

Форма № 24

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька Політехніка»

Інженерно-фізичний

(повне найменування інституту, назва факультету)

кафедра фізичного матеріалознавства

(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

Магістр

(рівень вищої освіти (освітньо-кваліфікаційний рівень))

на тему Прогнозування жароміцності в нікелевих сплавах

Виконав: студент 6 курсу, групи Іфз-218м

Спеціальності 132 Матеріалознавство

(код і назва напрямку підготовки, спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

Черевата Т.С.

(прізвище та ініціали)

Керівник

(прізвище та ініціали)

Рецензент

(прізвище та ініціали)

2019 року

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька Політехніка»
(повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет Інженерно-фізичний
Кафедра Фізичного матеріалознавства
Ступінь вищої освіти (освітньо-кваліфікаційний рівень) Магістр
Спеціальність 132 Матеріалознавство
(код і назва)
Освітня програма (спеціалізація) Прикладне матеріалознавство
(назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри _____

« _____ » _____ 20 _____ року

ЗАВДАННЯ
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Черевата Тетяна Сергіївна
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Прогнозування жарочізності в нікелевих сплавах

керівник проекту (роботи) Глотка П.А. доцент кафедри Ф.М.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від « _____ » _____ 20 _____ року № _____

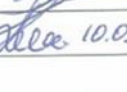
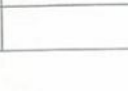
2. Строк подання студентом проекту (роботи) 12.2019

3. Вихідні дані до проекту (роботи) Матеріали досліджень, методи досліджень, розрахункові результати досліджень.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Літературний огляд монокристалічних нікелевих сплавів; 2. Матеріали і методи дослідження; 3. Результати дослідження жарочізности нікелевих сплавів; 4. Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях; 5. Економічний розділ.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)
1. Хімічний склад досліджуваних сплавів; 2. Кореляційна залежність властивостей монокристалічних ІННС від величини мисфрита δ і співвідношення K_2 у їх складі; 3. Залежність від співвідношення K_2 у складі монокристалічних ІННС; 4. Залежність для монокристалічних ІННС; 5. Високотемпературний монокристалічний супер-сплав 2^{го} покоління ТМ82+; 6. Обробка експериментальних даних.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	приймав виконане завдання
1	Глотко О.А. доцент каф. Ф.М.		
2	Глотко О.А. доцент каф. Ф.М.		
3	Глотко О.А. доцент каф. Ф.М.		
Охорона праці	Нестеров О.В. доц. ст.н.		
Економіч. р.	Кругосімова В.В. доцент, к.е.н	10.09.2019	09.12.19

7. Дата видачі завдання 10.09.2019

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.	Літературний огляд монокристалічних ННС	30.09.2019	
2.	Матеріали та методи досліджень	15.10.2019	
3.	Результати дослідження ННС	29.10.2019	
4.	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	12.11.2019	
5.	Економічний розділ	09.12.2019	
	Затвердження роботи до захисту	16.12.2019	

Студент

(підпис)

Черевата Т.С.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)

(підпис)

Глотко О.А.
(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 114 сторінки.; 17 таблиць.; 32 рисунки; 51 джерела.

Метою дипломної роботи було дослідження регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розраховувати механічні властивості монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) без проведення попередніх експериментів. Для проведення досліджень були обрані промислові сплави, для монокристалічного лиття вітчизняного і зарубіжного виробництва. Значення оброблені методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей і математичних рівнянь регресійних моделей.

Вперше запропоновано співвідношення $K_{\gamma'}$ за допомогою якого можна адекватно прогнозувати властивості монокристалічних жароміцних сплавів на нікелевій основі, а також регресивні моделі для прогнозування основних характеристик ливарних монокристалічних сплавів.

МОНОКРИСТАЛІЧНІ ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛІВІ СПЛАВИ; ХІМІЧНИЙ СКЛАД; СПРЯМОВАНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ; МАКРОСТРУКТУРА; МІКРОСТРУКТУРА; МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ; ЖАРОМІЦНІСТЬ; РОЗМІРНА НЕВІДПОВІДНІСТЬ.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень	7
Вступ	8
1. Літературний огляд монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів	9
1.1 Жароміцні нікелеві сплави з рівновісною структурою	9
1.2 Жароміцні сплави на нікелевій основі	17
1.3 Монокристалічні жароміцні нікелеві сплави	19
1.4 Термічна обробка	25
1.5 Мікроструктура	29
1.6 Обробка експериментальної статистики	30
1.7 Короткочасні механічні властивості	31
2. Матеріали і методи дослідження	42
2.1 Схема та устрій MIM8	44
2.2 Схема та устрій растрового електронного мікроскопа	45
2.3 Методи дослідження γ' -фази	48
2.4 Статистичні методи дослідження	50
3 Результати дослідження жароміцних нікелевих сплавів	55
3.1 Експериментально-теоретичні дослідження	55
3.2 Розрахунок і експериментальна частина	63
4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	69
4.1 Аналіз потенційних небезпек	69
4.2 Заходи по забезпеченню безпеки	70
4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці	77
4.4 Заходи безпеки надзвичайних ситуацій	81

	6
5. Економічний розділ	87
5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій	87
5.2 Техніко-економічні розрахунки	91
5.3 Розрахунок вартості матеріалів	92
5.4 Визначення трудомісткості та довготривалості роботи	93
5.5 Розрахунок заробітної плати	95
5.6 Відрахування на єдиний соціальний внесок	97
5.7 Накладні витрати	97
5.8 Розрахунок економічної ефективності науково – дослідницької роботи, яка має суто теоретичний характер	98
Висновок	102
Перелік використаної літератури	104
Додаток А	109

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- ГТД - газотурбінний двигун;
 ГТУ - газотурбінна установка;
 ЖНС - жароміцний нікелевий сплав;
 РК - рівновісьова кристалізація;
 СК, МК - спрямована або моно- кристалізація
 ТО - термічна обробка;
 РЕМ - растровий електронний мікроскоп
 ПЕМ - просвічення електрон мікроскопом
 Г - твердий розчин, % за масою;м
 РР - регресійне рівняння;
 РМ - регресійна модель;
 t_l - температура ліквідуса, 0°C ;
 t_s - температура солідуса, 0°C ;
 $\Delta t_{\text{кр}}$ - температурний інтервал кристалізації, 0°C ;
 $t_{\text{евт}}$ - температура локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), 0°C ;
 $t_{\text{пр}}^{\gamma'}$ - температура початку розчинення γ' - фази в твердому розчині, 0°C ;
 $t_{\text{кр}}$ - критична температура переходу до прискореної корозії, 0°C ;
 $V_{\gamma'}^t$ - об'ємна частка γ' - фази за температури ($t^{\circ}\text{C}$), % за масою;
 σ_B^t - границя короткочасної міцності (МПа) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);
 σ_t^t - границя тривалої міцності (МПа) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);
 t_{τ}^{σ} - температурна працездатність, 0°C

ВСТУП

Для успішного розвитку економіки України необхідно підвищення конкурентоспроможності високотехнологічної продукції на внутрішньому та зовнішньому ринках, засноване на модернізації наукової і промислової сфери. Багаторічна практика показує, що більше 80% інноваційних розробок базується на впровадженні нових матеріалів і технологій їх виробництва. Тому, важливу роль відіграє розробка і впровадження нових жароміцних матеріалів з поліпшеним комплексом службових властивостей в провідних галузях вітчизняної промисловості.

Рішення проблем розвитку сучасних газотурбінних двигунів, спрямованого на істотне підвищення потужності, ресурсу і надійності при одночасному зниженні їх маси, прямим чином пов'язано зі значною активацією робочого процесу, а саме зі збільшення температури газу перед турбіною. Це, у свою чергу, вимагає створення жароміцних сплавів з більш високим рівнем температурної працездатності, структурної і фазової стабільності, властивостей, що забезпечують постійність, в течії заданого ресурсу і заданих умов експлуатації при дії високих температур, напруги і агресивного середовища.

Досягнутий рівень властивостей жароміцних нікелевих сплавів був забезпечений в результаті здійснення численних програм фундаментальних досліджень, спрямованих на вивчення структури і процесів, що протікають в сплавах при високих температурах.

Вважається, що подальший розвиток жароміцних сплавів в зростаючому ступені базуватиметься на досягненнях фундаментальних досліджень в таких галузях знань, як теорія поверхонь розділу, теорія міжатомного зв'язку та ін.. У останнє десятиліття особливу актуальність

придбали вимоги підвищення надійності, екологічності, питомої тяги і паливної ефективності силових установок [1].

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Жароміцні нікелеві сплави з рівноважною структурою

Розробка жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) здійснювалася на основі гетерофазної теорії жароміцності, сформованої і розвиненою С.Т. Кішкіним. Він сформулював основні принципи легування сплавів, які можуть бути зведені до наступних положенням:

- багатокомпонентне легування γ -твердого розчину для забезпечення високої фазової та структурної стабільності сплаву;
- зміцнення кордонів зерен, яке досягається за рахунок МС-карбідних виділень, а також виборчим мікролегуванням В і Zr. Дослідження із застосуванням радіоактивних ізотопів і електронної мікроскопії показали, що легування уповільнює процеси дифузії по границях зерен, різко підвищуючи жаропрочність виливків з рівноважною структурою;
- досягнення певного співвідношення між сумарним вмістом Al, Ti, Nb (γ' -утворюють елементи) і сумарним вмістом Mo, Cr, W (переважно γ -стабілізуючі елементи) з метою отримання оптимальної різниці параметрів кристалічних ґраток γ' -фази і γ -твердого розчину;
- відомості до мінімуму ймовірність утворення топологічно щільноупакованих (ТПУ) фаз (σ -, μ -фази, фази Лавеса), карбідів типу Me₆C, виділення яких призводить до знеміцнення сплаву.

У ЖНС з рівноважною структурою є карбідні і боридні фази різного типу: на основі монокарбіду титану, ніобію, танталу і гафнію (МС-карбіди); складні карбіди (M₆C) на основі тугоплавких металів Mo, W і нікеля [Ni₃(W, Mo) ₃C]; на основі карбідів хрому типу M₂₃C₆, M₇C₃; бориди у вигляді зернограничного виділень за типом M₃B₂ (де М - Mo, W, Ti, Cr, Ni, Co).

Залежно від легування, умов кристалізації і термічної обробки в структурі ЖНС спостерігаються і інші фази, які надають складний вплив на характеристики жароміцності: фази на основі ОЦК-твердих розчинів легуючих елементів в хромі, вольфрамі і молібдені (α -фаза); інтерметалічні фази типу Ni_3X (де X - Nb, Ta, Ti) і Ni_5X (де X - Hf, Zr); ТПУ інтерметалічні фази типу σ і μ .

Формування литої структури ЖНС починається при кристалізації з утворенням у відносно невеликому інтервалі температур кристалів γ -твердого розчину в формі дендритних гілок. Далі одночасно з затвердінням рідини междендритних областей утворюються монокарбиду MC по евтектичною реакції: $Ж = \gamma + MC$. Закінчується формування литої структури ЖНС кристалізацією фаз евтектичного походження, які виділяються в глобулярної або дендрітообразній формі: $(\gamma + \gamma')_{евт}$, M_6C , α . Потім в процесі охолодження з температури нижче γ' -сольвус (температурна розчинність γ' -фази в γ -розчині) первинний γ -твердий розчин розпадається з виділенням дисперсних частинок γ' -фази. Цей процес, протікаючи з невеликим температурним переохолодженням (10-20°C) відносна але γ' -сольвус, носить в ЖНС випадковий характер, пов'язаний з гомогенним зародженням і подальшим зростанням виділень γ' -фази при малих шляхах дифузії атомів. Типовий хімічний склад, механічні та фізичні властивості ЖНС для рівновісьювого лиття наведені в таблиці 1.1-1.3

Таблиця 1.1 – Типовий хімічний склад серійних ЖНС для рівновісьювого лиття

Сплав	Вміст елементів, мас.%; Ni-інше										
	C	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	V	Zr	B
ВЖЛ12У	0,17	9,5	14,0	3,1	1,4	0,75	5,3	4,5	0,7	0,04	0,035
ЖС6К	0,16	11,3	4,5	4,0	5,0	—	5,5	2,85	—	0,04	0,02

ЖС6У	0,17	8,8	9,8	1,8	10,3	1,0	5,6	2,4	—	0,04	0,035
------	------	-----	-----	-----	------	-----	-----	-----	---	------	-------

Таблиця 1.2 – Фізичні властивості ЖНС з рівновісною структурою

Т, °С	$\lambda, \text{Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$			ср, $\text{кДж} \cdot \text{кг}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$	Т, °С	$\alpha \cdot 10^6, \text{К}^{-1}$		
	ВЖЛ12	ЖС6К	ЖС6У	ЖС6У		ВЖЛ12	ЖС6К	ЖС6У
25	10,9	8,4	–	–	20–100	12,0	11,0	11,4
100	12,1	9,6	9,6	0,368	100–200	12,7	11,8	12,1
200	13,0	11,7	11,3	0,406	200–300	13,4	13,8	12,7
300	14,2	13,4	12,6	0,441	300–400	13,6	15,1	13,0
400	15,5	15,5	14,2	0,460	400–500	14,3	15,5	13,6
500	16,7	18,0	15,9	0,502	500–600	14,8	16,1	13,6
600	18,0	19,7	18,0	0,544	600–700	16,6	16,6	14,2
700	19,7	21,3	19,7	0,586	700–800	17,8	18,1	15,2
800	21,3	23,0	21,3	0,628	800–900	20,1	19,3	17,2
900	23,0	25,1	23,0	0,668	900–1000	25,1	22,1	21,5

Таблиця 1.3 – Типові хімічні властивості ЖНС для рівновісного лиття

Сплав	Властивості	Температура випробувань, °С					
		20	800	850	900	1000	1050
ВЖЛ12У	$E \cdot 10^{-3}, \text{МПа}$	190	146	138	139	133	116
	$\sigma_{\theta}, \text{МПа}$	883	883	824	711	471	299
	$\sigma_{0,2} \text{МПа}$	765	716	589	476	270	177

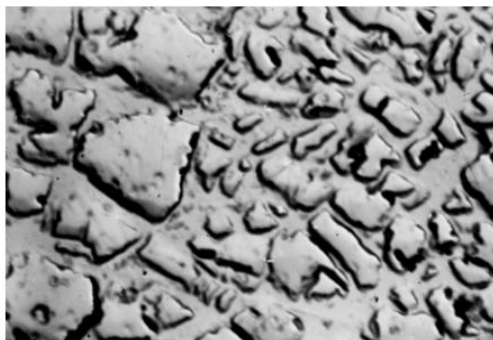
Продовження таблиці 1.3

Сплав	Властивості	Температура випробувань, °С					
		20	800	850	900	1000	1050
ВЖЛ12У	δ , %	10,0	8,0	6,5	6,5	13,0	19,0
	Ψ , %	13,0	12,0	8,0	10,0	15,0	20,0
	σ_{100} , МПа	-	530	432	324	147	88
ЖС6К	$E \cdot 10^{-3}$, МПа	195	150	125	115	112	98
	σ_{θ} , МПа	1000	920	785	560	400	255
	$\sigma_{0,2}$, МПа	895	805	590	390	295	195
	δ , %	8,0	1,0	3,0	6,0	12,0	10,0
	Ψ , %	15,0	5,0	3,0	6,5	12,0	20,0
	σ_{100} , МПа	—	520	315	155	90	—
ЖС6У	$E \cdot 10^{-3}$, МПа	196	143	135	128	122	—
	σ_{θ} , МПа	1030	961	853	608	392	338
	$\sigma_{0,2}$, МПа	932	873	746	510	—	298
	δ , %	3,0	2,0	1,5	2,0	2,5	4,5
	Ψ , %	3,0	4,0	2,5	4,0	4,0	5,5
	σ_{100} , МПа	—	549	343	167	103	—

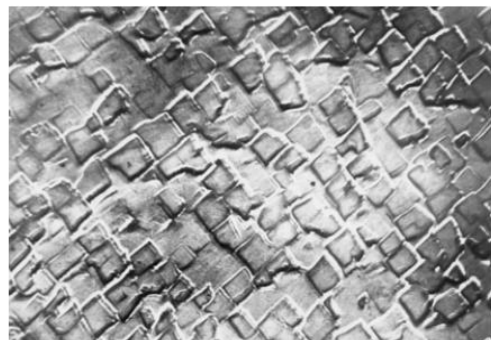
На властивості нікелевих сплавів великий вплив робить дисперсійне зміцнення матриці за рахунок виділення γ' -фази кубічної морфології. Вона має близькі з γ' -фаза значення параметра кристалічної решітки, що обумовлює їх когерентний зв'язок. Параметри утворень γ' -фази і їх об'ємна частка визначають характеристики і опір повзучості обсягу зерен. Жароміцність сплавів, зміцнених когерентними з матрицею виділеннями впорядкованої γ' - фази, залежить від стану цієї фази (дисперсності частинок,

їх об'ємної частки, форми і розподілу), кінетики зміни структури і в значній мірі визначається термодинамічної стійкістю системи ($\gamma+\gamma'$) аж до температур, рівних $0,8T_{пл}$. При більш високих температурах відбувається інтенсивна коагуляція і розчинення частинок γ' - фази в γ -твердому розчині, що призводить до знеміцнення сплавів і зниження їх жароміцності [2].

У зв'язку з цим важливим параметром, що характеризує інтегральну термостабільність і, отже, працездатність нікелевих сплавів, є температура розчинення γ' -фази, яка обмежує температурну область існування гетерофазної структури сплаву. Встановлено загальна для нікелевих сплавів закономірність: найбільш жароміцні сплави поряд з максимальною кількістю зміцнюючої γ' -фази мають максимальну температуру повного її розчинення. Дослідження показали, що спостерігається сильна неоднорідність дисперсності і морфології частинок γ' -фази, в масштабах дендритних осередку литого немодифікованого жароміцного сплаву (рисунок 1.1, а).



а



б

а - немодифікованого; б - модифікованого

Рисунок 1.1 - Морфологія γ' -фази нікелевого сплаву

У вісях дендритів виділяються дрібні і регулярні по формі частки здебільшого трикутної форми, а в міжвісьових просторах - значно грубіші частинки неправильної морфології. Поряд з дрібними частинками (0,8 мкм) γ' -фази спостерігаються великі, скоагульованого виділення (понад 4 мкм), по

межах яких виникають і поширюються мікротріщини. Подібна різнодисперсність є наслідком двох чинників. По-перше, температура розпаду твердого розчину, локалізованого у вісь дендритів, нижче в порівнянні з міжвісьових просторах, що пов'язано з зубожінням даних ділянок алюмінієм, титаном і ніобієм через ліквідацію неоднорідності. По-друге, збагачення твердого розчину у вісь дендритів вольфрамом істотно гальмує протікання дифузійних процесів.

Таким чином, виділення часток γ' -фази з твердого розчину у вісь дендритів при більш низьких температурах і уповільнений перенос обумовлює менший їх розмір у порівнянні з частками в міжвісьових ділянках при одній і тій же швидкості кристалізації. Кількість і морфологія γ' -фази в модифікованому сплаві значно відрізняються від таких в не модифіковані (рис. 1.1, б). Модифікування формує більш дискретні дрібнодисперсні виділення γ' -фази здебільшого квадратної або прямокутної форми. При введенні 0,01% частинок карбонітрида титану розмір виділень γ' -фази становить 0,8-1,2 мкм, при 0,025% тугоплавких частинок - 0,4-0,6 мкм. При подальшому збільшенні концентрації тугоплавких частинок γ' -фаза досягає розмірів в 0,2-0,3 мкм з великою щільністю упаковки в матриці. Виділення γ' -фази вирівнюються за розмірами, їх форма після тривалих випробувань не змінюється, і розташовуються вони уздовж кристалографічних площин з дуже малою відстанню між ними. При цьому на термічну стабільність литого металу виробів з жароміцних сплавів впливає ізоляція легуючих елементів. У зв'язку з цим були проведені дослідження зміни розподілу основних легуючих елементів в частинках γ' -фази і міжчасткових просторах при модифікуванні жароміцного сплаву в частинках γ' -фази не модифікованого сплаву різко зростає концентрація нікелю, більш плавно зростають концентрації титану, алюмінію і ніобію, різко падає концентрація хрому. У між часткових просторах виділяється велика кількість евтектики (γ - γ'), збагаченої хромом, кобальтом, молібденом і зниженим

вмістом нікелю. Вольфрам розподілений рівномірно як у частинках, так і в міжчасткових просторах. В частинках γ' -фази модифікованого сплаву поряд з алюмінієм і титаном зростає концентрації кобальту, нікелю та хрому. У міжчасткових просторах кількість нікелю, хрому та кобальту зменшується. Після модифікування елементи, які мають високу схильність до ліквідації, перерозподіляються більш рівномірно, забезпечуючи помітне вирівнювання хімічного складу між частинками γ' -фази і міжчастковими ділянками. При цьому спостерігається тенденція до формування більш однорідної структури в порівнянні з немодифікованим сплавом.

Таким чином, структура модифікованого сплаву складається з двох когерентно пов'язаних фаз: γ -твердого розчину і дисперсної γ' -фази кубічної форми, однорідних за складом, розміром і морфології як у вісь, так і в міжвісьових просторах. Тривалий відпал при підвищеній температурі призводить до зміни хімічного складу γ' -фази -збільшення вмісту хрому і титану, що обумовлюється температурною залежністю розчинності, вхідних до неї елементів. Ці зміни в хімічному складі, а також в морфології і розподілі γ' -фази є причиною зміни механічних властивостей сплавів. У зв'язку з цим було досліджено вплив тривалого відпалу на структуру і властивості нікелевого жароміцного сплаву. Зміна морфології γ' -фази в процесі відпалу представлені на рисунку 1.2. Встановлено, що після гарту з 1210°C значення жароміцності немодифікованих зразків зі збільшенням тривалості відпалу при 950°C знижуються істотно. Очевидно, прискорений процес розчинення і коагуляції γ' -фази в цьому випадку (рис. 1.2, а) призводить до порушення стабільності властивостей жароміцного сплаву, зокрема, зниження міцності його властивостей. Після випробувань на тривалу міцність можна розрізнити в зразках рекристалізованої і нерекристалізованої областях, що відрізняються щільністю дислокацій і морфологією γ' -фази. Після випробувань щільність дислокацій підвищується як в γ -, так і в γ' -фазі. При цьому в більш м'якій γ -фазі щільність дислокацій

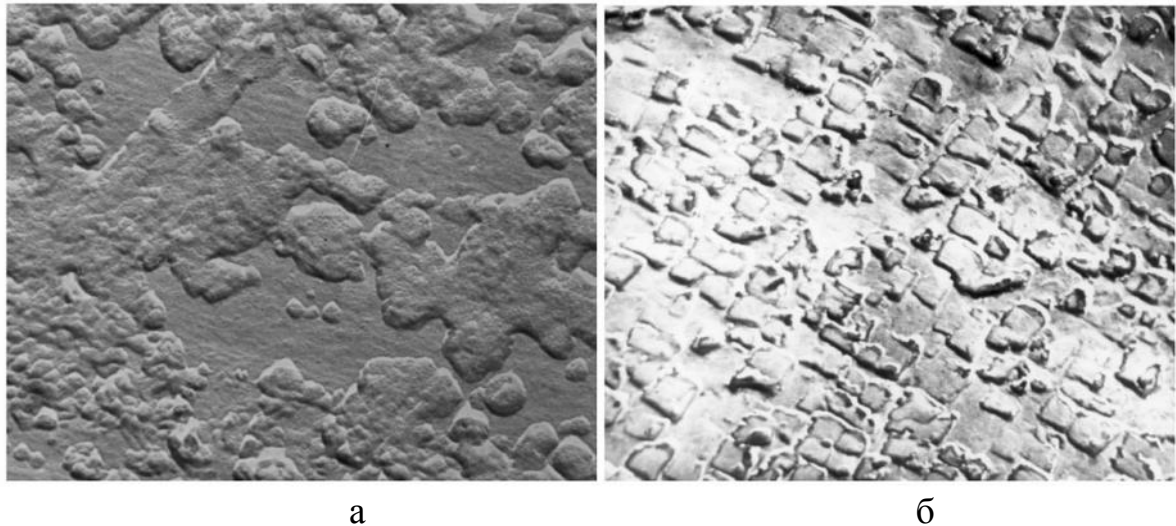
вище, ніж в γ' -фазі В процесі витримки при максимальній температурі починає розвиватися часткова рекристалізація. У структурі спостерігається γ' -фаза у вигляді дискретних частинок з відносно плоскими гранями в рекристалізованих зернах.

Про когерентної зв'язок γ - і γ' -фаз в рекристалізованих областях свідчить кубоїдна форма частинок і d-контраст на міжфазних γ/γ' -кордонах. У нерекристалізованих областях зберігається підвищена щільність дислокацій; виділяються при охолодженні γ' -частинки некогерентного, мають глибокоподібну форму, їх кордони порізані. Розмір виділень γ' - фази в не модифікованому сплаві зростає зі збільшенням тривалості відпалу і досягає близько 900 нм.

Зміцнювальна γ' -фаза в модифікованих сплавах має більш високі термічну стабільність і температуру повного розчинення, ніж в сплавах традиційного легування. Процеси розчинення і коагуляції γ' -фази в такому сплаві сповільнюються (рис. 1.2, б). Жароміцність модифікованого сплаву змінюється незначно. В цьому випадку сплав має стабілізовану для температури випробування структуру, що обумовлює постійний в часі відпалу рівень жароміцності.

Таким чином, зміцнювальна γ' -фаза в модифікованих сплавах має більш високу термічну стабільність і температуру повного розчинення, ніж в сплавах традиційного легування. При рівних температурах кількість зміцнювальної фази в модифікованих сплавах більше. Параметри утворень γ' -фази і їх об'ємна частка в модифікованому сплаві визначають підвищені характеристики міцності і опір повзучості обсягу зерен. При цьому модифікування активізує дифузійні процеси в розплаві і тим самим сприяє більш повного усунення ліквідації. Так як дифузія є основою розвитку процесів на кордонах і в обсязі зерна при підвищених температурах, то можна сказати, що термічна стабільність жароміцних нікелевих сплавів з модифікованою структурою буде зростати. Таким чином, вплив

комплексного модифікування полягає в поліпшенні морфології, стабілізації зміцнювальної γ' -фази, зміцненні твердого розчину (γ' -фази) і підвищенні структурної стабільності сплавів внаслідок зниження дифузійної проникності кордонів зерен. Такі зміни структури модифікованого сплаву призводять до збільшення жароміцності, що може істотно підвищити довговічність литих виробів.



а-не модифікований; б-модифікований

Рисунок 1.2-Зміна морфології γ -фаза жароміцного сплаву в процесі витримки при 950 ° С (x10000)

1.2 Жароміцні сплави на нікелевій основі

Нікель є основою найбільш поширених на сучасному етапі жароміцних сплавів для деталей ГТУ. Передумовами широкого використання сплавів на основі нікелю є висока температура плавлення та щільне пакування ґратки нікелю. В ГЦК ґратці дифузійна рухомість атомів менша за ОЦК.

Нікель – перехідний метал, належить VIIIА підгрупі періодичної системи елементів. Атомний діаметр нікелю 0,249 нм, густина – 8,907 г/см³. Внаслідок складного легування нікелеві сплави мають більш високі жароміцні властивості в порівнянні із сплавами на залізній і навіть кобальтовій основах. На рисунку 1.3 показано вплив легувальних елементів на властивості сплавів на нікелевій основі як при окремому, так і при складному легуванні [3].

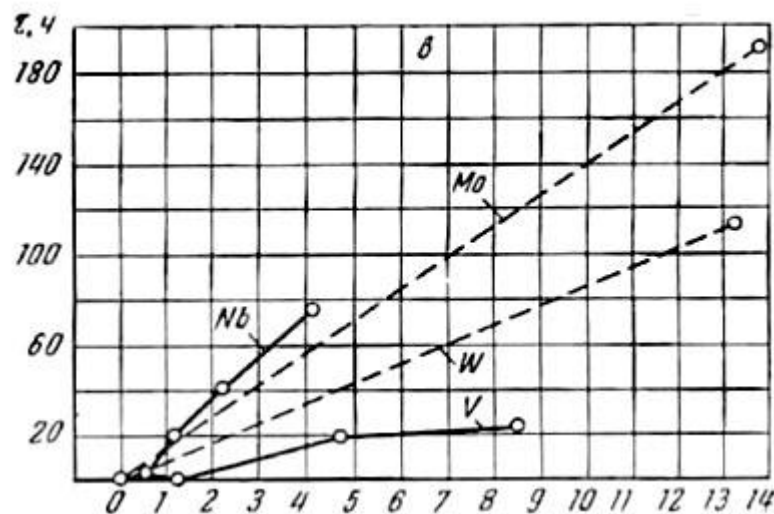


Рисунок 1.3 - Вплив легувальних елементів на властивості сплавів на нікелевій основі як при окремому, так і при складному легуванні

При високих температурах в нікелі розчиняються Cr, V, Mo, Ta, W до 35-40%; Al, Ti, Nb – від 2,5 до 20%. Зі зниженням температури розчинність легувальних елементів зменшується, що дозволяє зміцнювати сплави завдяки дисперсійному твердінню. За характером взаємодії з нікелем легувальні елементи поділяють на групи:

1. Елементи, що переважно знаходяться в γ -твердому розчині: хром, молибден, вольфрам, залізо, кобальт.
2. Елементи, що утворюють з нікелем γ' -фазу: алюміній, титан, ніобій, тантал.

3. Елементи, що утворюють сегрегації на межах зерен: магній, бор, вуглець, цирконій.

Крім того в нікелевих сплавах присутні елементи, що утворюють карбіди: хром, молібден, вольфрам, ванадій, ніобій, тантал, титан. В залежності від схеми легування та стану матеріалу в жароміцних нікелевих сплавах можуть існувати карбіди таких типів: MC , M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 . Хром та алюміній утворюють стійкі окисні плівки на поверхні деталей, що запобігають окисленню при високих температурах. В структурі можуть бути присутні карбонітриди, боридаи.

1.3 Монокристалічні жароміцні нікелеві сплави

Найважливішим кроком у вдосконаленні структури жароміцних сплавів було отримання матеріалів взагалі без будь-яких меж зерен, тобто монокристалів. Так як в монокристалах відсутні кордони зерен, то немає необхідності вводити в сплав елементи, зміцнюючі їх. Крім того, використовуючи анізотропію фізико-механічних властивостей, можна вибрати таку раціональну орієнтацію монокристала (вісьову або азимутальну) щодо направлення дії головних напружень, яка забезпечила б найкращий комплекс механічних властивостей і максимальний ресурс роботи виробу. Відсутність в монокристалах більше кутових кордонів зерен виключило для зміцнення меж зереного кордонів потреба у введенні C , B , Zr , Hf . За відсутності вуглецю і бору вдалося істотно підвищити температуру солидус (рис. 1.4), опір механічної і термічної втоми і повзучості монокристалів завдяки усуненню можливості утворення карбідів і боридів, що є концентраторами напружень і вогнищами зародження тріщин.

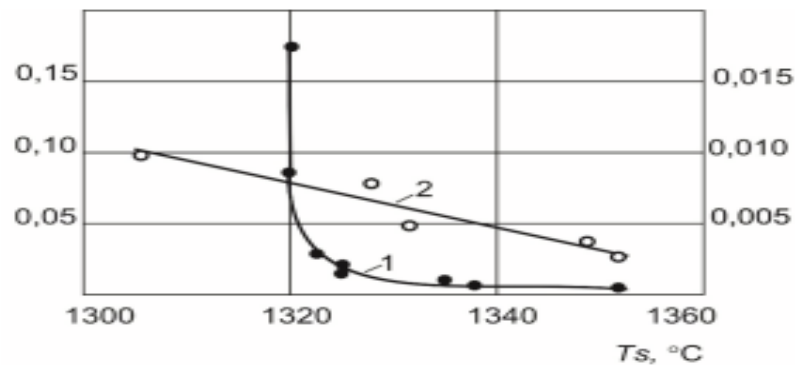
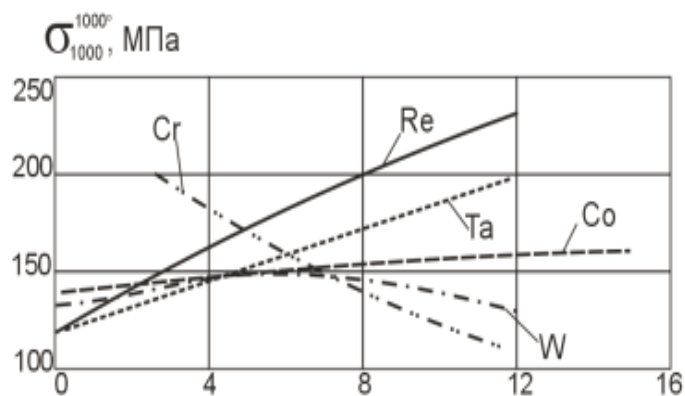


Рисунок 1.4-Вплив вуглецю (1) і бору (2) на температуру солидус T_s монокристалічного жароміцного сплаву ЖС40

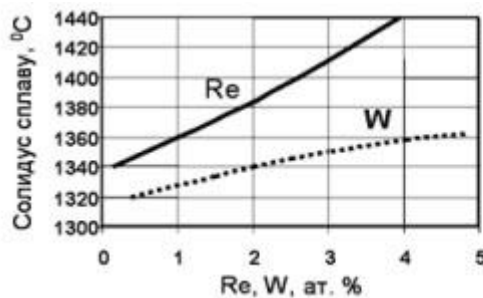
Реній найбільш інтенсивно збільшує рівень жароміцності сплавів, в той час як хром знижує характеристики тривалої міцності (рис. 1.5). Позитивний вплив ренію на жароміцність ЖНС обумовлено збільшенням температури солидус сплаву, підвищеною розчинністю ренію в нікелевому твердому розчині і збільшенням періоду його кристалічної решітки, зниженням коефіцієнтів дифузії легуючих елементів. Якщо в сплавах першого покоління в якості легуючих елементів використовували хром, молібден, титан, вольфрам, тантал, кобальт і алюміній, то в подальшому в сплави стали додавати реній, який має високу температуру плавлення (3190°C) (таблиця 1.4). Реній входить до складу сплавів другого і третього покоління в кількості 2-4 і 5-6% відповідно. До четвертого і п'ятого покоління відносяться ренійвмістні ЖНС, додатково леговані новим елементом Ru



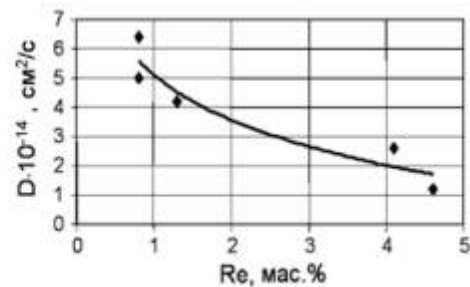
Зміст легуючих елементів, %

Рисунок 1.5-Вплив змісту легуючих елементів на тривалу міцність при температурі 1000°C і на базі 1000 год монокристалів з орієнтацією жароміцних нікелевих сплавів типу ЖС

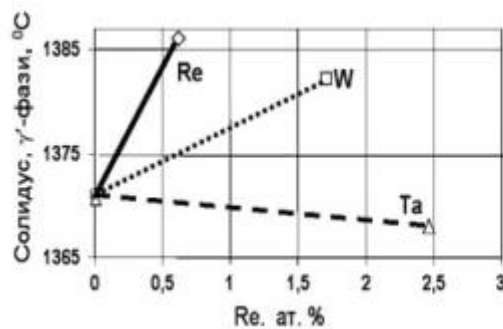
Рутеній має низку переваг у порівнянні з ренієм; щільність рутенію майже в 2 раз менше ренію, він не схильний до утворенню ТПУ-фаз і менш схильний до ліквіації. Застосування ренію, як легуючого елемента, значно здорожує жароміцні сплави, проте воно виправдане помітним підвищенням їх ресурсу і експлуатаційних параметрів (рис.1.6). Як впливає з рисунку 1.6, реній зменшує швидкість дифузії атомів матриці (нікелю), підвищує температуру солидус як сплаву, так і γ' -фази і підвищує характеристики жароміцності. При цьому при легуванні ренієм можливий негативний вплив його на службові характеристики жароміцних нікелевих сплавів.



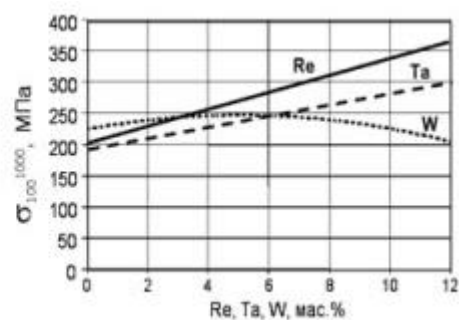
а



б



в



г

а - вплив Re і W на температуру солидус сплаву; б - вплив Re на швидкість дифузії атомів Ni; в - вплив Re, W, Ta на температуру солидус γ' -фази; г - вплив Re, Ta, W на жароміцність монокристалів

Рисунок 1.6-Основні чинники підвищення жароміцності нікелевих сплавів, що містять реній

До першого можна віднести порушення балансу легування сплаву. Високе від'ємне значення показника дисбалансу легування приводить в процесі експлуатації до утворення надлишкових фаз нерідко пластинчастої морфології. Наприклад, в сплаві ЖС32 при хімічному складі, що відповідає $\Delta E = -0,03$, можуть з'явитися пластини карбіду на основі W_6C , а також ТПУ-фази типу μ , R, P. Пластини таких досить тендітних фаз є концентраторами напружень і джерелом зародження і поширення тріщин. Крім того, γ твердий розчин в тих мікрооб'ємах сплаву, в яких утворюються ТПУ-фази, збіднюється тугоплавкими легуючими елементами, що сприяє знеміцнення сплаву. У таких випадках необхідне коригування складу жароміцного сплаву по допустимому показнику дисбалансу легування ($\Delta E = \pm 0,02$).

У сплавах незбалансованого легування (CMSX 4, Alloy 800, RR2071) виявлені фази σ , μ , R, P, кількість яких і спільна присутність визначається температурою і тривалістю експозиції. Для зазначених фаз характерний високий вміст Re, W, Mo, Cr в різному поєднанні [4].

У сплавах з несприятливим поєднанням легуючих елементів або через їх ликвації можуть утворюватися ТПУ-фази по-різному типу: ромбоєдрична μ фаза, тетрагональна μ фаза і орторомбіческие Р-фаза. За своєю природою ТПУ-фази відносяться до крихким електронним з'єднанням перехідних елементів. Вони виділяються в формі пластин з γ -твердого розчину. Крім кристалічної структури, ТПУ-фази розрізняються вмістом тугоплавких металів і їх співвідношенням. Найбільш інтенсивне утворення ТПУ-фаз спостерігається в процесі тривалих високотемпературних отжигів або

Сплав	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	Інші	ість,г/ см ²
Перше покоління												
AMI	7,8	1,1	2,0	5,7	–	7,9	5,2	6,5	–	–	–	8,59
Друге покоління												
ЖС36	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	–	5,8	7,0	1,1	–	–	8,724
CMSX-4	6,5	1,0	0,6	6,0	3,0	6,5	5,6	9,0	–	0,1	–	8,70
Rene N5	7,0	–	2,0	5,0	3,0	7,0	6,2	8,0	–	0,2	0,05C; 0,004B	8,63
SC180	5,0	1,0	2,0	5,0	3,0	8,5	5,2	10,0	–	0,1	–	8,84
PWA-1484	5,0	–	2,0	6,0	3,0	8,7	5,6	10,0	–	0,1	–	8,95
Третє покоління												
Rene N6	4,2	–	1,4	6,0	5,4	7,2	5,75	12,5	–	0,15	0,05C; 0,004B; 0,01Y	8,97
CMSX-10	2,0	0,2	0,4	5,0	6,0	8,0	5,7	3,0	0,1	0,03	–	9,05
ЖС47	2,5	–	2,0	1,3	9,3	8,8	5,75	11,0	–	–	0,02Y; 0,02Ce; 0,02La	9,089
Четверте покоління												
MC-NG	4,0	0,5	1,0	5,0	4,0	5,0	6,0	–	–	0,1	4,0Ru; 0,1Si	8,75
TMS-138	3,2	–	2,8	5,9	5,0	5,6	5,9	5,8	–	0,1	2,0Ru	8,95
П'яте покоління												
TMS-196	4,6	–	2,4	5,0	6,4	5,6	5,6	4,6	–	0,1	5,0Ru	9,01

В якості другого фактора, здатного знизити рівень жароміцності ливарного сплаву, слід вказати його ліквационну неоднорідність, пов'язану з сегрегацією тугоплавких елементів W, Mo, Re в осях дендритів. Ця обставина створює локальні осередки, які є потенційною причиною виділення надлишкових фаз навіть в сплавах збалансованого (в середньому) хімічного

складу. Ізоляція елементів частково усувається за допомогою багатоступінчастої термічної обробки, що включає тривалу гомогенізацію при температурах до 1370 ° С, а також при використанні високоградієнтним спрямованої кристалізації [2].

Третім негативним фактором необхідно визнати освіту пір округлої, кубічної або тетрагональної форми. Відомо, що їх походження пов'язане з явищами мікроусадки при кристалізації (ливарні пори), розчинення нерівноважної евтектичною ($\gamma + \gamma'$) -фази в умовах гомогенізації сплаву (пори гомогенізації), дифузії вакансій в процесі повзучості (деформаційні пори). Вважається, що всі вони вносять свій внесок в механізм разупрочнення сплавів. Поява огранених деформаційних пір пояснюється некомпенсованністю дифузійних потоків (ефект Кіркіндала). Стабілізації пір в структурі сплавів сприяє наявність на їх поверхні тугоплавких елементів W і Re. Для усунення пір зазвичай застосовують гаряче ізостатичне пресування (ГІП), яке підвищує тривалу міцність сплавів.

1.4 Термічна обробка

Висока жароміцність сплавів визначається двома основними фізичними чинниками — міцністю міжатомних зв'язків в сплаві і його структурою. Зазвичай необхідну для високої міцності структуру отримують термічною обробкою (гомогенізувальним гартуванням і старінням металів), що приводить до гетерогенізації мікроструктури, а також у процесі легування тугоплавкими хімічними елементами (вольфрамом, молібденом, ванадієм) і елементами-зміцнювачами (титаном, алюмінієм, ніобієм, бором). В цьому випадку зміцнення обумовлене головним чином появою в сплавах рівномірно, розподілених вельми дрібних часток хімічних сполук (інтерметалідів, карбідів та ін.) і мікроспотвореннями кристалічної решітки

основи сплаву, викликаними наявністю цих часток. Відповідна структура жароміцного сплаву ускладнює утворення і рух дислокацій, а також підвищує кількість зв'язків між атомами, що одночасно беруть участь в опорі деформації. З іншого боку, високе значення величини міжатомних зв'язків дозволяє зберегти необхідну структуру при високих температурах протягом тривалого часу [2].

Крім того, високу жароміцність забезпечують, зменшуючи вміст свинцю, олова, сурми, вісмуту і сірки, додаючи рафінуючі елементи (кальцій, церій, барій і бор). Якщо вироби з жароміцних сплавів призначені для тривалої експлуатації при температурі понад 800°C, їхню поверхню додатково піддають дифузійній термохімічній обробці (алітуванню, хромоалітуванню, емалюванню, нанесенню тугоплавких оксидів тощо). Різновидом жароміцних сплавів є композити: сплави, зміцнені дисперсними частинками тугоплавких оксидів або високоміцними волокнами. Такі матеріали характеризуються надзвичайно високою стабільністю властивостей, мало залежних від часу перебування в умовах високих температур.

Для забезпечення оптимальних механічних властивостей монокристали жароміцних сплавів піддаються термічній обробці, на першому місці якої відбувається гомогенізація вище температури солвус (в однофазній області γ -твердого розчину), а на двох інших - старіння при 1000-1050 і 870-900°C. При високотемпературної гомогенізації (1300-1320°C) відбувається наступне:

- розчинення зміцнюючих часток γ' -фази під час нагрівання до температури гомогенізації;
- повне і часткове розчинення грубих виділень нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$) при температурі гомогенізації;
- зменшення ліквационної неоднорідності, тобто вирівнювання хімічних складів осей дендритів і міжосьових просторів.

Іноді застосовують ступінчастий нагрів до температури гомогенізації, щоб більш повно розчинити евтектики ($\gamma + \gamma'$) без ризику оплавлення міжвісьових просторів. Як правило, час витримки при температурі гомогенізації становить 4-6 ч. За цей час дендритна ізоляція в основному вирівнюється, хоча в складнолегірованих сплавах повного вирівнювання хімічних складів вісей і міжвісьових ділянок досягти не вдається. Слід зазначити, що час гомогенізації, а отже, і повнота вирівнювання хімічної неоднорідності в першу чергу залежать від складу сплаву і розміру дендритних осередку, який визначається швидкістю кристалізації монокристалів.

У міру збільшення часу гомогенізації дендритна неоднорідність вирівнюється, і через 6 годин відпалу хімічний склад вісей і міжвісьових просторів стає практично однаковим для монокристалів, отриманих зі швидкістю кристалізації 20мм/хв. Про це свідчить той факт, що коефіцієнти ликвації стають рівними 1.

Крім вирівнювання хімічного складу по перетину дендритної осередки, в процесі гомогенізації відбувається розчинення нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$), яка завжди присутня в структурі монокристалів після лиття. Грубі включення евтектичною фази знижують тривалу міцність. Швидкість охолодження від температури гомогенізації є критичним параметром першого ступеня термообробки монокристалів жароміцних сплавів. Зазвичай застосовують високі швидкості охолодження (більше 100°C/хв). Щоб уникнути жолоблення і розтріскування монокристалічні лопатки зі складною геометрією внутрішньої тонкостінної порожнини не можна охолоджувати зі швидкостями понад 200-250°C/хв.

Температура першого старіння становить 1000-1050°C, тобто приблизно дорівнює робочій температурі лопаток, а час старіння варіюється в межах 10-24 ч. У результаті високотемпературного старіння приблизно 10-12% частинок γ' -фази розчиняються, а що залишилися набувають кубовидну

форму, збільшуються в розмірі до 0,35-0,45 мкм і утворюють псевдорегулярну структуру кубічної макрорешітки. Після першого старіння структура монокристалів жароміцних сплавів має бімодальний розподіл за розмірами: великі частки γ' -фази кубовидної морфології розміром 0,35-0,40 мкм з псевдорегулярним просторовим розташуванням у вигляді кубічної решітки, а в проміжках γ -твердого розчину - ультрамаленькі виділення γ' -фази.

Низькотемпературне старіння проводиться в області температур початку розчинення γ' -фази (870-900°C протягом 30-48 год). При цьому ультрамаленькі частки розчиняються, а при подальшому охолодженні відбувається виділення «будівельного матеріалу» на великих частицях, в результаті чого габітусні поверхні частинок стають більш гладкими і набувають сувору кубічну морфологію. Середній розмір γ' -частинок після низькотемпературного старіння не змінюється.

Основна мета термічної обробки монокристалів жароміцних сплавів полягає в створенні рівномірно впорядкованої структури кубічних частинок γ' -фази оптимальним розміром 0,45 мкм. Така вихідна структура чинить максимальний опір повзучості при високих температурах, в процесі якої відбувається коагуляція часток γ' -фази в пластини (так звана рафт-структура), орієнтовані перпендикулярно вісь прикладеної напруги [5].

1.5 Мікроструктура

В даний час використовуються сплави з різною кристалічною структурою: рівновісю, спрямованою (стовпчастою) та монокристалічною. Сплави з рівновісною структурою мають зерна, кордони яких в основному приблизно однаково віддалені від центру. Подібна структура виходить у відсутності спрямованого відводу тепла. Рівень міцності і жароміцності, що досягається при наявності такої структури, залежить від ступеня

досконалості меж зерен (що можна регулювати мікролегуванням), а також умов кристалізації, що забезпечують однорідність розподілу зерен. У рівновісній структурі кордону зерен (поперечні компоненти їх щодо діючої сили) є найбільш вразливі місця.

Більш перспективні сплави з спрямованої столбчатої і монокристалічною структурою. Спрямована стовпчаста структура складається з зерен, витягнутих уздовж дії основного силового навантаження. У робочій частині виливки повинні бути з відсутніми кордонами, розташовані в напрямку, перпендикулярному до дії головних напружень. Подібна структура виникає при направленому тепловідводі. Якщо при спрямованій кристалізації забезпечуються умови, при яких затвердіння здійснюється з одного центру (наприклад, при використанні монокристалічній затравці або в результаті відбору кристала - переможця при конкурентному зростанні декількох кристалів), то структура такої виливки є один кристал. Відлиття з жароміцних сплавів з монокристалічною структурою мають найбільш оптимальне поєднання міцності, пластичних, втомних і інших характеристик і при цьому вони мають найменший розкид зазначених властивостей.

При такій структурі, однак, важливо знати кристалографічну орієнтацію фазових складових, оскільки характер і рівень напружень, що діють в лопатках ГТД, і механічні властивості цих матеріалів істотно від неї залежать.

Структура нікелевих жароміцних сплавів складається з матриці (γ' - фази), що представляє собою складнолегований твердий розчин на основі нікелю, і γ' - фази - твердого розчину на основі інтерметаллідного з'єднання Ni_3Al .

Жароміцність характеризує опір металу повзучості. Опір повзучості оцінюють межею повзучості (напруження, що викликає задану величину деформації при даній температурі) і довготривалу міцність (напруження, що

викликає руйнування при певній температурі за певний час). При високих температурах міжатомні зв'язки слабшають, тому сплави при цих температурах руйнуються при напрузі, що значно нижчих, ніж необхідні для руйнування металу при 20°C. Руйнування відбувається в результаті повзучості. Повзучість - це деформація матеріалу в часі під дією постійної напруги. Вона розвивається при високих температурах (вище температури рекристалізації) і напружених, що перевищують межу текучості, шляхом чергування актів наклепу внаслідок пластичної деформації і рекристалізації, усуває зміцнення, викликане наклепом. Таким чином, одним з основних факторів, що визначає жароміцність, є температура рекристалізації: чим вона вища, тим більшою жароміцністю володіє сплав [6].

1.6 Обробка експериментальної статистики

На сучасному етапі в галузі розробки нових жароміцних матеріалів, використання тільки експериментальних методів досліджень перестає задовольняти вимогам, щодо темпу і якості їх розробки. Підвищення ефективності наукових досліджень можливо лише за рахунок збільшення частки автоматизованих розрахунково-аналітичних методик, які дозволяють швидко прогнозувати і об'єктивно оцінювати за багатьма критеріями властивості жароміцних матеріалів. Тому, в результаті застосування комп'ютерного моделювання, що дозволяє здійснювати різноманітні термодинамічні розрахунки, суттєво зменшується експериментальна частина роботи. Це дозволяє значно скоротити час на розробку і впровадження нових жароміцних матеріалів у вітчизняне промислове виробництво. Даний підхід стає можливим завдяки використанню комп'ютерних програм, що містять термодинамічні бази даних для багатокomпонентних нікелевих систем.

Математична обробка експериментальної статистики за класом ливарних ЖНС здійснюється в стандартному програмному комплексі Microsoft Office в пакеті MS EXCEL методом, які оптимально описують залежність між двома змінними (x , y). На рисунку 1.7 показано, що обробка експериментальної бази даних за групами основних параметрів, які впливають на працездатність ЖНС, зводиться до отримання кореляційного поля із побудовою ліній трендів, які найбільш оптимально описують залежності типу «склад-властивість» або «параметр-властивість» математичними рівняннями регресійних моделей різних типів функцій [7].

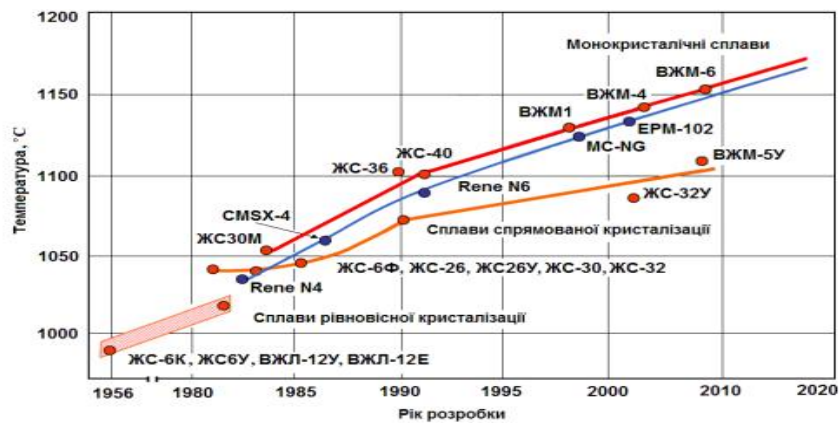


Рисунок 1.7 - Прогрес в області розробки і підвищення рівня температурної працездатності вітчизняних і зарубіжних ливарних ЖНС

На рисунку 1.8 показано, що на кожному новому етапі розвитку ЖНС, підвищення їх температурної працездатності стає все більш важким завданням і вимагає для своєї практичної реалізації значних промислових і фінансових ресурсів.

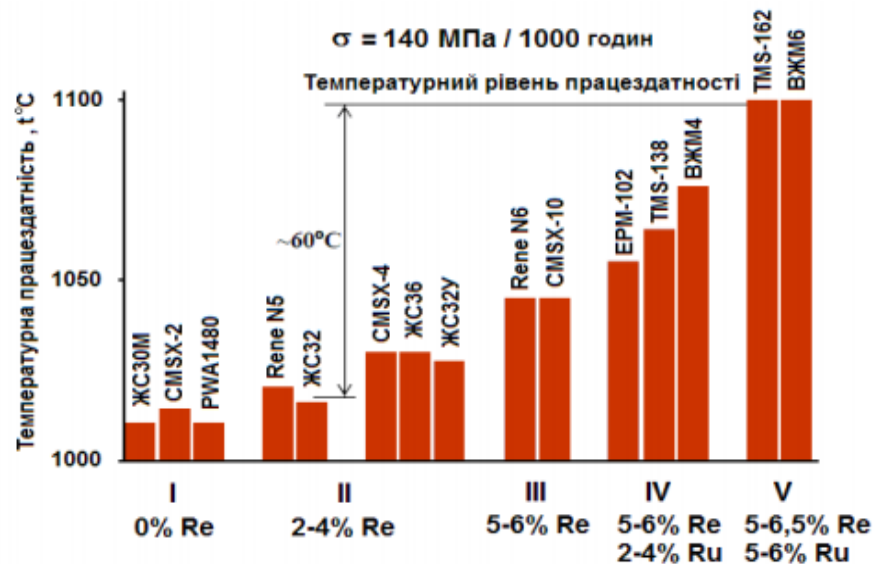


Рисунок 1.8 - Сучасні ЖНС, які розроблені методом комп'ютерного конструювання

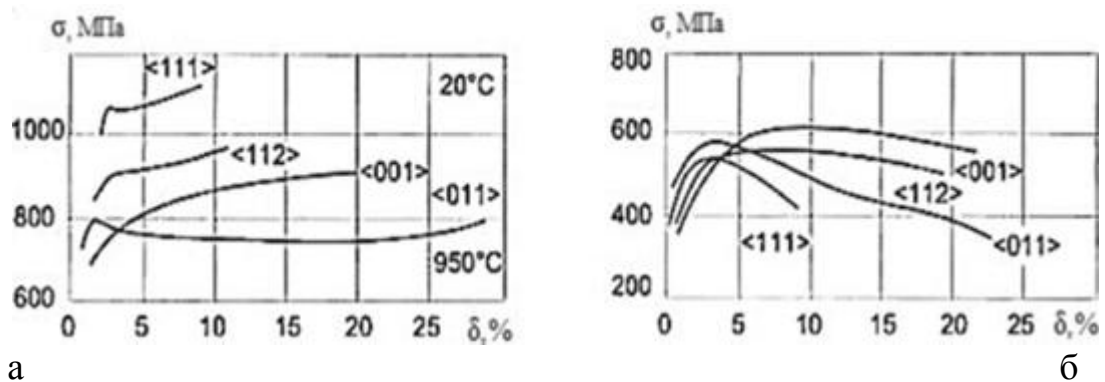
1.7 Короткочасні механічні властивості

Залежність механічних властивостей монокристалів від кристаллографічного орієнтування пов'язана з реалізацією конкретних механізмів деформаційного зміцнення. Можливі зміни механізму зміцнення, викликані такими факторами, як температура, розмір часток зміцнюючої γ' -фази, їх об'ємна частка і пружні поля спотворень на кордоні γ - і γ' -фаз, ускладнюють можливість прогнозування орієнтаційної залежності механічних властивостей.

Характер діаграм деформації монокристалів жароміцних сплавів (рис. 1.9) залежить від температури випробування. Найбільшу пластичність як при нормальній, так і при високих температурах мають монокристали з орієнтуванням, та найменшу - з орієнтуванням. Це пов'язано з тим, що у кристалів з орієнтуванням поблизу кута умови для активації дислокацій у

вторинних системах ковзання реалізуються при більш високих ступенях деформації. Тому у зразків з такою орієнтуванням спостерігається тривала стадія легкого ковзання.

При розташуванні вісі зразка поблизу кута вже при малих ступенях деформації створюються умови для одночасної взаємодії дислокацій первинної системи ковзання з дислокаціями декількох вторинних систем. Це призводить до того, що вже на початку пластичної деформації щільність дислокаційних бар'єрів досить висока і деформує напруга зростає набагато швидше. Тому у зразків з орієнтуванням стадія легкого ковзання дуже коротка або зовсім відсутня.



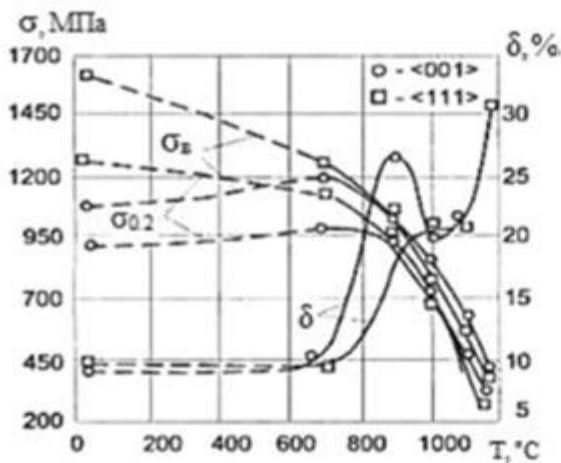
а - сплав ЖС6Ф, 20°C; б - ЖС6Ф, 950°C

Рисунок 1.9-Діаграми деформації монокристалів нікелевих жароміцних сплавів в координатах «чинне напруга про - поздовжня деформація δ »

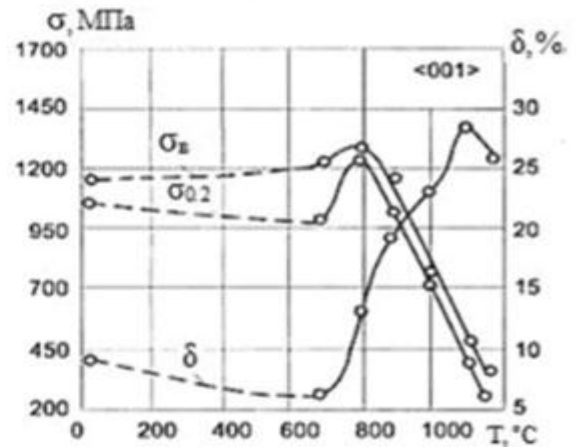
Зі збільшенням температури криві напруга - деформація приймають форму параболи, зуб плинності зникає і з'являється стадія розміцнення, яка характеризується збільшенням деформації і зменшенням напруги. Як показують численні експериментальні дані, короточасні механічні властивості істотно анізотропні аж до температури 800-900°C, після якої починається різке розміцнення сплаву.

Для більшості монокристалів вуглецевистих жароміцних сплавів орієнтаційна залежність короточасних властивостей характеризується перевагою орієнтування $\langle 111 \rangle$ над іншими кристалографічними напрямками. Ця перевага найпомітніше в області низьких температур (до 700°C). В області високих температур по міцності частіше лідирує напрямок $\langle 111 \rangle$, хоча бувають і винятки (рис. 1.10, а), коли найбільша міцність спостерігається в напрямку $\langle 001 \rangle$.

Для без вуглецевих сплавів характерна більш висока пластичність і при високих температурах, через відсутність карбідного каркаса, $\langle 111 \rangle$ втрачає лідируючу позицію. Її місце займає кристалографічної напрям $\langle 001 \rangle$. Це пояснюється схильністю даних сплавів до розвитку деформації в кубічній системі ковзання [8].



а



б

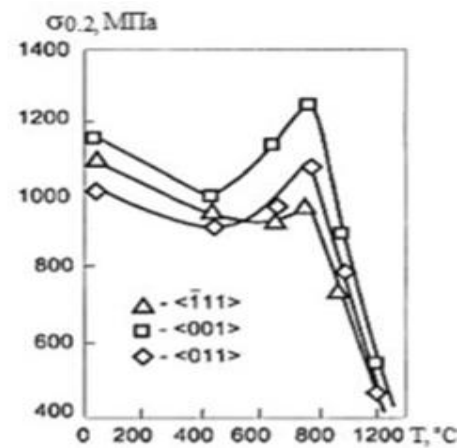
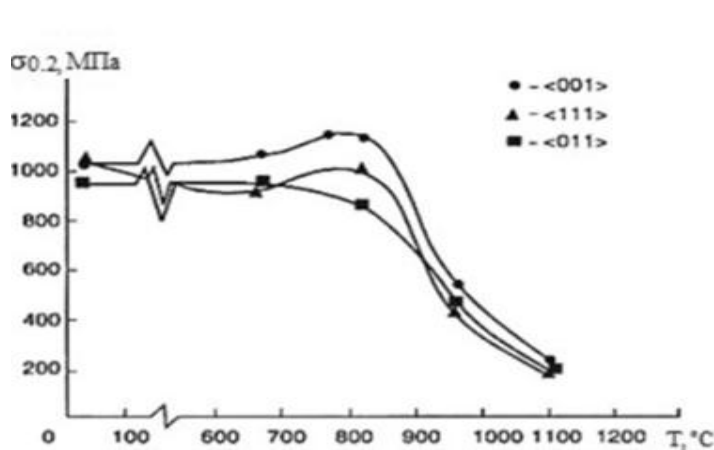


Рисунок 1.10-Температурно-орієнтаційна залежність короткочасної міцності і пластичності монокристалів жароміцних сплавів ЖС6Ф (а) і ЖС40 (б), АМ-1 (в), РВА-1480 (г)

Експериментальні дані щодо впливу температури на механічні властивості монокристалічного без вуглецевого сплаву ЖС36-ВІ після стандартної термообробки наведені на рисунок 1.11.

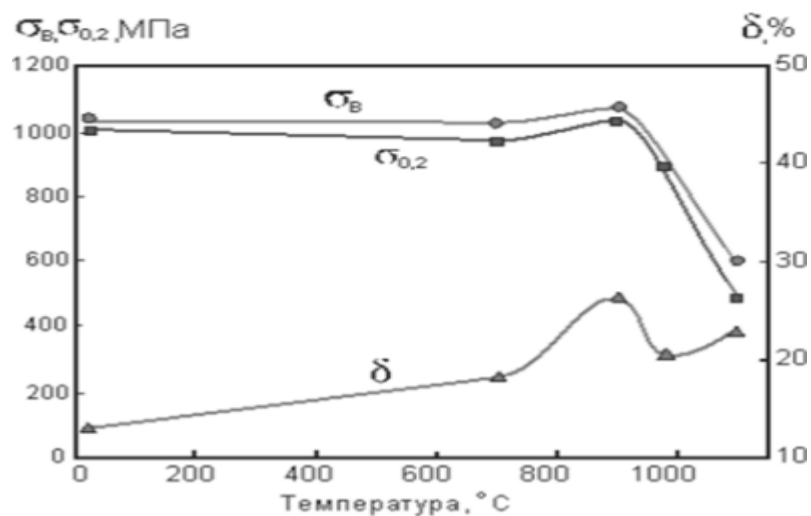


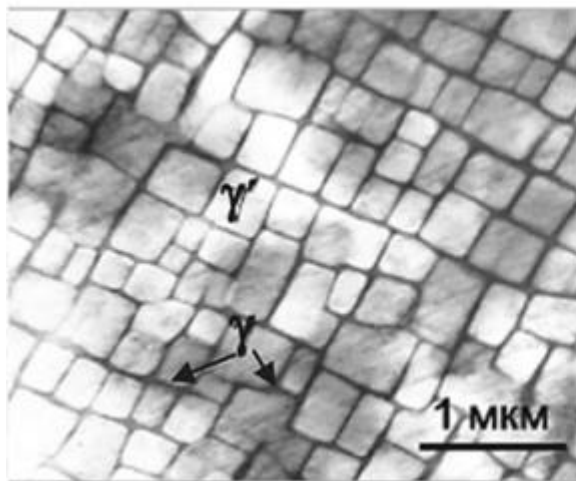
Рисунок 1.11 Короткочасні механічні властивості монокристалів сплаву ЖС36-ВІ в залежності від температури випробувань (середні значення).

До $T = 750^{\circ}\text{C}$ відбувається незначне зниження міцності властивостей і збільшення пластичності. В інтервалі температур $750-900^{\circ}\text{C}$ спостерігається аномалія механічних властивостей, яка полягає в тому, що межа плинності і межа міцності не падають, як зазвичай, з ростом температури, а підвищуються до досягнення значення температури 900°C . Ця аномальна залежність визначається дислокаційний механізмом пластичної деформації інтерметалліда Ni_3Al (γ' -фази), який вирізняється при підвищених температурах від механізму деформації неупорядкованого твердого розчину

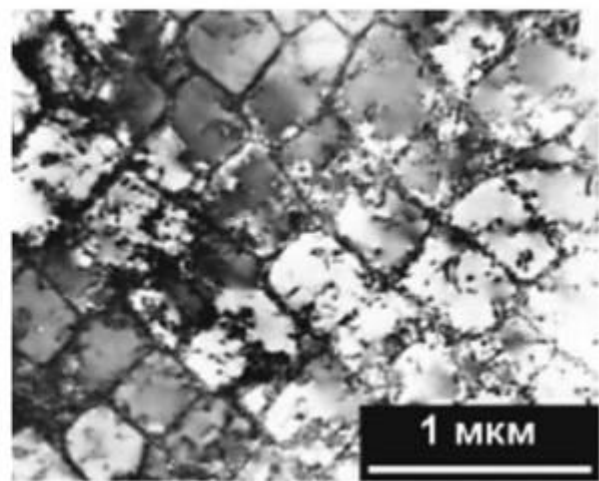
на основі нікелю (γ -фази). Наявність заблокованих сверхдислокації в області аномального ходу $\sigma_{0.2}$ (T) і $\sigma_{0.2}$ (T) і зміна октаедричного ковзання кубічним при переході через температуру піку супроводжують немонотоний хід деформаційних характеристик. Подальше розміцнення сплаву з підвищенням температури пов'язано з розчиненням γ' -фази.

Інформація про структуру сплаву в деформованій зоні зразків представлена на рисунку 1.12. Плоскі заготовки для тонкої фольги вирізалися перпендикулярно поздовжньої осі зразків. В ході проведеного дослідження не виявлено принципових відмінностей основної ($\gamma + \gamma'$) - структурної складової сплаву, деформованого при температурах 20 і 700°C, для якої характерні:

- збереження в більшій частині обсягу сплаву досить правильної кубовидної форми частинок γ' -фази (рис. 1.12, а);
- локалізація деформаційних процесів переважно в тонких прошарках γ -фази, тоді як щільність дефектів у γ' -часток відносно невелика (рисунок 1.12, б).



а



б

Рисунок 1.12 Тонка структура сплаву ЖС36-ВІ після деформації при 20°C (а) і 700°C (б)

Для зон активної пластичної деформації зразків ЖС36-ВІ при 1000°C типовим є переважання зсувних процесів в одній з орієнтації γ - прошарків і «вибудовування» цих прошарків у відносно протяжні (в порівнянні з розміром частинок γ' -фази) безперервні лінії, в той час як протяжність другої з наявних на електронно-мікроскопічних зображеннях орієнтації γ -прошарків зберігає зв'язок з індивідуальними γ' -частками, і, мабуть, в ході пластичної деформації вони має тенденцію до руйнування (рис. 1.13), тобто відбувається утворення рафт-структури при високотемпературної деформації. Спостерігається дислокаційний ковзання в частинках зміцнюючої γ' -фази і відбувається зміна механізму ковзання (рис. 1.14).

Спостерігалися електронограми, отримані при вивченні сплаву ЖС36-ВІ в робочих зонах досліджених зразків після розтягування, завжди містили рефлекси зони і близьких до неї зон, що свідчить про відсутність суттєвих відхилень вихідної орієнтації поздовжньої осі вивчених зразків від напрямку.

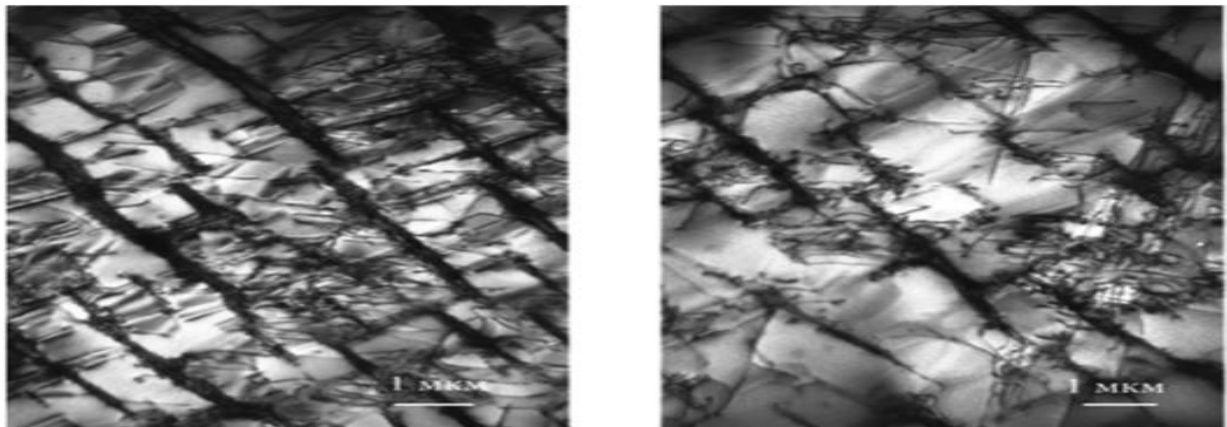


Рисунок 1.13 - Тонка структура сплаву ЖС36-ВІ [001] після деформації при 1000°C (подовжній перетин)

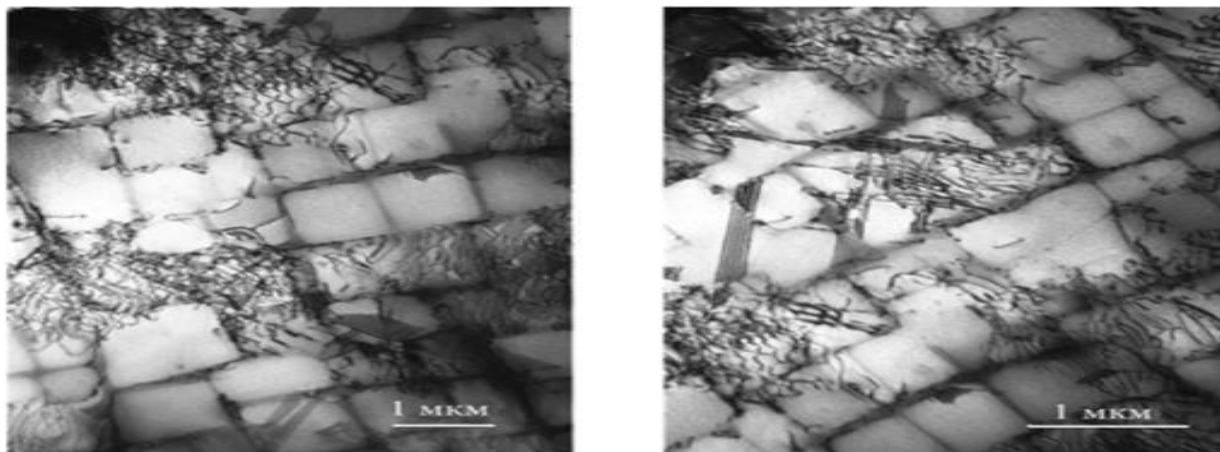
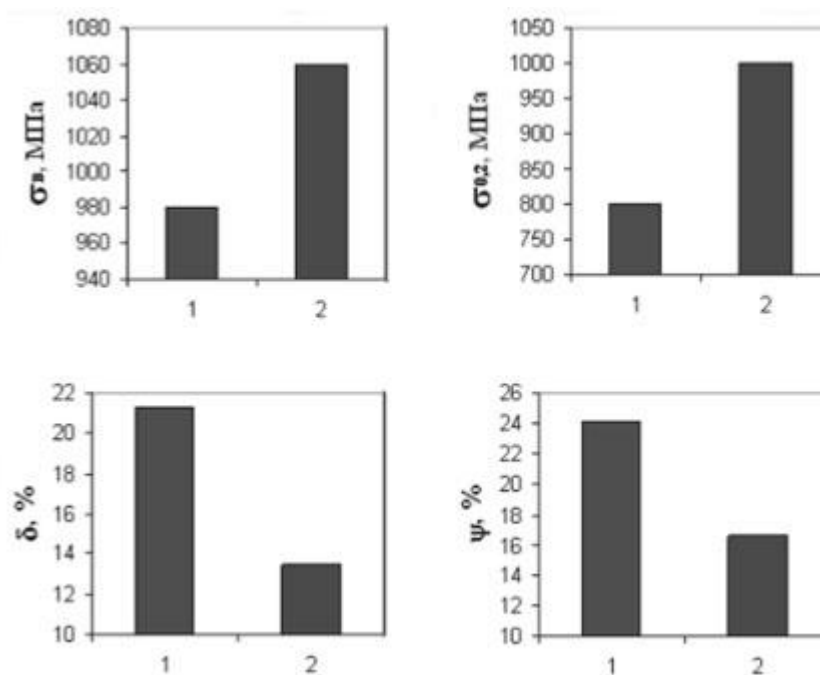


Рисунок 1.14-Тонка структура сплаву ЖС36-ВІ [001] після деформації при 1000°C (поперечний переріз)

Досліджено вплив розміру γ' -фази на властивості монокристалічного сплаву ЖС36-ВІ при $T = 20^\circ\text{C}$ (рис. 1.15). Отримані діаграми свідчать про те, що зменшення розміру упрочнюючої γ' -фази, регульованою термічною обробкою металу, призвело до значного зростання таких характеристик, як тимчасовий опір розриву (σ_B) і умовний межа плинності ($\sigma_{0.2}$), а пластичність (δ) зменшилася.



1 - розмір γ' -фази порядку 1 мкм; 2 - розмір γ' -фази порядку 0,35 мкм

Рисунок 1.15-Вплив розміру частинок γ' -фази на механічні властивості при $T = 20^\circ\text{C}$ (середні значення)

Прогнозування орієнтаційної залежності короткочасної міцності монокристалів виконується з використанням закону Боаса - Шміда. Залежність для розрахунку шуканої характеристики можна представити у вигляді

$$\sigma = \tau M, \quad (1.1)$$

де τ - критичне напруження зсуву, наведене до діючої системи ковзання;

M - орієнтаційний фактор Тейлора. Експериментальні дані підтверджують наявність тісного кореляційного зв'язку між характеристиками короткочасної міцності при кімнатній температурі і орієнтаційний фактором Тейлора для системи легкого ковзання $\{111\} \langle 011 \rangle$ (рис. 1.16).

а

б

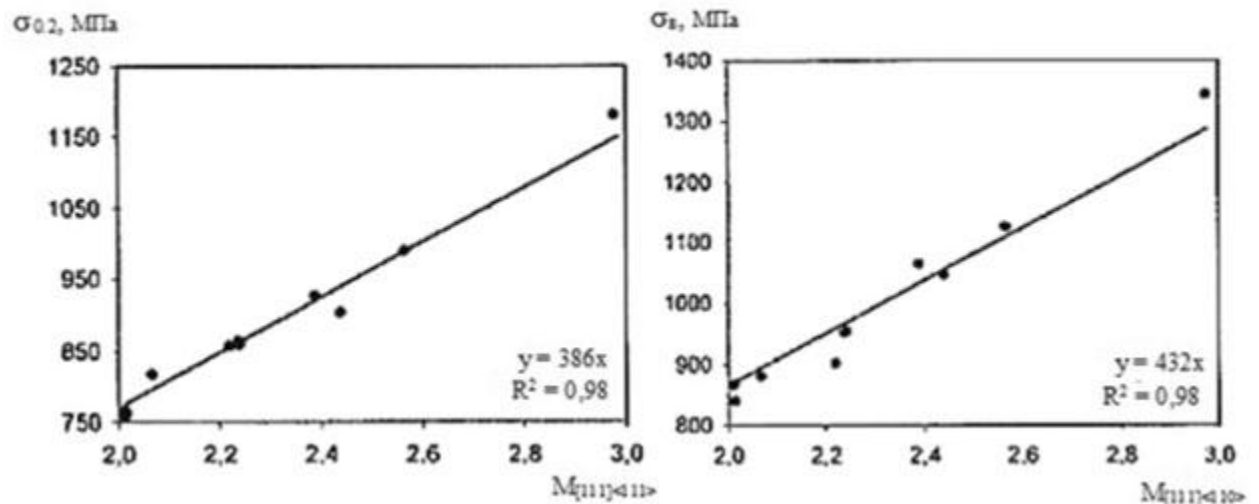


Рисунок 1.16 - Залежність умовної межі текучості (а) і тимчасового опору (б) монокристалів сплаву ЖС6У-ВІ при кімнатній температурі від орієнтаційної чинника Тейлора.

При кімнатній температурі і нижче її закон Шміда виконується з високою точністю. У міру підвищення температури активізуються термічно активуються механізми пластичної деформації. Внаслідок цього спостерігаються відхилення від закону Шміда. Тобто, величина критичного наведеної напруги зсуву набуває орієнтаційну залежність.

На рисунку 1.17 видно, що пік розчинення γ' -фази при 874°C пов'язаний з максимумом межі міцності і пластичності сплаву і зміною механізму дислокаційного ковзання. Подальше разупрочнение і зростання пластичності сплаву вище 1000°C пов'язані з процесами розчинення γ' -фази. Такий же характер зміни властивостей міцності в залежності від температури спостерігається і в сплаві ЖС32-ВІ.

На рисунку 1.18 показано зміна, ЖС32-ВІ і ЖС36-ВІ в залежності від температури випробувань. Видно, що при $T > 900^\circ\text{C}$ безвуглецевий монокристалічний сплав ЖС36-ВІ другого покоління володіє вищими властивостями міцності і пластичністю, ніж сплав ЖС32-ВІ. Зміна міцності

властивостей в сплавах відбувається синхронно з усередненими даними за кількістю зміцнюючої γ' -фази в сплавах ЖС32-ВІ і ЖС36-ВІ (рис. 1.19).

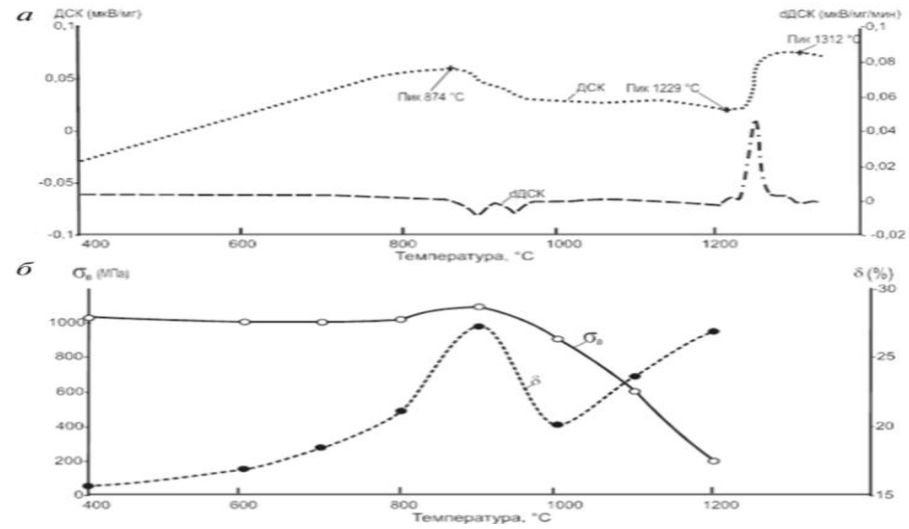


Рисунок 1.17 - Калориметричні ефекти (а) і зміна механічних властивостей (б) при нагріванні сплаву ЖС36-ВІ

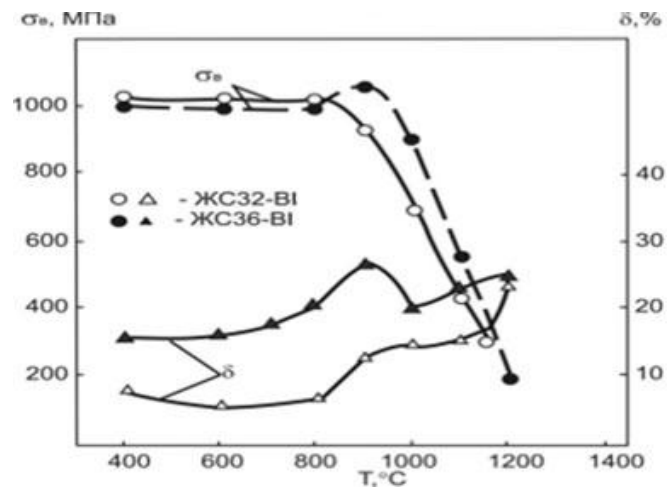


Рисунок 1.18-Температурна залежність межі міцності (а) і пластичності (б) сплавів ЖС32-ВІ і ЖС36-ВІ

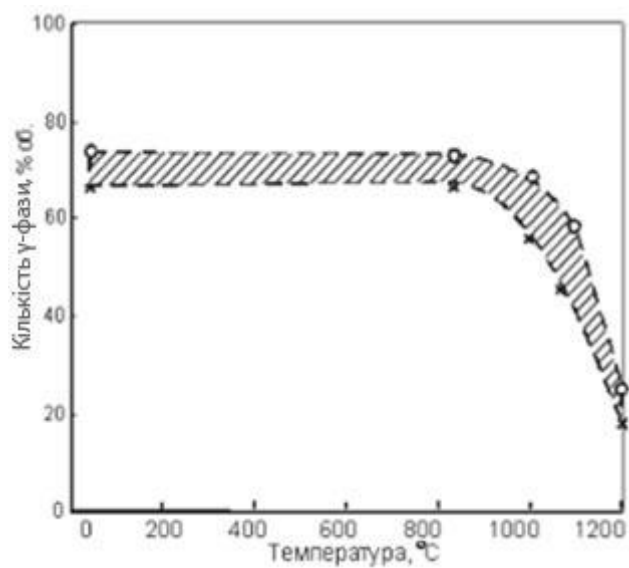


Рисунок 1.19 - Температурна залежність зміни у середньої кількості γ' -фази в сплавах ЖС32-ВІ (x) і ЖС36-ВІ (O)

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для докладного вивчення закономірностей структуроутворення жароміцних нікелевих сплавів та визначення оптимальних термодинамічних умов їх виробництва були використані засоби “стоп-загартування” та понадшвидкої кристалізації сплавів на унікальних приладах, що є у лабораторії; локальний мікрорентгеноспектральний, електронномікроскопічний, металографічний, метод вимірювання твердості при високих температурах.

2.1 Схема та устрій МІМ-8

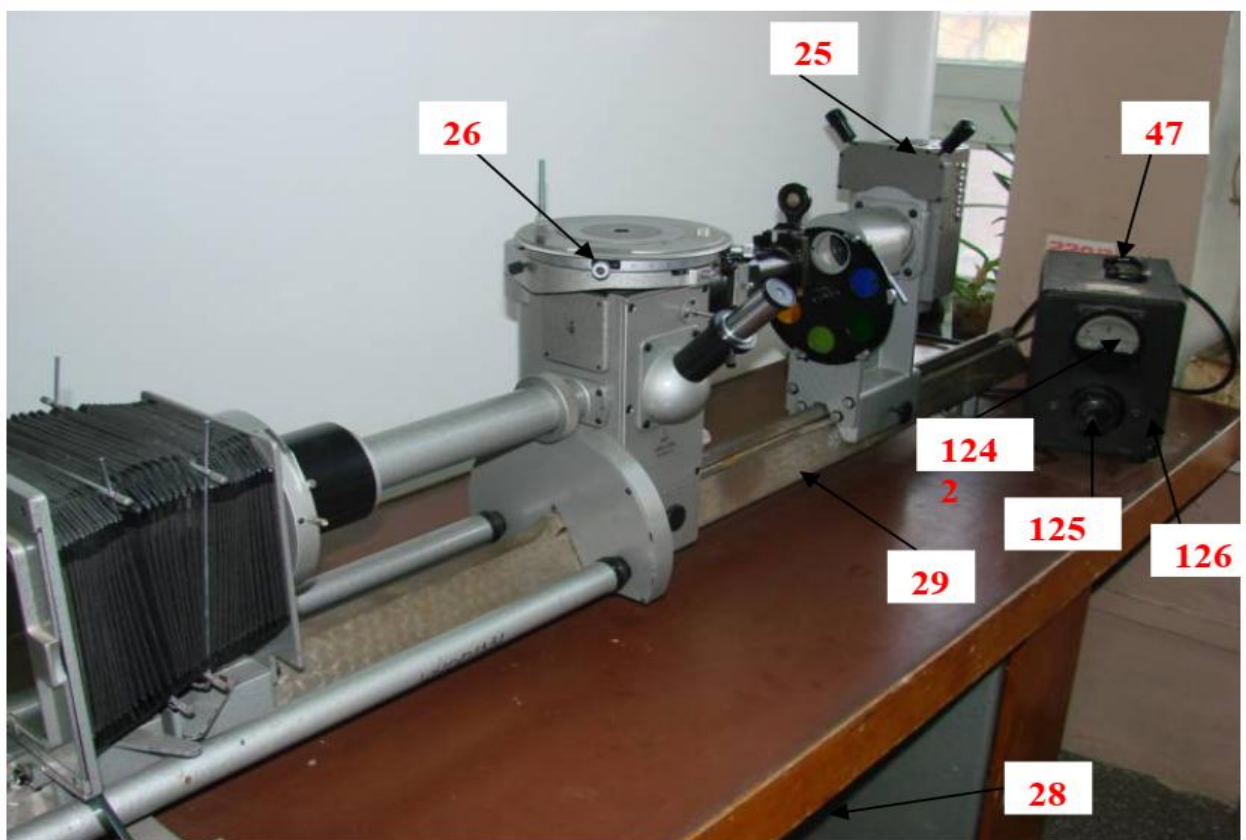
Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, а також в темному полі і в поляризованому світлі. Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярними та бінокулярними насадками.

Власне збільшення бінокулярної насадки - 2,5 х. Набір ахроматичних та апохроматичних об'єктивів і окулярів забезпечує збільшення мікроскопа при візуальному спостереженні - від 100х до 1350х. Предметний столик мікроскопа забезпечений механізмами для координатного переміщення об'єкта. Освітлення здійснюється від електроламп розжарювання потужністю 170Вт, 17В, що живиться від освітлювальної мережі 220В через понижуючий трансформатор, забезпечений секційним перемикачем для регулювання яскравості напруження лампи. Сам мікроскоп та всі його частини встановлені на станині, що представляє собою оптичну лаву довжиною 1,8м.

Станина встановлюється на чотири демпфера, призначених для запобігання мікроскопа від вібрації. Демпфери вмонтовані в стіл, який має з боків дві тумби з висувними ящиками для зберігання речей.

Зовнішній вигляд мікроскопа показаний на рис. 2.1. Весь прилад складається з трьох основних частин: освітлювального пристрою 25; центральної частини мікроскопа 26; столу 28. Перші дві частини розташовані на масивній оптичній лаві 29.

Перші дві частини розташовані на масивній оптичній лаві 29.



25 - освітлювальний пристрій; 26 - центральна частина мікроскопа; 28 - стіл; 29 - оптична лава; 47 - трансформатор; 124 - вольтметр; 125 - передня кришка трансформатора; 126 - секційний перемикач напруги

Рисунок 2.1 - Зовнішній вигляд мікроскопа

Правильне використання мікроскопа виходить тільки за умови раціональної комбінації об'єтивів, окулярів. При вживанні їх треба пам'ятати, що збільшення повинно знаходитися в межах від 500 до 1000 амплітур. Об'єктиви апохроматів в поєднанні з компенсаційними окулярами для візуального спостереження дають збільшення. Крім правильної комбінації об'єтивів і окулярів, одна з значення має і правильне застосування світлофільтрів. Як правило, при роботі з об'єктивами18 ахроматамів слід застосовувати світлофільтри, а з апохроматом можна працювати і без них. Об'єктиви-ахромати мають корекцію тільки для середніх квітів видимої частини спектру; з цієї причини при білому світлі вони дають зображення з нечіткими контурами, пофарбованими головним чином по краю поля зору. Щоб погасити всі кольори, щодо яких об'єкт не має корекції, застосовують жовто-зелений світлофільтр. З огляду на те, що об'єктиви-апохромати мають корекцію майже для всіх кольорів видимій частині спектру, жовто-зелені світлофільтри для них зайві [9].

2.2 Схема та устрій растрового електронного мікроскопа

Растрова електронна мікроскопія - це дослідження об'єкта шляхом опромінення тонко сфокусованим електронним пучком, який розгортається в растр по поверхні зразка. В результаті взаємодії сфокусованого електронного пучка з поверхнею зразка виникають вторинні електрони, відбиті електрони, характеристичне рентгенівське випромінювання, оже-електрони і фотони різних енергій. Вони народжуються в певних обсягах - областях генерації усередині зразка і можуть бути використані для вимірювання багатьох його характеристик, таких як топографія поверхні, хімічний склад, електрофізичні властивості та ін.

Основною причиною широкого використання растрових електронних мікроскопів є висока роздільна здатність при дослідженні масивних об'єктів, що досягає 1,0 нм (10 А). Іншою важливою рисою зображень, одержуваних в растровому електронному мікроскопі є їх об'ємність, зумовлена великою глибиною різкості приладу.

Зручність застосування реєстрового мікроскопа в мікро-і нанотехнології пояснюється відносною простотою підготовки зразка і оперативністю дослідження, що дозволяє використовувати його для міжопераційного контролю технологічних параметрів без значних втрат часу. Зображення в растровому мікроскопі формується у вигляді телевізійного сигналу, що істотно спрощує його введення в комп'ютер і подальшу програмну обробку результатів досліджень.

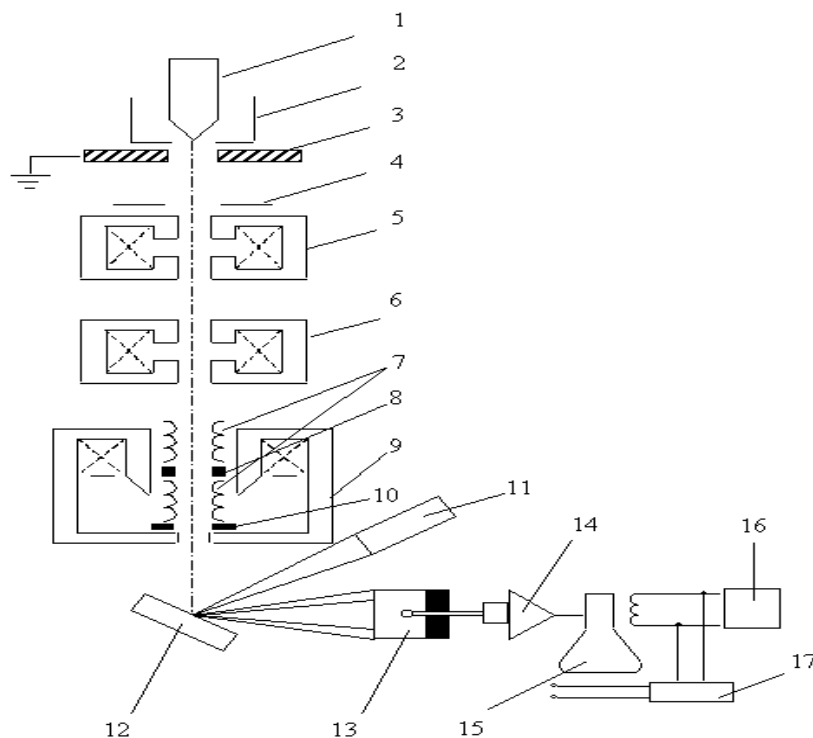
Розвиток мікротехнологій і поява нанотехнологій, де розміри елементів істотно менше довжини хвилі видимого світла, робить растрову електронну мікроскопію практично єдиною неруйнуючою методикою візуального контролю при виробництві виробів твердотільної електроніки та мікромеханіки.



Рис. 2.2 Растровий електронний мікроскоп

Растровий електронний мікроскоп складається з:

- джерела електронів (електронної гармати),
- оптичної системи, що забезпечує фокусування променя і його розгортку в растр,
- стіл об'єктів, що дозволяє позиціонувати зразок в трьох площинах,
- набір детекторів, які реєструють випромінювання, індуковані електронним променем.



1-3 електронна гармата, емітує електрони; 4-10 електроннооптична система, яка формує електронний зонд і забезпечує його сканування на поверхні зразка 12; 11-17 система, яка формує зображення

Рисунок 2.3 - Схема растрового електронного мікроскопа

Системи обробки відеосигналу і його відображення на екрані ЕПТ. Крім того, до складу будь-якого електронного мікроскопа входить вакуумна

система, що підтримує робочий вакуум порядку 10^{-5} – 10^{-8} мм ртутного стовпа. Схеми мікроскопа приведені на рисунку 2.3 [10].

2.3 Методи дослідження γ' -фази

В даний час для жароміцних сплавів на нікелевій основі оптимальною вважається структура межзерених прошарків, в якій частинки фази карбіду розділені або оточені пропорційними з ними частинками зміцнюючі такі сплави γ' -фази. Присутність γ' -фази в межзерених прошарках сприяє отриманню оптимальних характеристик тривалої міцності і пластичності за рахунок обволаківання міцних, але великих частинок фази карбіду щодо пластичним, стійким до повзучості і перешкоджає початку межзеренного руйнування шаром γ' -фази.

З метою виявлення механізму утворення межзерених частинок γ' -фази в сплавах на нікелевій основі в даній роботі методом рентгеноспектрального мікроаналізу на установці MS-46 досліджено формування структури межзерених прошарків в процесі термічної обробки п'яти промислових сплавів різного рівня легування. Ідентифікація утворюються в межзерених прошарках частинок проводилася за методикою. Для кожного стану сплаву визначалися лінійні коефіцієнти заповнення межзерених прошарків карбідний частками (η_K) і γ' -фазою ($\eta_{\gamma'}$) як відношення довжини межзерених прошарків, зайнятих відповідними частинками, до загальної протяжності межзерених прошарків на зображеннях в поглинання електронах [11].

У всіх досліджених сплавах в умовах термічної обробки утворення великих часток γ' -фази в межзерених прошарках спостерігалася у вузькому діапазоні температур поблизу середньої температури розчинності γ' -фази при охолодженні після гомогенізації на повітрі і в більш широкому діапазоні

температур другий гарту нижче середньої температури розчинності γ' -фази при охолодженні після гомогенізації в печі.

Охолодження після гомогенізації в печі сприяє значному збільшенню $\eta_{\gamma'}$ в широкому діапазоні НЕ температур другий гарту нижче середньої температури розчинності γ' -фази в сплаві. Причому, структура межзеренного прошарків для сплавів з різним рівнем легування і різними фазовим складом якісно однакова [12].

Згідно з отриманими даними, освіту межзеренного частинок γ' -фази можна пояснити зміною механізму виділення γ' -фази в сплавах на нікелевій основі. При температурі трохи нижче середньої температури розчинності γ' -фази в сплаві ступінь пересичення γ -твердого розчину мала, і має місце гетерогенний механізм виділення γ' -фази в бажаних центрах зародження, якими, зокрема, є межзеренного кордону. При більш низькій температурі збільшується ступінь пересичення твердого розчину і здійснюється перехід до гомогенного механізму виділення γ' -фази всередині зерен. При швидкому охолодженні після гомогенізації під час другої гарту при температурах, близьких до середньої температури розчинності γ' -фази, в межзеренного прошарках інтенсивно йде карбідоутворення, і цей процес помітно превалює над виділенням в межзеренного прошарках γ' -фази. Витримка при тих же температурах, але повільному охолодженню після гомогенізації сприяє значному збільшенню кількості межзеренного частинок γ' -фази завдяки двом факторам: істотного зниження інтенсивності процесу карбідоутворення і збільшення ймовірності і тривалості проходження діапазону температур гетерогенного виділення γ' -фази. Зменшення швидкості охолодження після гомогенізації і збільшення вмісту γ' -фази в сплаві сприяє збільшенню кількості межзеренного частинок γ' -фази. Мала швидкість коагуляції γ' -фази, яка пояснюється наявністю в сплаві ніобію, сприяє значному зменшенню розмірів межзеренного частинок γ' -фази в ньому в порівнянні з іншими дослідженими сплавами.

Присутність у складі межзеренного прошарків великих часток γ' -фази позитивно позначається на властивостях сплавів [13].

2.4 Статистичні методи дослідження

Розділ науки про метали, основою якого є два принципи: об'єктивний, строго кількісний характер оцінки мікроструктури і вибір геометричних параметрів просторового мікроскопічної будови в якості критеріїв оцінки. Актуальність дослідження: у монокристалічних жароміцних нікелевих сплавах, з яких виготовляють лопатки сучасних газотурбінних двигунів (ГТД), присутній упрочнююча γ' -фаза двох розмірів (кілька мікрон і нанорозмірних). Для поглибленого дослідження структурно-фазового стану таких сплавів необхідно не тільки якісний опис створеної структури, а й кількісний аналіз геометричних характеристик складових сплаву. Мета роботи: розробка комплектів стандартних зразків складу та структури монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів. Встановлено, що основними параметрами структури, що визначають властивості зазначених сплавів, є розмір частинок зміцнюючої γ' -фази, товщина прошарків γ -фази між ними і параметри решіток фаз. Сформульовано метрологічні вимоги до стандартних зразків складу та структури жароміцних нікелевих сплавів. Визначено необхідний і достатній набір стандартних зразків, що забезпечує можливість визначення складу і параметрів структури монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів. Розроблені комплекти стандартних зразків атестовані як стандартні зразки підприємства. Стандартні зразки можуть бути використані для градуювання спектральної апаратури при проведенні

елементного аналізу сплавів зазначених класів; для калібрування основних засобів вимірювання параметрів структури сплавів; для вимірювання періодів решітки сплавів; для отримання еталонних знімків структури методами растрової електронної мікроскопії (РЕМ) і просвічення електронної мікроскопії (ПЕМ).

Об'єктом аналізу і оцінки в стереометричних металографії є справжнє просторова будова сплаву, а не видима в мікроскопі або на мікрофотографії площинна структура.

Оцінку мікроскопічної будови проводять строго кількісно, за допомогою натуральних, тобто реально існуючих в просторову структуру, геометричних параметрів. Використання статистичних методів аналізу дозволяє проводити оцінку цих параметрів цілком об'єктивно і з будь-якою точністю, яка може знадобитися в практичних цілях.

При металографічному аналізі структури її можна оцінити одним з трьох способів - описовим, напівкількісним або кількісним. Властивості металевим сплавів повністю залежать від структури, а вона в свою чергу визначається складом сплаву і наданими на нього зовнішніми впливами. При розробці нових сплавів або Нових технологічних методів їх обробки, в науково-дослідних роботах широко використовують експериментально встановлюються залежно типу технологічні чинники - структура або структура - властивості.

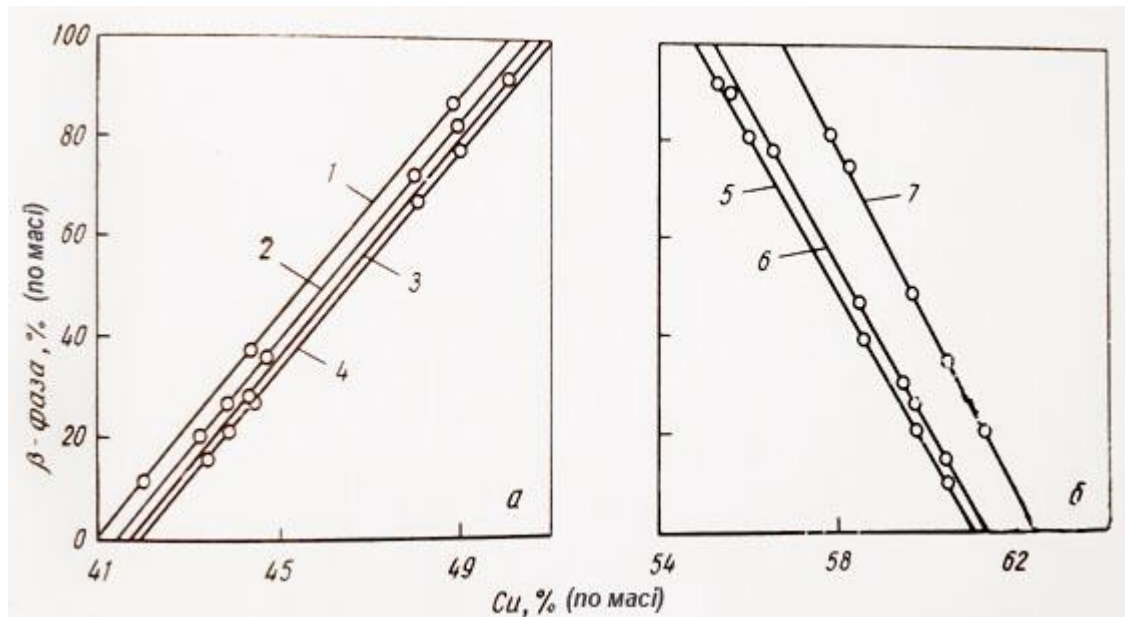
Однією з найважливіших проблем сучасного металознавства є «відкриття таких принципів, законів і положень, які дозволили б проектувати сталь з наперед заданими властивостями» [14], або «проблема управління властивостями сталі» [15]. Ця проблема безпосередньо пов'язана з завданням повного використання металів і сплавів шляхом надання їм оптимальних властивостей. В деякій мірі зазначена проблема вирішена тільки на рівні монокристалів. Знання сил між - атомної зв'язку та геометрії просторового розташування атомів в кристалі дозволило розрахувати теоретичну міцність і

деякі інші властивості кристалів. Уточнення кристалічної будови з урахуванням його дефектів дозволило в ряді випадків розраховувати властивості і реальних монокристалів. Однак перехід від розрахунку показників монокристалів до розподружжя міцності та інших властивостей хоча б полікристалічного металу, а в подальшому і сплавів з більш складними, багатofазними структурами, вимагає додаткових точних кількісних даних про внутрішню будову такого металу - форми, розмірах, відносної просторової орієнтації і взаємне розташуванні складових полікристалічний метал мікроскопічних кристалів - зерен. Такі дані можуть брати отримані при використанні строго кількісної оцінки мікроскопічної будови металів.

При побудові діаграм стану сплавів положення ліній перетворень в твердому стані, розташованих горизонтально або з не великим нахилом, досить надійно визначається даними термічного аналізу. Однак у багатьох випадках лінії, що розмежовують області існування різних твердих фаз, мають орієнтацію. Незначна зміна змісту компонента супроводжується різкою зміною критичної температури, то за допомогою даних термічного аналізу встановити положення подібних ліній на діаграмі важко. У подібних випадках доцільно використання металографічного аналізу.

Бек і Сміт користуючись описаним методом, успішно уточнили положення ліній діаграми стану сплавів міді з цинком, що розмежовують області існування α , $\alpha + \beta$, β , $\beta + \gamma$ і γ -фаз [16]. Отримані ними залежності вмісту β -фази від вмісту міді в сплаві наведені на рисунку 2.4. Група ліній лівій частині малюнка отримана для рівноваги β - і α -фаз, а правій частині - для рівноваги β - і α -фаз. Отримана чітка прямолінійна залежність дозволяє визначити вміст міді, відповідне нульового і 100% - ному утриманню β - фази при температурах 360, 400, 420 і 440°C і при температурах 460, 500 і 600°C. За отриманими даними проводять відповідні лінії діаграми стану. Кількісну

оцінку структури вельми корисна і надійна при побудові діаграм стану сплавів.



а

б

Рисунок 2.4 - Металографічне визначення змісту β -фази в сплавах, що знаходиться в рівновазі з γ -фазою (а) і з α -фазою (б) при різних температурах, °C: 1-360; 2-400; 3-420; 4-440; 5-460; 6-500; 7-600.

Металографічний аналіз широко використовують в промисловості для контролю структури металу, напівфабрикатів або готових виробів для забезпечення їх якості. Проводить металографічний метод контролю якості введений в ряд діючих стандартів. За мікросруктурою контролюють величину дійсного і природного зерна сталі (ГОСТ 5639-65), забрудненість сталі неметалевими включеннями (ГОСТ 1778-62), наявність структурно вільного цементиту і ступінь полосчатості маловуглецевої сталі (ГОСТ 5640-59), структуру інструментальних сталей в стані поставки її карбідну неоднорідність (ГОСТ 5950-63). Металографічний аналіз не може бути

замінений іншими методами контролю, з його допомогою контролюються специфічні вимоги, пов'язані саме до структури металу.

Саме поняття контрольних функцій металографічного аналізу зумовлює існування певних кількісних нормативів для структури в цілому або її елементів, дотримуючись яких контролююча організація повинна визнати метал придатним для того або іншого призначення в залежності від фактично одержаних в результаті мікроаналіза показників. Звідси випливає, що для виконання металографічним аналізом контрольних функцій необхідна строго кількісна оцінка контрольованої структури і її окремих елементів.

Стандартизовані методи металографічного аналізу, що застосовуються для контролю металу і металевих виробів за структурою, в більшості випадків є напівкількісними методами баллової оцінки. Найважливішим недоліком баллової оцінки є її суб'єктивність і обумовлені цим низька точність і надійність. Оскільки вихідні одиниці інформації про структуру отримують візуально, порівнянням випадкового поля зору з малюнком шкали, ніяка подальша математична обробка отриманих даних не може перетворити оцінку в кількісну[17].

Бальна оцінка має ступінчастий характер, то як оцінювані елементи структури являються безперервними змінними.

Вимоги до елементів структури або до структури в цілому необхідно встановлювати технічними умовами або якісними стандартами в залежності від умов роботи металу в контрольованому виробі або матеріалі.

Описові методи характеристики мікроскопічної структури, повністю зберігають своє значення при необхідності чисто якісної її характеристики - при визначенні природи фаз і структурних складових сплавів, при виявленні місцевих дефектів з метою встановлення причин і характеру руйнування металу. Но тільки строго кількісна оцінка, яка ґрунтується на параметрах просторової будови, може забезпечити ефективний контроль якості металу і

металевих виробів, а також встановити кількісні взаємозалежності, що зв'язують мікроструктуру, властивості і чинники технологічного процесу, виявити природу і фізичну сутність цих залежностей, знайти або перевірити закони, які їх визначають.

Всі методи стереометричного мікроаналіза є статистичними і геометричними параметрами, що характеризують просторову будову, являють собою статистично середні величини.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Найбільш важливими деталями газотурбінних двигунів (ГТД) є лопатки газової турбіни, що визначають максимальну температуру робочого газу на вході в турбіну і, отже, питому потужність, економічність і ресурс двигуна. Підвищення робочої температури газу перед турбіною (до 2 000... 2200K в перспективних двигунах) може бути досягнуто за рахунок застосування лопаток з монокристалічною структурою з ливарних жароміцних нікелевих сплавів нового покоління (ЖНС) [18].

3.1 Експериментально-теоретичні дослідження

Основна перевага монокристалічних лопаток, в порівнянні з звичайними полікристалічними ЖНС, полягає в більш високому опорі високотемпературної повзучості, обумовленому відсутністю в сплаві кордонів зерен, оскільки їх структура сформована гілками одного дендрита, розвинувся від монокристалічної затравки [19].

На мікроскопічному рівні структура монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів представлена тільки двома фазами: частинками γ' -фази, розсіяними в матриці з складнолегована γ -твердого розчину на нікелевій основі. Гамма і гамма штрих фази, як зазначено вище [19, 20]. У свою чергу частки інтерметаллідним γ' -фази розрізняються розмірами і складаються з кубоїдних мікрочастинок, які розділені нанопрослойками γ фази.

Зміцнення γ' -фазою забезпечує тривале збереження високої температурної працездатності сплавів даного класу в широкому інтервалі температур, аж до 1150°C [21, 22]. Отже, найважливіша роль в опорі високотемпературної повзучості монокристалічних ЖНС належить таким структурно-фазових характеристиках, як період кристалічних решіток γ - і γ' -фаз, їх розмірна невідповідність δ або γ / γ' -мисфит, який розраховують за формулою

$$\delta = 2 \cdot ((a\gamma' - a\gamma) / (a\gamma + a\gamma')) \cdot 100 \% \quad (3.1)$$

де $a\gamma$ и $a\gamma'$ – періоди ґрат γ - и γ' - фаз відповідно [23, 24].

Експериментально встановлено, що вплив легуючих елементів на період кристалічної решітки γ' -фази слабкіше, ніж γ твердого розчину в багатокомпонентних жароміцних сплавах на основі нікелю. мисфит γ / γ' визначається головним чином тими легируючими елементами, які найбільш сильно збільшують період решітки γ -твердого розчину. Такими елементами, в порядку зростання впливу на період решітки γ -фази, є Ru, Re, Mo, W, Nb и Ta [25, 26, 27].

Основна мета даної роботи - отримання прогнозують регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розраховувати механічні властивості монокристалічних ЖНС без проведення попередніх експериментів. Для експериментально-теоретичних досліджень

температурної працездатності була сформована робоча вибірка сплавів, що складається з відомих промислових ЖНС для монокристалічного лиття вітчизняного і зарубіжного виробництва, наступних марок: CMSX2, CMSX3, CMSX4, CMSX10, AM1, 203E, TUT92, PWA1484, PWA1480, SRR99, NASAIR100, SMP14, R162, TMS71, TMS75, ReneN4, ReneN5, ReneN6, SC180, MC2, ЖС36, ЖС30М, ЖС40, ЖС47. Вибірка сплавів здійснена з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за змістом основних елементів охоплюють широкий діапазон легування.

Отримані значення були оброблені в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр - властивість» і математичних рівнянь регресійних моделей (ліній трендів), які оптимально описують ці залежності.

З урахуванням того, що в опорі високотемпературної повзучості монокристалічних ЖНС роль належить такому структурному параметру, як розмірне невідповідність δ (γ/γ' -мисфит), яке залежить від системи легування, актуальною є задача отримання оптимальної регресійної моделі для розрахунку даної характеристики на основі хімічного складу сплавів класу монокристалічних ЖНС.

Всі компоненти, що використовуються при легуванні ЖНС, можна умовно розділити на три групи: розчиняються головним чином в γ -твердому розчинні (Co, Cr, Mo, W, Re), розчиняються переважно у γ' -фазе (Al, Ti, Ta, Hf) і карбідоутворюючі елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr). Типова мікроструктура сплаву ЗМІ-3У з монокристалічної структурою представлена на рисунку 3.1. Її основними фазовими складовими є γ -твердий розчин і упрочнююча γ' -фаза. Таким чином, поділ легуючих елементів зводиться до двох груп.

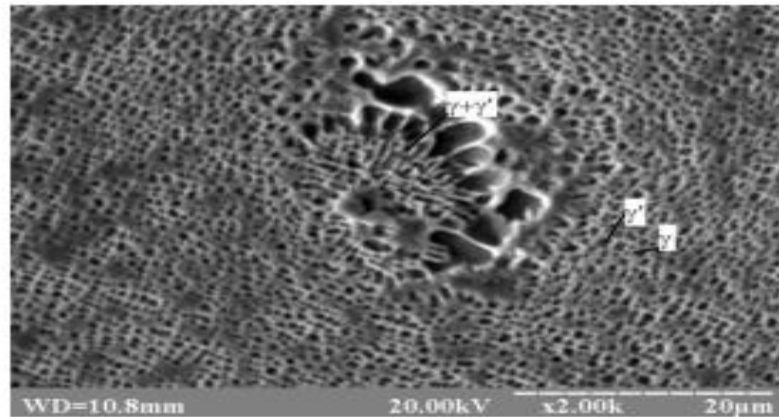


Рисунок 3.1 - Типова структура монокристалічних ЖНС

З іншого боку, до складу γ' -фази (Ni_3Al) входять такі елементи як: Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V та ін. Але їх зміст в γ' -фазі і вплив на її об'ємну частку в структурі різний. Цей вплив пов'язаний із здатністю цих елементів утворювати з нікелем стабільні інтерметаллідні фази типу Ni_3Me . Звідси витікає, що на мисфит і механічні властивості сплавів роблять вплив не лише елементи, які відносяться до γ' -образуючої, але і ті, які класифікують як γ -твердорозчинних зміцнювачів. В результаті аналізу і обробки експериментальних даних запропоновано співвідношення легуючих елементів:

$$K_{\gamma'} = \frac{\Sigma \gamma' (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf})}{0,2 \Sigma \gamma (\text{Cr} + \text{W} + \text{Mo} + \text{Re} + \text{Co} + \text{Ru})} \quad (3.2)$$

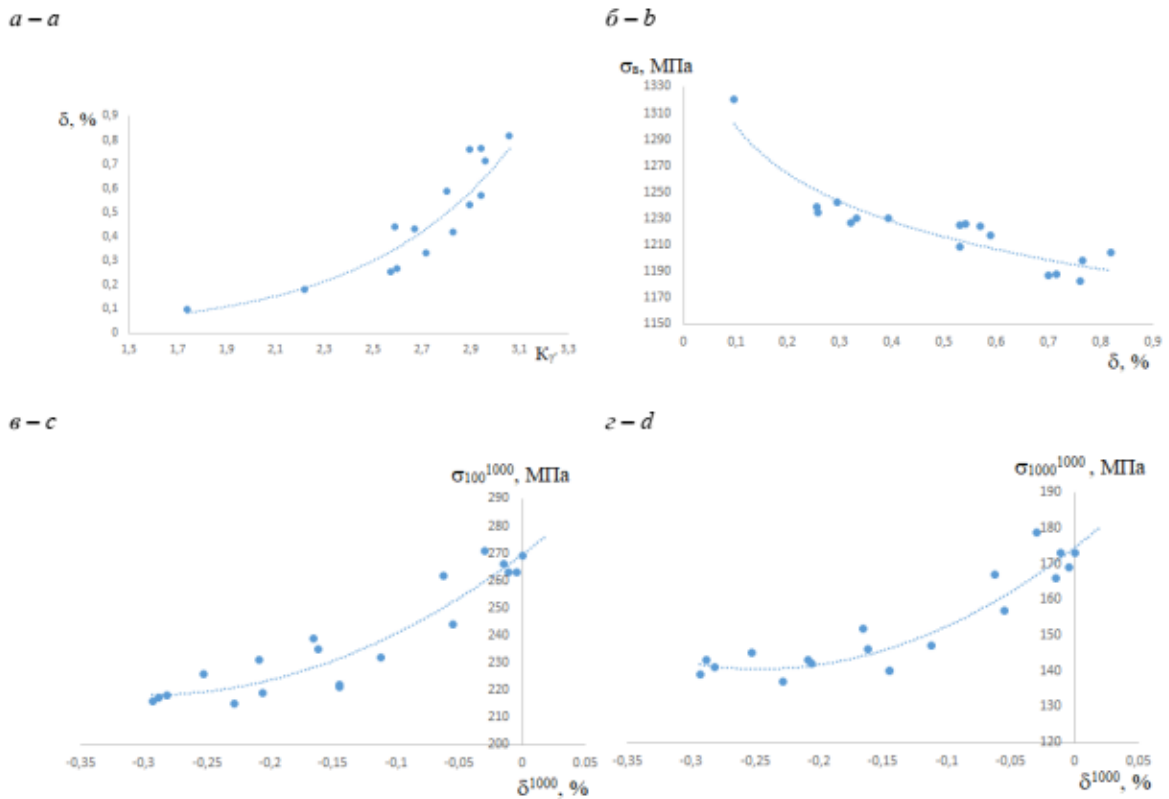
де якому калібрувальний коефіцієнт 0,2 був визначений емпіричним шляхом.

Це співвідношення враховує комплексний вплив основних компонентів сплаву в масових відсотках на механічні властивості. Оскільки розмірна невідповідність параметрів ґрат пов'язана з мірою концентраційного твердорозчинного зміцнення γ - і γ' -фаз, ефективністю дисперсійного зміцнення сплаву, швидкістю повзучості і іншими властивостями

монокристалів, те співвідношення $K\gamma'$ дозволяє зв'язати ці властивості з багатокомпонентними системами.

Встановлено, що розмірна невідповідність δ має експоненціальну залежність (рис. 3.2, а) із запропонованим співвідношенням: $\delta = 0,0045 \text{ EXP}(1,6775 K\gamma')$; відносна погрішність $\pm 3,32 \%$. Збільшення співвідношення $K\gamma'$ призводить до підвищення δ , що пов'язане зі зменшенням кількості γ -растворных упрочнителей і збільшенням γ' -образующих елементів, які впливають на параметри кристалічних решіток фаз. Показано, що для багатокомпонентних нікелевих систем (монокристалічних ЖНС) можна з високою достовірністю прогнозувати мисфит, який робить істотний вплив на прочностные характеристики сплавів цього класу. Встановлено, що залежність межі σ_v короткочасній міцності сплавів від величини мисфита (рис. 3.2, б) оптимально описується логарифмічною залежністю

$\sigma_v = -52,32 \ln(\delta) + 1\,179,9$ з відносною погрішністю $\pm 3,74 \%$. Для монокристалічних ЖНС збільшення абсолютного значення мисфита супроводжується зниженням межі їх короткочасної міцності, оскільки між кристалічними решітками γ - і γ' - фази утворюється значна напруга, яка сприяє процесам структурної і фазової нестабільності, що призводить до передчасного руйнування матеріалу.



а – залежність величини мисфита δ від величини співвідношення $K_{\gamma'}$; б – залежність межі короточасної міцності σ_B от мисфита δ при 20 °С; в, г – залежність меж 100- та 1 000- годинній тривалій міцності від мисфита при 1000°С

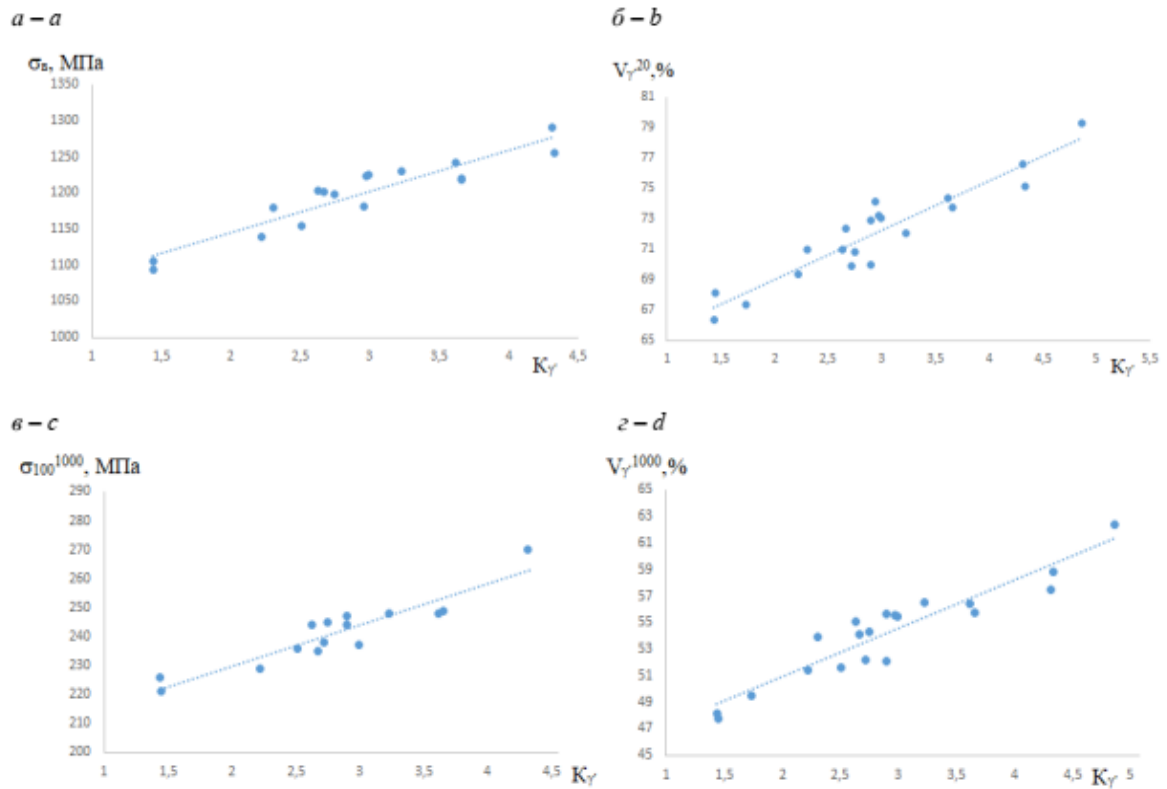
Рисунок 3.2 - Кореляційна залежність властивостей монокристалічних ЖНС від величини мисфита δ і співвідношення $K_{\gamma'}$ у їх складі

Показано, що при температурі випробувань 1000°С залежність меж 100- и 1 000- годинній тривалій міцності від величини мисфита (рис. 3.2, в, г). Оптимально описується отриманими моделями:

$$\sigma_{100}^{1000} = 587,78\delta^2 + 347,96\delta + 269,65 \text{ з відносною погрішністю } \pm 3,46 \% \text{ (рис. 3.2, в);}$$

$$\sigma_{1000}^{1000} = 561,482 + 276,64\delta + 174,65 \text{ з відносною погрішністю } \pm 3,6 \% \text{ (рис. 3.2, г).}$$

Ці залежності показують, що при температурі 1 000°C значення розмірної невідповідності близьке до нуля, сплави мають кращі показники тривалої міцності. З вище за розглянутих залежностей можна зробити висновок, що при розробці нових складів сплавів або вдосконаленні складів відомих промислових марок цього класу, треба закладати високі абсолютні значення мисфита при кімнатній температурі (рис. 3.2, б). Це пов'язано з тим, що з підвищенням температури зміниться розмірна невідповідність параметрів грат γ - γ' - фаз, а при температурі експлуатації бажано мати величину мисфита близькою до нуля (рис. 3.2, в, г), що понизить когерентну напругу і забезпечить поліпшення структурно фазової стабільності і, отже, підвищить тривалу міцність. Встановлено, що запропоноване співвідношення $K_{\gamma'}$ має тісну кореляцію з межами короткочасною (σ_v) і тривалою (σ^{100} , σ^{1000}) міцності, а також з об'ємною долею γ' -фази, яка знаходиться в межах 60–70 % мас. для кімнатної температури і від 45 до 65 % мас. при 1 000°C у монокристалічних ЖНС (рисунок 3.3). Усі ці залежності мають лінійний характер з позитивним кутовим коефіцієнтом і погрішністю не більше $\pm 3,8$ %. Така поведінка пояснюється тим, що зі збільшенням $K_{\gamma'}$ збільшується об'ємна кількість основної, що зміцнює γ' - фази при кімнатній температурі (рис. 3.3,б) і залишковій при підвищених температурах експлуатації (рис. 3.3,г), слідчий, підвищуються межі короткочасною (рис. 3.3, а) і тривалій міцності (рис. 3.3, в) у монокристалічних сплавів.



а – межі короткочасної міцності; б – об'ємної кількості γ' -фази при 20°C ; в – меж тривалої міцності; г – залишкової кількості γ' -фази при $1\,000^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.3-Залежність від співвідношення $K\gamma'$ у складі монокристалічних ЖНС

Зв'язок об'ємної долі γ' - фази межами короткочасної і тривалої міцності із запропонованим співвідношенням $K\gamma'$ для класу монокристалічних ЖНС адекватно описують отримані регресійними моделями.

$$\sigma_{0.5} = 57,414 K\gamma' + 1030,1; \quad (3.3)$$

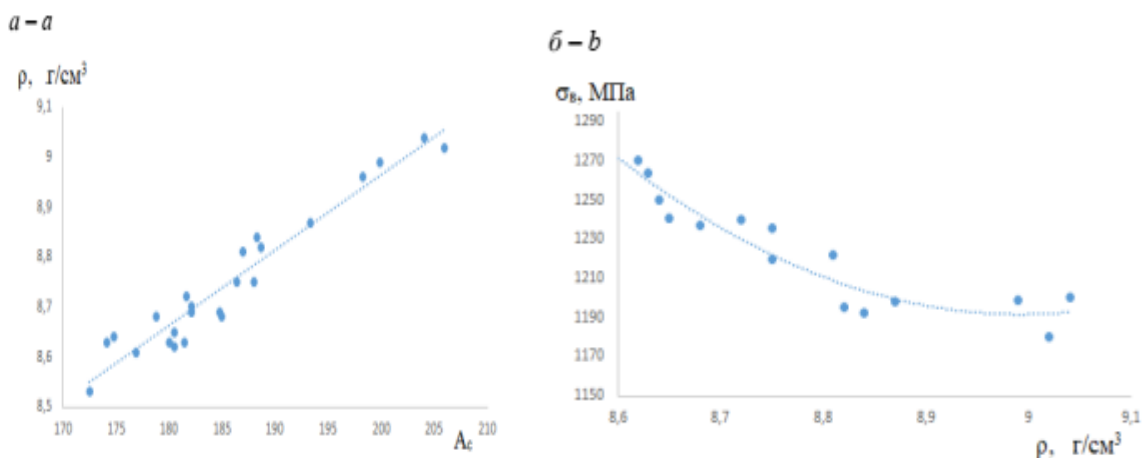
$$V_{\gamma'}^{20} = 3,2607 K\gamma' + 62,481; \quad (3.4)$$

$$\sigma_{1000}^{1000} = 14,303 K\gamma' + 201,11; \quad (3.5)$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = 3,6597 K\gamma' + 43,551. \quad (3.6)$$

Таким чином, отримані моделі можна застосовувати для розрахунків при прогнозуванні механічних властивостей багатокомпонентних нікелевих систем (монокристалічних ЖНС) на основі їх хімічного складу.

Починаючи з другого покоління, в монокристалічні ЖНС введений реній в кількості від 2 до 6% (в окремих випадках до 9%), що значно збільшило щільність сплавів, а отже, і масу готового виробу. Починаючи з четвертого покоління, рекомендовано частину ренію замінювати рутенієм (от 2–6 %) з метою обмеження щільності монокристалічних ЖНС на рівні, що не перевищує 9 г/см³. Відомо, що щільність ρ тісно корелює з середньою атомною масою сплаву A_c , тому автори запропонували регресійну модель, отриману для багатокомпонентних систем легування монокристалічних ЖНС: $\rho = 0,0151 \cdot A_c + 5,9462$ з погрешністю, що не перевищує $\pm 2,6 \%$ (рис. 3.4, а).



а - питомій щільності від середньої атомної маси; б - межі короточасної міцності від питомої щільності

Рисунок 3.4 - Залежність для монокристалічних ЖНС

На рисунку 3.4, а показана залежність питомої щільності від середньої атомної маси сплавів, яка має лінійний характер, оскільки зі збільшенням кількості тугоплавких елементів з високим значенням атомної маси неминуче

підвищуватиметься щільність монокристалічних сплавів. Встановлено, що збільшення питомої щільності призводить до зниження межі короточасної міцності сплаву (рис. 3.4, б), що оптимально описує наступна залежність: $\sigma_b = 521,06\rho^2 - 9\,370,9\rho + 43\,324$ з погрішністю $\pm 3,46\%$. Така тенденція проявляється внаслідок того, що елементи з високою атомною масою мають високу температуру плавлення, вони зміцнюють γ -твердий розчин і не роблять помітного впливу на інтерметаллідное зміцнення сплавів. Отримані регресійні моделі дають можливість прогнозувати питому щільність і межу короточасної міцності по питомій щільності сплаву як при розробці нових монокристалічних ЖНС, так і при удосконаленні відомих промислових композицій у рамках марочного складу.

Узагальнені закономірності комплексного впливу легуючих елементів, які входять до складу монокристалічних ЖНС, на властивості, які впливають на їх працездатність. Уперше запропоновано співвідношення $K_{\gamma'}$ за допомогою якого можна адекватно прогнозувати властивості монокристалічних ЖНС, а також регресійні моделі для прогнозування основних характеристик ливарних монокристалічних ЖНС як при розробці нових складів, так і при вдосконаленні відомих промислових марок.

3.2 Розрахунок і експериментальна частина

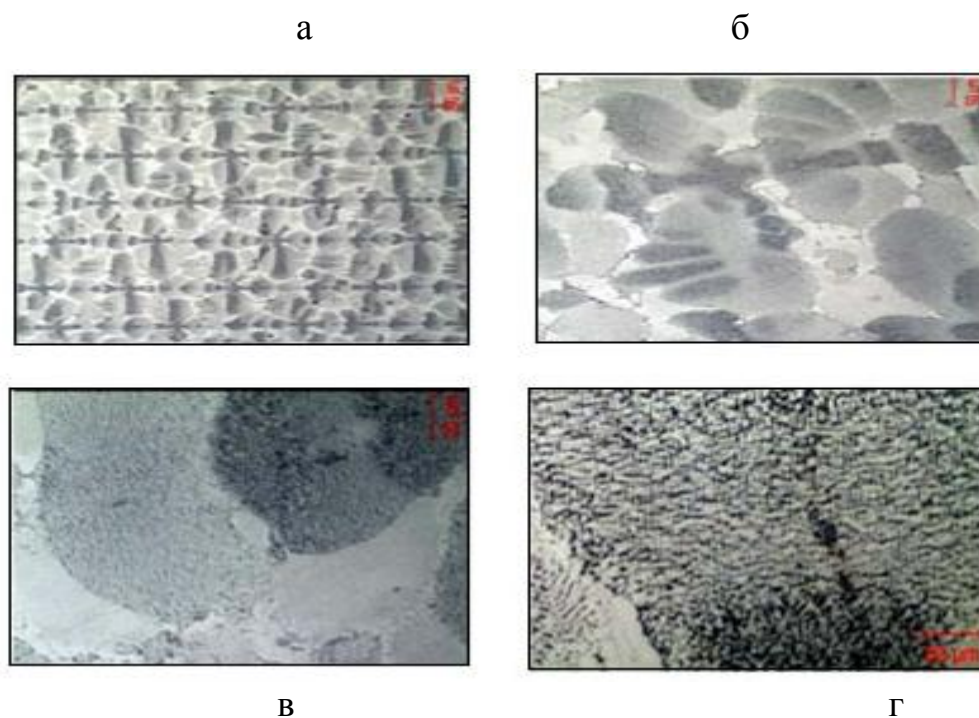
TMS-82 + - висококристалічний монокристалічний супер-сплав 2-го покоління, який базується на Ni, забезпечує міцність при повзанні на 30°C вище температури CMSX-4, при напрузі приблизно 137,2МПа. Сплав

TMS-82 + також має дуже хорошу корозійну стійкість до високої температури. Цей сплав підходить для лопаток турбін в промислових газових турбінах.

Таблиця 3.1 Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву TMS82+

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою														
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	V	Re	Ru	Zr	B
TMS 82+	-	4,9	7,8	5,3	0,5	1,9	8,7	-	6,0	0,1	-	2,4	-	-	-

Мікроструктура зразків сплаву TMS82 + (без термообробки) має дендритні-пористу структуру, сформовану дендритами першого і другого порядків. У структурі спостерігається розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' - фази: в междендрітних областях вони помітно крупніше. У структурі також є значна кількість евтектичною фази типу ($\gamma - \gamma'$), що розташовується в междендрітних просторах.



а, б - поверхня в поздовжньому напрямку; в, г - в поперечному перерізі

Рисунок 3.5 - Макроструктура дослідних зразків зі сплаву TMS82+, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації

Дендритних-пористу будову монокристалічних виливків і виливків з направлено закристалізованою структурою зі сплаву TMS82+ є типовим для жароміцних нікелевих сплавів, отриманих методом спрямованої кристалізації. Гомогенізація при температурі 1316 ... 1341°C з подальшим подвійним старінням сприяє підвищенню однорідності сплаву внаслідок практично повного розчинення в γ - твердому розчині евтектичною (γ - γ')- фази, а також вирівнювання складу між осями і межосних просторами дендритів (рис. 3.6). У мікроструктурі виявлено поодинокі, рідко зустрічаються частинки евтектики, витягнуті в напрямку кристалізації (рис. 3.6) рідко зустрічаються включення оксидів розміром. Карбіди в структурі не знайдено. Інтерметаллідні частки γ' - фази у вісях і междендрітних просторах мають приблизно однакові розміри. форма γ' - частинок - кубоїдна; на малокутових межах монокристалів сформувалися частки γ' - фази неправильної форми.

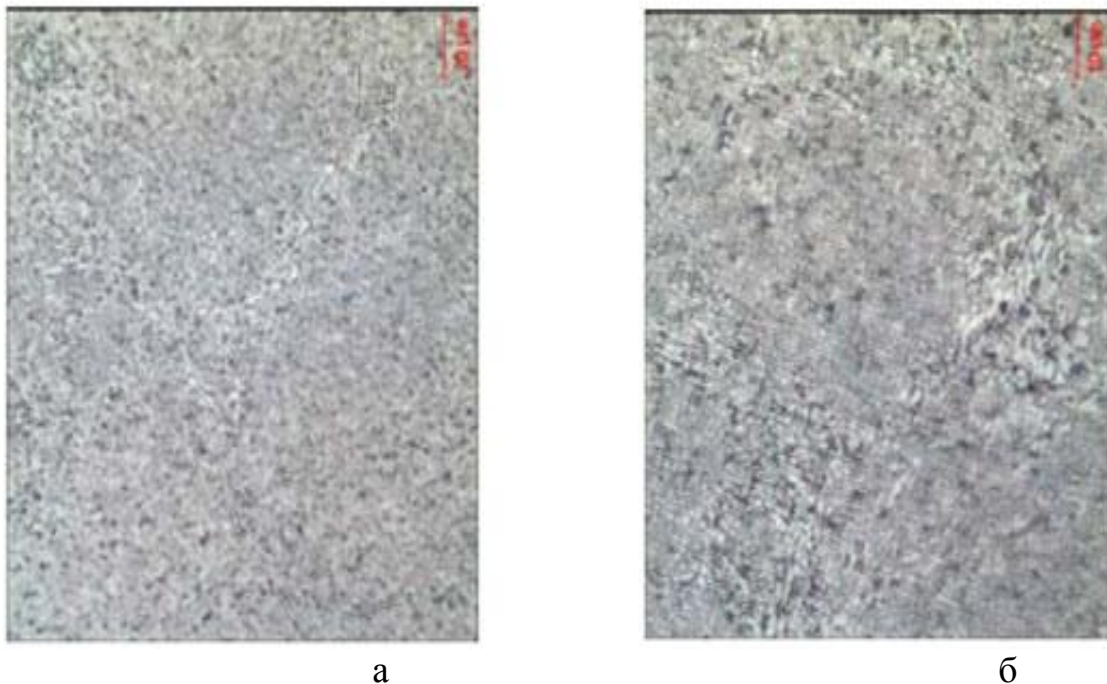
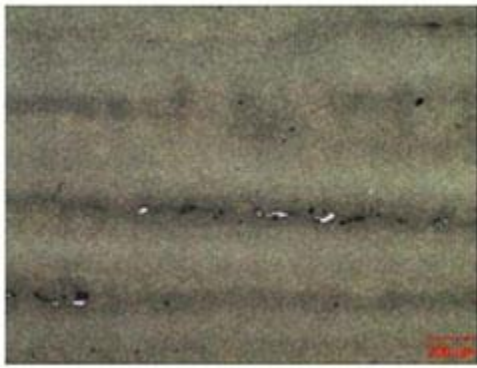
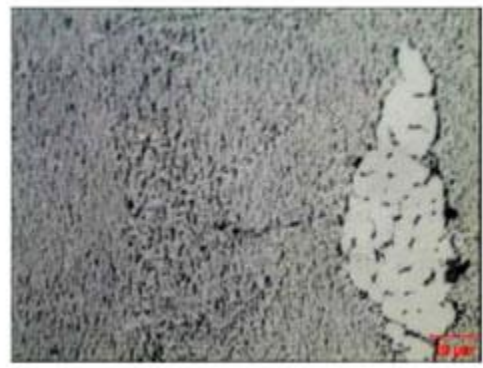


Рисунок 3.6 - Мікроструктура зразка сплаву TMS82+ після термообробки



а



б

Рисунок 3.7 - Рідко зустрічаються частинки евтектичною фази типу (γ - γ') в термообробленому сплаві TMS82+

Мікроструктура сплаву TMS82 + є типовою для жароміцних нікелевих сплавів як в литому стані, так і після термообробки по режиму.

В результаті аналізу і обробки експериментальних даних маємо можливість використовувати співвідношення легуючих елементів: в якому калібрувальний коефіцієнт 0,2 визначено емпіричним шляхом.

$$K_{\gamma'} = \frac{5,3+0,5+6,0+0,1}{0,2 \times (4,9+8,7+1,9+2,4+7,8)} = 2,203$$

Отримані моделі застосовані для розрахунків при прогнозуванні механічних властивостей багатокомпонентних нікелевих систем (монокристалічних ЖНС) на основі їх хімічного складу.

$$\sigma_b = 57,414 \cdot 2,203 + 1030,1 = 1156,58 \text{ МПа};$$

$$V_{\gamma'}^{20} = 3,2607 \cdot 2,203 + 62,481 = 69,664 \% \text{ мас.};$$

$$\sigma_{100}^{1000} = 14,303 \cdot 2,203 + 201,11 = 232,619 \text{ МПа};$$

$$V_{\gamma}^{1000} = 3,6597 \cdot 2,203 + 43,551 = 51,613 \% \text{ мас.}$$

Таблиця 3.2 - Розрахункові і експериментальні значення критичних температур для сплаву TMS82+ середнього рівня легування

TMS 82+	Температурні характеристики, °C					
	t_L	t_S	$t_{EBT.}$	$t_{K.P.}^{\gamma'}$	$t_{П.Р.}^{\gamma'}$	$\Delta t_{ГОМ.}$
Розрахунок	1393,19	1351,87	1320	1250,2	850	1310
Експеримент	1419,3	1363,4	1305	1273	856	1289

Для складу сплаву були здійснені розрахунки критичних температур (t_L , t_S , $t_{EBT.}$, $t_{П.Р.}^{\gamma'}$, $t_{K.P.}^{\gamma'}$, $\Delta t_{ГОМ.}$). В таблиці 3.2 показано, що розрахункові результати критичних температур показали збіжність та узгодженість із експериментальними даними для сплаву TMS82+. Розрахунку критичних температур, які отримані на основі обробки експериментальних даних, для сплавів класу ЖНС дозволяють з високою точністю розрахувати критичні температури (t_L) і (t_S) з похибками $\sqrt{3}$ - $\sqrt{4}$, та критичні температури ($t_{П.Р.}^{\gamma'}$), ($t_{K.P.}^{\gamma'}$) і ($t_{EBT.}$) з похибками $\sqrt{2}$ - $\sqrt{5}$, як при розробці нових складів ЖНС, так і при удосконалюванні складів існуючих марок, розраховувати інші важливі температурні характеристики.

Таблиця 3.3 - Розрахункові і експериментальні значення об'ємної частки (V_{γ}^t), % за масою для сплаву TMS 82+

TMS 82+	Об'ємна частка (V_{γ}^t), % за масою	
	V_{γ}^{20}	V_{γ}^{1000}
Розрахунок	64,0	53,4
Експеримент	69,6	51,6

В таблиці 3.2 показано, що розрахунок та експеримент розробляемого сплаву для фазово-стабільних механічних властивостей: в структурі вмістом γ' - утворювальних елементів (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)%, за масою в складі сплавів класу ЖНС, об'ємною часткою ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі для температур 20° і 1000°С з похибками від 2% до 5%, відповідно.

Розрахункові і експериментальні значення границь 100 годинної тривалої міцності (σ_{100}^{1000}), МПа для заданого сплаву мають похибку $\sqrt{4}$.

- розрахункові дані: $\sigma_{100}^{1000}=248,4\text{МПа}$;

- експериментальні дані: $\sigma_{100}^{1000}=232,6\text{МПа}$

Розрахункові характеристики короткочасної та довготривалої міцності для сплава TMS 82+ мають добру узгодженість з експериментальними даними для цього сплаву. Таким чином, проведений аналіз розробок в області ливарних жароміцних сплавів дозволяє визначити основні напрямки сучасного розвитку ЖНС для монокристалічних сплавів.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі дипломної роботи надані основні заходи з охорони праці при дослідженні жароміцних нікелевих сплавів.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) небезпеки, які пов'язані спорушеннями роботодавцями вимог НПАОП 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників»;

б) можливість ураження електричним струмом внаслідок невиконання правил з електробезпеки, несправності обладнання, відсутність заземлення, що може призвести до електричних травм або летального наслідку;

в) незадовільна організація робочого місця дослідника відносно вимог ергономіки, що може призвести до зниження працездатності;

г) небезпеки, пов'язані з визначенням хімічного складу дослідних матеріалів методом спектрального аналізу;

д) небезпеки, пов'язані з випробуванням механічних властивостей, випробувань на зносостійкість і на ударну в'язкість;

е) небезпеки, пов'язані з дослідженнями структури методом оптичної металографії;

є) незадовільні параметри повітряного середовища в робочій зоні через неефективну роботу системи кондиціонування, що може призвести до загальних захворювань органів дихання та появи алергічних реакцій;

ж) небезпеки, пов'язані з використанням ПК при проведенні досліджень;

- з) недостатній рівень освітлення приміщення дослідної лабораторії, внаслідок неефективності системи загального і штучного освітлення;
- и) можливість загорання внаслідок порушення правил безпеки чи виходу з ладу обладнання може призвести до пожежі;
- і) небезпеки, пов'язані з умовами праці, зокрема в умовах надзвичайних ситуацій відсутність організації дій.

4.2 Заходи по забезпеченню безпеки.

а) Згідно вимог НПАОП 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників» передбачено:

- усі працівники повинні пройти навчання та перевірку знань з питань охорони праці відповідно до «Типового положення про порядок проведення навчання і перевірки знань з питань охорони праці», затвердженого наказом Держнаглядохоронпраці (Держпраці) від 26.01.2005 №15.

Роботодавець повинен забезпечити повну і вичерпну інформацію працівників з питань охорони праці як відносно підприємства в цілому так і відносно специфіки виконуваних робіт на робочих місцях, де зазначені можливі небезпечні ситуації та заходи для їх запобігання. Найбільш ефективним є проведення відповідних інструктажів (вступний, первинний, повторний, позаплановий та цільовий).

Вимоги до облаштування робочих зон передбачають справний робочий стан устаткування і захисних пристроїв, сприяння безпечних умов для усунення виявлених несправностей, які можуть негативно вплинути на безпеку і здоров'я працівників, можливість регулярного контролю і перевірок здатності функціонування захисних засобів і пристроїв, призначених для запобігання небезпеці або їх усунення.

Шляхи пересування в робочій зоні включаючи сходи, стаціонарні переходи, аварійні виходи повинні бути позначенні відповідними знаками, мати дороговкази, бути розташовані і мати такі розміри, щоб прохід або проїзд був легким і безпечним. Наприклад: підлоги приміщень не повинні мати нерівностей, отворів або небезпечних ухилів, двері аварійних виходів повинні відкриватись назовні і замикатись, так щоб у випадку необхідності будь-яка особа могла легко і швидко їх відкрити без застосування додаткових засобів, захищеність робочих зон, шляхів пересування, аварійних виходів категорично забороняється.

Виробниче приміщення повинні мати достатню площу і висоту для раціонального планування відповідно до СНиП 2.09.04-87 «Административные и бытовые здания» та СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания».

б) Для виключення можливості ураження електричним струмом згідно з ПУЭ-2011 «Правила устройства электроустановок» передбачається:

- Всі співробітники лабораторії повинні пройти навчання та перевірку знань з електробезпеки та у відповідності з НПАОП.0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників»[32] отримати 2-3 групу з електробезпеки. Періодично один раз на рік необхідно перевіряти опір заземлення, який не повинен перевищувати 4 Ом. Якість заземлення перевіряється щорічно з оформленням акту відповідно нормативних вимог ГОСТ 12.1.019-79 «Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты» [33].

- Періодично, не рідше ніж два рази на рік, передбачається перевіряти справність контактів електроз'єднань, штепсельних вилок з'єднувальних провідників. В тому випадку, якщо при дотику до не струмопровідних частин електроприводу відчувається електричний струм, передбачається вимикання приладу від електромережі. Ремонт електричного обладнання проводять

особи, котрі мають кваліфікаційну групу (не менше III групи) з електробезпеки.

- Усі ремонтні роботи на мікроскопі проводять тільки після повного відключення від електричної мережі. При зміні катоду після розкриття електронної гармати перед тим, як доторкнутися рукою до фокусуєчого електроду, треба зняти заряд з катодного вутла шляхом його заземлення.

- Усі ремонтно-монтажні роботи або огляд високовольних частин мікроскопу проводити не менш, ніж двома особами.

Для захисту людей від ураження електричним струмом передбаченно використовувати подвійну ізоляцію провідників.

в) Організація робочого місця передбачає:

Конструкція робочого місця, його розміри та взаємне розташування його елементів повинні відповідати антропометричним, фізіологічним і психофізіологічним характеристикам людини, а також робоче місце забезпечує зручне положення людини. Це досягається регулюванням положення крісла, висоти кута нахилу підставки для ніг за умови її використання, або висоти розмірів робочої поверхні. Повинне забезпечуватись виконання трудових операцій в зонах моторного поля (оптимальної досяжності, легкої досяжності) в залежності від необхідної точності і частоти дій [34].

Організація робочих місць повинна забезпечувати стійке положення та вільність рухів працівника, безпеку виконання трудових операції виключати або допускати лише в деяких випадках роботу в незручну позиціях, котрі зумовлюють підвищену втомлюваність.

Розташовуючи столи у робочому приміщенні дослідника, слід виходити із цілей підвищення продуктивності праці при мінімумі витрат енергії. Одночасно беруть до уваги фізіологогігієнічні фактори і об'єм, площу, напрям денного світла і штучного освітлення, що падає на стіл.

На робочому місці не повинно бути нічого зайвого. Оскільки погляд працюючого здебільшого спрямований на лівий бік стола, то на ньому розміщують ще не виконанні документи, праворуч-виконані. Всі необхідні для роботи предмети повинні знаходитись поряд з працівником, але не заважати йому.

Ті предмети, котрими користуються частіше, розташовуються ближче, ніж ті предмети, котрими користуються рідше. Предмети, котрі беруть лівою рукою, повинні знаходитись зліва, а ті предмети, котрі беруть правою рукою, повинні знаходитись справа. Якщо використовують обидві руки, то місце розташування пристосувань вибирається з врахуванням зручності захоплення його двома руками;

Небезпечніше, з точки зору можливості травмування працівника обладнанням повинне розташовуватись вище, ніж менш небезпечні. Однак слід враховувати, що важкі предмети під час роботи зручніше і легше опускати, ніж піднімати.

г) Під час роботи з мікроскопом треба виконувати ряд правил:

- Забороняється потрапляння реактиву на руки, одяг, та очі під час травлення розчином азотної кислоти;
- При роботі з мікроскопом забороняється вдаватися до великих зусиль для регулювання щоб уникнути його псування;
- При точному наведенні на фокус обертати мікрометричний гвинт тільки на півоберта;
- Переміщувати зразок щодо об'єктива виконувати тільки разом з предметним столиком, користуючись спеціальними гвинтами.
- Після закінчення роботи необхідно вимкнути освітлення мікроскопа, прибрати мікрошліф і накрити мікроскоп чохлом.
- У разі відключення електропостачання треба негайно відключити мікроскоп від електромережі [35].

д) Загальні вимоги з охорони праці для дослідника фізико-механічних випробувань:

1. До виконання механічних випробувань допускаються особи, вік яких відповідає встановленим законодавством, які пройшли медичний огляд в установленому порядку і не мають протипоказань до виконання даного виду робіт, які пройшли навчання за відповідною програмою, перевірку теоретичних знань і практичних навичок безпечних способів роботи, які отримали посвідчення за охорони праці та допущені до самостійної роботи в установленому порядку.

Перед допуском до самостійної роботи дослідних фізико-механічних випробувань (надалі «дослідник») повинен пройти стажування протягом перших 2-14 змін (залежно від кваліфікації працівника) під керівництвом спеціально призначеної особи.

2. Періодичний медичний огляд дослідник повинен проходити в порядку, встановленому Міністерством охорони здоров'я.

3. Періодичну перевірку знань з питань охорони праці дослідник повинен проходити не рідше одного разу на 12 місяців.

4. Дослідник повинен мати чітке уявлення про небезпечні та шкідливі виробничі фактори, пов'язаних з виконанням робіт і знати основні способи захисту від їх впливу основні шкідливі і небезпечні виробничі фактори: хімічні небезпечні і шкідливі виробничі фактори, недостатня освітленість робочої зони, гострі кромки, задирки і шорохуватість інструментів і обладнання.

Дослідник повинен:

- знати вимоги, викладені в інструкціях (паспортах) заводів-виготовлювачів обладнання та інструкції охорони праці;
- знати будову устаткування, застосовуваного в лабораторії;
- знати вимоги електро- і пожежобезпеки при виконанні робіт і вміти користуватися засобами пожежогасіння;

- користуватися при виконанні робіт засобами індивідуального захисту, що видаються до Галузевими типовими нормами видачі засобів індивідуального захисту робітникам і службовцям організацій; халат х/б, фартух прогумований з нагрудником, рукавички гумові, окуляри захисні, куртка х/б на утеплювальній прокладці, чоботи гумові, вміти надавати долікарську допомогу потерпілому; виконувати правила внутрішнього трудового розпорядку; знати санітарно-гігієнічні умови праці і дотримуватися вимог виробничої санітарії.

5. Дослідник не повинен наражатися на небезпеку і перебувати в місцях виконання робіт, які не належать до безпосередньо виконуючих.

6. Дослідник забор'язаний знати порядок повідомлення адміністрації про випадки травмування, появи небезпеки, що загрожує аварії або пожежею.

7. Про всі помічені несправності обладнання, приладів і пристосувань дослідник повинен повідомити безпосереднього керівника робіт і до їх усунення до роботи не приступати.

Основні заходи для можливості отримання механічних травм;

- Організаційні проведення інструктажів з охорони праці, при використанні виробничого обладнання. Перевірка знань і атестація персоналу, згідно з НПАОП 0.00,-4.12-05 «Типове положення про порядок проведення навчання і перевірки знань по питанням охорони праця» [36].

- Технічні-використання кожухів, якими закривають, обертаються або переміщаються частини механізмів згідно НПАОП 27.4-7.15-86 «Огородження рухомих частин устаткування. Загальні технічні вимоги» [37]. Також застосування огорожень згідно з «Оборудование производственное, Ограждение защитные» - ГОСТ 12.2.062-81. ССБТ[38]. Конструкція огорожень повинна попереджати потрапляння кінцівок в зону деформування, але також давати можливість безпечного обслуговування штампа.

е) Горизонтальний металографічний мікроскоп МИМ-8 призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, а також в темному полі і в поляризованому світлі. Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярної біноккулярної насадки. Власне збільшення біноккулярної насадки – 2,5х.

Набір ахроматичних і алохроматичних об'єктів і окулярів забезпечує збільшення мікроскопа при візуальному спостереженні – від 100х до 1350х. Предметний столик мікроскопа забезпечений механізмами для координатного переміщення об'єкта. Освітлення здійснюється від електролампи розжарювання потужністю 170Вт, 17В, живиться від освітлювальної мережі 220В через понижуючий трансформатор,, забезпечений секційним перемикачем для регулювання яскравості напруження лампи. Сам мікроскоп і всі його частини встановлені на станині, що представляє собою оптичну лаву довжиною 1,8м. Станина встановлюється на чотири демпфера, призначених для запобігання мікроскопа від вібрації. Демпфери вмонтовані в стіл, який має з боків дві тумби з висувними ящиками для зберігання приладдя.

Правильне використання мікроскопа виходить тільки за умови раціональної комбінації об'єктів, окулярів. При вживанні їх треба пам'ятати, що збільшення повинно знаходитися в межах від 500 до 1000 апертур. Об'єкти апохромати в поєднанні з компенсаційними окулярами для візуального спостереження дають збільшення.

Крім правильної комбінації об'єктів і окулярів, не менш важливе значення має і правильне застосування світлофільтрів. Як правило, при роботі з об'єктивами-ахроматами слід застосовувати світлофільтри, а з апохроматами можна працювати і без них.

Об'єктиви-ахромати мають корекцію тільки для середніх кольорів видимої частини спектра; з цієї причини при білому світлі вони дають

зображення з нечіткими контурами, пофарбованими головним чином по краю поля зору. Щоб погасити всі кольори, в яких об'єкт не має корекції, застосовують жовто-зелений світлофільтр. З огляду на те, що об'єктиви-апохромати мають корекцію майже для всіх кольорів видимої частини спектра, жовто-зелені світлофільтри для них зайві [39].

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

є) Для забезпечення нормально метеорологічних умов праці передбачена вентиляція що являє собою систему технічних засобів, що забезпечує регулярний повітрообмін в приміщенні. Вона призначена для видалення з приміщення надлишкового тепла, вологи, шкідливих газів і парів та створення найбільш сприятливого (що відповідає санітарно-гігієнічним вимогам) мікро-клімату та іонного складу (згідно ГОСТ 12.1.005-88.) [40].

Поєднання природної і штучної вентиляції утворює змішану систему вентиляції саме таку слід використовувати у лабораторних приміщеннях.

Природна вентиляція може бути неорганізованою, коли повітря подається в приміщення і віддається з нього за рахунок інфільтрацій через нещільності і пори зовнішніх огорожень. Природна вентиляція вважається організованою, якщо вона має пристрої, що дозволяють регулювати напрямок віз-задушливих потоків і величину повітрообміну (витяжні канали, шахти, квартирки і фрамуги будівель, аераційні ліхтарі та ін.).

У приміщенні лабораторії встановлюється кондиціонер для необхідного кондиціювання повітря, а також у приміщенні повинні бути

вікна у яких повинні бути частини що відчиняють для природної аерації. (ГОСТ 30646-99 Кондиціонери центральні загального призначення.) [41].

ж) Режим праці й відпочинку передбачає дотримання певної тривалості безперервної роботи на ПК і перерв, регламентованих з урахуванням тривалості робочої зміни, видів і категорії трудової діяльності.

За характером трудової діяльності виділено три професійні групи, згідно з діючим класифікатором професій (ДК-003-95 і зміна N I до ДК-003-95): група А – робота зі зчитування інформації з екрана з попереднім запитом; група Б – робота з введення інформації; група В – творча робота в режимі діалогу із ПК.

Категорії тяжкості й напруженості роботи на ПК визначаються рівнем навантаження за робочу зміну: для групи А – по сумарному числу знаків, що зчитуються; для групи Б по сумарному числу знаків, що зчитуються, або знаків, що вводяться; для групи В – за сумарним часом безпосередньої роботи на ПК. У таблиці наведені категорії тяжкості й напруженості робіт залежно від рівня навантаження за робочу зміну.

При 8-годинній робочій зміні й роботі на ПК регламентовані перерви варто встановлювати:

- для першої категорії робіт – через 2 години від початку зміни й через 2 години після обідньої перерви тривалістю 15 хвилин кожна;

- для другої категорії робіт – через 2 години від початку робочої зміни й через 1,5-2,0 години після обідньої перерви тривалістю 15 хвилин кожна або тривалістю 10 хвилин через кожну годину роботи;

- для третьої категорії робіт – через 1,5-2,0 години від початку робочої зміни й через 1,5-2,0 години після обідньої перерви тривалістю 20 хвилин кожна або тривалістю 15 хвилин через кожну годину роботи.

При 12-годинній робочій зміні регламентовані перерви повинні встановлюватися в перші 8 годин роботи аналогічно перервам при 8годинній

робочій зміні, а протягом останніх 4-х годин роботи, незалежно від категорії й виду робіт, щогодини тривалістю 15 хвилин.

Тривалість безперервної роботи на ПК без регламентованої перерви не повині перевищувати 2-х годин.

Ефективними є нерегламентовані перерви (мікропаузи) тривалістю 1-3 хвилини.

Регламентовані перерви й мікропаузи доцільно використовувати для виконання комплексу вправ і гімнастики для очей, пальців рук, а також масажу, які наведені у Державних санітарних правилах і нормах роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин ДСанПІНЗ.3.2.007-98 [39].

Користувачам ПК, що виконують роботу з високим рівнем напруженості, показане психологічне розвантаження під час регламентованих перерв і наприкінці робочого дня в спеціально обладнаних приміщеннях (кімнатах психологічного розвантаження).

Всі професійні користувачі ПК повинні проходити обов'язкові попередні медичні огляди при надходженні на роботу, періодичні огляди з обов'язковою участю терапевта, невропатолога й окуліста, а також проведенням загального аналізу крові й ЕКГ.

з) Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища необхідно використовувати природну вентиляцію, загальну штучну та систему водяного опалення згідно ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ «Общие санитарно-гигиенические нормы к воздуху рабочей зоны», [41] ГОСТ 2.2.137-96 «Оборудование для кондиционирования воздуха и вентиляции. Общие требования безопасности», ГОСТ 12.4.021-75 «ССБТ. Системы вентиляционные. Общие требования». СНиП 2.04.05-91 «Отопление, вентиляция и кондиционирование» [42].

2. Для забезпечення задовільного освітлення робочої зони на ділянках цеху передбаченого ДБН, В.2.5.-28-2006 «Природне і штучне освітлення»

[12] ГОСТ 12.2.007.13-2000 ССБТ «Лампы электрические. Требования безопасности», приймаємо ДРЛ в світильники, передбачено використання загального штучного освітлення в комбінації з прийнятими джерелами освітлення [43].

Далі проведено розрахунок системи штучного освітлення. Для нормалізації освітлення робочої зони на ділянках цеху передбачена система загального штучного освітлення. Для задовільного освітлення робочої зони на ділянках цеху, виконано розрахунок загальної системи освітлення.

Основним розрахунковим рівнянням методу світлового потоку:

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{E_n \cdot S \cdot K_z \cdot z}{N \cdot n \cdot r}, \text{ ЛК} \quad \Phi_{\Sigma} = \frac{300 \cdot 1152 \cdot 1,6 \cdot 1,15}{\gamma_{0,7}}$$

Приміщення з незначним кисло виділенням $\rho_c=50\%$; $\rho_{ст}=30\%$; $\rho_{\text{в}}=10\%$

а) розрахувати кількість рядів світильників у приміщенні:

$A=48\text{м}$; $B=24\text{м}$, $E_n=300\text{лк}$

Світильник РПП 125Вт; $L/h=1,4$; $k_z=1,6$; $z=1,15$

$$N_p = \frac{B}{(H-h_p) \cdot [l/h]}$$

$$N_p = \frac{24}{(5-0,8) \cdot [1,4]} = 5 \text{ рядів}$$

б) визначити максимально допустиму відстань, між рядами світильників:

$$L_{\max} = \frac{B}{N_p} \cdot \text{м}$$

$$L_{\max} = \frac{24}{5} = 4,8\text{м}$$

в) знайти висоту зависання світильників від стелі:

$$h = \frac{L_{max}}{[L/n]} = \frac{4.8}{1.4} = 3.4 \text{ м}$$

г) знайти висоту зависання світильника від стелі

$$h_3 = H - h_p - h, \text{ м}$$

$$h_3 = 5 - 0.8 - 3.4 = 0.8 \text{ м}$$

$$i = \frac{A \cdot B}{h(A+B)}$$

$$i = \frac{48 \cdot 24}{3.4(24+48)} = 4.71 \text{ м}$$

$$\Phi_{\text{л}} = \frac{300 \cdot 1152 \cdot 1.6 \cdot 1.15}{0.68} = 935152.24 \text{ лк}$$

д) визначити умовно загальну кількість світильників у приміщенні:

$$N^* = \frac{A \cdot B}{L^2_{max}}$$

$$N^* = \frac{1152}{4.8^2} = 50$$

$$\Phi_{\text{л}} = \frac{935152.24}{50} = 18703 \text{ лк}$$

$$N_{\text{л}} = N^* \cdot n$$

$$N_{\text{л}} = 50 \cdot 1 = 50$$

$$\Phi_{\text{л}} = \frac{300 \cdot 1152 \cdot 1.6 \cdot 1.15}{0.68 \cdot 1 \cdot 50} = 18703 \text{ лк}$$

Кількість світильників у виробничому приміщенні складає 50 приладів освітлення.

4.4 Заходи безпеки надзвичайних ситуацій.

и) Підрозділ «Заходи з пожежної безпеки» розробляється відповідно до вимог НАПБ.А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні» [44].

Розгляд підрозділу слід почати з аналізу речовин і матеріалів, що використовуються при роботі об'єкта, і метою визначення категорії його пожежної небезпеки, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» та СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания»[45] Тобто указати до якої категорії виробництва з пожежної небезпеки (А, Б, В, Г, Д) належить об'єкт (цех, дільниця, підстанція) що розглядається (проектується, модернізується).

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки і вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва». Загальні вимоги, указати ступінь вогнестійкості приміщення об'єкта (цеху, дільниці, підстанції).

Показати наявність засобів виявлення загорянь і пожеж згідно вимог ДБН В 2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту».

З огляду на пожежну небезпеку, передбачити первинні засоби пожежогасіння (вогнегасники різних видів), відповідно до вимог ДСТУ 4297:2004 [44] «Пожежна техніка. Технічне обслуговування вогнегасників. Загальні технічні вимоги», розділ «Типові норми належності вогнегасників».

Виробничі приміщення можуть бути обладнані стаціонарними установками автоматичного пожежогасіння.

Комплекс протипожежних заходів для приміщення (лабораторії, офісу) обладнаного ПК з ВДТ розроблений згідно вимог НАПБ А. 01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Виходячи з аналізу речовин та матеріалів які використовуються при роботі у приміщенні відповідно до вимог ДСТУ Б В. 1.1-36.2016 «Визначення категорій приміщень будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» приміщення (офіс) обладнане ВДТ належить до виробництв категорії «Д» з пожежної небезпеки – простір у приміщенні у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали.

Оскільки приміщення (лабораторія, офіс) обладнане ПК і ВДТ належить до виробництва категорії «Д» з пожежної небезпеки, тому згідно вимог ДБН В 1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» вона має II ступінь вогнестійкості.

З технічних та організаційних заходів запобігання пожеж в приміщенні (лабораторії, офісу) обладнаному ПК з ВДТ передбачені наступні протипожежні заходи. На силовому обладнанні, силових та освітлювальних колах, згідно вимог пункту 3.1 «ПУЕ» встановлені захисні пристрої, що вимикають джерело живлення від ділянки електричного кола, у якій виникло коротке замикання.

Згідно вимог ДБН В 2.5-56.2014 «Системи протипожежного захисту» в приміщенні (лабораторії, офісі) обладнаному ПК з ВДТ встановлена система пожежної й охоронної сигналізації «Сигнал-ВК6». Яка забезпечує виявлення теплових і димових ознак пожежі і місця виникнення пожежі з точністю до місця розміщення датчика [46].

Оскільки приміщення що обладнане ПК з ВДТ має площу 39м², тому відповідно до вимог п 3.8 розділу «Типові норми належності вогнегасників» ДСТУ 4297:2004 «Пожежна техніка. Технічне обслуговування вогнегасників.

Загальні технічні вимоги» для гасіння електроустановок, що знаходяться під напругою, передбачені вуглекислотні вогнегасники типу ВВК-3,5 у кількості 2 штук (з розрахунку один вогнегасник з величиною заряду вогнегасної речовини 3кг і більше на 20м² площі приміщення). Відстань між вогнегасниками та місцями можливих загорянь не перевищує 10м.

і) Керівники об'єктів повинні передбачити управління надзвичайними ситуаціями. Для задачі забезпечення безпеки людини в НС стратегія управління повинна включати здійснення трьох цілей:

- Запобігання причин виникнення;
- Запобігання найекстремальніших ситуацій;
- Пом'якшення, максимальне послаблення наслідків надзвичайних ситуацій.

Перший варіант запобігання причин виникнення надзвичайних ситуацій розроблена, щоб не допускати таких дій або процесів, які несуть загрозу населенню. Дана стратегія виконується або відмовою від будівництва небезпечних об'єктів, або знищенням чи перепрофілюванням виробництв - джерел підвищеної небезпеки.

Другий варіант, запобігання самої НС – спрямований, щоб не допустити, виходу небезпечного процесу з-під контролю шляхом використання надійних аварійних систем, сигналізації, автоматики та інших заходів з підвищення надійності і стійкості роботи підприємств, а також шляхом заходів евакуації.

Третя стратегія - пом'якшення наслідків - орієнтується на ослаблення локалізацію наслідків НС. Цей варіант має першочергове значення в управлінні стихійними лихами і ситуаціями «комбінованого» типу.

Найбільший ефект дає керування разом усього трьох варіантами, особливо при аваріях техногенного характеру для реалізації кожної із стратегій управління необхідно розробляти і приймати комплекс превентивних та оперативних заходів.

Превентивні:

- аналізування і виявлення причин, що ведуть до катастрофи;
- прогнозування вогнищ ураження, втрат і збитків на підприємстві;
- заходи з підвищення стійкості;
 - обґрунтування сил і засобів для проведення дій з локалізації вогнищ ураження та пошуково-рятувальних робіт;
- навчання робітників способам захисту;
- підготовка надійного КП управління.

Оперативні:

- оповіщення про НС;
- проведення всіх видів дослідження та оцінки обстановки;
- проведення першочергових захисних заходів (укриття в ЗС. евакуація.
- використання сил постійної готовності для локалізації катастрофи;
- надання першої медичної та першої лікарняної допомоги;
 - нарощування сил і засобів в ОП за рахунок залучення формувань підвищеної готовності;
 - якнайшвидше постачання постраждалих продовольством та іншими життєво необхідними засобами;
- введення аварійно-відновлювальних заходів.

При виникненні НС організовується надзвичайне управління, яке складається з чотирьох стадій ліквідації наслідків.

1. Стадія прийняття екстрених заходів. Ціль - включити механізм управління і вчасно зреагувати на НС. Основна мета початкової стадії - встановлення факту НС, попередня оцінка обстановки в зоні лиха і масштабів наслідків, мобілізація і встановлення оперативних завдань органам надзвичайного управління, віддача розпоряджень на залучення служб для допомоги постраждалим, сприяння місцевим органам управління в організації рятувальних робіт і локалізації зони лиха власними силами;

інформування населення та вищих органів управління про НС та вжиті заходи. Тривалість початкової стадії - 1-10 годин.

2. Стадія оволодіння ситуацією та організації управління в зоні лиха, складається у плануванні та організації рятувальної операції. Задача: якнайкраще у всіх деталях дослідити обстановку, першочергово прийняти обґрунтоване рішення і скласти план ліквідації наслідків НС; підрахувати сили і засоби, ресурси для всього комплексу заходів в зоні лиха, організувати чітку взаємодію всіх залучених сил і аварійних служб. Тривалість другої стадії - від декількох годин до кількох діб.

3. Основна і визначальна стадія. Ціль - змінити надзвичайний характер ситуації: відновити безпеку населення в зоні лиха, прибрати загрозу життю і здоров'ю всім постраждалим, створити мінімальні умови для життєдіяльності населення, що залишилося. Завдання: організувати в найкоротші строки рятувальних робіт на всіх постраждалих об'єктах зони лиха, надання допомоги потерпілим для захисту їх життя, здоров'я і підтримання життєздатності в екстремальних умовах; евакуація постраждалих із зони лиха та їх життєзабезпечення; терміновому проведенні аварійно-відновлювальних робіт на системах тепло-, водо-, газо-, електросистемах і зв'язку в зоні лиха. Тривалість - кілька діб - кілька тижнів.

Стадія відновлення, тобто економічне, соціальне, культурне та екологічне відновлення зони лиха. Органи надзвичайного управління передають функції постійної дії місцевим органам управління. Розробляється програма з черговістю комплексу дій з реабілітації постраждалої зони [47].

5 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій

При конструюванні літальних апаратів, коли головною вимогою, що ставилась до конструкційних матеріалів, стала висока питома міцність, поширення набули низьколеговані сталі, алюмінієві і магнієві сплави. Подальший розвиток реактивної та ракетної техніки став вимагати створення нових жароміцних сплавів на нікелевій основі, придатних до роботи при високих температурах.

Удосконалення техніки на кожному етапі розвитку висувало все нові і складніші вимоги до конструкційних матеріалів (температурна стійкість, зносостійкість, електрична провідність тощо) та стимулювало створення нових матеріалів. На світовому ринку попит на нікель збільшився. Сплави на основі нікелю широко використовуються в аерокосмічній промисловості, в основному в авіаційних двигунах. Нікелеві сплави застосовуються для виробництва компонентів, що мають спеціальні форми. Збільшення попиту, головним чином, очікується на жароміцні сплави, які зроблені з нікелю, стійкі до високої температури і корозії [48].

Аерокосмічна промисловість споживає майже 50 відсотків від загальної кількості виробництва супер-сплавів. Зростання в аерокосмічній промисловості символізує високі можливості для виробників на основі нікелю [49].

Найбільший внесок у виробництво жароміцних нікелевих сплавів внесли такі найбільші фірми (тис. т):

SMC (IAI) – 37

Crupp VDM (включаючи PRP, USA) – 35

ALT – 22,5

Hitachi – 21

Carpenter – 13,5

Imphy – 13

Haynes – 8

Daido – 9

DNI – 9

Forons – 5

Sandvik – 4,5

США лідирує у виробництві жароміцних нікелевих сплавів, та й є їх найбільшим споживачем – 76 тис. т. Західна Європа знаходиться на другому місці – 67 тис. т, Німеччина займає третє місце [51]. Максимальний рівень світового споживання нікелевих сплавів, 220 тис.т.[51], також, як і пік їх виробництва, 250 тис. т. [50], був досягнутий в 2000р. Річний приріст споживання сплавів в цей період становив в середньому 6%, випереджаючи показники інших груп.

У Росії ринок газотурбінного устаткування практично в рівній мірі представлений і російськими і закордонними виробниками. Відповідно затребувані жароміцні нікелеві сплави як російських, так і зарубіжних марок [48].

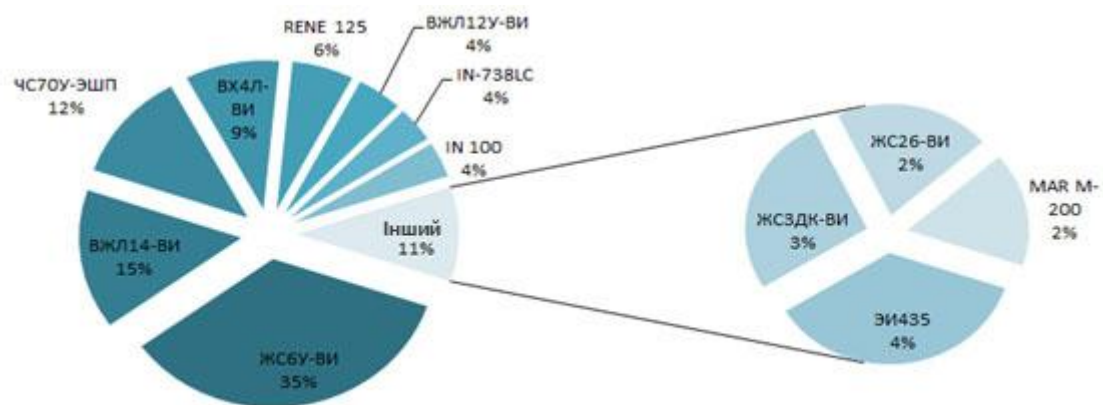


Рисунок 5.1 - Структура споживання з розбивкою по маркам сплаву

В цілому зростання ринку жароміцних нікелевих сплавів очікується невисокими темпами, але він залишається досить стійким. Прогнозується збільшення споживання жароміцних нікелевих сплавів до 230-235 тис. т [51]. Довгостроковій перспективі можна впевнено очікувати розширення області застосування жароміцних нікелевих сплавів.

Для успішного розвитку економіки України необхідно підвищення конкурентоспроможності високотехнологічної продукції на внутрішньому та зовнішньому ринках, засноване на модернізації науковопромислової галузі. Багаторічна практика показує, що більш ніж 80% інноваційних розробок базується на впровадженні у промислове виробництво нових матеріалів і технологій. Тому, важливу роль відіграє розробка нових жароміцних матеріалів з поліпшеним комплексом властивостей і впровадження їх у провідні галузі вітчизняної промисловості. У світовій практиці протягом тривалого часу емпіричний метод залишається основним при розробці жароміцних матеріалів. Стає очевидним, що пошук оптимального складу сплаву із гарантованими властивостями є складним завданням.

Сучасні жароміцні сплави на нікелевій основі мають, як правило, складний хімічний склад, так як до них висуваються різні вимоги. У зв'язку з цим для розробки нових сплавів з необхідними механічними властивостями потрібно проводити численні експерименти, які тягнуть за собою втрати грошей і часу. Для вирішення таких проблем доцільно встановити залежність впливу легувальних елементів на властивості і структуру жароміцних сплавів за експериментальними та статистичними даними.

Основним виробником газотурбінних двигунів для цивільної і військової авіації у Запоріжжі можна вважати АТ «Мотор Січ», де і знайшли широке застосування жароміцні сплави. Кілька десятків тисяч двигунів виробництва АТ «МОТОР СІЧ» встановлені на літальних апаратах всесвітньо відомих фірм Антонова, Ілюшина, Берієва, Туполева, Яковлева, Камова, Міля, чеської «Aero Vodochody » і китайської NAMC. Вони

експлуатуються в цивільній та військовій авіації в більш ніж 120 країнах світу. На рис.5.2 приведено структуру реалізації продукції АТ «МОТОР СІЧ» за 2016 р.,%.



Рисунок 5.2 – Структура реалізованої продукції АТ «МОТОР СІЧ» за 2016 р.,%.

Найбільшим виробником жароміцних сплавів у Запоріжжі можна вважати ПрАТ «Дніпроспецсталь». Також у місті існує більше 70 фірм поставників жароміцних сплавів. З вище сказаного можна зробити висновок що виготовлення та дослідження жароміцних сплавів є дуже важливим в авіації. З кожним роком створюються і висуваються на ринок нові жароміцні сплави, які мають більшу жароміцність від попередніх жароміцних сплавів. Тобто створення та дослідження жароміцних сплавів є конкурентною у всьому світі. Найбільш вдалим являється створення сплаву в якому не використовується дорогі легувальні елементи, тобто їх можна замінити більш дешевшими, і правильний підібраний режим термічної обробки робить сплави, які мають високий рівень жароміцності та сприятливі механічні властивості, що задовольняють умовам експлуатації авіаційних двигунів, це і робить їх конкурентно-спроможними серед інших сплавів.

В цілому споживання жароміцних сплавів на нікелевій основі знаходиться на високому стійкому рівні і з інтенсивним розвитком головного на сьогоднішній день споживача - аерокосмічній галузі, можна прогнозувати зростання споживання в 2020 році. Реалізація масштабної програми модернізації виробництв може сприяти зміні структури споживання і зростання частки виробів глибокого переділу.

5.2 Техніко-економічні розрахунки

Різні підходи, що використовуються в практиці нормування витрат на науково-дослідні роботи, свідчать про те, що проблема нормування праці експертів у сфері науки продовжує залишатися маловивченою. В економічних джерелах подібні питання висвітлюються надто рідко, поверхнево і не мають практичного значення.

Новітні комп'ютери, програмне забезпечення дасть можливість повною мірою провести експериментально-теоретичні дослідження. Отримати значення оброблені в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр - властивість» і математичних рівнянь регресійних моделей.

Таблиця 5.1 – Обчислення вартості обладнання

Обладнання	Модель	Кількість, штук	Вартість, грн.	Строк експлуатації, років	Амортизація , грн
Ноутбук	Lenovo	1	6299	5	1259,8

	IdeaPad330				
Принтер	HP LaserJet Pro M15a	1	2799	4	699,75
Транспортно-заготівельні витрати		-	454,90	-	-
Усього	-	2	9552,9	-	1959,55

Загальна вартість обладнання з урахуванням амортизації складе:
 $9552,9 + 1959,55 = 11512,45$ (грн)

5.3 Розрахунок вартості матеріалів

В цьому пункті йдеться про затрати на основні та допоміжні матеріали, потрібні для реалізації дипломного проекту. Під час виконання науково-дослідницької роботи були використані матеріали, вартість яких описана в таблиці 5.2:

Таблиця 5.2 – Вартість основних та допоміжних матеріалів

	Кількість, шт	Ціна, грн	Вартість, грн	Частка, %
Папір А4	200	0.84	168	87,98
Ручка	2	6	12	6,28
Олівець	2	3	6	3,14
Транспортно-заготівельні витрати			4.95	2,59
Разом			190,95	100

Вартість основних та допоміжних матеріалів складатиме 190,95 грн.

5.4 Визначення трудомісткості та довготривалості роботи

Основною умовою раціонального планування дослідження є скорочення строків виконання при мінімальних витратах трудових, матеріальних та грошових ресурсів. Для цього вирішуються такі питання: визначення трудомісткості та тривалості витрат і ефективності дослідження. Комплекс науково–дослідницьких робіт може бути поділений на етапи. Для кожного етапу необхідно вказати його найменування, трудомісткість, виконавців і тривалість робіт. В даній роботі беруть участь один молодший науковий співробітник і один старший науковий співробітник. Важко встановити трудомісткість виконання робіт, у зв'язку з елементами незвичайності, в процесі виконання більшості науководослідницьких робіт, використовується ймовірнісний метод. При цьому використовують дві або три вірогідних оцінки часу. Ці оцінки є вихідними для розрахунку очікуваного часу виконання роботи за формулою 5.1:

$$t_{oc} = \frac{3 \cdot t_{min} + 2 \cdot t_{max}}{5} \quad (5.1)$$

де t_{oc} – очікувана оптимальна оцінка часу виконання роботи, днів;

t_{min} – мінімально необхідний час на виконання роботи при найбільш сприятливих умовах, днів;

t_{max} – максимальні витрати часу на виконання роботи за несприятливих умов, днів.

Таблиця 5.3 – Оцінка довготривалості та трудомісткості етапів робіт

№	Етапи роботи	Часова оцінка, дн.			Диспер- сія	Виконавці		Трива- лість, днів
		t_{min}	t_{max}	$t_{оч}$		Спеціальність	Кіль- кість, чол.	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	Огляд літературних джерел	2	4	3	0,4	Молодший науковий співро-бітник	1	3
2	Аналіз основних принципів організації	3	6	4	0,6	Молодший науковий співро-бітник	1	4
3	Підготовчий (технікоекономічне обґрунтування) етап	9	18	13	1,8	Молодший науковий співро-бітник	1	13
4	Вибір необхідного обладнання та матеріалів	1	2	1	0,2	Молодший науковий співробітник	1	1
5	Експериментальні дослідження	14	28	20	2,8	Молодший науковий співробітник	1	20
6	Аналіз отриманих даних, коригування програми	5	10	7	1	Старший науковий співробітник, Молодший науковий співробітник	2	7
7	Складання та обговорення технічного звіту	2	4	3	0,4	Старший науковий співробітник	1	3

8	Впровадження результатів	2	4	3	0,4	Молодший науковий співробітник	1	3
	Усього	38	76	54	–	–	–	54

Ступінь правильності визначення перевіряється розрахунком дисперсії – різниці між мінімальною та максимальною оцінками часу, що визначається за формулою (5.2):

$$\sigma = \frac{t_{max} - t_{min}}{5} \quad (5.2)$$

Розраховані значення для кожного етапу занесені у табл. 5.3

5.5 Розрахунок заробітної плати

Особливість трудової діяльності в науці полягає в тому, що неможливо заздалегідь точно визначити кінцевий результат і з великою вірогідністю оцінити витрати часу на його досягнення. У загальному вигляді нормування наукової праці є процесом визначення кількості праці відповідної якості (тобто норм праці), що необхідний для здійснення будь-якої науково-технічної роботи або окремого її етапу.

Заробітна плата – грошова винагорода за виконану працівником роботу, яка залежить від кваліфікації працівника, робочого дня, об'єму виконаної роботи, її важкості, ступені шкідливих умов при їх наявності тощо. Також до неї входять премії та компенсації. Розрізняють основну та додаткову заробітну плату. В таблиці 5.4 представлені витрати на основну заробітну плату:

Таблиця 5.4 – Витрати на основну заробітну плату

Посада працівника	Чисельність працівників, чол.	Щомісячний оклад, грн	Середньоденний оклад, грн	Кількість робочих днів	Загальна заробітна плата, грн
Старший науковий співробітник	1	7427	247,56	27	6684,12
Молодший науковий співробітник	1	4772	159,06	35	5567,1
Всього	2	–	–	–	12251,22

Витрати на основну заробітну плату складуть 12251,22грн.

Додаткова заробітна плата – це 10% від основної. Витрати на додаткову заробітну плату зведені в таблицю 5.5:

Таблиця 5.5 – Основна та додаткова заробітна плата

Посада робітника	Додаткова заробітна плата, гривень	Сума основної та додаткової заробітної плати, гривень
Старший науковий співробітник	668,41	7352,53
Молодший науковий співробітник	556,71	6123,81
Усього	1225,12	13476,34

Сума основної та додаткової заробітної плати складе 13476,34грн.

5.6 Відрахування на єдиний соціальний внесок

Відрахування на єдиний соціальний внесок визначається в розмірі 22% від суми основної та додаткової заробітних плат.

$$ССВ = (ЗП_{осн} + ЗП_{дод}) * 0.22 = 13476,34 * 0.22 = 2964,79(грн) \quad (5.3)$$

Отже відрахування на ЄСВ складатимуть 2964,79 грн.

5.7 Накладні витрати

Накладні витрати охоплюють витрати на обслуговування виробництва, організацію та управління їм. Крім цього сюди ще входять будівельні, оздоблювальні та інші типи робіт.

Накладні витрати по реалізації проекту визначаються у відсотках від основної заробітної плати її виконавців. Вони складають 30 %.

$$НВ = ЗП_{осн} * 0.3 = 12251,22 * 0.3 = 3675,36(грн) \quad (5.4)$$

Накладні витрати складуть 3675,36 грн.

В таблиці 5.6 зведені всі витрати на виконання даної науково-дослідницької роботи:

Таблиця 5.6 – Кошторис витрат для реалізації НДР

Стаття витрат	Сума, грн	Питома вага, %
Основна заробітна плата	12 251,22	38,5
Додаткова заробітна	1225,12	3,85

плата		
Амортизація	11512,45	36,18
Матеріали	190,95	0,60
Накладні витрати	3675,36	11,55
Відрахування на єдиний соціальний внесок	2964,79	9,31
Усього	31819,89	100

Загальні витрати на реалізацію НДР складають 31819,89 грн.

5.8 Розрахунок економічної ефективності науково – дослідницької роботи, яка має суто теоретичний характер.

Для теоретичних аналізів майже завжди складно чи навіть неможливо обчислити економічний коефіцієнт. Через це раціонально буде з'ясувати їх техніко – економічну ефективність з огляду на наступні ознаки:

- значущість дослідження;
- важкість проекту;
- плідність і перспективність застосування.

Значущість теоретичного дослідження визначають за його призначенням:

- пошук новітніх технологічних рішень;
- рішення важких питань;
- відповідати вимогам спеціальної техніки.

Важкість реалізації проекту визначається зіставленням одержаних результатів цієї роботи з результатами схожих загальновідомих досліджень зважаючи на кількість грошових та трудових витрат.

Результативність цієї роботи з'ясовується по повноті рішень поставленого завдання.

Обміркування залежності між ознаками результативності НДР і витратами на їх досягнення дозволяє зробити кількісну оцінку техніко – економічної ефективності за формулою:

$$K_{ндр} = \frac{J^n \cdot R \cdot T \cdot \gamma}{B_{ндр} \cdot t_{ндр}} \quad (5.5)$$

де $K_{ндр}$ – ступінь ефективності дослідження (коефіцієнт техніко-економічної ефективності НДР);

J – важливість роботи;

R – результативність роботи;

T – технічна складність виконання НДР;

γ – питомий ефект на 1 бал, що дорівнює 1000 грн;

$B_{ндр}$ – витрати на реалізацію НДР;

$t_{ндр}$ – час проведення НДР;

n – показник використання результатів НДР (результати НДР використовуються в дослідно-конструкторських роботах).

Дані показники визначаються з таблиць 5.7, 5.8, 5.9, 5.10

Таблиця 5.7 - Шкала для оцінки важливості розробки $K_{ндр}$

№ з/п	Показник	Бали
1	Ініціативна робота, що не є частиною комплексної програми або завданням відомчих органів	1
2	Робота, виконувана за договором про науково-технічну допомогу	3

3	Робота представляє частину відомчої програми	5
4	Робота представляє частину відомчої комплексної програми	7
5	Робота представляє частину міжнародної комплексної програми	8

Важливість розробки оцінена в 1 бал.

Таблиця 5.8 - Шкала оцінки можливості використання результатів розробки п

№ з/п	Показник	Бали
1	У даному підрозділі	1
2	У даній організації	3
3	У багатьох організаціях	5
4	У масштабах країни	8

Можливість використання розробки оцінена в 3 бали.

Таблиця 5.9 – Шкала оцінки теоретичної значимості й рівня новизни дослідження J

№ з/п	Показник	Бали
1	Аналіз, узагальнення й класифікація відомої інформації. Подібні результати були відомі в досліджуваній області	2
2	Одержання нової інформації, що доповнює знання про сутність досліджуваних процесів, не відомі в досліджуваній області	3
3	Одержання нової інформації, що змінює уявлення про сутність досліджуваних процесів, не відомої раніше	5
4	Створення нових теорій, методик	6
5	Одержання інформації, що сприяє формуванню напрямків, не відомих раніше	8

Теоретична значимість та рівень новизни оцінено у 2 бали.

Таблиця 5.10 – Шкала оцінки показників складності Т

№ з/п	Показник	Бали
1	Робота виконується одним підрозділом, витрати менш 10000 грн.	1
2	Робота виконується одним підрозділом, витрати 10000 - 50000 грн.	3
3	Робота виконується одним підрозділом, витрати 50000 - 100000 грн.	5
4	Робота виконується за участю багатьох підрозділів, витрати 100000 - 500000 грн.	7
5	Робота виконується декількома організаціями, витрати понад 500000 грн.	8

Показники складності були оцінені в 3 бали.

Час проведення НДР можна розрахувати за наступною формулою:

$$t_{ндр} = \frac{t}{t_{max}} = \frac{54}{76} = 0.71 \quad (5.6)$$

$$K_{ндр} = \frac{2^3 \cdot 1 \cdot 3 \cdot 1000}{31819 \cdot 0.71} = 1.06 \quad (5.7)$$

В цьому розділі була обґрунтована економічна ефективність науково-дослідницької роботи. Обчислено, що строк виконання науково-дослідницької роботи вимірюється у терміні приблизно 54 днів. Багато часу було зекономлено завдяки одночасній роботі старшого на молодшого наукового співробітника. При цьому загальні затрати на роботу дорівнюють 31819,89 грн., з них:

- основна та додаткова заробітна плата – 1347,34 грн. (42,35 %);
- накладні витрати – 3675,36 грн. (11,55 %);
- амортизація – 11512,45 грн. (36,18 %);
- матеріали – 190,95рн. (0.60 %);
- відрахування на ЄСВ – 2964,79 грн. (9,31 %);

Оскільки $K_{ндр} \geq 1$, то можна зробити висновок, що виконана робота є ефективною.

ВИСНОВОК

У цій роботі представлені дослідження, проведені моделюванням термодинамічних процесів виділення фаз і їх зв'язків з прочностними характеристиками для монокристалічних нікелевих сплавів з різними системами легування.

На основі емпіричного підходу отримано нове співвідношення $K\gamma'$, за величиною якого можна адекватно прогнозувати розмірну невідповідність (γ/γ' -мисфит), межа короточасної міцності, об'ємна кількість γ' - фази в структурі, а також межі 100-и 1 000-часової тривалої міцності для багатокомпонентних композицій монокристалічних ЖНС.

Приведені регресійні моделі кореляційних залежностей від розмірної невідповідності (γ/γ' -мисфит), які дають можливість прогнозувати межі короточасної і тривалої міцності сплавів. Показано, що величина мисфита при температурі експлуатації повинна прагне до нуля. Це забезпечить підвищення структурної стабільності за рахунок зведення до мінімуму структурної напруги і зробить позитивний вплив на прочностні і пластичні характеристики ЖНС.

Встановлений кореляційний зв'язок між питомою щільністю і середньою атомною масою сплавів, а також межею їх короточасної міцності. Показано, що зі збільшенням питомої щільності межа короточасної міцності сплавів знижується, оскільки елементи з високою атомною масою, що підвищують питому щільність, переважно зміцнюють γ -твердий розчин і не роблять помітного впливу на інтерметалідне зміцнення сплавів.

Показаний перспективний і ефективний напрям в рішенні задачі прогнозування основних характеристик, що впливають на комплекс службових властивостей сплавів, без попереднього проведення

експериментальних досліджень як при розробці нових монокристалічних ЖНС, так і при вдосконаленні складів відомих промислових марок цього класу.

Запропоновано ефективне рішення з прогнозування термодинамічної стабільності фаз сплавів як при розробці нових складів ЖНС, так і при вдосконаленні відомих промислових марок.

ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / Изд. Газотурбинные технологии, 2017 854с.
2. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Попов Н.А. Материаловедение: Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы Изд. ЮРАЙТ, Москва, 2017. 161с.
3. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов Самойлов А.И., Морозова Г.И., Кривко А.И., Афоничева О.С. Материаловедение. 2000. №2. 14-17с.
4. Лашко Н.Ф., Сонюшкина А.И., Шпунт К.Я. Литейный жаропрочный сплав. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978. 23-31с.
5. Влияние термической обработки на дендритную ликвацию и жаропрочность монокристаллов интерметаллидных сплавов на основе Ni3Al, легированных рением К. Б. Поварова, О. А. Базылева, А. А. Дроздов [и др.] Металловедение и термическая обработка металлов, 2018. – № 9. 321с.
6. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов Н. А. Протасова, И. Л. Светлов, М. Б. Бронфин, Н. В. Петрушин Физика металлов и материаловедение, 2008. 519с.
7. Гайдук, С. В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' -фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов С. В. Гайдук Металлургическая и горнорудная промышленность, 2015. 64-68с.
8. Объемное нанофазное упрочнение в монокристаллическом никелевом сплаве ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек / В.

П. Кузнецов, В. П. Лесников, И. П. Конеева [и др.] Металловедение и термическая обработка металлов, 2014. 452с.

9. E. Ruska. The Early Development of Electron Lenses and Electron Microscopy. Hirzel, Stuttgart, 1980, 23p.

10. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: в двух книгах. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Эчлин П., Джой Д., Фиори Ч., Лифшин Ф. Изд. Мир, 1984. 303с.

11. Вилков Л.В., Пентин Ю.А. Физические методы исследования в химии. Структурные методы и оптическая спектроскопия. Москва, 2003, 446с.

12. Драго Р. Физические методы в химии. Ч. 1, 2. Москва, 1981, 424с.

13. Иоффе Б.В., Костиков Р.Р., Разин В.В. Физические методы определения строения органических соединений. Москва, 1984, 571с.

14. Байков А.А. Вестник АН СССР, 1939, № 11-12, 223с.

15. Бочвар А.А. Изд. АН СССР, ОН, 1946, № 5, 743с.

16. Beck L.H., Smith C.S.J. Metals, 1952, №10, p. 179с.

17. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография Изд. «Металлургия» Москва, 1970, 375с.

18. Povarova, K. B., Bazyleva, O. A., Drozdov, A. A., Morozov, A. Y., Arginbaeva, E. G., & Antonova A. V. (2018). Vliyanie termicheskoy obrabotki na dendritnuyu likvatsiyu i zharoprochnost monokristallov intermetallidnykh splavov na osnove Ni3Al, legirovannykh reniem. Metal Science and Heat Treatment, 9, (in Russian, 41-47p.

19. Ospennikova, O. G. Sozdanie novogo pokoleniya zharoprochnykh liteynykh i deformiruemykh splavov i staley – zalog uspehnogo razvitiya otechestvennogo dvigatelestroeniya. Metallurgy of Machinery Building, 4, 2017, 17-20p.

20. Utada, S., Joh, Y., Osawa, M., Yokokawa, T., & Harada, H. High Temperature Properties of a Single Crystal Superalloy PWA1484 Directly

Recycled after Turbine Blade Use. In Superalloys: Proceedings of the 13th International Symposium of Superalloys. Hoboken. Doi, in English, 2016. 589-599p.

21. Kiselev, F. D. Microstructural Criteria for Determining Thermo-Mechanical Conditions of Operational Vulnerability of the Working Blades of High-Temperature Gas Turbine Aviation Engines. Industrial laboratory. Diagnostics of materials, 84(2),. doi: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-28-36, in English, 2016. 28-37p.

22. Aliofkhazraei, M. (Ed). Superalloys. Rijeka, Croatia: IntechOpen. doi: 10.5772/59358 in English, 2015. 23-27p

23. Kuznetsov, V. P., Lesnikov, V. P., Konakova, I. P., & Popov, N. A. Volume nanophase hardening in single-crystal nickel alloy ZhS36-VI [001] after high-temperature holds. Metal Science and Heat Treatment, in English, 2014. 3-6p

24. Protasova, N. A., Svetlov, I. L., Bronfin, M. B., & Petrushin, N. V. Lattice-parameter misfits between the and The Physics of Metals and Metallography, in Russian, 2014. 495-502p.

25. Gayduk, S. V. Primenenie CALPHAD-metoda dlya rascheta kolichestva γ' -fazy i prognozirovaniya dli-telnoy prochnosti liteynykh zharoprochnykh nikelovykh splavov. Metallurgical and Mining Industry, 6, in Russian, 2015. 64-68p.

26. Nie, J. F., Liu, Z. L., Liu, X. M., You, X. C. & Zhuang, Z. Investigation of the Size Effect of NickelBase Superalloy Single Crystals Based on Strain Gradient Crystal Plasticity. International Journal for Multiscale Computational Engineering, /IntJMultCompEng.v in English, 2014. 227-236p.

27. Müller, J., Eggeler, G. & Spiecker, E. On the identification of superdislocations in the γ' -phase of single crystal Ni-base superalloys – An application of the LACBED method to complex microstructures. Acta Materialia, in English, 2015. 34-44p.

28. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close packed phase in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy /Superalloys: A Publ. of the Minerals, Met. & Mat. Soc. Pennsylvania, 2000, 776 p.

29. Harada H., Ohno K., Yamagata T. et al. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys /Superalloys: A Publ. of the Metallurg. Soc. of AIME, USA. 1988, 742 p.

30. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method /J. Iron and Steel Inst. Jap., 1988. 140 p.

31. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H. and Murata Y. Alloy design of superalloys by the *d*-electrons concept High Temp. Alloys for Gas Turbines and Other Applications: Proc. of Conf. Liege. Belgium, 1986, 944 p.

32. НПАОП.0.00-7.11-12. Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників. [Чинний від 2012-03-16]. Вид. офіц. Київ : МНС України, 2012. 37с.

33. ГОСТ 12.1.019-79. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты. [Утвержден от 1979-07-17]. Изд. оф. Москва, 1979. 7с.

34. ГОСТ 12.2.032-78. Рабочее место при выполнении работ сидячи. [Чинний від 1979-01-01]. Вид. оф. Москва, 1979. 4с.

35. ДСТУ ISO 9241-5:2004. Ергономічні вимоги до роботи з відеотерміналами в офісі. [Чинний від 2006-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2006. 11с.

36. НПАОП 0.00.-4.12-05. Типове положення про порядок проведення навчання і перевірки знань по питанням охорони праці. [Чинний від 2005-01-26]. Вид. офіц. Київ : Держкомітет України, 2005. 12с.

37. НПАОП 27.4-7.15-86. Огородження рухомих частин устаткування. Загальні технічні вимоги. [Чинний від 1988-01-01]. Вид. оф. Москва, 1988. 19с.
38. ГОСТ 12.2.062-81. ССБТ. Оборудование производственное. Ограждения защитные. [Чинний від 1981-10-30]. Вид. Москва, 1981. 4с.
39. ДСанПІН 3.3.2.007-98. Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин. [Чинний від 1998-10-12]. Вид. офіц. Київ: Главсанепідуправління України, 1998. 8с.
40. ДСН 3.3.6.042-99. Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень. [Чинний від 1999-12-01]. Вид. офіц. Київ : Главсанврач України, 1998. 24с.
41. ГОСТ 12.1.005-88. ССБТ. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны. [Утвержден от 1989-01-01]. Изд. офиц. Москва, 1989. 49с.
42. ДСН 3.3.6.042-99 «Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень» [Чинний від 1999-12-01]. Вид. офіц. Київ: Главсанврач України, 1998. 24с.
43. ДБН В.2.5-28-2006. Інженерне обладнання будинків і споруд. Природне і штучне освітлення. [Чинний від 2006-05-38]. Вид. офіц. Київ, 2006. 13с.
44. НАПБ.А.01.001-2014. «Правила пожежної безпеки в Україні», Вид. Форт, 2016. 124с.
45. СНиП 2.09.02-85. Производственные здания промышленных предприятий Нормы проектирования. [Утвержден от 1987-01-01]. Изд. офиц. Москва : ЦНИИпромзданий, 1987. 18с.
46. ДБН В 2.5-56:2004 «Система протипожежного захисту», Вид.офіц. Київ, 2015. 133с.

47. Матеріали XVI міжнародної наукової методичної конференції ЖДЛ-2018. Вид. Львів, 2018. 228с.

48. Смирнов А.В. Исследование и прогнозирование развития гражданского авиационного двигателестроения как сложной системы/В. сб.: Научные чтения памяти К.Э.Циолковского. Секция «Авиация и воздухоплавание», 2006. 523с.

49. Shaw J./NASA`S New Ultra-Efficient Engine Technology Program (UEET). Contributing to U.S. Aeropropulsion Technology Leader Ship in the 21st Century Presentation, NASA, 2002. 255p.

50. Markus A.Moll «The markets for re-melted steels & alloys»/Proceedings of the 2002 international symposium on electrosag remelting technologies. Chicago, Illions, 2002. 1-16 p.

51. M. Boneham «Nickel alloys: growth despite volatile markets»/ MBM, 2002. 28-29p.