
	1202,3	1044,9	959,1	682,9
Склад 4	*1231,8	*1089,3	*991,3	*746,7
	1219,4	1053,9	962,3	691,0
ЖС26-ВІ	*943,7	*979,2	*753,9	*547,5
	929,8	910,7	736,4	483,3

Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ.

Графічно залежність короточасної межі міцності σ_B^t , МПа від температури для дослідного сплаву (склад 3) і ЖС32-ВІ представлено на рис. 6.2.

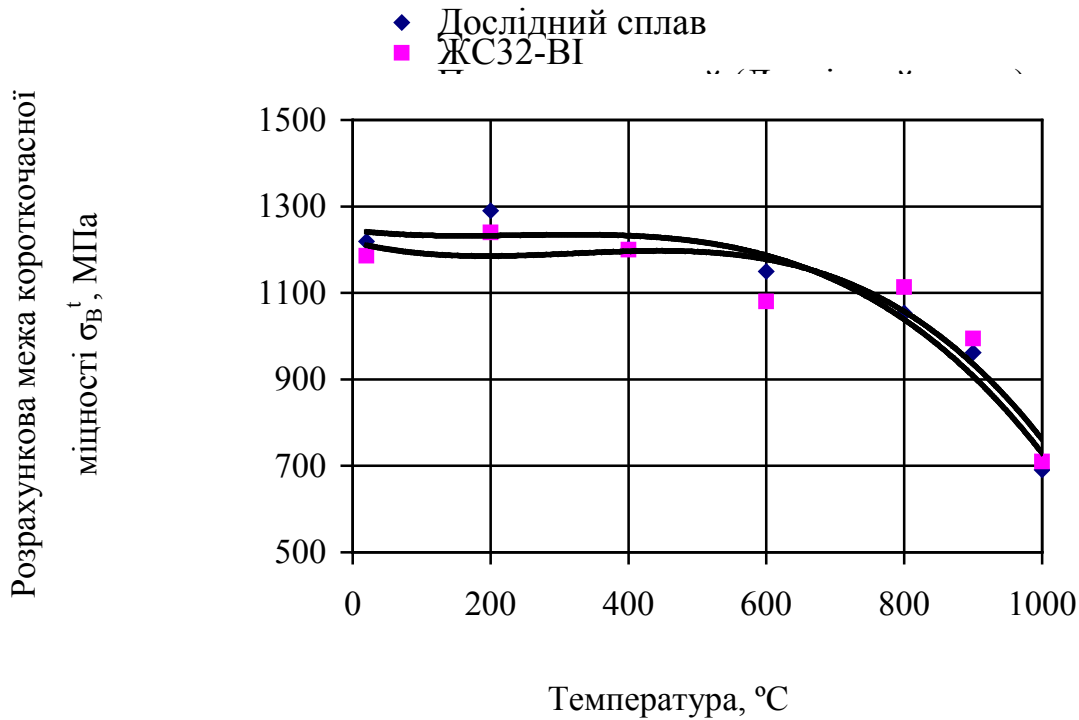


Рисунок 6.2 – Залежність розрахункової межі короточасної міцності σ_B^t , МПа від температури для дослідного сплаву (склад 3) і ЖС32-ВІ

Аналітично залежність межі короточасної міцності σ_B^t , МПа дослідного безрениєвого сплаву на середньому рині легування (склад 3) від температури може бути описана за допомогою наступної поліноміальної залежності:

$$\sigma_B^t = -2 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0015 \cdot t^2 - 0,3913 \cdot t + 1217,6 \quad R^2 = 0,8858$$

Для ЖС32-ВІ:

$$\sigma_B^t = -1 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0009 \cdot t^2 - 0,1872 \cdot t + 1144,8 \quad R^2 = 0,9568.$$

Межа 100- і 1000 годинний тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа може бути розрахована виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази V_{γ}^t , % масових, для стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та випробуваних на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

Для межі 100-годинної тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09, \quad R^2 = 0,9859;$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463, \quad R^2 = 0,9802;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666, \quad R^2 = 0,9875.$$

Для межі 1000-годинної тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101, \quad R^2 = 0,9645;$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47, \quad R^2 = 0,9692;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95, \quad R^2 = 0,9650.$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 6.10.

Таблиця 6.10 – Межа 100- і 1000- годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа досліджуваних сплавів при стандартних підвищених температурах

Сплав	Межа 100- і 1000- годинний тривалої міцності σ_t^t , МПа досліджуваних сплавів при стандартних підвищених температурах					
	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
ЖС32-ВІ	*725,0 695,6	*459,0 441,6	*230,0 225,9	*600,0 589,6	*355,0 346,8	*150,0 144,0
Склад 1	*660,0 667,8	*400,0 418,2	*190,0 259,4	*540,0 524,9	*290,0 313,9	*100,0 115,5
Склад 2	*680,0 670,5	*420,0 423,8	*200,0 206,2	*560,0 547,5	*307,0 329,6	*110,0 122,0
Склад 3	*700,0 671,4	*440,0 427,7	*210,0 212,3	*580,0 568,3	*330,0 363,6	*125,0 137,7
Склад 4	*720,0 670,4	*450,0 440,0	*225,0 217,5	*590,0 577,4	*350,0 345,8	*145,0 142,6
ЖС26-ВІ	*600,0 578,9	*380,0 369,7	*190,0 185,7	*510,0 494,9	*240,0 223,4	*90,0 80,5
Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ.						

Графічна залежність розрахункової межі 100-годинної тривалої міцності σ_{100}^t , МПа від температури для сплавів ЗМІ-М5ВІ і ЖС32-ВІ представлена на рисунку 6.3.

Для дослідного безренієвого сплаву (на середньому рині легування) ця залежність може бути описана за допомогою наступної поліноміальної залежності:

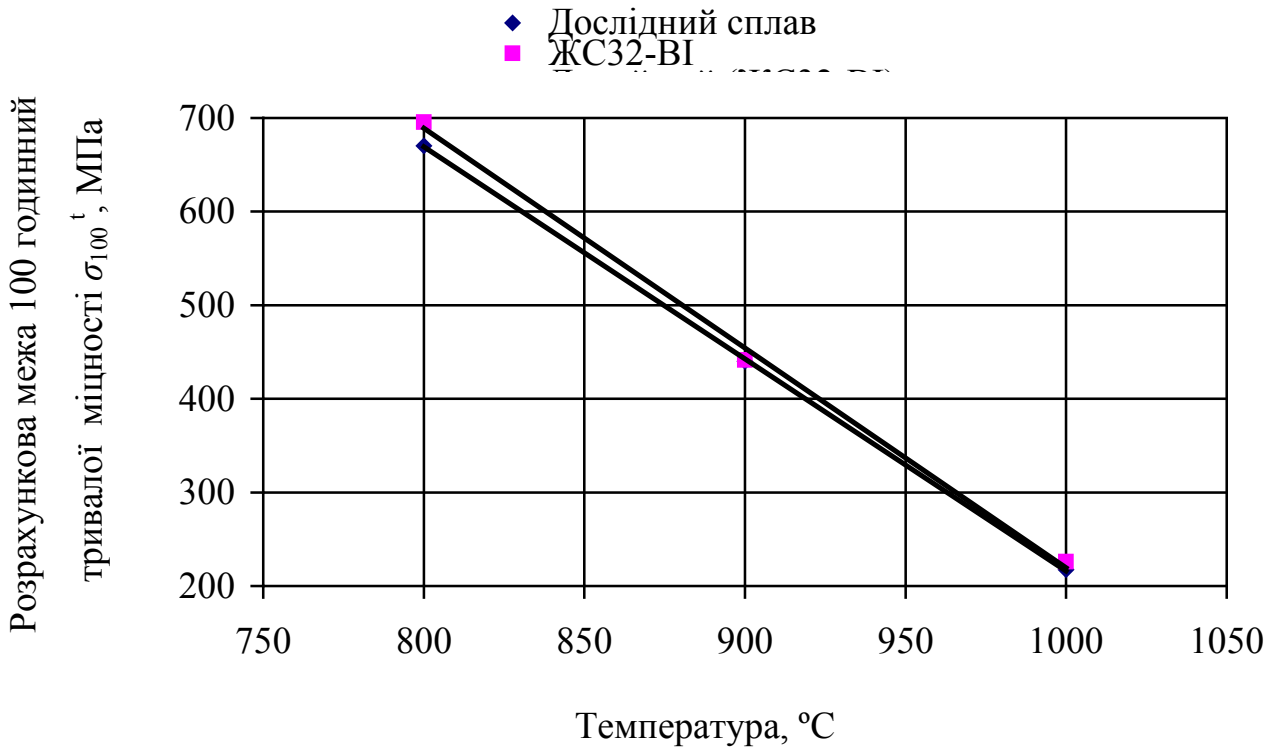


Рисунок 6.3 – Залежність розрахункової межі 100-годинної тривалої міцності σ_{100}^t , МПа від температури для дослідних сплавів (склад 3) та ЖС32-ВІ

$$\sigma_{100}^t = -0,0019 \cdot t^2 - 5,7955 \cdot t + 4106,4, \quad R^2 = 1,0.$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{100}^t = -0,0004 \cdot t^2 - 2,9755 \cdot t + 2798,0, \quad R^2 = 1,0.$$

Для дослідного безренієвого сплаву на середньому рині легування (склад 3) ця залежність може бути описана за допомогою наступної лінійної залежності:

$$\sigma_{100}^t = -2,2645 \cdot t + 2480,7, \quad R^2 = 0,9999.$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{100}^t = -2,3485 \cdot t + 2568,0, \quad R^2 = 0,9978.$$

Графічна залежність розрахункової межі 1000-годинної тривалої міцності σ_{1000}^t , МПа від температури для сплавів ЗМІ-М5ВІ і ЖС32-ВІ представлена на рисунку 6.4.

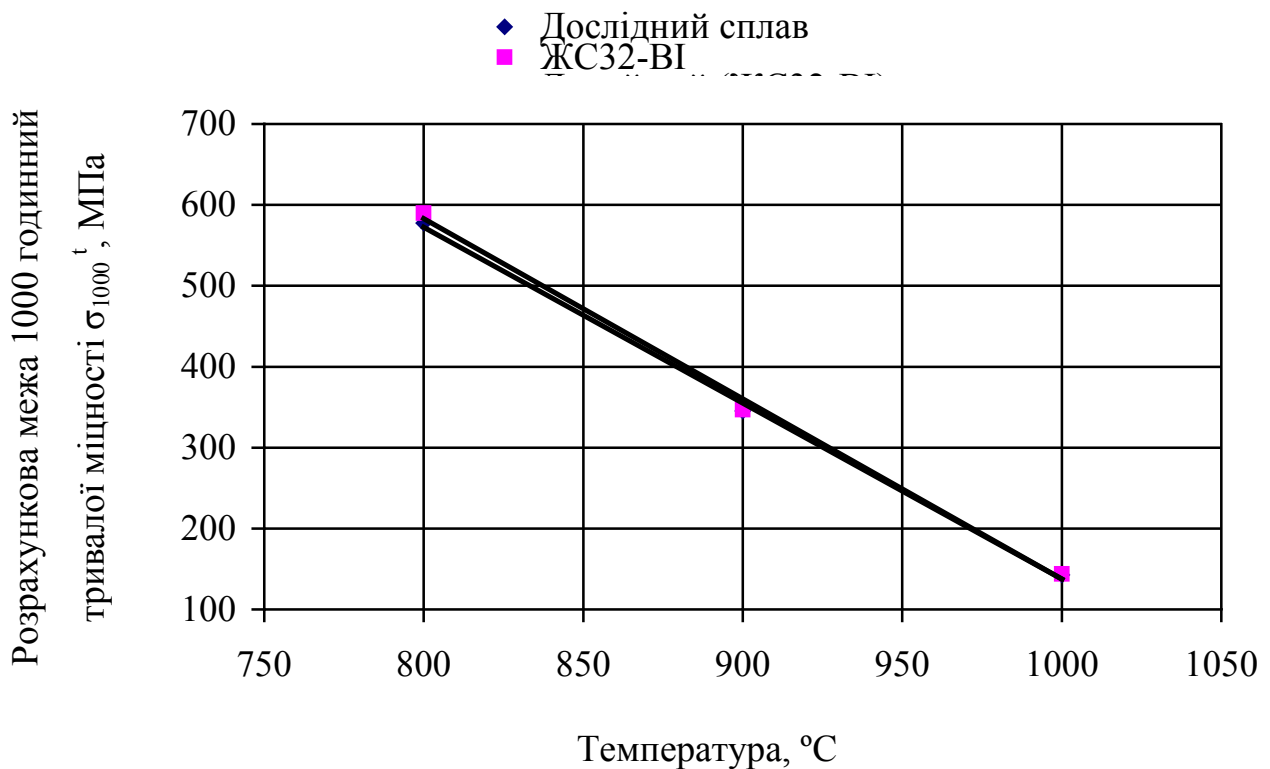


Рисунок 6.4 – Залежність розрахункової межі 1000-годинної тривалої міцності σ_{1000}^t , Мпа від температури для дослідних сплавів (склад 3) та ЖС32-ВІ

Для дослідного безренієвого сплаву на середньому рині легування (склад 3) дана залежність може бути описана за допомогою наступної лінійної залежності:

$$\sigma_{1000}^t = -2,174 \cdot t + 2311,7, \quad R^2 = 0,9985.$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{1000}^t = -2,228 \cdot t + 2365,3, \quad R^2 = 0,9974.$$

Екстраполяція значень довговічності ($\tau_{руйн.}$) для умов випробування ($\tau_{300}^{975} \geq 40$ годин) показала, що кращі розрахункові показники середнього часу до руйнування зразків у дослідного складу 4, що становить ($\tau_{руйн.} = 45,4$ години), і зразків промислового сплаву ЖС32-ВІ - ($\tau_{руйн.} = 66,3$ години), що задовольняє умовам розробки, в порівнянні із зразками промислового сплаву ЖС26-ВІ ($\tau_{руйн.} = 18,4$ години), що не задовольняє умовам розробки.

Таким чином, за допомогою розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики спрогнозовано найважливіші параметри, що визначають працездатність дослідного економно легovanого безренієвого ливарного жароміцного нікелевого сплаву і показано, що розроблений сплав по розрахунковим параметрам не поступається серійному набагато більш кошовному (через 4 %-й вміст Re) ЖС32-ВІ.

Запропонованому сплаву, що не містить в своєму складі кошовного імпортного ренію, присвоєно марку ЗМІ-М5.

Сплав містить легувальні компоненти в такому співвідношенні, % масових: С – 0,06-0,12; Сг – 4,5-5,5; Со – 5,0-6,0; W – 8,0-9,0; Мо – 0,4-1,0; Al

– 5,7-6,3; Ta – 8,0-9,0; В – 0,005-0,015; Се – 0,005- 0,015; Y – 0,005-0,015; Ni – основа [13].

7 ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ РОЗРОБЛЕНОГО ЖАРОМІЦНОГО БЕЗРЕНІЄВОГО СПЛАВУ ТА ВИЛИВКІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

На розроблений жароміцний нікелевий сплав, для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно проведеним прогнозуючим розрахункам, в НУ «Запорізька політехніка» було розроблено тимчасові технічні умови (ТТУ).

7.1 Склад і структура дослідної шихтової заготовки сплаву ЗМІ-М5

Виплавку дослідного монокристалічного сплаву ЗМІ-М5 здійснювали на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC».

Шихтовий розрахунок сплаву ЗМІ-М5 на 100% (на 0,5 ємності тигля – 50 кг):

- хром електролітичний марки ЕРХ-1 ТУ 14-22-50 – 5,1%; 2,55 кг;
- кобальт марки К1Ау ГОСТ 123-2008 – 5,53%; 2,76 кг;
- вольфрам штабіки ШВ ТУ 48-19-83 – 9,0%; 4,5 кг;
- нікель карбонільний ДНК-0 ТУ1732-122-48200234-2011 – 64,4998%; 32,25 кг;
- молібден МШВ ТУ 48-19-102-82 – 0,75%; 0,375 кг;
- алюміній марки А99 ГОСТ 11069-2001 – 6,0%; 3,0 кг;

- лантан металевий ЛАМ-1 ТУ 48-4-218-72 – 0,003%; 0,0015 кг;
- мішметалл марки МЦ50Ж6 ТУ 48-4-280-91 – 0,025%; 0,0125 кг;
- лігатура нікель – ітрій ІТН-1 ТУ 48-0531-464-93 – 0,0222%; 0,0111 кг;
- карбюрізатор – 0,07%; 0,035 кг;
- тантал ЕЛП-2 ТУ647 РК30054230-205-2001 – 9,0%; 4,5 кг.

Досліджували фрагменти отриманої шихтової заготовки Ø 80 мм, відібрані відповідно з її верхньої, середньої і нижньої частин.

Хімічний склад досліджених фрагментів шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5 представлений в табл. 7.1.

З результатів, наведених у табл. 7.1, видно, що вміст елементів в матеріалі досліджуваних фрагментів шихтової заготовки відповідає вимогам тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5.

Макроструктуру вивчали на травлених темплетях, виготовлених в поперечному перерізі шихтової заготовки Ø 80 мм (рис. 7.1).

У структурі фрагментів, вирізаних з верхньої, середньої і нижньої частин заготовки, спостерігаються такі кристалізаційні зони:

- зона дрібних підкіркових кристалів;
- зона стовпчастих кристалів;
- зона рівновісних кристалів.

У центральній зоні макротемплета, виготовленого з верхньої і середньої частин заготовки, є осьова усадкова рихлота діаметром близько 9 мм і 2 мм, відповідно (див. рис. 7.1 а, б).

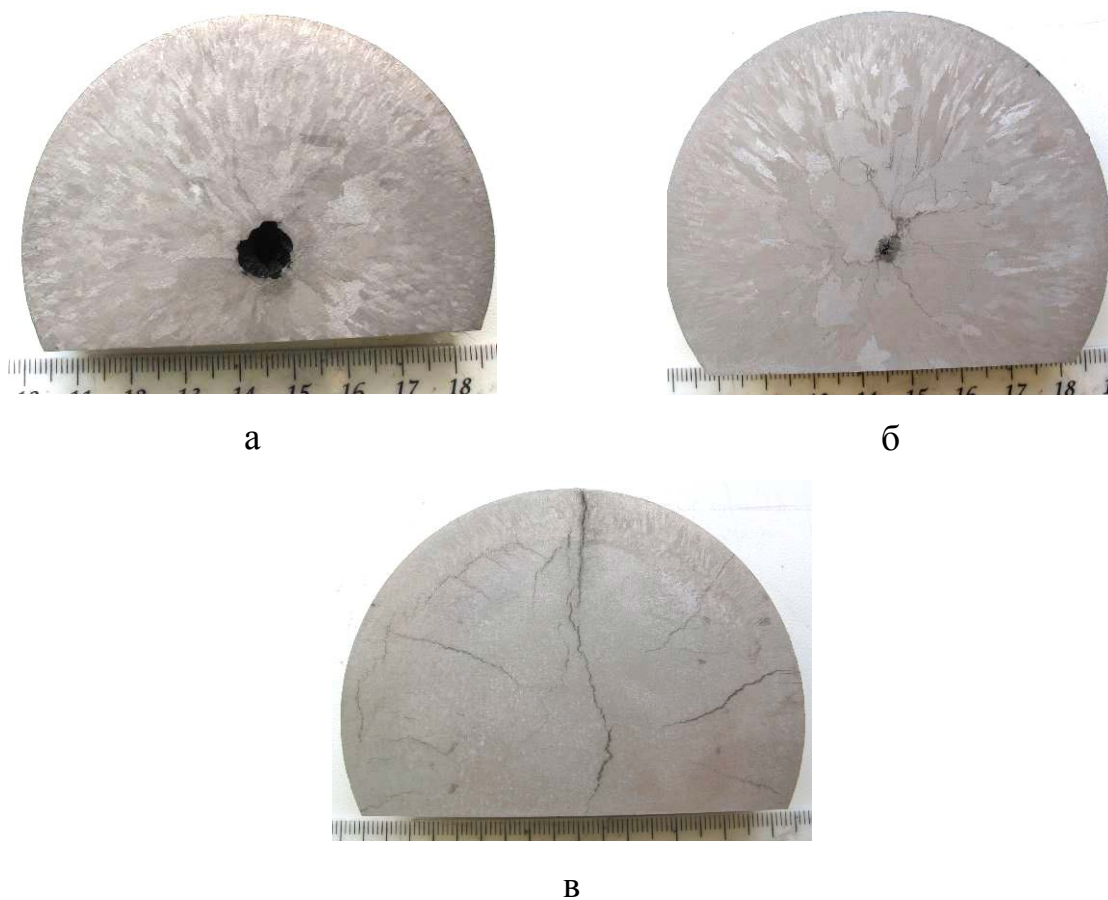
Результати виміру параметрів макроструктури наведені в табл. 7.2.

Таблиця 7.1 – Хімічний склад фрагментів шихтової заготовки діаметром 80 мм з дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5

Місце відбора	Вміст елементів, % масових									
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Cu	Ta		
Верх	0,079	5,08	5,42	9,25	0,81	5,86	0,009	8,77		
Середина	0,079	5,08	5,41	9,25	0,82	5,86	0,009	8,77		
Низ	0,075	5,11	5,44	9,26	0,82	5,74	0,009	8,77		
Норми ТТУ	0,04...0,08	4,7...5,3	5,0...6,0	8,7...9,3	0,5...1,0	5,7...6,3	≤0,07	8,7...9,3		

Кінець таблиці 7.1

Місце відбора	Вміст елементів, % масових									
	Si	Mn	Fe	S	P	Pb	Bi	O ₂	N ₂	
Верх	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046	
Середина	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046	
Низ	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046	
Норми ТТУ	≤0,3	-	≤1,0	≤0,010	≤0,010	≤0,001	≤0,0005	≤0,002	≤0,002	



а – верхньої частини; б – середньої частини; в – нижньої частини

Рисунок 7.1 – Макроструктура шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5 Ø 80 мм

Таблиця 7.2 – Параметри макроструктури фрагментів шихтової заготовки з дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5

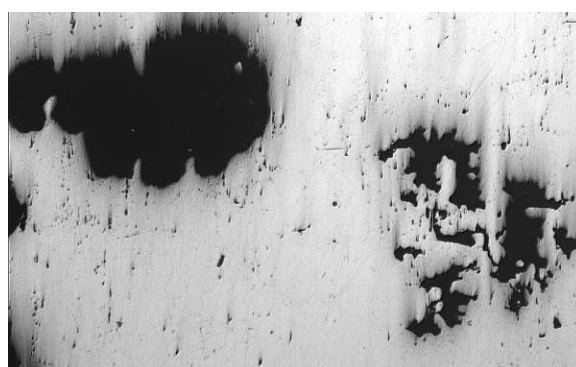
Перетин заготовки (Ø 80 мм)	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової пористості, мм	Розмір рівновісних зерен, мм
	зона дрібних підкоркових кристалів	зона стовпчастих кристалів	зона рівновісних кристалів		
Верх	~2	36...40	36...40	Ø ~9	2...8
Середина	~2	34...46	30...42	Ø ~2	3...10
Низ	~2	10...14	62...66	-	1...2

Слід зазначити, що на фрагментах шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5 виявлені тріщини, що утворилися при різанні заготовки.

Металографічне дослідження не травлених мікрошліфів, вирізаних з крайової і центральної зон верхньої, середньої і нижньої частин заготовки показало, що поверхня їх, в основному, чиста. У центральній зоні верхньої і середньої частин заготовки є чисті усадкові раковина і рихлоти, дедалі менші від верху до низу (рис. 7.2 б, 7.3 б).



а, × 100



б, × 50

а – крайова зона заготовки; б – центральна зона заготовки

Рисунок 7.2 – Мікроструктура нетравлених мікрошліфів верхньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5



а, × 100



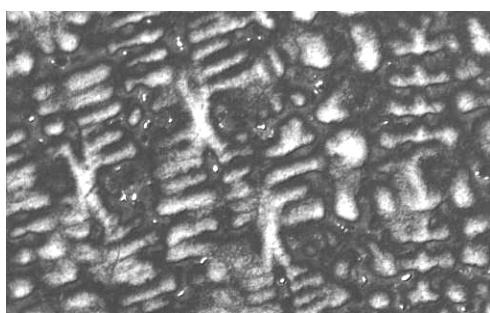
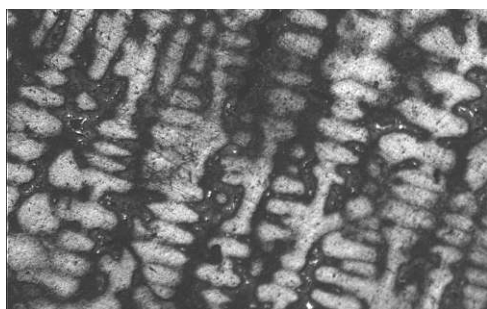
б, × 50

а – крайова зона заготовки; б – центральна зона заготовки

Рисунок 7.3 – Мікроструктура нетравлених мікрошліфів середньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5

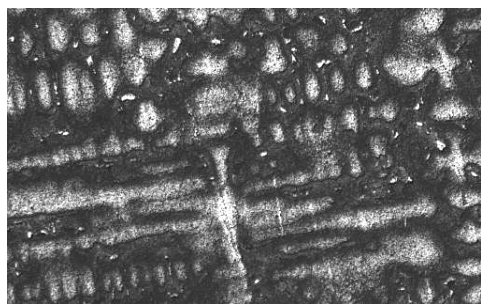
При металографічному дослідженні травлених шліфів встановлено, що мікроструктура досліджуваної шихтової заготовки, виплавленої на установці FM-1-2-100, в литому стані являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ'), карбідів і карбонітридів, характерна для литого стану жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі і ЖС32-ВІ (рис. 7.4...7.6).

Таким чином досліджена шихтова заготовка \varnothing 80 мм з розробленого жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5, виплавлена на установці FM-1-2-100, за хімічним складом, макро- і мікроструктурою задовільна та відповідає вимогам ТТУ.

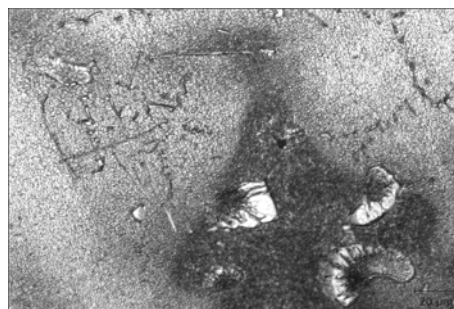
а, $\times 50$ б, $\times 500$ в, $\times 50$ г, $\times 500$

а, б – крайова зона заготовки; в, г – центральна зона заготовки

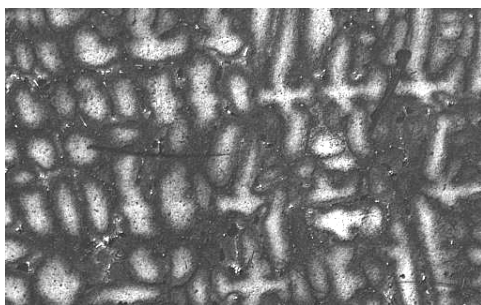
Рисунок 7.4 – Мікроструктура травлених шліфів верхньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5



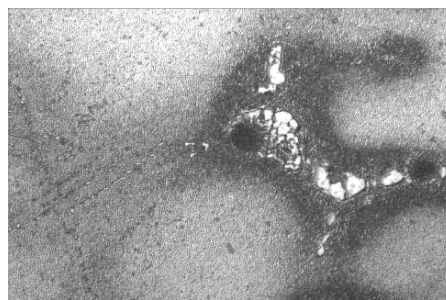
а, × 50



б, × 500



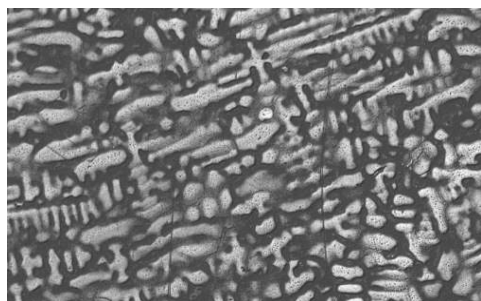
в, × 50



г, × 500

а, б – крайова зона заготовки; в, г – центральна зона заготовки

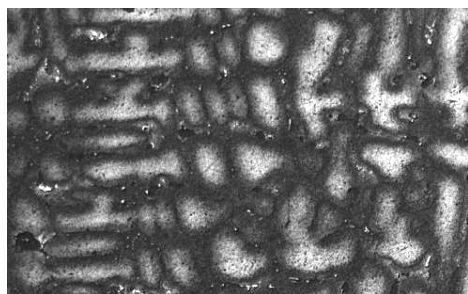
Рисунок 7.5 – Мікроструктура травлених шліфів середньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5



а, × 50



б, × 500



в, × 50



г, × 500

а, б – крайова зона заготовки; в, г – центральна зона заготовки

Рисунок 7.6 – Мікроструктура травлених шліфів нижньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5

7.2 Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного сплаву для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних властивостей

Для подальшої перевірки механічних та жароміцних властивостей сплаву оптимального складу, отриманого розрахунками параметрів структурної стабільності за регресійними моделями комплексної розрахунково-аналітичної методики, було проведено викладений далі комплекс досліджень з метою обрання раціонального режиму термічної обробки [14].

7.2.1 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

Дослідження проводили на литих зразках, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК).

Встановлено, що значення відхилень напрямку [001] від осі Z в зразках, відлитих з дослідного сплаву ЗМІ-М5, коливаються від 0,7 до 18,5 кут. град.

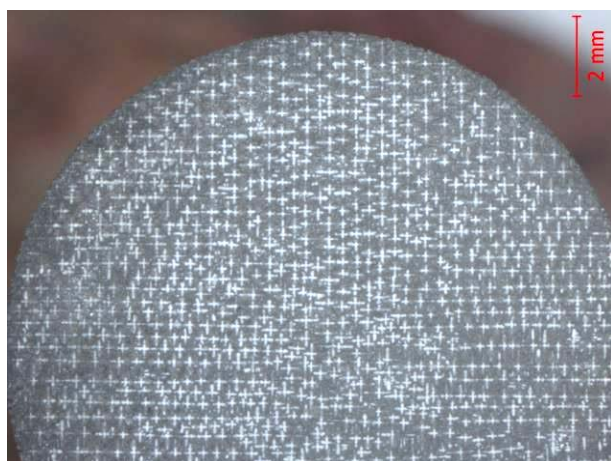
Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

На рис. 7.7 показана макроструктура в поперечному і поздовжньому напрямках монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5.

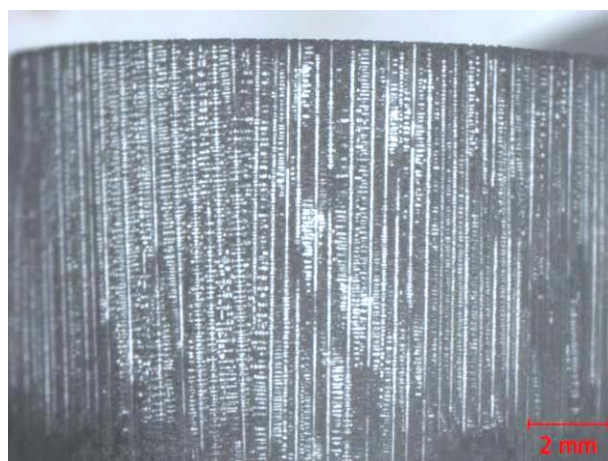
На рисунку чітко видно вісі дендритів I порядку, орієнтовані вздовж напрямку відводу тепла під час спрямованої кристалізації.

При металографічному дослідженні не травлених мікрошліфів в матеріалі дослідних зразків виявлені мікропори (рис. 7.8 а), а також поодинокі оксидні включення розміром до ~ 273 мкм (рис. 7.8 б).

Крім того, в матеріалі досліджених зразків виявлено незначну кількість карбідів, що характерно для структури низьковуглецевого сплаву ЗМІ-М5 ($C \leq 0,08\%$) (рис. 7.8 в, г).



а



б



в



г

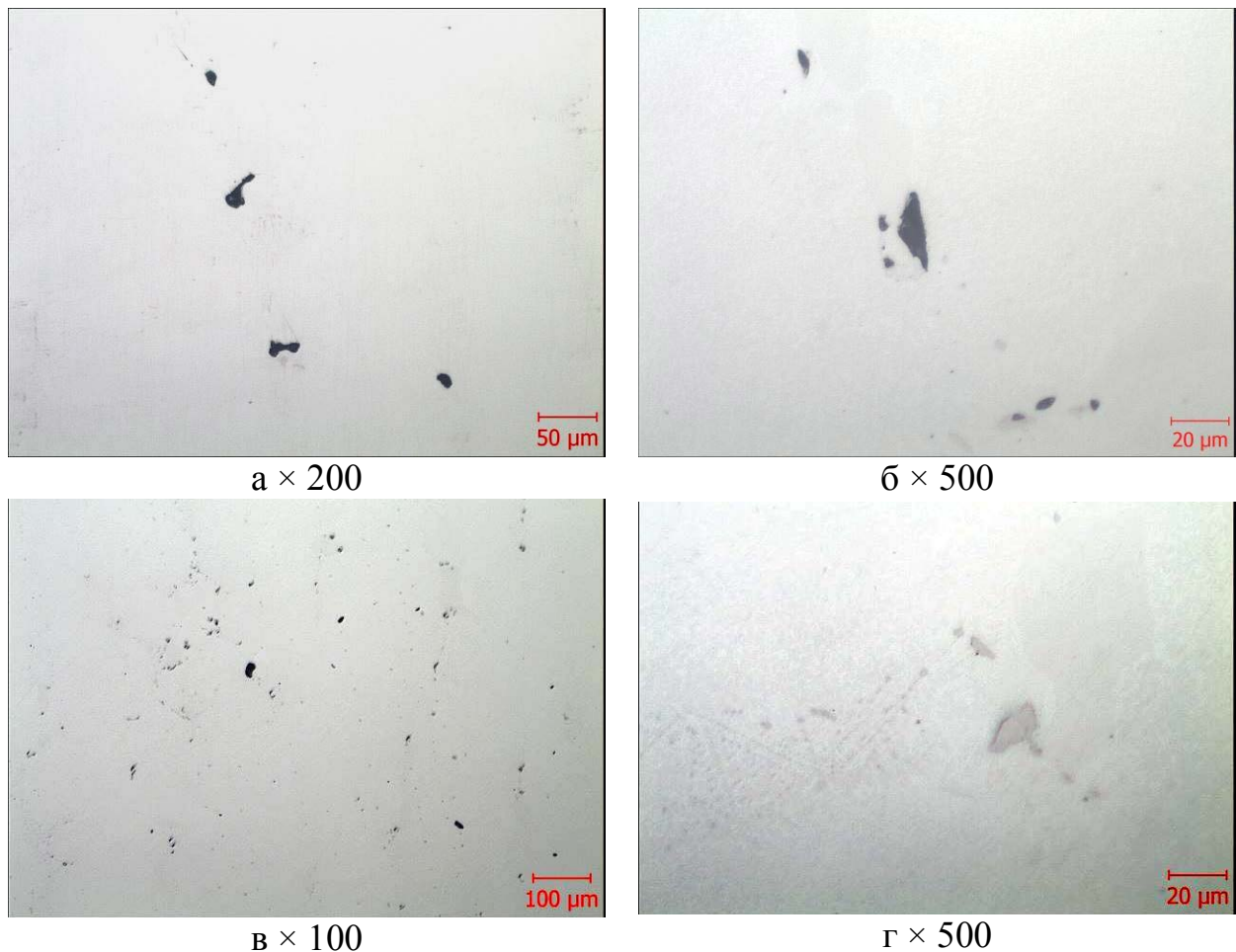
а, в – поперечний переріз; б, г – поздовжній перетин.

Рисунок 7.7 – Макроструктура монокристалічних зразків зі сплаву

ЗМІ-М5; $\times 6,5$

Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ') і незначної кількості карбідів (рис. 7.9) що є характерним для литих жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі і ЖС32-ВІ. В литій структурі спостерігається розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази. При цьому розмір і форма γ' -частинок в осях і междендрітних областях значно різняться – в межвісях частинки γ' -фази є значно більшими.

На рис 7.9 в чітко видно субграницю в середині макрокристалла.



а – мікропори; б – оксидні включення; в, г – карбіди

Рисунок 7.8 – Зразки зі сплаву ЗМІ-М5, отримані методом високошвидкісної спрямованої кристалізації

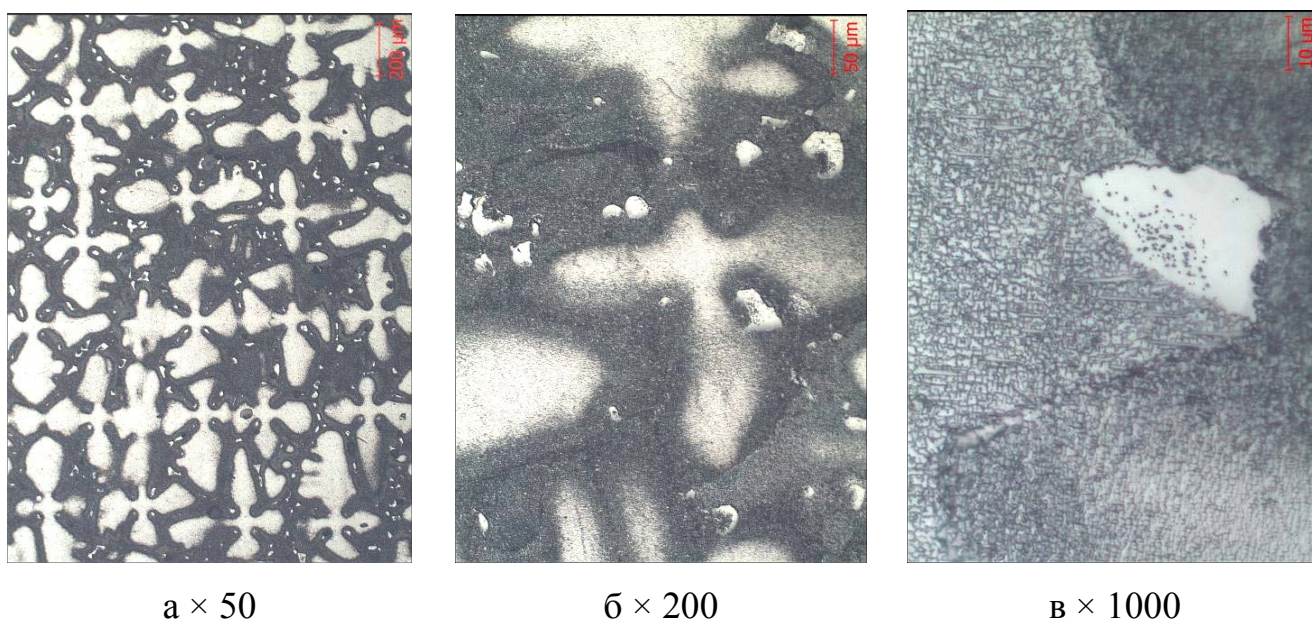


Рисунок 7.9 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації до термообробки

Проведення термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК) (гомогенізація в вакуумі при температурі 1270 ± 10 °С протягом 2,0 години у вакуумі при залишковому тиску $1 \times 10^{-2} \dots 1 \times 10^{-3}$ мм. рт. ст.) сприяло деякому зменшенню структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 3.10). Встановлено, що проведення термообробки за вказаним вище режимом не призвело до помітного зменшення кількості евтектичної (γ - γ') фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень (γ - γ') є зони з наявністю більш дрібних частинок γ' -фази, а також розмірна неоднорідність частинок γ' -фази в осях і міждендритних проміжках внаслідок недостатнього вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 7.10 б, в). Тоді, як відомо, в сплаві ЖС32-ВІ (ВСК) проведення стандартної термообробки сприяє розчиненню значної кількості евтектичною (γ - γ')-фази і зменшення структурної неоднорідності.

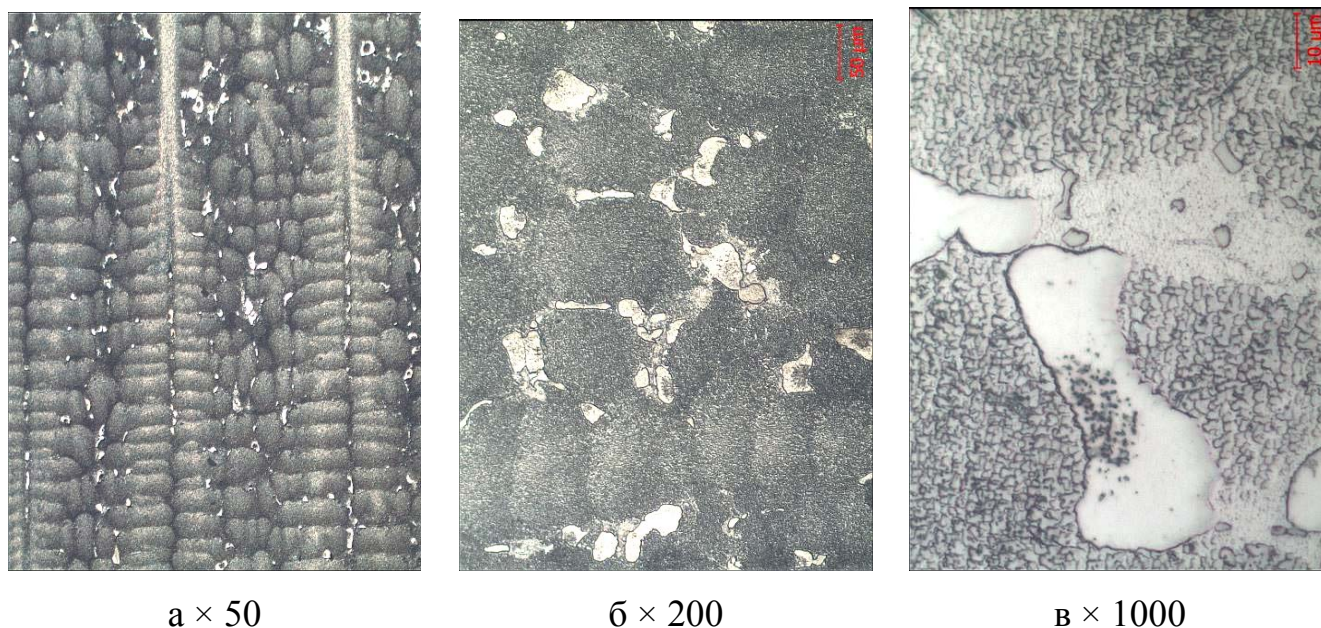


Рисунок 7.10 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

У мікроструктурі дослідних зразків після проведення термообробки при 1270 ± 10 °С також спостерігається невелика кількість карбідів (рис. 7.10 а).

При вивченні структурного стану в матеріалі досліджуваних зразків (як до, так і після термообробки) поряд з виділеннями евтектики ($\gamma-\gamma'$), що має округлу форму, виявлено значну кількість подовжених частинок типу ($\gamma-\gamma'$) зі співвідношенням довжини і товщини – $\sim 8 : 1$ (рис. 7.11).

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Параметри структурних складових в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 після випробувань на тривалу міцність представлені в табл. 7.3.



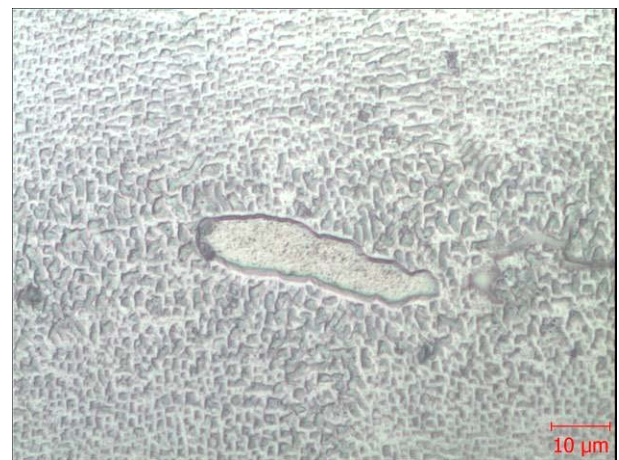
а, × 500



б, × 1000



в, × 500



г, × 1000

а, б – до термообробки; в, г – після термообробки за режимом,
передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

Рисунок 7.11 – Частинки фази типу $(\gamma-\gamma')$ подовженої морфології в матеріалі зразків зі сплаву ЗМІ-М5

Таблиця 7.3 – Параметри структурних складових окремих зразків сплаву ЗМІ-М5 після термічної обробки за стандартним режимом для ЖС32-ВІ та випробувань на тривалу міцність

Час до руйнування зразка τ_p , годин (табл. 3.19)	Розміри структурних складових, мкм					
	Карбіди (в невеликій кількості)		евтектика типу (γ - γ')	мікро-пори	Відстань між вісями дендритів	
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу M_6C			I порядку	II порядку
52,0	3...12	5...20	5...50 (одинич. до 100)	до 35	273...363	50...80
27,85	3...12	5...20	15...60 (одинич. до 80)	до 50	250...340	45...65
38,0	3...12	5...20	15...100 (одинич. до 140)	до 50	350...420	60...90
55,5	3...12	5...20	5...60 (одинич. до 90)	до 40	310...350	50...75

За результатами рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) встановлена неоднорідність структури і хімічного складу фаз в металі до термічної обробки (рис. 7.12, табл. 7.4).

Проведення термічної обробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ не призвело до суттєвого вирівнювання означеної неоднорідності (рис. 7.13, табл. 7.5).

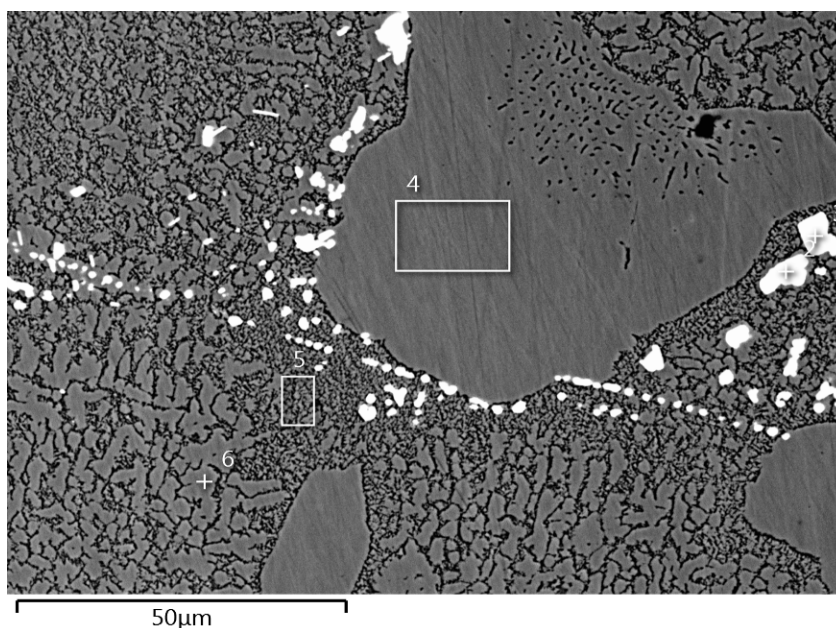


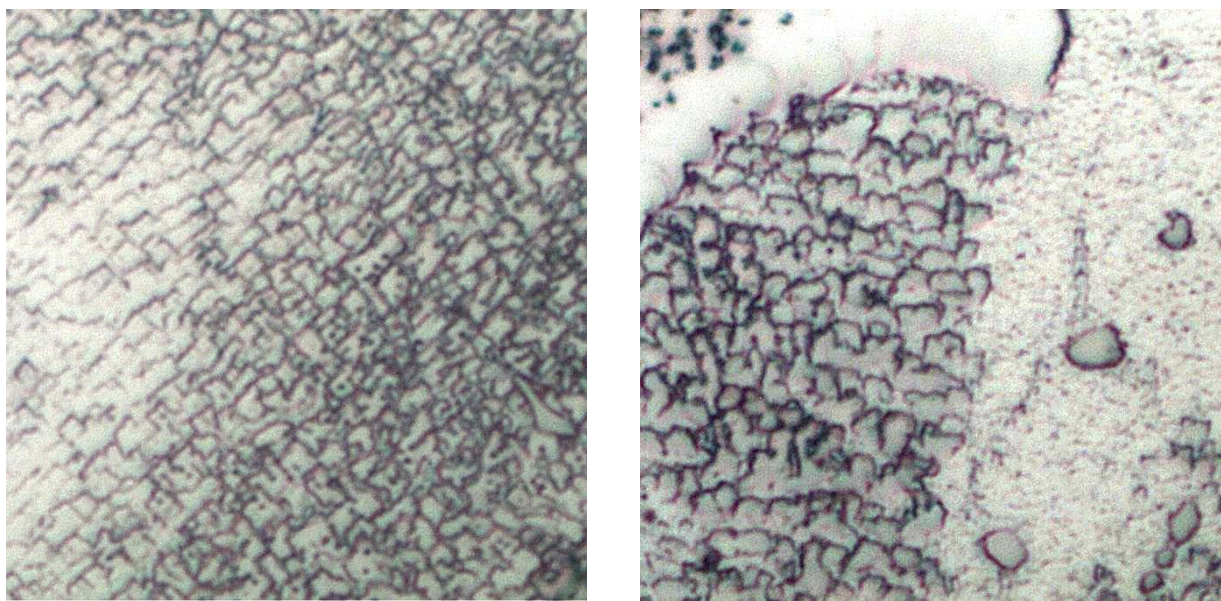
Рисунок 7.13 – Мікроструктура зразку ЗМІ-М5 після термічної обробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ із зазначеними місцями рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА)

Таблиця 7.5 – Елементний склад локальних об'ємів за результатами РСМА

Елемент	Вміст елементів по спектрах, % масових				
	2	3	4	5	6
Al	0.00	0.00	7.24	5.77	6.97
Ti	0.84	0.78	-	-	-
Cr	0.40	0.38	2.26	6.01	2.55
Co	0.44	0.46	4.35	6.02	4.69
Ni	3.47	2.99	64.77	61.02	64.52
Mo	0.53	0.59	0.38	1.34	0.13
Ta	90.54	91.74	14.98	9.79	14.10
W	3.78	3.07	6.02	10.04	7.04
Сумма	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

В результаті проведеного дослідження було встановлено, що в вихідному матеріалі литих зразків (до проведення термообробки) частинки γ' -фази мають в основному кубічну морфологію з розміром γ' частинок 0,9...1,5 мкм (рис. 7.14 а; табл. 7.6). Встановлено неоднорідність розмірів і форми γ' -частинок у вісях і междендритних областях – у міжвісях частинки γ' -фази є більшими та більш округлої форми .

В структурі термооброблених зразків виявлено велику кількість областей з глобулярною формою частинок γ' -фази розміром 1,8...3,5 мкм. Розмір дрібніших частинок γ' -фази в локальних обсягах поблизу евтектичних виділень (γ - γ') становить 0,43...0,87 мкм (див. рис. 7.10 б, в; 7.14 б).



а – до термообробки; б – після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

Рисунок 7.14 – Стан інтерметалідної γ' -фази в монокристалічних зразках зі сплаву ЗМІ-М5; $\times 1500$

Таким чином, можна зробити висновок, що зниження властивостей досліджуваного сплаву (ЗМІ-М5), особливо жароміцних (табл. 7.6), обумовлено формуванням структури з великими (до 3,5 мкм) γ' -частинками

зміцнюючої фази глобулярної морфології, яка характеризується меншою зміцнюючою дією в порівнянні з кубічною формою дисперсних часток γ' -фази розміром $\sim 0,5$ мкм. Чинником, що сприяє отриманню нестабільних результатів також можна вважати наявність структурної неоднорідності внаслідок утворення локальних об'ємів з дрібними частинками фази γ' , розмір яких в ~ 4 рази менше, ніж в основній матриці, а також виділення значної кількості евтектичної (γ - γ') фази в вигляді подовжених часток несприятливої морфології.

Крім того, слід зазначити, що в структурі всіх термооброблених зразків виявлено незначну кількість пластинчастих виділень небажаної топологічно щільно упакованої (ТЩУ) фази, що розташовується в осях дендритів, з довжиною пластин, що не перевищує 20 мкм (рис. 7.15). ТЩУ-фази в сплаві ЗМІ-М5 – нормативною документацією не регламентовані.

У зразках до термообробки пластини ТЩУ-фази не виявлені.

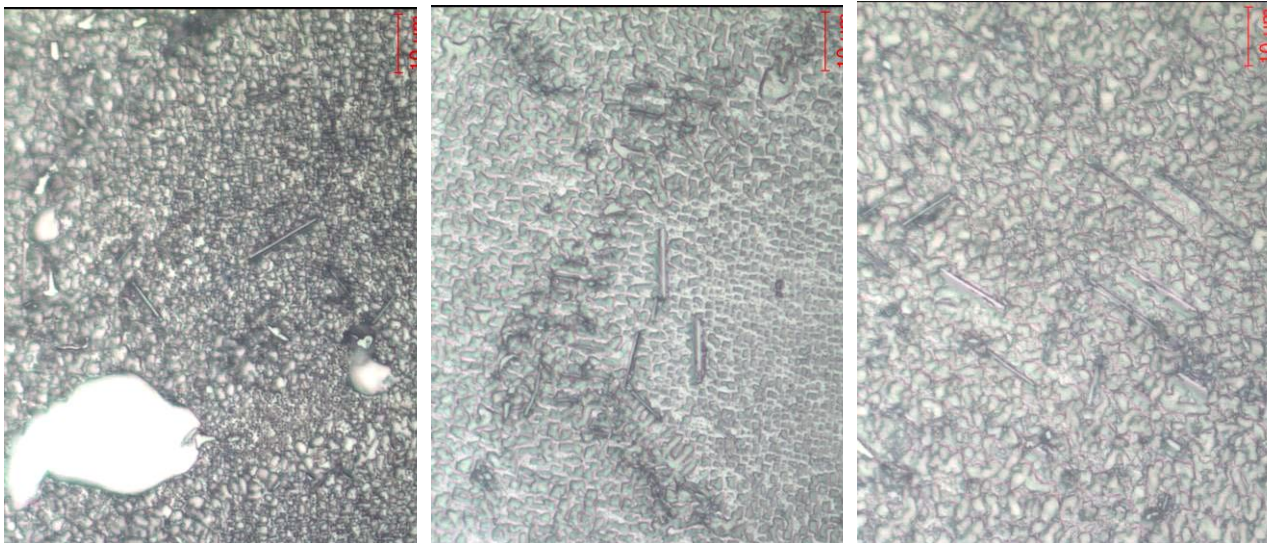


Рисунок 7.15 – ТЩУ-фаза в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ; $\times 1000$

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в табл. 7.6.

Таблиця 7.6 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5

Стан зразків	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{\text{вип.}}$, °С	σ , МПа	τ_p , ГОДИН
Монокристалічні	1112	8,0	6,7	975	320	19,0
	1152	7,6	-			19,3
	1142	8,0	4,2			20,5
	-	-	-			55,5
	-	-	-			38,0
	-	-	-			300
	-	-	-	1000	280	27,8
Спрямовані	984	8,8	8,2	975	320	19,0
	1248	4,0	-			45,0
	832	9,2	8,2			18,5
	805	24,4				19,5
	838	17,6				31,1
	664	14,0	16,4			1000
	728	20,0	19,0	22,25		
	-	-	-	30,0		
	-	-	-	975	300	52,0
ЖС32-ВІ (моно)	1156	6,0		975	300	69,0
Норми ТТУ	≥ 1000	$\geq 6,0$	-	975	320	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т-ТУ-158 (для ЖС32-ВІ)	≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$

З табл. 7.6, видно, що механічні властивості досліджуваних дослідних зразків зі сплаву ЗМІ-М5 з монокристалічною структурою задовільні і

відповідають вимогам ТТУ. Механічні властивості дослідних зразків зі спрямованою полікристалічною структурою не відповідають вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5.

Значення тривалої міцності дослідних зразків як з монокристалічною, так і зі спрямованою структурою (випробуваних при температурі 975 °С і напрузі 320 МПа, а також при температурі 1000 °С і напрузі 280 МПа) не відповідають вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5 і вимогам ТУ1-92-177-91 і 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ).

На рис. 7.16 показаний злам зразка після випробування на розтягнення, на якому проглядаються ділянки з наявністю фасеток скольної будови.

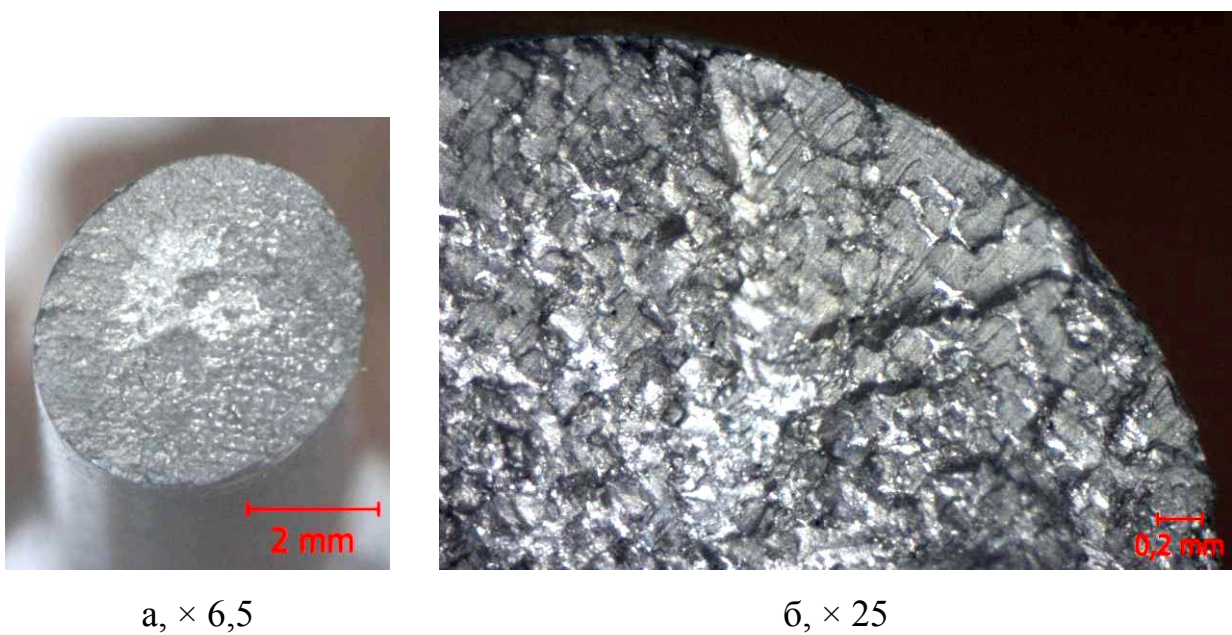


Рисунок 7.16 – Будова зламів дослідних монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5, що пройшли термообробку за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), після випробування на розтяг при температурі 20 °С

Слід зазначити, що для жароміцних сплавів на нікелевій основі характерним є крихкий межзеренний злам.

На зразку після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), відсутні зони волокнистого зламу і доломи. Практично вся поверхня зламу складається з фасеток крихкого межзеренного руйнування (див. рис 7.16 а, б). Розміри окремих фасеток порівнянні з елементами дендритної макроструктури.

Таким чином, мікроструктура термічно оброблених зразків дослідного сплаву при температурі 1270 °С характерна для ливарних жароміцних нікелевих сплавів з наявністю структурної неоднорідності; перегріву немає.

Механічні властивості при кімнатній температурі та тривала міцність дослідних зразків як з монокристалічною, так і зі спрямованою структурою не відповідають вимогам ГТУ для сплаву ЗМІ-М5 і вимогам ТУ1-92-177-91 і 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ).

Для покращення рівномірності структури та хімічного складу рекомендується випробувати режим термічної обробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки.

7.2.2 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки

На установці УППФ-3М провели дослідну плавку по виготовленню сплаву ЗМІ-М5.

Хімічний склад отриманого сплаву ЗМІ-М5 представлений в табл. 7.7.

З наведених результатів видно, що вміст хрому і вольфраму в досліджуваному сплаві декілька перевищує вимоги тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5. Вміст інших елементів відповідає вимогам ГТУ для сплаву ЗМІ-М5.

Таблиця 7.7 – Хімічний склад дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5, виплавленого на установці УППФ-3М [14]

Джерело	Вміст елементів, % масових								
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo	Fe	Cu
Дослідний сплав	0,064	<u>5,35</u>	5,51	<u>9,53</u>	5,88	8,72	0,84	0,06	0,009
Норми ТТУ	0,04.. 0,08	4,7...5, 3	5,0...6, 0	8,7...9, 3	5,7.. 6,3	8,7...9, 3	0,5...1, 0	≤ 1,0	≤ 0,07

Кінець таблиці 7.7

Джерело	Вміст елементів, % масових				
	Si	Mn	B	S	P
Дослідний сплав	0,10	0,03	0,011	0,005	0,004
Норми ТТУ	≤0,3	-	-	≤0,010	≤0,010

Для отримання зразків, призначених для визначення механічних і жароміцних властивостей на установці УВСК-9А, був залитий один блок (6 шт. зразків).

Дослідні зразки (Ø 15 мм, L = 135 мм) піддали гомогенізації зі збільшеною часовою витримкою.

На трьох з шести виготовлених зразках була отримана монокристалічна макроструктура.

Кут кристалографічної орієнтації (КГО) визначали на стартових конусах зразків з монокристалічною структурою.

Значення відхилень напрямку [001] від осі Z в досліджених зразках, відлитих з дослідного сплаву ЗМІ-М5, знаходився в межах від 0,2 до 23,2 кут. град.

Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

На рис. 7.17 показана макроструктура в поперечному перерізі монокристалічного зразка діаметром 15 мм, довжиною 135 мм.

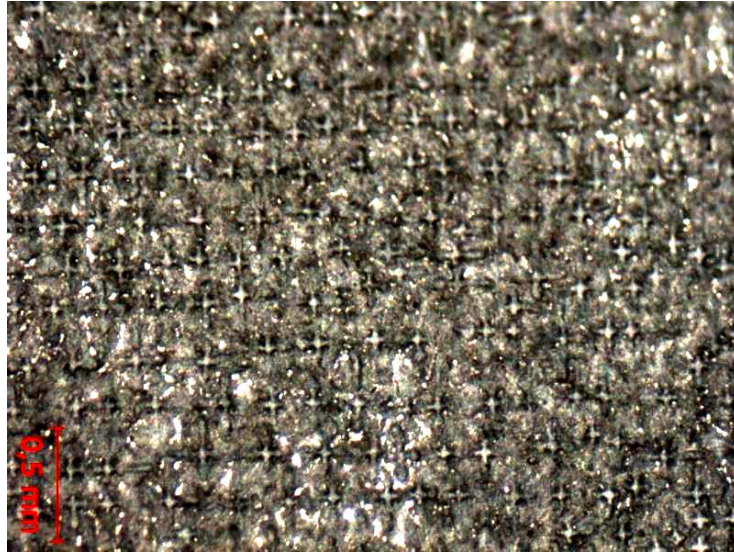
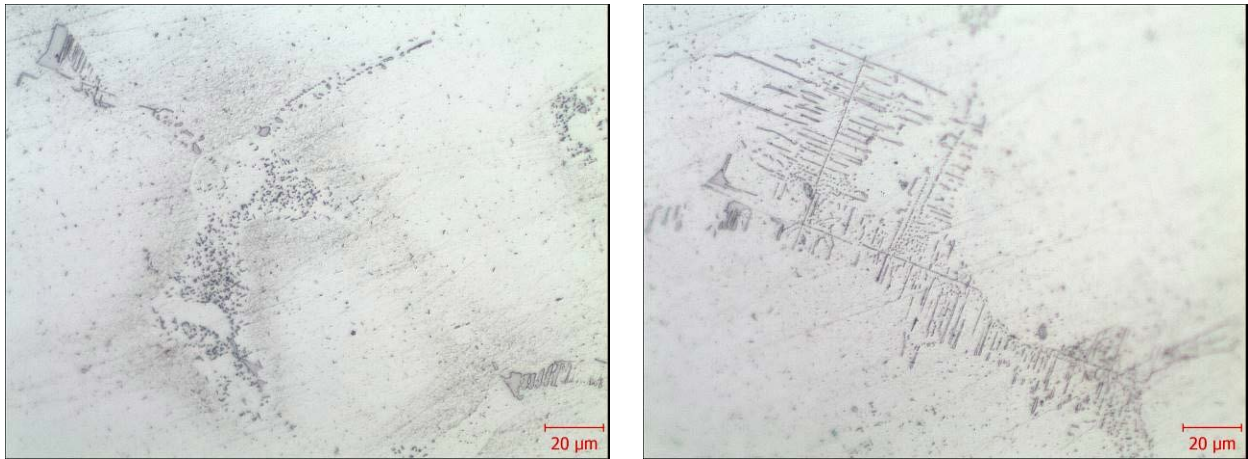


Рисунок 7.17 – Макроструктура в поперечному перерізі монокристалічного зразка зі сплаву ЗМІ-М5 дослідної плавки на установці УППФ-3М; $\times 25$

При металографічному дослідженні не травлених мікрошліфів в матеріалі зразків виявлені мікропори розміром до ~ 27 мкм, а також поодинокі оксидні включення – до ~ 10 мкм.

Поодинокі карбіди виділяються у вигляді дрібних дискретних глобулярних частинок MeC (рис. 7.18 а), а також у вигляді «китайських ієрогліфів» з наявністю тонких пластин евтектичних карбідів типу Me_6C (рис. 7.18 б); розташовуються переважно в міждендритних проміжках. Товщина пластин евтектичних карбідів складає $\sim 0,3...0,7$ мкм.



а

б

Рисунок 7.18 – Карбіди в зразках зі сплаву ЗМІ-М5; $\times 500$

Мікроструктура травлених шліфів зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметаллідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ') і карбідів (рис. 7.19). В литій структурі спостерігається розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази.

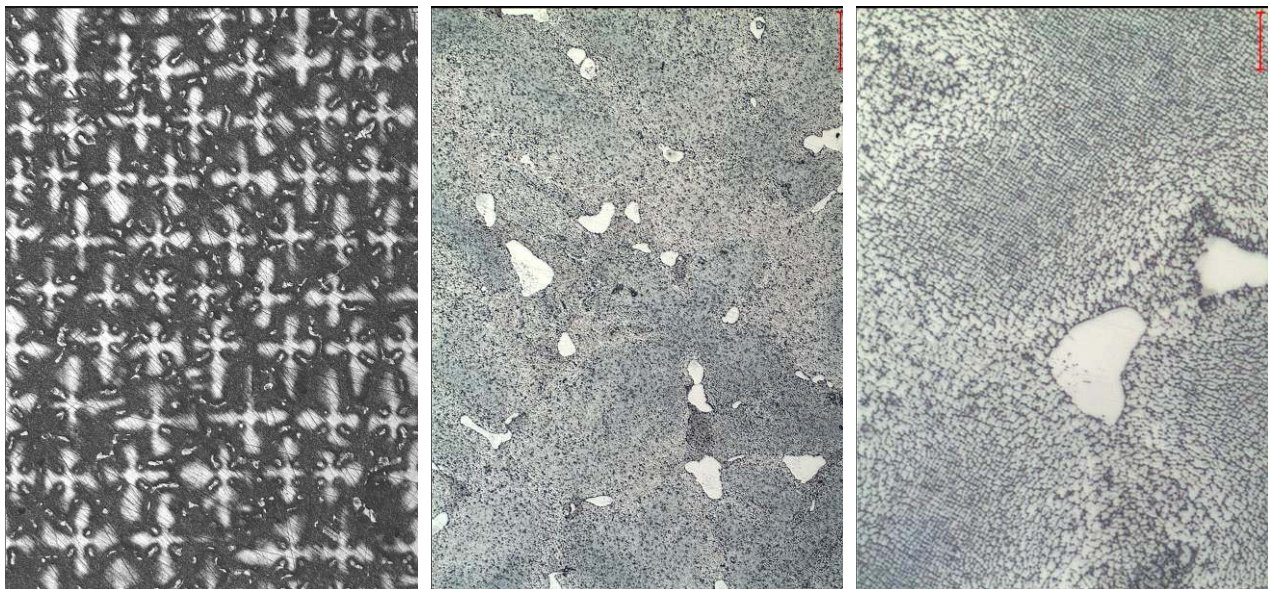
а, $\times 50$ б, $\times 200$ в, $\times 1000$

Рисунок 7.19 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки (поперечний переріз)

У матеріалі термооброблених за вказаним вище режимом зразків спостерігається незначне зменшення структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 7.20).

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Пластинчасті виділення небажаної топологічно щільноупакованої фази (ТЩУ) в мікроструктурі досліджуваних зразків як до, так і після термообробки не встановлено.

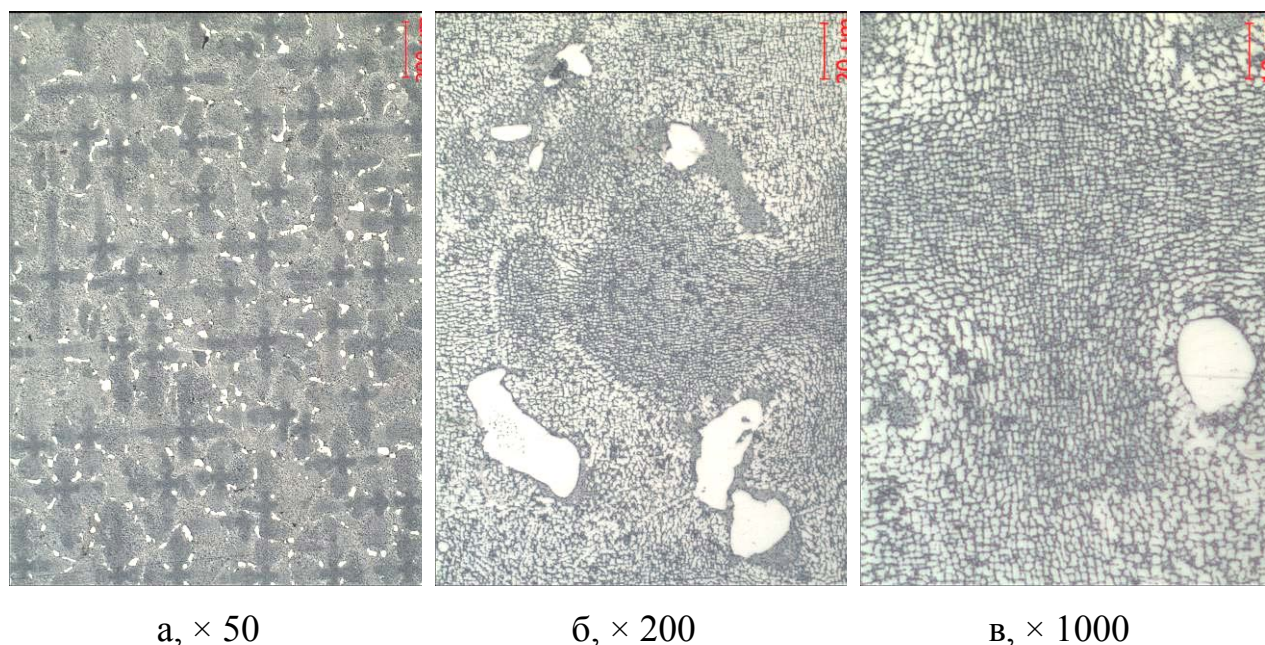


Рисунок 7.20 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після гомогенізації зі збільшенням до 4 годин часом витримки

Параметри структурних складових в монокристалічних зразках зі сплаву ЗМІ-М5 до і після термообробки представлені в табл. 7.8.

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в табл. 7.9.

Таблиця 7.8 – Параметри структурних складових сплаву ЗМІ-М5 з монокристалічною макроструктурою

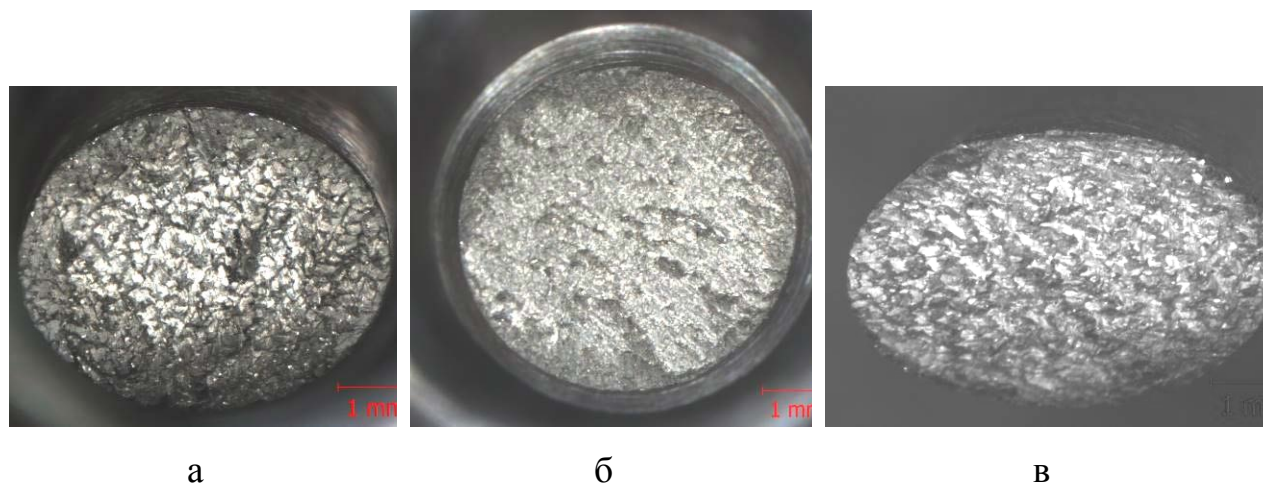
Стан матеріалу	Розміри структурних складових, мкм					
	карбіди		евтектика типу (γ-γ')	мікро-пори	Відстань між вісями дендритів	
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу М ₆ С			I порядку	II порядку
Без т/о	0,5...3,0	3...32	5...40	до 27	180...245	50...80
Гомогенізація, витримка 4 год	2...12	5...30	5...43	до 35	175...250	50...80

Таблиця 7.9 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5

Макроструктура зразків	КГО, кут. град.	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
		σ _в , МПа	δ, %	Ψ, %	T _{вип} , °С	σ, МПа	τ _р , год
монокристалічні	15,5	835	20,8	23,4	975	300	77,5
	0,2	-	-	-	975	300	56,5
					1000	280	26,0
23,2	867	18,4	11,7	975	280	101,5	
спрямовані	-	775	32,0	26,8	975	280	73,5
	-	-	-	-	975	300	75,5
	-	-	-	-	1000	280	37,0
	-	-	-	-	975	280	70,0
	-	-	-	-	975	300	46,5
ЖС32-ВІ (моно)		1156	6,0	-	975	300	69,0
Норми ТТУ		≥ 1000	≥ 6,0	-	975	300	≥ 40,0
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т-ТУ-158 (для ЖС32-ВІ)		≥ 900	≥ 6,0	-	1000	280	≥ 40,0
					975	300	≥ 40,0

З наведених даних видно, що значення межі міцності σ_b знаходяться нижче рівня вимог ТТУ, при відносному подовженні, що більше ніж в 3 рази перевищує ці вимоги. Значення часу до руйнування при випробуванні на тривалу міцність матеріалу при $T_{\text{вип}} = 975 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 280 \text{ МПа}$ и 300 МПа задовольняють вимогам ТТУ, а при $T_{\text{вип}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 280 \text{ МПа}$ – знаходяться нижче вимог ТУ, передбачених для сплаву ЖС32-ВІ.

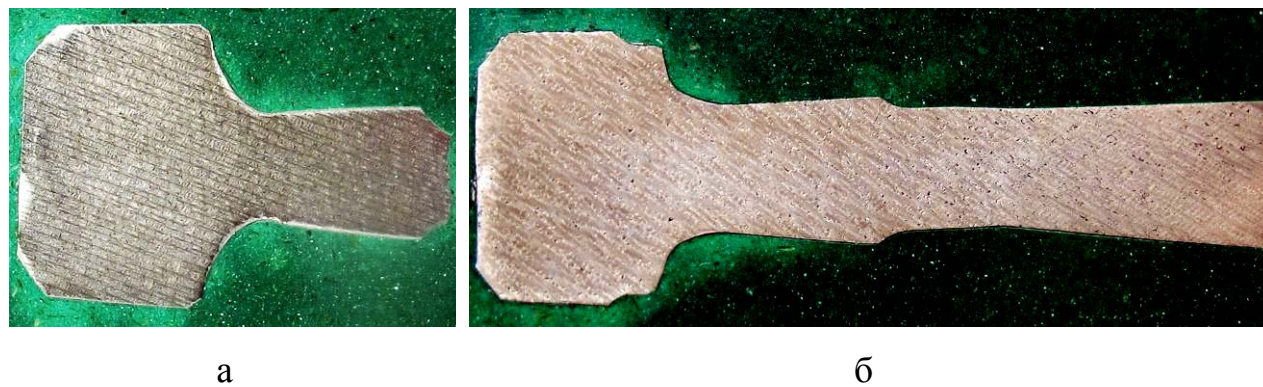
Будова зламів після випробування на розтяг при кімнатній температурі зразків з монокристалічною і спрямованою макроструктурою, що пройшли термообробку зі збільшеною до 4 годин витримкою при температурі $1275 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$, також має крихкий межкристалітний характер. Еліпсоподібна форма поверхні зламу пов'язана з виходом магістральної тріщини під кутом до осьової лінії розтягування. Ці зразки (рис. 7.21 а, в) мають більш низькі значення межі міцності і більш високу пластичність в порівнянні зі зразком, руйнування якого сталося по площині, перпендикулярній напрямку розтягнення (рис. 7.21 б).



а, б – монокристалічні; в – спрямований

Рисунок 7.21 – Будова і форма зламів зразків після гомогенізації зі збільшеним до 4 годин часом витримки зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на розтягнення; $\times 10$

Макроструктура в осьовому перерізі дослідних зразків після випробування на розтягнення показана на рис. 7.22.



а – монокристалічний; б – спрямований

Рисунок 7.22 – Макроструктура в осьовому перерізі зразків після гомогенізації зі збільшеним до 4 годин часом витримки зі сплаву ЗМІ-М5; $\times 3$

На обох зразках чітко видно вісі дендритів I порядку, орієнтовані вздовж напрямку відводу тепла під час спрямованої кристалізації з невеликим відхиленням напрямку $[001]$ від осі Z.

Таким чином можна зробити висновок, що сплав ЗМІ-М5, виплавлений на установці УППФ-3М, за вмістом елементів (за винятком кілька завищених вмістів хрому і вольфраму) відповідає вимогам тимчасових технічних умов (ТТУ).

Проведення термообробки при температурі $1270 + 10^{\circ}\text{C}$ протягом 4 годин не призвело до помітного зменшення кількості і розмірів евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень $(\gamma-\gamma')$ є зони з наявністю більш дрібних частинок фази типу γ' .

Значення межі міцності (σ_B) знаходяться нижче рівня вимог ТТУ, при відносному подовженні, що більше ніж в 3 рази перевищує означені вимоги.

Значення часу до руйнування при випробуванні тривалої міцності матеріалу при $T_{\text{вип.}}=975^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 280$ МПа и 300 МПа задовольняють вимогам ТТУ, а при $T_{\text{вип.}}=1000^{\circ}\text{C}$, $\sigma=280$ МПа – знаходяться нижче вимог ТУ, передбачених для сплаву ЖС32-ВІ.

Пластинчасті виділення небажаної ТЩУ-фази в мікроструктурі досліджуваних зразків (як до, так і після термообробки) не виявлені.

Необхідне проведення додаткового комплексу досліджень із застосуванням більш складного режиму термообробки, передбаченого для сучасних жароміцних сплавів IV покоління.

7.2.3 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління

З дослідного жароміцного нікелевого безренієвого сплаву ЗМІ-М5, шихтову заготовку якого було отримано на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC», методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А було відлито зразки для визначення механічних і жароміцних властивостей.

Хімічний склад отриманих зразків зі сплаву ЗМІ-М5 представлений в табл. 7.10.

Таблиця 7.10 – Хімічний склад дослідних зразків з жароміцного сплаву ЗМІ-М5.

Джерело	Вміст елементів, % масових						
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo
Дослідний сплав	0,05	5,29	5,42	9,46	5,76	9,0	0,84
Норми ТТУ	0,04...0,08	4,7...5,3	5,0...6,0	8,7...9,3	5,7...6,3	8,7...9,3	0,5...1,0

Кінець таблиці 7.10

Джерело	Вміст елементів, % масових						
	Cu	Si	Mn	Fe	B	S	P
Дослідний сплав	0,009	0,02	0,03	0,06	0,012	0,006	0,004
Норми ТТУ	≤ 0,07	≤0,3	-	≤ 1,0	-	≤0,010	≤0,010

З результатів, наведених у табл. 7.10, видно, що вміст елементів (за винятком вмісту вольфраму) в матеріалі досліджуваних зразків відповідає вимогам тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5.

Механічні і жароміцні властивості визначали на зразках (\varnothing 15 мм, L = 135 мм) після термообробки а режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління в послідовності:

- нагрів в вакуумі до 1000 ± 50 °С зі швидкістю 6...8 °С/хв.; витримка при температурі 1000 ± 50 °С протягом 30...45 хв. в вакуумі при залишковому тиску 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм. рт. ст.;

- нагрів до 1280_{-5}^{+10} °С зі швидкістю 5 °С/хв.; витримка при температурі 1280_{-5}^{+10} °С протягом 1 година 15 хв....1 година 30 хв. в динамічному вакуумі 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм. рт. ст.;

- охолодження до 700 °С зі швидкістю 80...100 °С/хв.;

- нагрів до (1030 ± 10) °С зі швидкістю (6...8) °С/хв. в динамічному вакуумі 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм. рт. ст., витримка при температурі 1030 ± 10 °С протягом 4 години;

- охолодження до 700 °С зі швидкістю 80...100 °С/хв в середовищі аргону;

- нагрів до 870 ± 10 °С зі швидкістю (6...8) °С/хв. в динамічному вакуумі при залишковому тиску 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм. рт. ст.), витримка при температурі 870 ± 10 °С протягом 28 годин;

- охолодження до кімнатної температури в середовищі аргону не менше ніж за 60 хвилин.

Значення відхилень напрямку [001] від осі Z в зразках, коливалися від 9,1 кут. град до 47,4 кут. град. (табл. 7.11). Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

Таблиця 7.11 – Кристалографічна орієнтація монокристалічних зразків

№ з/с	Відхилення напрямку [001] від осі Z, кут. град.	№ п/п	Відхилення напрямку [001] від осі Z, кут. град.
1	35,2	4	9,1
2	47,4	5	44,9
3	24,9	6	17,2

При металографічному дослідженні нетравлених мікрошліфів в матеріалі дослідних зразків виявлено невелику кількість мікропор розміром до 15 мкм (рис. 7.23, а), поодинокі оксидні включення, розмір яких не перевищує ~12 мкм (рис. 7.23, б), а також незначна кількість карбідів, що характерно для структури низьковуглецевого сплаву ЗМІ-М5 ($C \leq 0,08 \%$) (рис. 7.23, в, г).



а × 200



б × 1000



в × 200



г × 1000

а – мікропори; б – оксидні включення; в, г – карбіди

Рисунок 7.23 – Дослідні зразки зі сплаву ЗМІ-М5 в нетравленому стані

Мікроструктура термооброблених зразків зі сплаву ЗМІ-М5 являє собою γ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною γ' -фазою, з наявністю евтектичної фази (γ - γ') і незначної кількості карбідів (рис. 7.24).

Проведення термообробки за вказаним вище режимом сприяло деякому зменшенню структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку. При цьому слід зазначити, що термообробка за вказаним режимом не призвела до істотного зменшення евтектичної (γ - γ')-фази в металі. Помічено, що поблизу деяких евтектичних виділень (γ - γ') є зони з наявністю більш дрібних частинок γ' -фази (рис. 7.24 а).

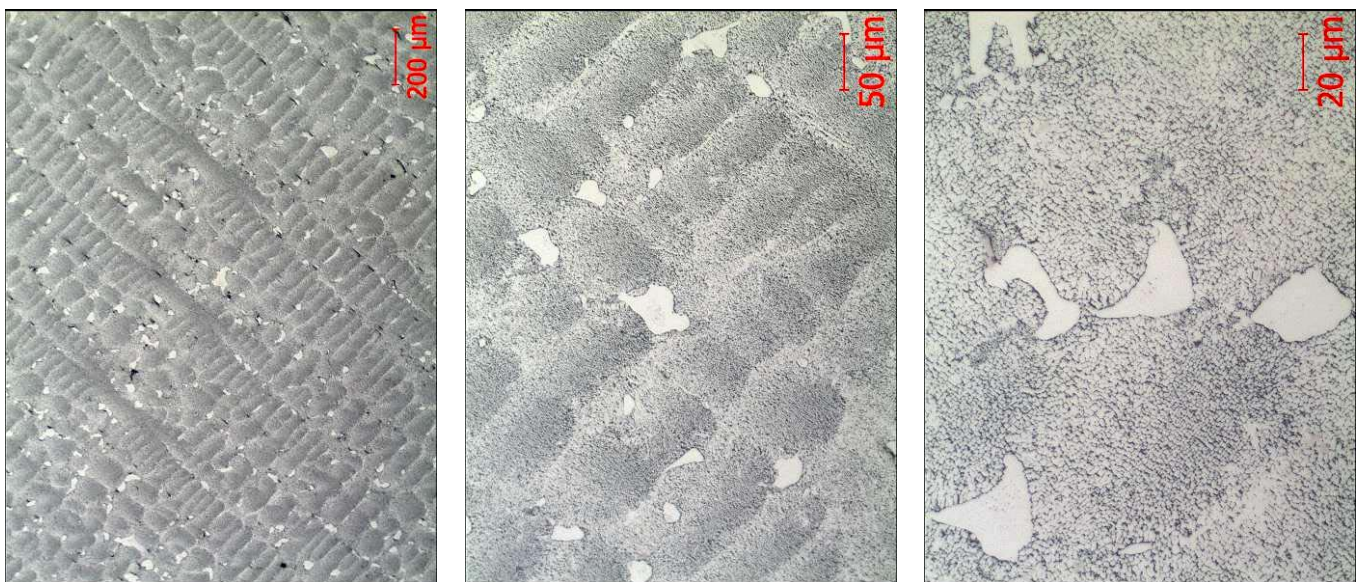
а, $\times 50$ б, $\times 200$ в, $\times 500$

Рисунок 7.24 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки (осьовий переріз)

Певне вирівнювання неоднорідності структури і хімічного складу фаз в металі після проведення термічної обробки за режимом, прийнятим для сплавів IV покоління також підтверджується результатами рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) (рис. 7.25, табл. 7.12).

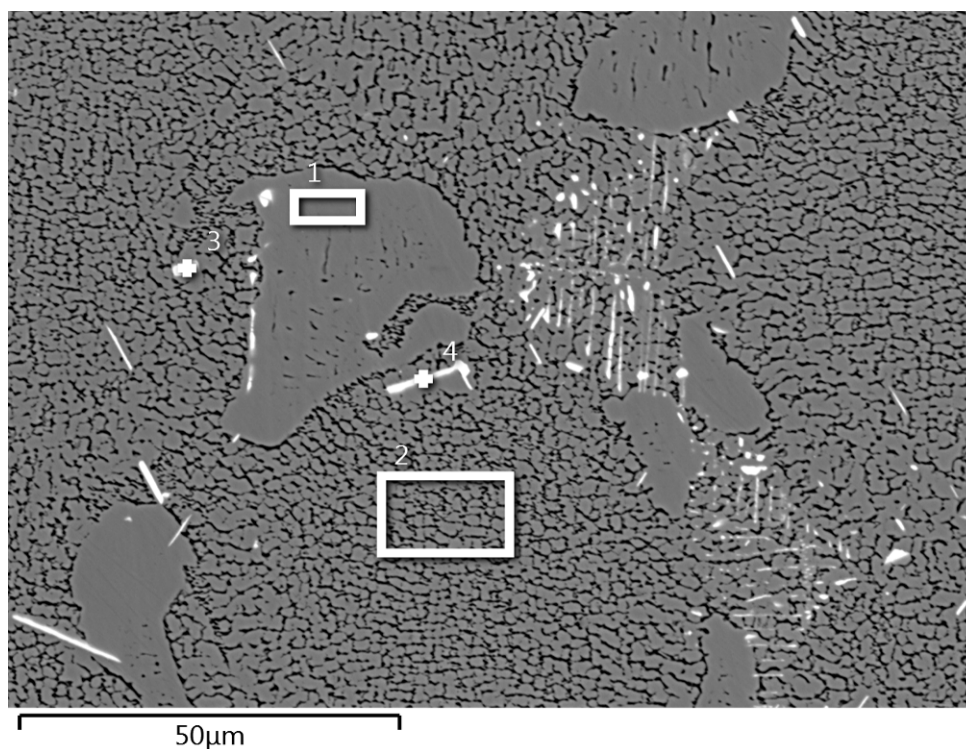


Рисунок 7.25 – Мікроструктура зразку ЗМІ-М5 після термічної обробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління із зазначеними місцями рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА)

Таблиця 7.12 – Елементний склад локальних об'ємів за результатами РСМА

Елемент	Вміст елементів по спектрах, % масових			
	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4
Al	7.56	6.52	0.80	1.38
Cr	2.54	4.83	4.54	5.56
Co	4.38	5.68	3.93	4.73
Ni	65.94	64.10	19.61	26.81
Mo	0.48	0.77	4.17	3.80
Ta	12.41	8.38	15.80	14.24
W	6.70	9.71	51.13	43.47
Сума	100.00	100.00	100.00	100.00

При вивченні структурного стану в матеріалі досліджених зразків (як до, так і після термообробки) поряд з виділеннями евтектики (γ - γ'), що має округлу форму, виявлено значну кількість подовжених евтектичних частинок типу (γ - γ') з співвідношенням довжини і товщини $\sim 8:1$ (рис. 7.26, б).

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Топологічно щільно упаковані (ТЩУ) фази пластинчастої морфології в структурі всіх термооброблених зразків не виявлено. Наявність ТЩУ-фаз в сплаві ЗМІ-М5 нормативною документацією не регламентовані.

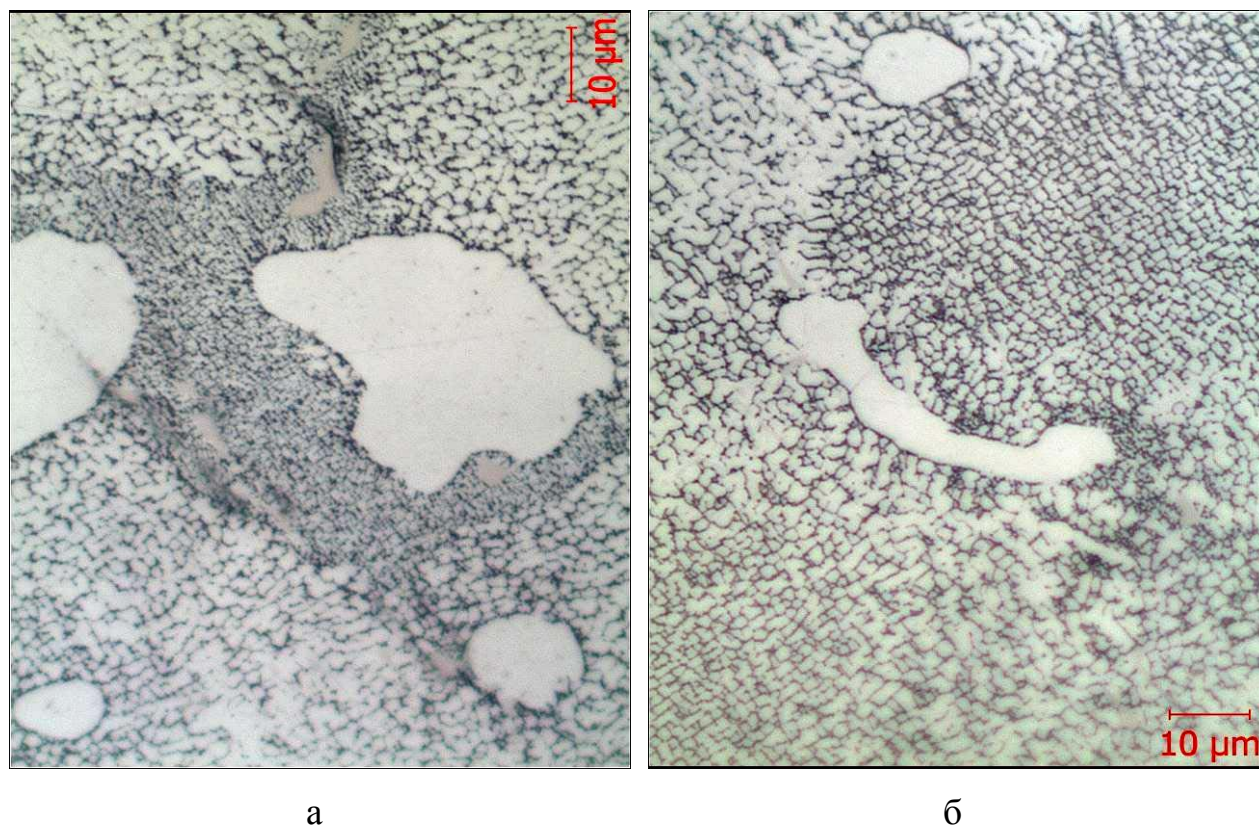


Рисунок 7.26 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління (осьовий переріз);
 $\times 1000$

У структурі матеріалу зразка № 2 зі сплаву ЗМІ-М5 після термічної обробки було виявлено невелику кількість карбідів: глобулярних типу МС

розміром 2...7 мкм і пластинчастих типу M_6C розміром 5...20 мкм; евтектика типу $(\gamma-\gamma')$ розміром 5...50 мкм. Відстань між осями дендритів I порядку становило 375...395 мкм, II порядку – 45...67 мкм. Також виявлені мікропори розміром до 15 мкм.

У зразках до термообробки була встановлена неоднорідність розмірів і форми γ' -частинок в осях і міждендритних областях – в осях частинки γ' -фази були дрібніше і мали більш правильну кубічну морфологію (рис. 7.27).

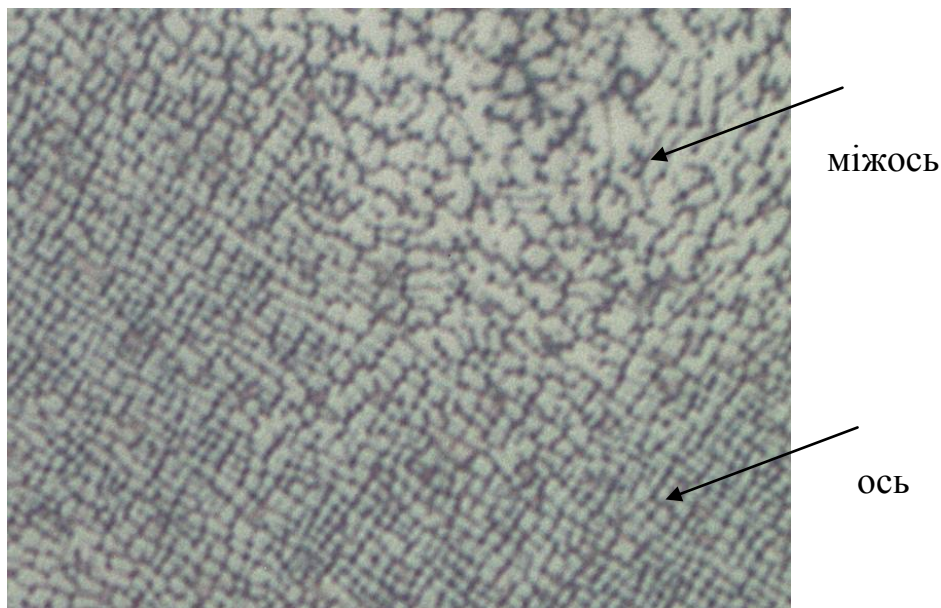


Рисунок 7.27– Морфологія часток інтерметалідної γ' -фази в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки; $\times 1500$

Встановлено, що проведення термообробки не призвело до помітного зменшення кількості і розмірів евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень $(\gamma-\gamma')$ є зони з наявністю більш дрібних частинок фази типу γ' (рис. 7.28). Форма частинок γ' -фази, на відміну від зразків після раніше випробуваних режимів термічної обробки (див. рис. 7.14) – кубічна.

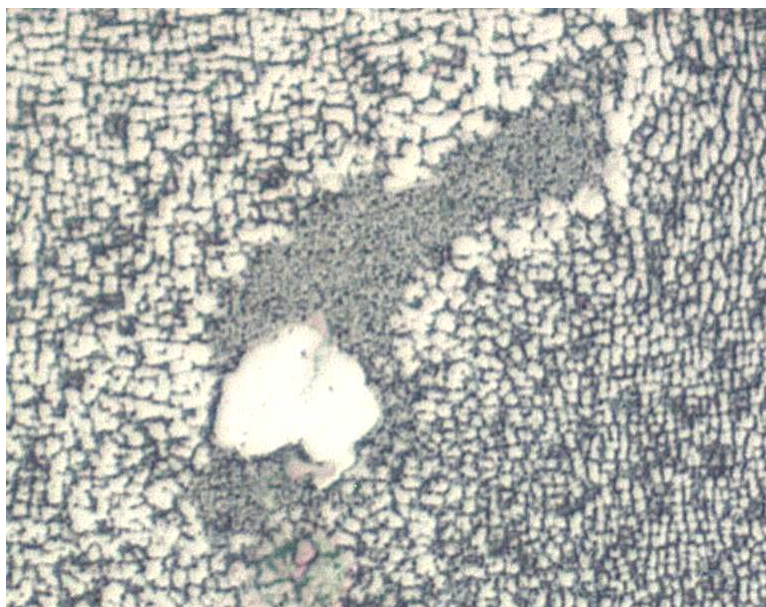


Рисунок 7.28 – Локальні ділянки дрібних частинок фази типу γ' поблизу евтектики в матеріалі зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки; $\times 1500$

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в табл. 7.13.

З наведених даних видно, що механічні властивості, випробувані при температурі 20 °С, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і напрузі 300 МПа відповідають вимогам тимчасових технічних умов (ТТУ).

Значення часу до руйнування при температурі випробування 1000 °С і напрузі 280 МПа нестабільні – знаходяться на рівні від 21 години до 55 годин. Зниження значень τ_p при 1000 °С, ймовірно, обумовлено кристалографічним напрямком зразків. Встановлено, що більш високі значення τ_p (55 годин) мають зразки з кристалографічною орієнтацією.

Таблиця 7.13 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління

№ зразка (КГО)	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{\text{вип.}}$ °С	σ , МПа	τ_p , год.
2 (47,4)	1340	6,8	8,6	-	-	-
	1396	5,2	8,6	-	-	-
4 (9,1)	-	-	-	975	300	60,5
	-	-	-	1000	280	21,0
5 (44,9)	-	-	-	975	300	95,15
	-	-	-	1000	280	55,0
6 (17,2)	-	-	-	975	300	90,5
	-	-	-	1000	280	26,25
ЖС32-ВІ (моно)	1156	6,0	-	975	300	69,0
Норми ГТУ	≥ 1000	$\geq 6,0$	-	975	300	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ)	≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$

На рис. 7.29, 7.30 показані злами зразків з відхиленнями напрямку [001] від осі Z на 9,1 і 44,9 кут. град. після випробування на тривалу міцність при температурі 1000 °С і напрузі 280 МПа. Відхилення від осі Z на 9,1 кут. град. призвело до незначного відхилення площини зламу від напрямку, перпендикулярного осі розтягнення. Макрозлам крихкий, межзеренний, відсутні волокниста зона і зона долому.

Відхилення напрямку [001] на 44,9 кут. град. справило значний вплив на утворення тріщин і формування площини зламу. Характерна наявність на бічній поверхні зразка великої кількості тріщин, розташованих під кутами,

порівняними з відхиленнями напрямку [001] (рис. 7.30 а). Площина зламу також розташована під кутом близько 45° (рис. 7.30 б).

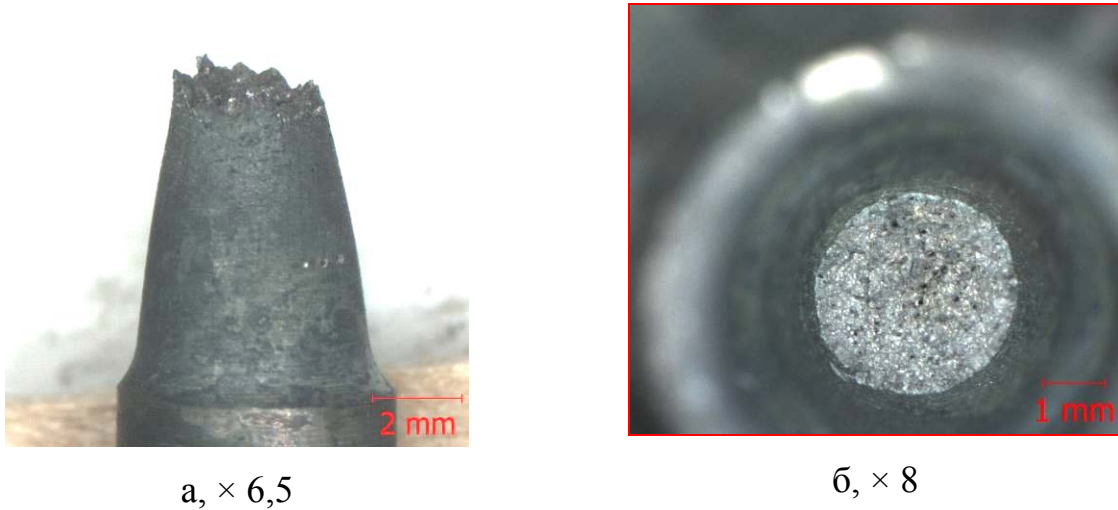


Рисунок 7.29 – Будова зламу зразка № 4 (КГО = 9,1 кут. град.) зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на тривалу міцність при 1000°C під навантаженням 280 МПа ($\tau_p = 21,0$ ч)

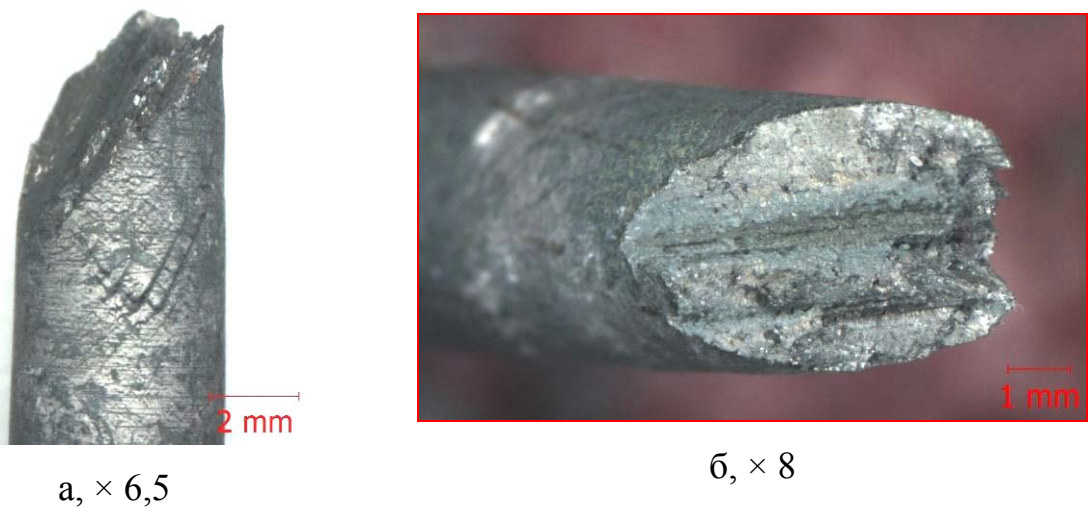


Рисунок 7.30 – Будова зламу зразка № 5 (КГО = 44,9 кут. град.) зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на тривалу міцність при 1000°C під навантаженням 280 МПа ($\tau_p = 55,0$ ч)

За результатами досліджень, мікроструктура термооброблених зразків зі сплаву ЗМІ-М5 характерна для жароміцних нікелевих сплавів типу ЖС. Термообробка за вказаним режимом не привела до істотного зменшення евтектичної (γ - γ')-фази в металі.

Механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і напрузі 300 МПа монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5, після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління, відповідають вимогам ТТУ.

Значення часу до руйнування при температурі 1000 °С під навантаженням 280 МПа нестабільні – коливаються від 21 до 55 годин. Зниження значень τ_p при 1000 °С, ймовірно, обумовлено кристалографічним напрямком зразків, що сприяє утворенню тріщин та наступному крихкому руйнуванню. Встановлено, що більш високі значення τ_p (55 годин) мають зразки з кристалографічною орієнтацією [111].

Таким чином, дослідний сплав ЗМІ-М5 не містить ренію, має значно меншу вартість, при цьому зберігає необхідні експлуатаційні характеристики і може бути використаний для виготовлення методом спрямованої кристалізації лопаток газотурбінних установок наземного призначення.

7.3 Опробування розробленого жароміцного безренієвого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації для авіадвигунів подвійного призначення

7.3.1 Технологічний процес отримання робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5

Методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією із використанням затравок зі сплаву НВ-4

підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1% була виготовлена дослідна партія робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5 (рис. 7.31).



Рисунок 7.31 – Робочі лопатки ТВД для наземної установки Д-336, отримані зі сплаву ЗМІ-М5 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації

Відомо, що для формування структурно досконалих литих затравок, які використовуються при виготовленні монокристалічних лопаток, необхідно забезпечити підвищену чистоту сплаву НВ-4 за наявністю домішок, неметалевих включень, оксидних плів [15, 16].

Для забезпечення формування досконалої структури монокристалічних виливків може бути рекомендовано використання затравок зі сплаву НВ-4 з додатковим вмістом вуглецю до 0,1%, який перешкоджає його поверхневому окисленню, забезпечує хороший контакт розплав – затравка, нормальне змочування поверхні і часткове розчинення торця затравки.

Слід зауважити, що стабільна передача структури від затравок до зразків і лопаток здійснювалася тільки в тому випадку, коли верхня частина затравки повністю не була розплавлена, а інші залишалися в твердому стані.

Відпрацювання технологічного процесу здійснювали при отриманні робочих лопаток турбіни високого тиску (ТВД) для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ. Дослідні лопатки в кількості 24 штуки (по 12 лопаток з кожного сплаву) отримували з використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1% за серійною технологією на установці УВСК-9А при оптимальній швидкості кристалізації 4 мм/хв.

Дослідження макроструктури показало, що вихід придатного литва по параметрам макроструктури для отриманих лопаток з розробленого сплаву ЗМІ-М5 і сплаву ЖС32-ВІ склав 48...50%.

З цієї кількості 70...75% лопаток були отримані зі спрямованої макроструктурою.

З монокристалічною структурою були отримані лопатки в кількості 25...30% з відхиленням кристалографічної орієнтації [001] від осі Z на кут до 5°. Слід зауважити, що дослідні лопатки з обох сплавів не мали тріщин по перу як в литому стані так і після термічної обробки (табл. 7.14).

Таблиця 7.14 – Результати визначення КГО для лопаток з монокристалічною макроструктурою зі сплавів ЖС32-ВІ і розробленого ЗМІ-М5

Сплав	Кут відхилення КГО [001] від вісі Z, кут. град.
ЖС32-ВІ	2; 3; 3
ЗМІ-М5	3; 2; 4; 2

Таким чином, технологічне випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 в промислових умовах при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної

установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації показало, що розроблений сплав має еквівалентні технологічні параметри, в порівнянні з промисловим сплавом ЖС32-ВІ.

В результаті комплексних наукових досліджень і промислового технологічного випробування встановлено, що при отриманні лопаток з розробленого сплаву ЗМІ-М5 не вимагається змін в існуючому серійному технологічному процесі високошвидкісної спрямованої кристалізації виливків на установці УВСК-9А.

Таким чином, дослідно-технологічні випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 в промислових умовах на базі АТ "Мотор Січ" при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією із використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1% показало, що розроблений сплав має технологічні параметри на рівні промислового сплаву ЖС32-ВІ. Коригування ведення технологічного процесу спрямованої кристалізації не потрібно.

Загальний вихід придатного литва за макроструктурою лопаток для обох сплавів склав 48...50%, з цієї кількості отримано 70...75% лопаток зі спрямованої і 25...30% лопаток з монокристалічною макроструктурою.

7.4 Промислове випробування розробленого жароміцного безрениєвого сплаву у виробництво. Оцінка економічного ефекту від впровадження

На базі АТ «Мотор Січ» провели дослідно-промислове випробування розробленого жароміцного безрениєвого сплаву ЗМІ-М5 при отриманні

робочих лопаток турбін методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці типу УВНК-9А для наземної установки Д-336.

Встановлено, що розроблений економно легований нікелевий безренієвий сплав ЗМІ-М5 за рівнем механічних властивостей перевищує вимоги, що пред'являються існуючою нормативно-технічною документацією до сплаву ЖС26-ВІ і відповідає вимогам до сплаву ЖС32-ВІ.

Провели приблизний розрахунок економічного ефекту за вартістю компонентів шихти сплавів ЖС32-ВІ та ЗМІ-М5 на 1 тону (табл. 7.15).

Розрахунками встановлено, що приблизний економічний ефект від заміни сплаву ЖС32-ВІ на ЗМІ-М5 за вартістю матеріалів на 1 тону становить 2691,7 тис. грн.

За підсумками 2018 року потреба АТ «Мотор Січ» в литих лопатках спрямованої кристалізації зі сплаву ЖС32-ВІ для наземних агрегатів складала близько 3 тонн. Таким чином, очікуваний річний економічний ефект від впровадження розробленого жароміцного безренієвого сплаву ЗМІ-М5 складає близько 8 мільйонів грн.

Промисловим випробуванням підтверджено, що виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з розробленого сплаву ЗМІ-М5 на установках типу УВНК-9А не вимагає коректування існуючого технологічного процесу для сплаву ЖС32-ВІ.

Після проведення повної паспортизації розроблений економно легований сплав ЗМІ-М5 може бути рекомендований для широкого використання в якості матеріалу робочих лопаток зі спрямованою та монокристалічною макроструктурою для наземних агрегатів типу Д-336 різних модифікацій, що експлуатуються, як на Україні, так і за її межами.

Таблиця 7.15 – Приблизний розрахунок економічного ефекту за вартістю компонентів шихти сплавів ЖС32-ВІ та ЗМІ-М5 на 1 тону

Компонент шихти	Вартість, грн./кг	ЖС32-ВІ		ЗМІ-М5	
		маса, кг	сума, тис. грн.	маса, кг	сума, тис. грн.
C	10,00	1,5	0,015	0,9	0,009
Cr	3638,96	50,6	184,1	50,0	181,9
Co	2236,00	90,0	201,2	55,0	123,0
Al	142,37	60,0	8,5	60,0	8,5
Mo	2938,42	11,0	32,3	7,0	20,6
W	2506,30	86,4	216,5	85,0	213,0
Nb	4316,00	16,0	69,1	-	-
Ce	1331,20	-	-	0,1	0,1
Ta	22542,00	40,0	901,7	85,0	1916,1
Re	89128,00	40,0	3565,1	-	-
Y	2080,00	-	-	0,1	0,2
B	2444,00	0,2	0,5	0,1	0,2
Ni	451,25	604,3	272,7	656,8	296,4
Всього		1000	5451,8	1000	2760,1

ВИСНОВКИ

На основі аналізу фізико-хімічних властивостей відходів регіональних металургійних підприємств встановлено можливість використання хлоридних відходів РСХ ЗТМК та вуглецевмісних відходів ПГ ПрАТ «Укрграфіт» (м. Запоріжжя) в якості шихтових матеріалів для виробництва сплавів на основі магнію. Це дозволяє не тільки скоротити імпортозалежність підприємства АТ «МОТОР СІЧ», але і зменшити собівартість готової продукції (авіаційного магнієвого литва) і підвищити ефективність її виробництва.

Розроблені нові магнієві сплави з використанням ресурсозберігаючих технологій при їх виготовлення. Сплави мають підвищені механічні властивості [17, 18].

Встановлено закономірності формування структури і властивостей магнієвого лиття при взаємодії магнієвого розплаву з фільтраційними вуглецевмісними матеріалами, що представляють собою відходи металургійних підприємств. Експериментально показано, що кращими вуглецевмісними матеріалами, що забезпечують високий ступінь очищення металу від неметалічних включень, низьке окислення і високу ефективність модифікування, були бій графітових електродів і магнезит. Показано, що при використанні комплексного фільтра (33% магнезиту + 33% бою графітових електродів + 33% вапняку) підвищувалися міцність виливків зі сплаву МЛ5 на 10%, а пластичність в 2 рази. Фільтр такого складу надійно очищав пічні донні залишки сплаву МЛ5 від флюсових включень, продуктів рафінування і поліпшував властивості металу, що дозволило отримати якісний метал, який задовольняє вимогам нормативно-технічної документації.

Отримано закономірності і встановлена можливість поліпшення структури і властивостей магнієвих сплавів за допомогою модифікування їх

відходами виробництва ВАТ «Укрграфіт» (м. Запоріжжя) у вигляді дисперсного графіту (ДГ). Визначено оптимальну присадку ДГ при об'ємному (0,1 мас. %) модифікуванні, що забезпечує подрібнення структурних складових сплаву і помітне підвищення його механічних властивостей.

Встановлено можливість поліпшення структури і властивостей магнієвих сплавів завдяки внутрішньоформовому модифікуванню їх дисперсним графітом (ДГ). Визначено оптимальні присадки ДГ при поверхневому ($\sim 0,008$ гр. на 1 см^2 робочої поверхні форми) модифікуванні, що забезпечують подрібнення структурних складових сплаву і помітне підвищення його механічних властивостей.

На підставі проведених досліджень щодо впливу металургійних і технологічних факторів на структуроутворення і властивості виливків з магнієвих сплавів, показана можливість застосування відходів КП ЗТМК (м.Запоріжжя) при виробництві лиття. Заміна флюсу ВІ-2 відходами, які містять хлор, при виплавці вторинного магнієвого сплаву істотно знижує витрати при його виробництві, покращує екологію і зменшує витрати на їх утилізацію.

Показана можливість застосування газоізостатичного пресування (ГП) для виправлення дефектів лиття з магнієвих сплавів. Встановлено, що застосування ГП дозволяє усувати мікропористість у виливках з магнієвих сплавів і підвищує їх щільність на 10 ... 15%, межу міцності на $\sim 10\%$, пластичність на $\sim 20\%$ і жароміцність на $\sim 10 \dots 20\%$.

На основі результатів досліджень структуроутворення і формування багатокомпонентних фаз при модифікуванні магнієвих сплавів розроблено і випробувано скандієвмісний присадковий матеріал для заварки дефектів авіаційного магнієвого лиття, який дозволяє отримати зварювальний шов з щільною й однорідною зоною сплаву, подрібненою мілкозернистою мікроструктурою і підвищеними механічними властивостями. Розроблена

ресурсозберігаюча технологія заварки литих авіаційних деталей дозволяє відновлювати дорогі вироби і забезпечує гарантовану надійність і довговічність їх експлуатації.

Встановлено, що розроблені технології не вимагають ніяких додаткових змін в технологічному процесі проведення плавки і отримання магнієвого сплаву, при цьому екологічна безпека відповідає встановленим нормам. Використання металургійних відходів при виплавці магнієвих сплавів дозволяє істотно знизити витрати при їх виробництві, поліпшити екологію і зменшити витрати на утилізацію відходів.

В поверхневих зонах ливарних відходів (ливники, додатки, ливникові чаші, брак виливків) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ виявили зміну стандартного складу за рядом елементів, пригару товщиною ~ 0,075 мм. Серед випробуваних технологій очищення поверхневих зон ливарних відходів надійна і економічна наступна технологія: дробеструйна обробка з наступним обдуванням електрокорундом і травленням в реактиві ($390 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HNO}_3$; $380 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HCl}$ і $99 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HF}$) при температурі 25°C протягом 0,5 години.

Спрямована кристалізація нікелевих сплавів у порівнянні з об'ємною забезпечувала очищення сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також від нітридних, карбонітридних, оксидних включень.

Спрямована кристалізація тонкостінних виливків (лопаток) зі сплавів ЖС32-ВІ, ЖС26-ВІ, ВЖЛ12У-ВІ в умовах знижених температур (не більше 1455°C) на установці ПМП-4М не забезпечувала очищення металу від оксидних плен (плівок), шлакових включень та необхідної щільної структури. Аналогічні умови кристалізації товстостінних виливків (виливки діаметром 80 мм) з цих сплавів дозволили отримати метал без дефектів.

Низькотемпературне вакуумне переплавлення ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести

до мінімуму угар активних дорогих легувальних елементів (танталу, ренію, ніобію і т.п.). Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування розплаву пригнічує окислювальний потенціал натікання в плавильну камеру адсорбованих і атмосферних газів. Виливки зі сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ мали щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар виливків, збагачений кремнієм, і їх верхня частина товщиною до 6 мм видаляється при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки [19, 20].

При вивченні впливу температурного градієнта на фронт кристалізації виливків з нікелевих сплавів в умовах ВНК встановили, що підвищення швидкості кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечували плоский фронт кристалізації і знижували ймовірність утворення структурних дефектів. Останнє позитивно позначалося на тріщиностійкості виливків і помітно підвищувало їх властивості.

При високотемпературній обробці розплаву з відходів ряду нікелевих сплавів відбувався угар практично всіх легувальних елементів, особливо зі збільшенням тривалості витримки. Вміст азоту в сплавах істотно знижувався. Помітно поліпшувалася однорідність розплаву, що дозволяло починатися кристалізації металу при більшому переохолодженні, забезпечувало подрібнення структурних складових, знижувало розвиток ліквідаційних процесів і суттєво покращувало властивості виливків.

Випробувано комплексні технології із використанням рафінування методом ВТОР та модифікування розплаву ультрадисперсними частками карбонітриду титану $Ti [Ti (C, N)]$ і подальшого гарячого ізостатичного пресування (ГП) в різних комбінаціях.

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 (ВІП + ЕПП) дозволив отримати шихтову заготовку без угару активних легувальних елементів, зі щільною й однорідною структурою, з незначним розвитком ліквідаційних і усадочних процесів. Встановлено, що

змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому, на відміну від ВТОР, процес ВП + ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

На базі ПАТ «МОТОР СІЧ», з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій, налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток, що відливались методом високошвидкісної спрямованої кристалізації зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням 50 % первинного ливарного звороту.

У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробувано у виробничих умовах і налагоджено виробництво сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті до 80% ливарного звороту, а також сплавів ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ. Хімічний склад отриманих пруткових заготовок за висотою відповідав вимогам технічних умов. Забруднення металу у вигляді шлакових включень, скупчень карбонітрідів, плін і т.п. в досліджених заготовках, отриманих з використанням фільтру не знайдено. Механічні та жароміцні властивості досліджених зразків відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

За допомогою розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики спрогнозовано найважливіші параметри, що визначають працездатність дослідного економнолегованого безренієвого ливарного жароміцного нікелевого сплаву і показано, що розроблений сплав по розрахунковим параметрам не поступається серійному набагато більш коштовному (завдяки 4 %-му вмісту Re) ЖС32-ВІ. Запропонованому сплаву, що не містить в своєму складі коштовного імпортного ренію, присвоєно марку ЗМІ-М5.

На розроблений жароміцний нікелевий сплав для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно

проведеним прогнозуючим розрахункам, в НУ «Запорізька політехніка» було розроблено тимчасові технічні умови (ТТУ);

Встановлено, що механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і напрузі 300 кгс/мм² монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління, відповідають вимогам тимчасових технічних умов (ТТУ) на розроблений сплав;

Таким чином, розроблений сплав ЗМІ-М5 не містить ренію, має майже вдвічі меншу вартість, та після проведення відповідної термічної обробки забезпечує експлуатаційні характеристики на рівні вимог до промислового сплаву ЖС32-ВІ і може бути використаний для виготовлення методом спрямованої кристалізації лопаток газотурбінних установок наземного призначення.

Дослідно-технологічні випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 в промислових умовах на базі АТ "Мотор Січ" при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією із використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1% показало, що розроблений сплав має технологічні параметри на рівні промислового сплаву ЖС32-ВІ. Коригування ведення технологічного процесу спрямованої кристалізації не потрібно.

Загальний вихід придатного литва за макроструктурою лопаток для обох сплавів склав 48...50%, з цієї кількості отримано 70...75% лопаток зі спрямованої і 25...30% лопаток з монокристалічною макроструктурою.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Mahmoud M. G.. Effect of Rare Earth Metals, Sr, and Ti Addition on the Microstructural Characterization of A413.1 Alloy [Text] / M. G. Mahmoud, A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra, and F. H. Samuel // Advances in Materials Science and Engineering.- 2017.- Volume 2017.- P. 237-249.
2. Cizek L. Microstructure and Properties of Selected Magnesium-Aluminum Alloys Prepared for SPD Processing Technology [Text] / L. Cizek, S. Rusz, O. Hilser, R. Śliwa, D. Kuc, T. Tański, M. Tkocz // The Journal of Institute of Metallurgy and Materials Science and Committee on Metallurgy of Polish Academy of Sciences.- Volume 62, Issue 4.- P. 2365–2370.
3. Yonggang LI. Effect of erbium on microstructures and properties of Mg-Al intermetallic [Text] /YonggangLI,Yinghui Wei,Lifeng Hou,Chunli Guo, Pengju Han //Journal of Rare Earths.-2014.-Volume 32, Issue 11.- P. 1064-1072.
4. Fei Chen. Structure and Properties of MAO Coating Prepared on Mg-Li Alloy[Text] / Fei Chen, Yulin Zhang,You Zhang // International Journal of ELECTROCHEMICAL SCIENCE.- 2017.-№ 12.- P. 6081-6091.
5. Zhou W. Hot cracking in tungsten inert gas welding of magnesium alloy AZ91D [Text] / W. Zhou, T. Z. Long, C. K. Mark // Materials Science and Technology.- 2007.- VOL.23.- №11.-P. 1294-1299.
6. Jingfeng Wang. Optimization of mechanical and damping properties of Mg–0.6Zr alloy by different extrusion processing [Текст] / Jingfeng Wang, Zhongshan Wu, Shan Gao // Journal of Magnesium and Alloys.- 2015.- № 3(1).- P. 79-85.
7. Kai Wen. Effect of microstructure evolution on mechanical property of extruded Mg–12Gd–2Er–1Zn–0.6Zr alloys [Текст] / Kai Wen, Ke Liu, Zhaohui Wang // Journal of Magnesium and Alloys.- 2015.- № 3(1).- P. 1-94.
8. Сплавы магниевые литейные. Марки: ГОСТ 2856-79. - [Действ. от 01.01.81]. - М. : Изд-во стандартов, 1981. - 4 с.

9. Белоусов Н.Н. Плавка и разливка сплавов цветных металлов [Текст]/Н.Н.Белоусов. -Л.: Машиностроение, 1981. –80с. –Библиогр.: С. 76-78.
10. Попов В.Е. Получение кристаллических тугоплавких карбидов из раствора в легкоплавких металлах / В.Е. Попов , В.Н. Гурин // Карбиды и сплавы на их основе. - К. : Наукова думка, 1976. - С. 21-26.
11. Комплексная обработка магниевового сплава Мл-5 магнием и ультразвуком / М.В. Чухров, М.П. Рыженкова, З.Н. Хрисанова [и др.]. – Литейное производство. - 1977. - № 10. - С. 15-16.
12. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций / Владимиров Л.П. – М. : Металлургия, 1970. – 528 с.
13. Ливарний жароміцний нікелевий сплав / П.Д. Жеманюк, В.В. Ключихин, Є.В. Мілонін, В.В. Наумик, С.В. Гайдук, П.Є. Малиновський // Патент на корисну модель № 129076 Україна МПК (2018.01) С22С 19/00 заявник та патентовласник АТ «Мотор Січ»; опубліковано 25.10.2018, Бюл. № 20.
14. Милонин Е.В. Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья / Е.В. Милонин, Н.А. Лысенко, П.Е. Малиновский, В.В. Наумик, С.В. Гайдук // Металл и литье Украины, – 2018. – № 7 – 8. – С. 31 – 40.
15. Орехов Н.Г. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток газотурбинных двигателей [Текст] / Н.Г. Орехов, Г.М. Глезер, Е.А., Кулешова, В.Н. Толорая // МиТОМ.- 1993.- №7.- С. 32-35.
16. Tsivirko, É.I. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys [Text] / É.I. Tsivirko, P.D. Zhemanyuk, V.V. Klochikhin, V.V Naumik, V.V.Lunev // Metal Science and Heat Treatment , 2001.- № 43(9-10). - P. 382-386.
17. Пат. 133878 Україна, МПК С22С 23/00. Ливарний сплав на основі магнію з підвищеними властивостями. / Айкін М.Д., Шаломеев В.А.,

Чорний В.М., Лукінов В.В., Зеленюк О.М., Клочихін В.В.; заявник і патентовласник ЗНТУ. - № u201811351; заявл. 19.11.18. опубл. 25.04.19, Бюл. № 8. - 3 с.

18. Пат. 133881 Україна, МПК С22С 23/00. Ливарний магнієвий сплав з підвищеною пластичністю [Текст] / Айкін М.Д., Шаломєєв В.А., Чорний В.М., Лукінов В.В., Зеленюк О.М., Клочихін В.В. Лук'яненко О.С; заявник і патенто-власник ЗНТУ. - № u201811365; заявл. 19.11.18 опубл. 25.04.19, Бюл. № 8. - 3 с.

19. Клочихін В.В. Отримання економічних відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення [Текст] / В.В.Клочихін, В.В.Наумик // XI Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019: матеріали науково-технічної конференції, 30-31 травня 2019 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2019.

20. Klochikhin, V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return / Klochikhin, V., Naumyk, V. // MS and T 2019 - Materials Science and Technology 2019 с. 1454-1458.