

Шифр «НЕПТУН»

**МОДИФІКУВАННЯ НАНОКОМПОЗИЦІЯМИ –
ЕФЕКТИВНИЙ СПОСІБ ПОКРАЩЕННЯ СТРУКТУРИ
ТА ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ
ДЛЯ ВИРОБІВ АВІАЦІЙНО-КОСМІЧНОЇ ТЕХНІКИ**

АНОТАЦІЯ

Об'єктом дослідження є робочі лопатки газотурбінних двигунів із жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-VI.

Метою роботи є покращення структури та підвищення механічних і корозійних властивостей жароміцних нікелевих сплавів шляхом обробки розплавів нанодисперсними композиціями.

Для обробки нікелевих розплавів використано нанодисперсні композиції на основі карбіду титану та карбіду кремнію з розміром часток 50...100 нм, отримані плазмохімічним синтезом.

Проведено дослідні плавки жароміцних нікелевих сплавів в промислових умовах машинобудівного підприємства.

Розроблено технологічний процес модифікування жароміцних нікелевого сплаву ЖС6К-VI, запропоновані температурно-часові параметри обробки.

В результаті модифікування отримано стабілізацію структури сплавів, зменшення вихідного зерна по перерізу лопаток у 4...5 разів.

Досягнуто значне підвищення міцносних властивостей модифікованих сплавів та ударної в'язкості.

Проведено випробування жаростійкості досліджених сплавів при температурі 1000 °С.

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу доведено створення дисперсних карбідних фаз на основі карбіду титану та інтерметалідних фаз, що підтверджує ефект модифікування.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
1. Класифікація жароміцних нікелевих сплавів.....	6
2. Принципи легування жароміцних нікелевих сплавів	8
3. Матеріали дослідження.....	9
4. Розробка технологічного процесу модифікування.....	11
5. Підготовка брикетів наномодифікатора.....	12
6. Методи досліджень.....	13
7. Вивчення механічних властивостей нікелевого сплаву	14
8. Оцінка високотемпературної корозійної стійкості	16
9. Вплив модифікування на мікро- та макроструктуру сплаву	17
ВИСНОВКИ.....	23
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	25

ВСТУП

Забезпечення високого комплексу фізико-механічних властивостей конструкційних матеріалів – актуальна проблема сучасного виробництва як в авіаційній, так і в космічній галузях.

До деталей газотурбінних двигунів (ГТД) висувають такі вимоги: висока щільність і герметичність, відсутність пористості, стабільність розмірів, високий комплекс фізико-механічних характеристик, жароміцність, жаростійкість та довговічність. Під час розвитку виробництва жароміцних сплавів їх хімічний склад ставав все складнішим. Цей розвиток стимулювала потреба збільшити коефіцієнт корисної дії авіаційних газових турбін безперервним збільшенням робочих температур металу. Тому стали суворіші вимоги до міцності та жароміцності застосовуваних конструкційних матеріалів.

До сьогодні підвищення надійності роботи й збільшення експлуатаційного ресурсу деталей двигунів здійснюють за двома основними напрямками. Перший – заміна існуючих промислових жароміцних сплавів на нові. Другий – підвищення комплексу службових характеристик шляхом легування, модифікування існуючих промислових сплавів. Сьогодні для модифікування нікелевих сплавів застосовують чисті метали: цирконій, титан, ітрій, а також тугоплавкі композиції, на основі карбідів, нітридів, боридів і карбонітридів [1,2]. Міжнародна практика виявила, що другий напрямок економічно вигідніший і перспективніший [3-4].

Для успішного розвитку економіки України потрібне підвищення конкурентоспроможності високотехнологічної продукції на внутрішньому і зовнішньому ринках, направлене на модернізацію промислової сфери.

У проблемі підвищення експлуатаційної надійності і довговічності виробів матеріалознавчі аспекти є визначальними. Для виготовлення деталей авіаційних ГТД, стаціонарних газоперекачувальних установок і ракетних двигунів знайшли широке застосування такі деталі: робочі лопатки турбін, соплові апарати, ротори ТНА. Ці деталі працюють в складних умовах вантаження в широкому температурному інтервалі, що вимагає від них

забезпечення достатнього рівня жароміцності упродовж тривалого часу експлуатації [5-7].

У сучасних авіаційних ГТД на частку жароміцних сплавів припадає до 40% маси двигуна. Умови роботи лопаток в ГТД нового покоління стають усе більш напруженими в зв'язку з підвищенням температури газу на вході в турбіну, збільшенням швидкості газового потоку, ресурсу й циклічності роботи двигуна. Ці екстремальні умови вимагають застосування матеріалів з принципово новою структурою й властивостями, відмінними від традиційних матеріалів. Вивченню питань жароміцності нікелевих сплавів і проблемі підвищення довговічності і експлуатаційної надійності відповідальних деталей гарячого тракту ГТД особливу увагу приділяють вітчизняні і зарубіжні вчені [1-5]. Проте у зв'язку з тим, що сучасні жароміцні нікелеві сплави є складними багатокомпонентними системами, матеріалознавчі питання поліпшення структури й підвищення комплексу фізико-механічних і експлуатаційних властивостей виробів залишаються дискусійними. Існуючі способи підвищення якості багатокомпонентних нікелевих сплавів типу ЖС мають деякі особливості. Нікелеві сплави ЖС6К-ВІ є найбільш поширеними промисловими жароміцними сплавами, які застосовуються для виготовлення литих деталей авіаційних і ракетних двигунів, працюючих в агресивному середовищі палива. Модифікування дисперсними матеріалами залишається не повністю вивченим, хоча наявні розробки й попередні дослідження інших учених свідчать про надзвичайну перспективність методу [12-14]. Таким чином, дослідження по розробці жароміцних нікелевих сплавів ЖС6К-ВІ на якісно новому рівні шляхом модифікування нанодисперсними матеріалами мають актуальне значення.

Мета роботи – стабілізація структури та підвищення фізико-механічних і корозійних властивостей деталей двигунів в результаті модифікування жароміцних нікелевих сплавів нанодисперсними композиціями.

1. Класифікація жароміцних нікелевих сплавів

Сучасні нікелеві сплави по своєму хімічному складу є найбільш багатокомпонентними з усіх існуючих сплавів, тому їх відносять до суперсплавів.

Нікелеві сплави класифікують за основними ознаками [1,2]:

1. За способом виробництва заготовок розрізняють ливарні, деформовані і дисперговані сплави.

У свою чергу ливарні сплави в залежності від способу виплавки виливків поділяють на рівновісні, спрямовано-кристалізовані і монокристалічні.

2. За властивостями сплави підрозділяють на жаростійкі, жароміцні і спеціальні, з особливими фізичними властивостями [6,8].

3. В залежності від області застосування розрізняють сплави для лопаток, дисків, кілець та інших елементів газових турбін, а також для деталей основних і форсажних камер згоряння, сопел двигунів і інших деталей, працюючих при підвищених температурах тривалий час [9,10].

У таблиці 1 наведений хімічний склад промислових ЖНС.

Таблиця 1 - Хімічний склад промислових ЖНС, % мас. [11]

Марка сплаву	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti
ХН56ВМКЮ	Основа	0,15	9,5	12	7,2	6,8	5,3	-
ЖС6КП	Основа	0,15	11	7	5,4	4	4,7	3
ЖС6У	Основа	0,16	9	10	2	10,5	5,5	2,5
ВЖЛ12У	Основа	0,18	10	14	3,1	1,5	6,2	4,5
ЖС6ФНК	Основа	0,15	6	10	1,3	12	5,5	1,2

Серед конструкційних матеріалів, що витримують високі температури - ЖНС займають лідируючу позицію по виробництву і застосуванню. За останні 20 років температура газу на вході в турбіну підвищилася на 300°C. Приблизно половина цього приросту була досягнута за рахунок підвищення механічних

властивостей нікелевих сплавів. В сучасних авіаційних газотурбінних двигунах на частку жароміцних сплавів доводиться до 40% маси двигуна.

В авіаційних двигунах основні вимоги до матеріалів обумовлені розвитком конструкції двигунів - безперервним підвищенням жароміцності, пластичності, опору термічній та малоцикловій втомі, стійкості до впливу газового середовища. Матеріали для лопаток сучасних двигунів повинні мати високий опір руйнуванню при термічній і малоцикловій втомі. Небезпека руйнування посилюється реакціями поверхні, пов'язаними з газовою корозією і знеміцнюванням межі зерен [3].

Підвищення ресурсу й надійності авіаційних газотурбінних двигунів ускладняється у зв'язку з безперервним зростанням температур, динамічних і вібраційних навантажень. Це обумовлює підвищені вимоги до робочих лопаток турбін, що працюють в умовах циклічного навантаження в контакті з агресивним високошвидкісним газовим потоком. Розвиток технології лиття по виплавлюваних моделях дозволяє отримати конструкції лопаток зі складною геометрією повітря-охолоджуваних каналів, що підвищило ступінь охолодження, але стимулювало появу пошкоджень, які раніше в експлуатації не зустрічалися. У газотурбінних і ракетних двигунах, що працюють в умовах агресивних окислювальних середовищ, високих температур і тисків, проблема корозії займає досить важливе місце в забезпеченні надійності. В системі забезпечення надійності корозійний вплив розглядається як фактор, що впливає на інженерні показники якості двигуна, що характеризують його працездатність; а також на відповідність основним експлуатаційним параметрам і призначенням.

Вплив корозії можна виявити в кожній групі з досліджуваних показників:

- міцнісні - корозія впливає на несучу здатність і втому елементів конструкції;
- експлуатаційні - під впливом корозії можуть порушуватися всі складові експлуатаційних показників;

Найбільш актуальною проблемою корозії слід вважати її вплив на

конструкційну міцність і надійність деталей. Корозію можна розглядати як складовий елемент багатокомпонентного навантаження.

2. Принципи легування жароміцних нікелевих сплавів

Сучасні ливарні жароміцні нікелеві сплави являють собою складні багатокомпонентні системи, до складу яких входить до 12-15 легуючих елементів (ЛЕ), причому деякі з них одночасно присутні в складі різних фаз і роблять різний вплив на ті чи інші властивості [1,4-5].

За класифікацією [2, 5] легуючі елементи, що утворюють в бінарних сплавах $Ni-X$ (де $X - Al, Ti, Nb, Ta$) інтерметалідну сполуку Ni_3X , відносять до γ' - утворюючих елементів, які переважно розчиняються в γ' - фазі. Так, до групи розчиннодисперсійних зміцнювачей відносять Al, Ti, Ni, Ta , які утворюють основну зміцнюючу інтерметалідну γ' - фазу. Внесок в зміцнення γ' - фази визначається характером дислокаційних реакцій на прикладене зусилля. Компоненти сплаву певним чином розподіляються у зміцнюючій інтерметалідній фазі, заміщаючи один одного. Так, в γ' - фазі кобальт заміщає нікель; титан, ніобій, тантал і гафній заміщають алюміній; хром, молібден і вольфрам можуть замінити і нікель і алюміній. Відзначається, що для підвищення опору повзучості слід збільшити об'ємну частку частинок γ' - фази за рахунок введення Ni, Ta маючих високу спорідненість до γ' - фази і низькі коефіцієнти дифузії.

У ряді відомих робіт [7, 8, 11, 12] повідомляється, що в структурі ливарних ЖНС основною зміцнюючою фазою є інтерметалідна γ' - фаза на основі $Ni (Al, Ti)$ кількість якої, головним чином, залежить від змісту в складі сплаву алюмінію і титану. Проте наголошується, що перевищення сумарного вмісту цих елементів вище граничного значення призводить до утворення евтектичної $\gamma'_{\text{эвт.}}$ - фази, зміцнюючий ефект якої значно нижче. Міжнародна практика [4-6] показує, що по мірі вдосконалення ливарних ЖНС, вміст алюмінію та титану, що входять у состав γ' - фази, неухильно підвищується.

Разом з тим наголошується, що надмірне збільшення їх вмісту в складі викликає небезпеку «перелегування», в результаті чого в структурі сплавів можливе утворення грубих метастабільних евтектичних (перитектичних) фаз типу ($\gamma + \gamma'$), викликають зниження жароміцності.

До групи карбідоутворюючих елементів відносять елементи (Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, Mo, W), а також мікро легуючі елементи, зміцнюючі межі зерен (C, B, Zr, Hf) за рахунок утворення термодинамічно стійких тугоплавких сполук [7-9].

Відомо [1-6], що вуглець є елементом, що забезпечує в структурі ливарних ЖНС освіту карбідів різних типів (MC, M_6C , $M_{23}C_6$ та ін.).

Карбіди грають велике значення в загальному механізмі зміцнення ливарних ЖНС, які здебільшого утворюються з рідини, розташовуючись між осями дендритів і по кордонах зерен, що обумовлює їх специфічну морфологію. При цьому наголошується, що всі γ' - утворюють елементи (Ti, Nb, Ta, Hf) здатні утворювати карбіди типу MC.

3. Матеріали дослідження

Отримання нанодисперсних порошків методом плазмохімічного синтезу відкриває великі можливості для регулювання їх структури за рахунок вибору оптимальних енергій конденсації заряджених частинок [13, 14].

Для використання комплексного модифікатора утримали нанопорошки карбіду титану з розміром часток до 100 нм, отримані плазмохімічним синтезом.

Дослідні відливки моделей одержували способом витоплювальних моделей [15] нікелевих сплавів ХН57ВКЮТМБЛ та ЖС6К-ВІ (ХН65МВТКЮЛ) поставляються у виді литих пруткових заготовок діаметром 65 мм або 90 мм довільної довжини, граничне відхилення заготовок по діаметру 65 ± 5 мм, 90 ± 10 мм [15].

Контроль хімічного складу досліджуваних сплавів проводили методом спектрального аналізу на спектрометрі «SPECTROLAB» з точністю $\pm 0,01\%$ мас.

по кожному елементу. Спектральний хімічний аналіз проводили на оптичному емісійному приладі ARL-4460 (квантометр одночасного багатоканального аналізу типу МФС-4).

Хімічний склад досліджуваного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ відповідав вимогам ОСТ1 90126-85 (табл. 2).

Таблиця 2 – Хімічний склад досліджуваного нікелевого сплаву
ЖС6К-ВІ (ОСТ1 90126-85)

Марка сплаву	Вміст елементів, % мас.										
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Fe	Si, Mn	P, S	Ni
ЖС6К-ВІ	0,13	9,5	4,0	3,5	4,5	5,0	2,5	≤	≤	≤	Осн
(ХН65МВТКЮ	...	...	...	...	...	...	...	2,	≤	0,01	
Л)	0,20	12,0	5,5	4,5	5,5	6,0	3,2	0	0,4	5	

Брикетований модифікатор містить порошок нанодисперсного карбіду титану і карбіду кремнію, порошок алюмінію та порошок нікелю. Модифікатор використовується у виді суміші, отриманої механічним перемішуванням у герметичний тарі. Отриману суміш пресували на прес-автоматі ТА-3 у брикети, які додавали у рідкий розплав в кількості 0,1% від маси розплаву.

При виконанні даної наукової роботи на ДП ВО «Південний машинобудівний завод імені О.М. Макарова» були проведені експериментальні плавки. Для виконання експерименту виплавляли сплав ЖС6К-ВІ серійного хімічного складу, та отримали зразки модифікованого та немодифікованого сплаву. На машинобудівних підприємствах з вибраних для дослідження сплавів за технологічним процесом отримують робочі лопатки ГТД різноманітних розмірів та конфігурації (рис. 1).



Рисунок 1 – Робочі лопатки різноманітних розмірів та конфігурації

4. Розробка технологічного процесу модифікування

Основні операції технологічного процесу отримання дослідних нікелевих сплавів відповідно технологічної інструкції наведені на рис. 2

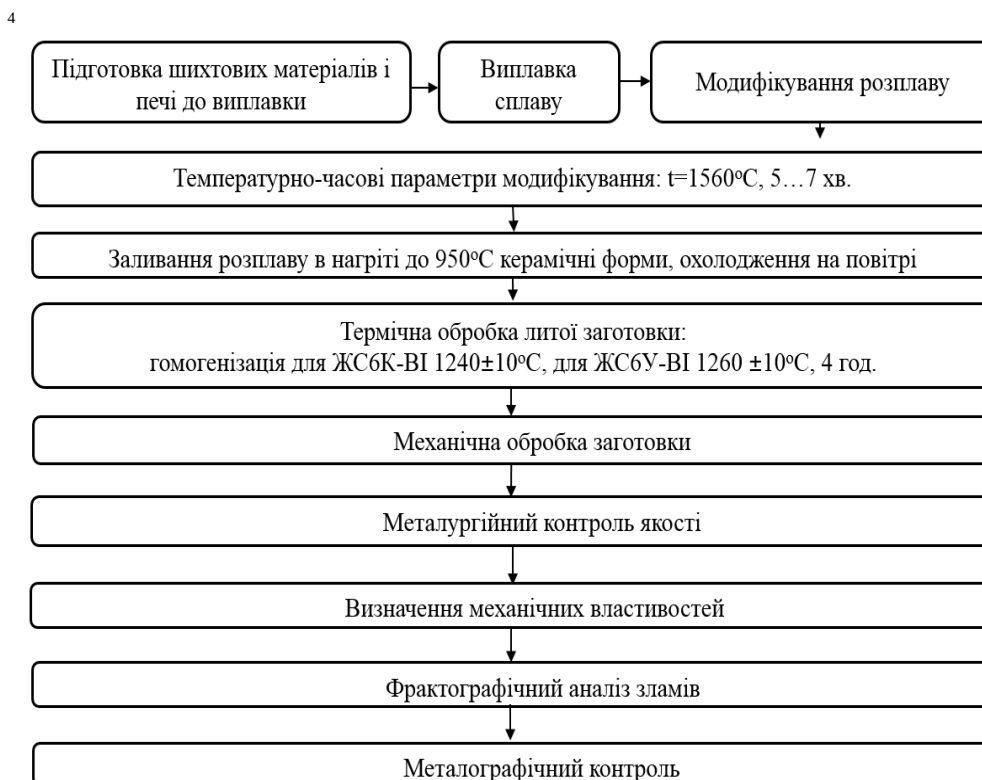


Рисунок 2 – Запропонована технологічна схема одержання модифікованих відливок жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ

5. Підготовка брикетів наномодифікатора

Використовували брикети модифікатора, завернуті у нікелеву фольгу рис.

3.

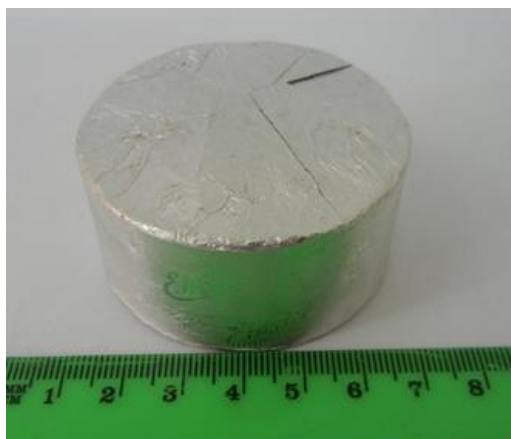


Рисунок 3- Пресований брикет модифікатора

Поставлена задача вирішується за рахунок введення у розплав жароміцного нікелевого сплаву дисперсного модифікатора, який містить порошки нанодисперсного карбіду титану TiC з розміром часток 50...100 нм, дисперсного карбіду кремнію SiC з розміром часток 50...100 нм, алюмінієвого сплаву АМг6 у вигляді порошку з розміром часток 0,1...0,5 мкм та дробленого порошку нікелевого сплаву у наступному співвідношенні компонентів,% мас.: 30% TiC; 15% SiC, 20% АМг6; решта – порошок Ni.

Таблиця 3 – Характеристики тугоплавких дисперсних композицій

Параметр	TiC	SiC
Тип кристалічної решітки	г.ц.к.	г.ц.к.
Тип фази	Впровадження	
Період кристалічної решітки, α , нм	0,4349	0,4362
ΔG , теплота утворення, кал/г-атом	-55000	-
Щільність, кг/м ³	4920	3217
Температура плавлення, °C	3140	2540
Кількість часток в 1 г нанопорошку	$3,0 \dots 3,2 \cdot 10^{12}$	$7,5 \dots 8 \cdot 10^{12}$
Середній розмір часток, нм	50...100	

6. Методи досліджень

Досліджували макро- і мікроструктуру на повздовжніх та поперечних шліфах ударних зразків. Шліфи готували послідовним шліфуванням з використанням паперу різноманітної зернистості, потім полірували абразивною пастою.

Травлення шліфів проводили хімічним способом у реактиві, складу: 90% HCl и 10% H₂SO₃ при кімнатній температурі на протязі 1...3 хвилин.

Мікроструктурний аналіз проводили з використанням мікроскопів МІМ-8М, Neophot-2 при збільшеннях від 50 до 1000 разів.

Визначення розміру зерна досліджуваних сплавів та структурних складових проводили методом стереометричного аналізу.

Фрактографічний аналіз. Аналіз будови поверхні зламів проводили з використанням растрового електронного мікроскопа МРЕМ-100 при збільшеннях до 3000 разів.

Мікрорентгеноспектральний аналіз. Для ідентифікації фаз і визначення їх складу використовували метод локального мікрозондового аналізу. Дослідження складу фаз здійснювалося на приставці до растровому електронному мікроскопу JEOL JSM-6360LA з системою енергодисперсійного мікрорентгеноспектрального аналізу JED-2300.

Механічні властивості досліджували при температурі 20°C на зразках-свідках.

Випробування на розтяг проводили на випробувальній машині ІР-100 ($\Delta=1\%$, ГОСТ 28840-90 при максимальному навантаженні 6 кН. Випробовували по 3 зразка від кожної плавки, виготовлені в відповідно до вимог ДСТУ EN 10002-1:2006.

Випробування на ударну в'язкість проводили по ДСТУ EN 10045-1: 2006 при кімнатній температурі на маятниковому копрі МК-30 на зразках Менаже з U-образним надрізом.

7. Вивчення механічних властивостей нікелевого сплаву

Результати випробування зразків на розтяг та ударну в'язкість наведено в табл. 4.

Таблиця 4 - Механічні властивості досліджуваних сплавів до і після модифікування

Стан сплаву	Механічні властивості при 20°C			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	КСУ, кДж/м ²
По ТУ 1-809-1025-98	882	784	2,5	147
Немодифікований	990	731	3,3	340
Модифікований	1152	825	4,2	490

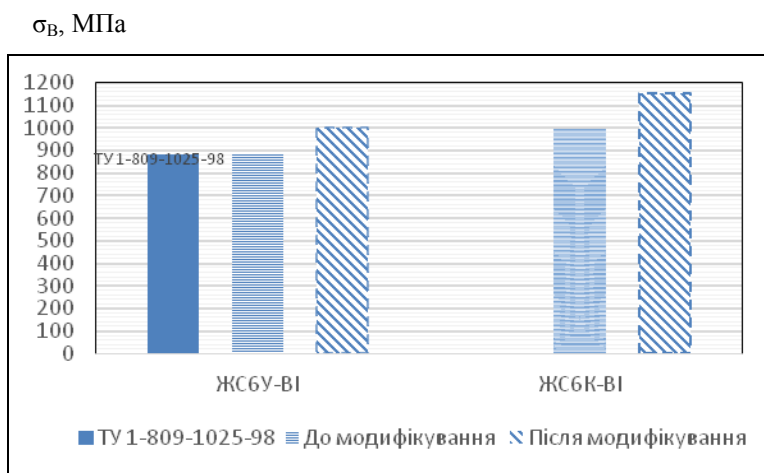


Рисунок 4 – Гістограми середніх значень межі міцності досліджуваних сплавів до і після модифікування

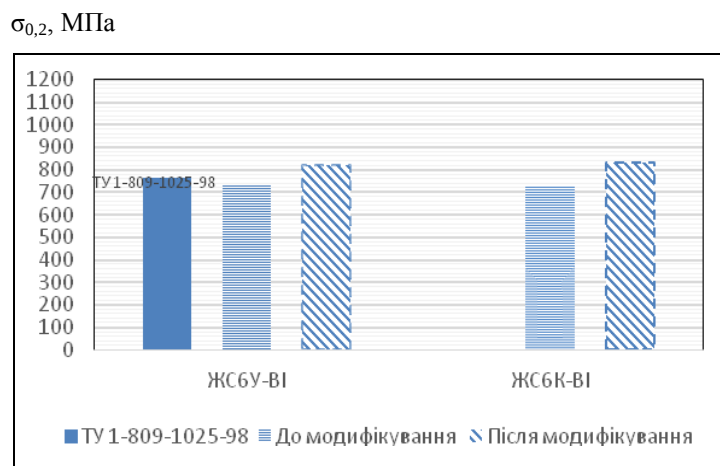


Рисунок 5 – Гістограми середніх значень межі плинності досліджуваних сплавів до і після модифікування

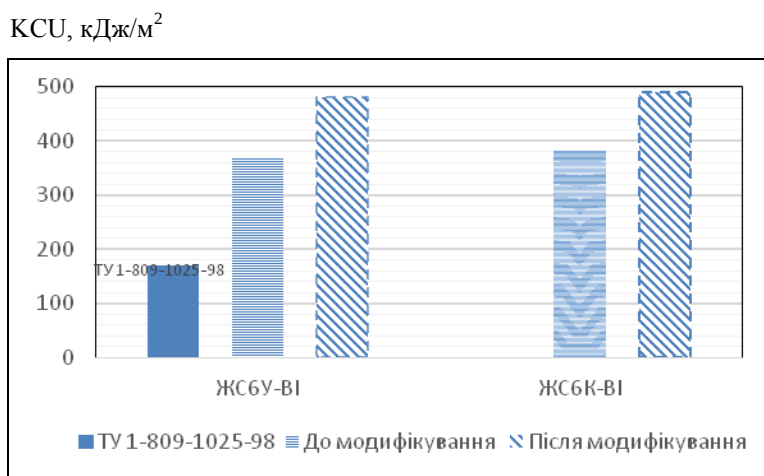


Рисунок 6 – Гістограми середніх значень ударної в'язкості досліджуваних сплавів до і після модифікування

Кращі результати механічних властивостей показали зразки, отримані з модифікуванням. Межа міцності підвищено з 990 по 1152 МПа (на 10...12%), межа плинності $\sigma_{0,2}$ - з 731 по 825 МПа (на 12...14 %), відносне подовження δ - з 3,3 по 4,2 (на 20 %), ударна в'язкість КСУ підвищено з 340 по 490 кДж/м² (на 43%).

На рис. 7, 8 наведені результати фрактографічного дослідження зламів немодифікованих зразків. У зламі немодифікованих зразків спостерігається міжзеренне руйнування яке відбувається на межі зерен. На фрактограмі видно межі кристалів. Руйнування відбувається через грубу евтектичну структуру вихідного сплаву.

У зламі немодифікованих зразків присутні лише невеликі зони в'язкого руйнування; переважає крихке руйнування на межі зерен. Частка крихкого руйнування складає ~80%.

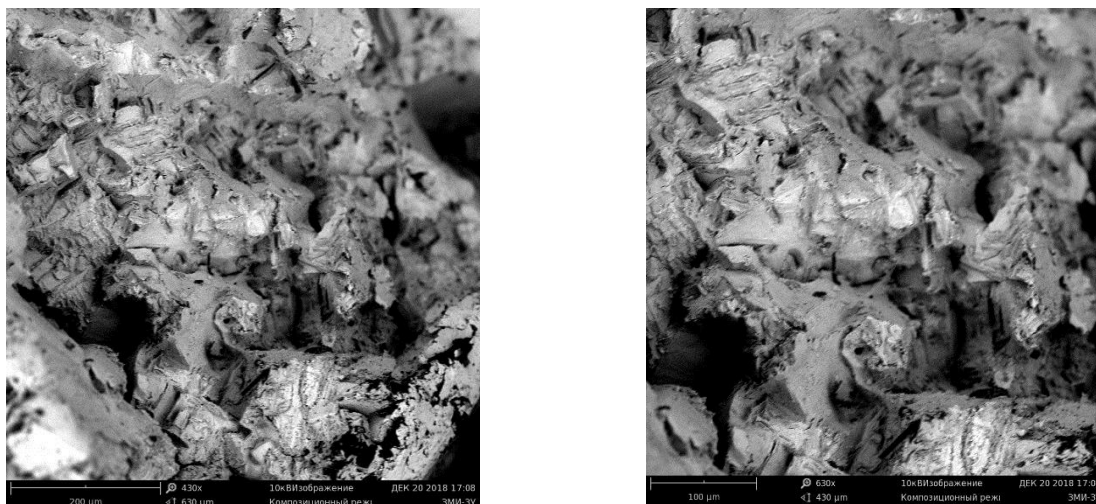


Рисунок 7 – Фрактографічний аналіз зламів немодифікованих зразків сплавів
ЖС6К-ВІ, x400

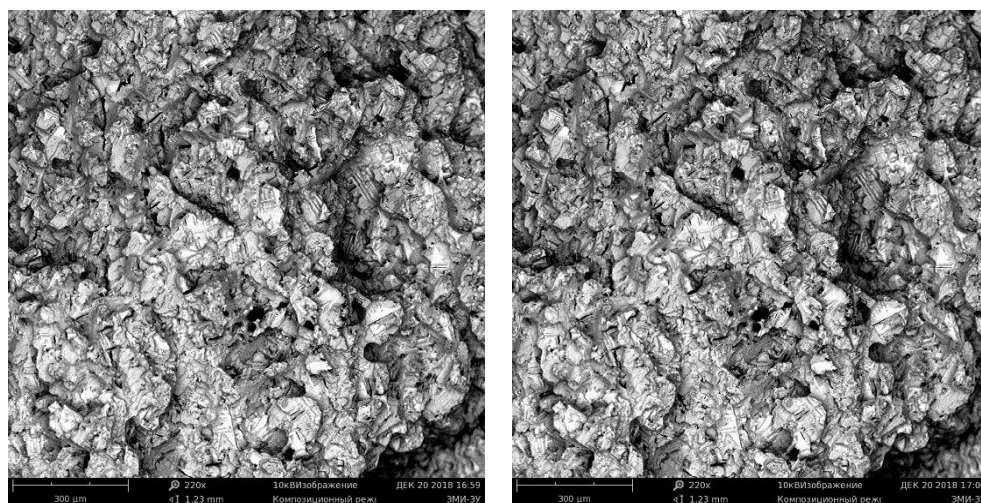


Рисунок 8 – Фрактографічний аналіз зламів модифікованих зразків сплавів
ЖС6К-ВІ, x400

В'язке руйнування модифікованих зразків відбувається по площинах зерен.

8. Оцінка високотемпературної корозійної стійкості

Визначення жаростійкості проведено в промислових умовах відповідно до вимог ГОСТ 6130-71 при температурі $1000 \pm 5^\circ\text{C}$. Жаростійкість, або опір газовій корозії, визначається швидкістю окислення, тобто приросту на одиницю поверхні за певний проміжок часу при температурі випробування. При

температурах до 1000°C на лопатках ГТД утворюються продукти згоряння палива - оксиди. Якщо оксиди летючі, жаростійкість визначається втратою маси, в інших випадках - масою матеріалу зразків зі знятою окалиною.

Визначення жаростійкості проведено в промислових умовах відповідно до вимог ГОСТ 6130-71 при температурі 1000±5°C протягом заданої тривалості від 2 до 10 годин. Випробування проводили гравіметричним методом, по зміні маси зразків і металографічним методом виміру глибини корозії.

Проведено заміри глибини ВТК і відносного змін маси зразків. Результати наведені в табл. 5.

Таблиця 5 - Результати випробувань на жаростійкість досліджуваних зразків: 1 - немодифіковані; 2 - модифіковані

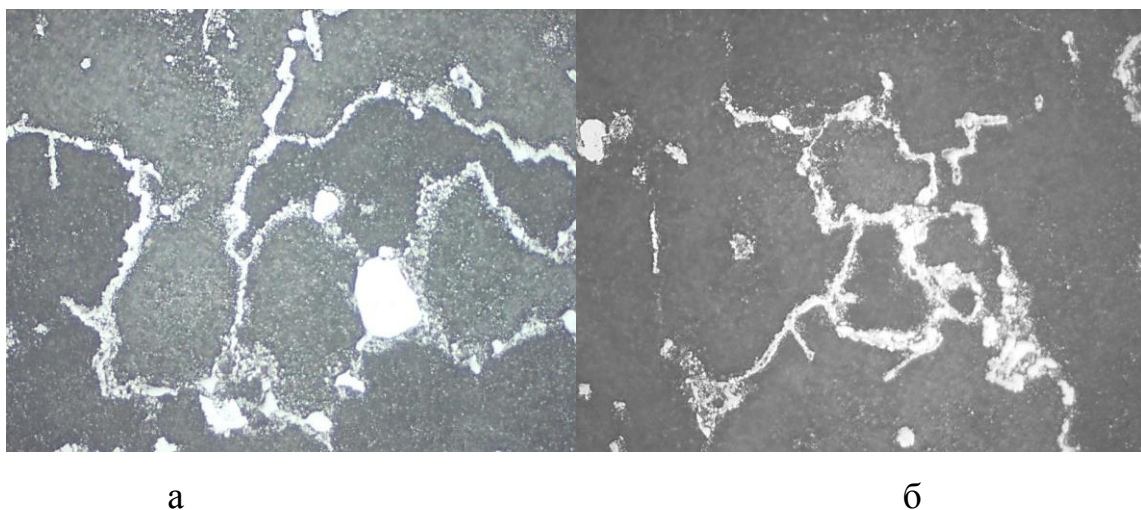
Тривалість випробувань, год.	Зразки	Маса вихідна, г ($\cdot 10^{-3}$ кг)	Маса після нагріву, г ($\cdot 10^{-3}$ кг)	Зміна маси, %	Глибина корозії, мкм
До нагріву	1	3,878	-	-	-
	2	3,888			
2	1	3,878	3,758	2,49	23
	2	3,888	3,777	1,84	18,4
5	1	3,878	3,758	2,49	23
	2	3,888	3,777	1,84	18,4
10	1	3,696	3,644	1,58	29
	2	3,758	3,703	1,63	23,2

Таким чином, модифіковані зразки показали присутність ВТК, глибину корозії зменшено на 15-20 %.

9. Вплив модифікування на мікро- та макроструктуру сплаву

Мікро- та макроструктуру досліджували у вихідному і модифікованому стані. Зразки сплавів в початковому стані мали крупнокристалічну структуру з

розміром зерен 3...6 мкм. (рис. 9, 11).



а

б

а – осередки руйнування на стику зерен;

б - включення інтерметалідів різної морфології

Рисунок 9 – Мікроструктура вихідного сплаву ЖС6К-ВІ, (зразок №2), $\times 500$

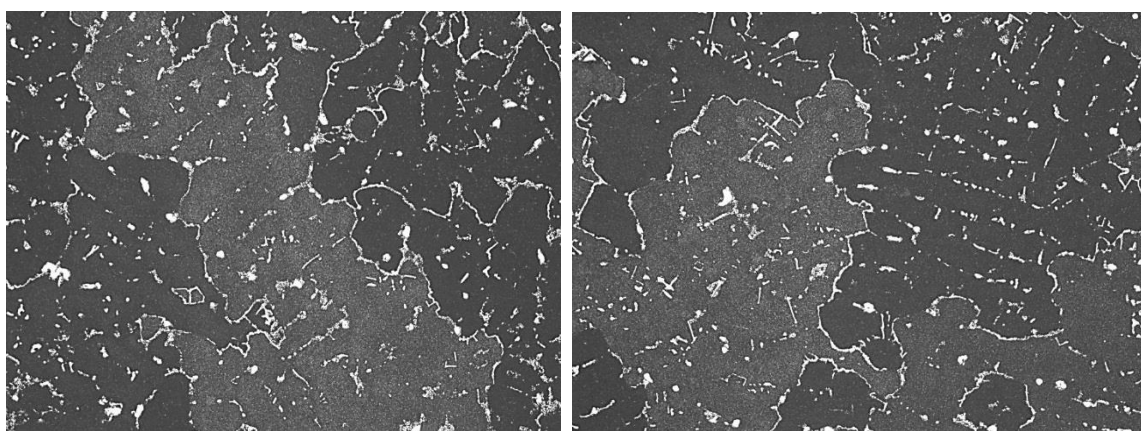


Рисунок 10 – Мікроструктура модифікованого сплаву ЖС6К-ВІ
(зразок №1), $\times 100$

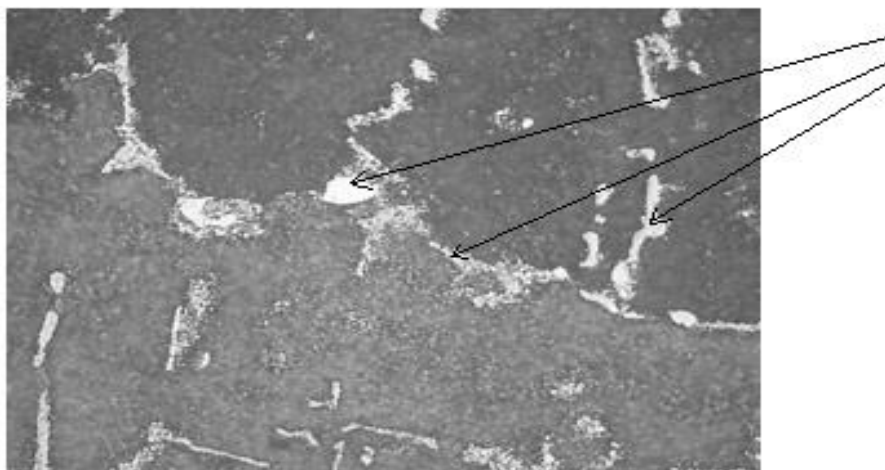


Рисунок 11 - Скупчення карбідних включень у немодифікованому сплаві ЖС6К-ВІ після лиття (зразок №1), x500

У литих наномодифікованих сплавах виявлено великі включення на стику меж зерен. Такі включення можуть служити концентраторами напружень і осередками розвитку тріщин при експлуатації.

Розмір зерна нікелевих жароміцних сплавів має важливе практичне значення, так як є основним параметром, за допомогою якого можна регулювати властивості міцності при кімнатних температурах і жароміцність вище 900°C. Середній розмір зерна в зразках до модифікування, визначений методом січних по 50 полях зору, становив 60...100 мкм (рис. 12а). У зразках після модифікування розмір зерна склав 15...20 мкм (рис. 12б). Таким чином, подрібнення зерна становило у 4...5 разів.

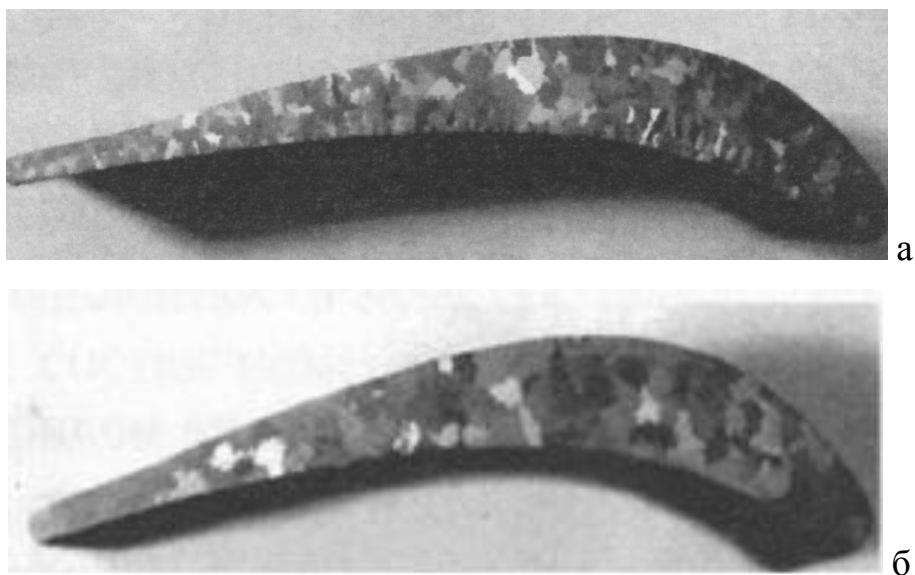


Рисунок 12 - Макроструктура робочої лопатки ГТД

а – немодифікованої

б – модифікованої

Кількісний аналіз легуючих елементів у модифікованому стані проведено методом мікрогентгеноспектрального аналізу (табл. 6).

Таблиця 6 - Кількісний аналіз вмісту елементів в досліджуваних зонах модифікованого сплава, % мас.

Спектр	C	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Mo	W	Ni
Спектр 1	11	3	18	3	-	0.5	17	33	7.5
Спектр 2	8	2	20	1	-	-	7	19	5
Спектр 3	8	3	11	1	-	-	6	18	6
Спектр 4	10	3	12	2	-	-	12	29	25
Спектр 5	2	4	1	11	0.3	4	4	5	67.7

За даними представленими в табл. 6, видно, що у всіх зазначених зонах присутні визначаються легуючі елементи, що відповідає хімічним складом сплаву. З табл. 6, слід, що в модифікованому сплаві ЖС6К-ВІ присутні карбіди титану, вольфраму і хрому. Нікель як основа сплаву рівномірно розподілений в трьох досліджуваних зонах, коефіцієнт варіації за змістом нікелю становить 0,8%.

З даних мікрорентгеноспектрального аналізу, слід, що в модифікованому сплаві ЖС6К-ВІ присутні карбіди титану, вольфраму, хрому і молібдену.

У модифікованому зразку сплаву ЖС6К-ВІ розподіл легуючих елементів однорідний, вміст титану трохи вище, що пояснюється наявністю його в складі модифікуючого комплексу на основі карбіду титану. Однак вміст титану не перевищує марочного. Титан, який є досить активним γ' -утворюючим елементом. Загальна кількість карбідів, їх тип і стабільність визначаються легуванням - вмістом вуглецю і сильних карбідоутворюючих елементів, а також концентрацією і співвідношенням менш сильних карбідоутворюючих в сплаві.

Карбіди грають істотну роль у зміцненні жароміцних нікелевих сплавів. Їх особлива цінність полягає в тому, що карбіди, будучи значно більш термостабільними в порівнянні з частками γ' -фази, вносять свій вклад в міцність сплавів при температурах вище межі розчинності високодисперсних γ' -виділень.

Зміцнюючий вплив карбідів носить складний характер. Карбіди, розташовуючись по межах зерна або всередині нього, виконують модифікуючі функції, сприяють подрібненню зерен. Вони зміцнюють як саме зерно, так і його межі, гальмуючи дифузійні процеси і міграцію дислокацій, підвищуючи тим самим термостабільність сплавів. Позитивна роль карбідів може полягати також і в їх рафінуючій дії в сплаві. При утворенні карбідів в них концентруються такі шкідливі для нікелевих жароміцних сплавів домішкові елементи, як S, P.

В результаті модифікування отримана однорідна, дисперсна ($\gamma+\gamma'$) - структура з високою об'ємною часткою γ' -фази (75%). Частинки γ' -фази

(середній розмір яких $\approx 0,3 \dots 0,4$ мкм) мають характерну кубоїдну форму з легко закругленими ребрами, а межі сусідніх γ' -частинок практично зливаються один з одним, кількість залишкової γ -фази мала.

ВИСНОВКИ

У результаті проведених експериментальних досліджень вирішено мету роботи - підвищення механічних та експлуатаційних властивостей жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ для деталей газотурбінних двигунів на підставі формування структури сплаву при модифікуванні нанодисперсними композиціями.

1. Для модифікування ливарних жароміцних нікелевих сплавів запропоновано комплексний модифікатор на основі тугоплавких нанодисперсних часток TiC розміром 50...100 нм. Обґрунтовано оптимальний склад комплексного модифікатору: 30...40 % нанодисперсного карбіда титану, 10...15 % нанодисперсного карбіда кремнію, 10...20% порошкового алюмінієвого сплаву АМг6, решта – подрібнений порошок нікелевого сплаву.

2. Розроблено технологічну схему введення модифікатора у розплав. Запропоновано температурно-часові параметри модифікування: температура модифікування $1560 \pm 10^\circ\text{C}$; час дії модифікатора в розплаві 5...7 хвилин. Проведено дослідні плавки сплаву ЖС6К-ВІ у вихідному та модифікованому стані.

3. Доведено, що в результаті обробки комплексним модифікатором підвищено дисперсність макро- і мікроструктурних складових у порівнянні з вихідним станом: розмір зерна зменшено в 4...5 разів, дисперсність структурних складових підвищено. Проведені дослідні плавки жароміцного нікелевого сплаву в промислових умовах.

4. Досягнуто підвищення комплексу механічних властивостей сплавів у модифікованому стані: σ_b на 10...12 %, $\sigma_{0,2}$ на 12...14 %, δ на 14 %, ударну в'язкість КСУ підвищено на 43 %.

5. Доведено, що модифікування з використанням нанодисперсних часток карбідів забезпечує формування стабільної структури з рівномірним розподілом зміцнюючих фаз. Це дозволило підвищити жаростійкість модифікованого

сплаву ЖС6К-ВІ при температурах до 1000 °С при зменшенні глибини міжкристалітної корозії на 15...20 %.

6. Технологічні параметри модифікування нікелевих розплавів використовуються у ливарному виробництві ДП ВО Південний машинобудівний завод імені О.М. Макарова

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч. -техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М. Наука. 2006. 272 с.
2. Богуслаев, В.О., Качан О.Я., Калинина Н.Е., Мозговой В.Ф., Калинин В.Т. Авиационно-космические материалы и технологии. Запорожье. : Мотор Сич. 2009. 385 с.
3. Мальцев П.П. Наноматериалы. Нанотехнологии. Наносистемная техника: мировые достижения за 2005 год. М.: Техносфера, 2006. 152 с.
4. Сабуров В.П., Еремик Е.Н., Глушкова Л.И., Черепанов А.Н. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами. Омск. : ОмГТУ. 2002. 257 с.
5. Неорганическое материаловедение в двух томах. Энциклопедическое издание. Материалы и технологии. Том 2, книга 1 / Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. Киев: Наукова думка. 2008. 854 .
6. Солнцев Ю.П., С.Б. Бєліков, І.П. Волчок, С.П. Шейко. Спеціальні конструкційні матеріали. Запоріжжя: «ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ». 2010. 536 с.
7. Комбинированное модифицирование при получении деталей турбин ГТД / П.Д. Жеманюк, А.А. Педаш, Э.И. Цивирко, А.Ф. Педаш // Вестник двигателестроения. №1. 2013. С. 75-78.
8. Кудин В.В. Совершенствование технологии производства отливок из жаропрочных никелевых сплавов / В.В. Кудин, В.Е. Самойлов, В.Т. Кудин. Вестник двигателестроения. №1. 2008. С. 151-154.
9. Калинина Н.Е., Кавац О.А., Калинин В.Т., Белоярцева В.П. Получение нанодисперсных модификаторов для обработки жаростойких сплавов. Авиационно-космическая техника и технология. 2007. № 8 (44). С. 41–43.
10. Гайдук С.В. Исследование структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести / С. В. Гайдук, О.В. Гнатенко, А.Г. Андрееenko, В.В. Наумик. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2012. №2. С. 37-40.

11. Панкратов А.С. Модифицирование наноразмерными частицами карбида вольфрама / А.С. Панкратов, А.А. Линник, Н.В. Коберник. Материалы VII конференции «Сварка и родственные технологии». Киев. 2013. 51 с.
12. Тушинский Л.И. Структурная теория упрочнения конструкционных сталей и других материалов. Днепр. 2010. 482 с.
13. Головин Ю. И. Введение в нанотехнологию. М. Машиностроение. 2003. 112 с.
14. Наноматериалы и нанотехнологии В.М. Анищик, В.Е. Борисенко, С.А. Жданок, Н.К. Толочко. Минск: БГУ, 2008. 375 с.
15. ОСТ 92-1166-86. Отливки, изготовленные по выплавляемым моделям. Технические условия. 1986. 98 с.