

<https://doi.org/10.15407/plit2026.03.034>

УДК 669.715:669.018.25:620.186

С.В. Пучек, аспірант; e-mail: puchek777@gmail.com;

<https://orcid.org/0009-0007-8077-6106>

С.Б. Бєліков, доктор технічних наук, професор;

e-mail: belikov@zp.edu.ua; <https://orcid.org/0000-0002-9510-8190>

Національний університет «Запорізька політехніка» (Запоріжжя, Україна)

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛУ РОБОЧИХ ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ ЖАРОМІЦНОГО СУПЕРСПЛАВУ ЖС32-ВІ

Досліджено структури та властивості робочих лопаток I ступеня авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД), відлитих із жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) після гарячого ізостатичного пресування (далі — ГП) та різних режимів термічної обробки. ГП при температурі 1250 °С і тиску 170 МПа сприяє підвищенню якості виливків за рахунок стабілізації структури та властивостей унаслідок зменшення мікропористості при «заліковуванні» пор. Розмір виявлених після ГП поодиноких мікропор приблизно у 32 рази менший, порівняно з порами, що їх спостерігали у лопатках до проведення операції ГП. У результаті пластичної деформації, яку ініціює ГП, утворюється «рафт»-структури у вигляді зональних ділянок, зосереджених у місцях «заліковування» пор, а також виділення скоагульованих частинок — фази, які спільно із пластинчастими (евтектичними) карбідами мають вигляд каркасу. Термообробка за стандартним режимом (1270 °С, 1 год 15 хв) після газостатування сприяє перекристалізації зміцнюючої фази, підвищує структурну однорідність сплаву та спричинює релаксацію напружень, що виникли в процесі ГП, а це позитивно впливає на фізико-механічні властивості. Чотиригодинна термічна обробка при температурі 1050 °С, здійснена безпосередньо після операції ГП, не усуває структурної неоднорідності, що характеризується наявністю ліквідаційних зон, а також областей, характерних для «рафт»-структури, що утворилися в процесі газостатування. Проведення після ГП проміжного високотемпературного нагріву (гомогенізації) при температурі 1270 °С (1 год 15 хв) із подальшим нагріванням при температурі 1050 °С протягом 4 год сприяє отриманню більш однорідної структури сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), що позитивно впливає на механічні та жароміцні властивості.

Ключові слова: робоча лопатка, авіаційний газотурбінний двигун, гаряче ізостатичне пресування, мікроструктура, термообробка, структурна однорідність, міцність, пластичність, тривала міцність.

Вступ

Розвиток авіаційного та стаціонарного газотурбобудування вимагає застосування перспективних газотурбінних двигунів (ГТД) із покращеними робочими параметрами [1, 2]. Створення агрегатів нових поколінь потребує підвищення їх

Стаття опублікована на умовах відкритого доступу за ліцензією CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

характеристик, таких як потужність, ресурс, надійність та довговічність роботи з урахуванням фактора економічності. Лопатки ГТД працюють у жорстких умовах одночасного впливу відцентрової сили власної маси та аеродинамічних сил, що створюються потоком продуктів горіння в турбіні [3, 4], зазнаючи впливу агресивного середовища та високих температур, що сягають $0,8 T_{пл}$ [2].

Як свідчать [5], під час експлуатації робочих лопаток спостерігається постійний комбінований ефект розтягуючих сил, динамічних та статичних вібраційних навантажень, які нерівномірно розподіляються по профілю лопатки з максимальним еквівалентним навантаженням у середньому перерізі. Існує також температурний градієнт по висоті та перерізу лопаток [1].

Надійність і довговічність роботи ГТД залежить головню від робочих характеристик матеріалів, що їх використовують для найбільш відповідальних деталей ГТД, — робочих та соплових лопаток як елементів із надскладною геометрією [3, 6]. Відзначено необхідність забезпечення комплексу вимог, а саме високої короткочасної та тривалої міцності, пластичності в межах робочих температур, утомної та термовтомної міцності, стійкості до окислення й корозії, стабільності структури та властивостей після тривалої експлуатації, малої схильності до крихкого руйнування і високих технологічних характеристик (ливарні властивості, технологічна пластичність, зварюваність тощо) [7–10].

Забезпечення підвищених характеристик матеріалів деталей гарячого тракту та загалом експлуатаційного ресурсу двигунів, як правило, здійснюють за двома основними напрямками: розробленням нових складнолегованих жароміцних суперсплавів із високим вмістом елементів, що мають низькі коефіцієнти дифузії в умовах високих температур, а також підвищенням комплексу службових характеристик шляхом додаткового легування та застосування нових технологічних операцій до наявних промислових сплавів, які показали надійність при тривалій експлуатації [9–14].

Серед вітчизняних сплавів цього класу одним із перспективних матеріалів є ливарний жароміцний сплав ЖС32-ВІ [15, 16]. Оцінка структури та властивостей робочих лопаток авіаційних ГТД, що виготовляються із цього сплаву з урахуванням впливу технологій отримання і термічної обробки, є актуальним завданням авіаційного матеріалознавства.

Матеріали й методика досліджень

Робочі лопатки газотурбінного двигуна Д18Т, відлиті із жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ, досліджували методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК):

- варіант 1 — після гарячого ізостатичного пресування (ГІП);
- варіант 2 — після ГІП і термічної обробки за стандартним режимом (гомогенізація при температурі $1270 \pm 10^\circ\text{C}$ — 1 год 15 хв, вакуум).

Крім того, було досліджено вплив термічної обробки при температурі 1050°C протягом 4 год на фізико-механічні властивості й структуру сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), із яких відлито досліджувані лопатки турбіни:

- варіант 1 а — безпосередньо після операції ГІП;
- варіант 2 а — після ГІП і стандартної термообробки (гомогенізація при температурі 1270°C , 1 год 15 хв).

Дослідження мікроструктури здійснювали методом оптичної та растрової електронної мікроскопії на травлених і нетравлених мікрошліфах, вирізаних із робочих лопаток.

Стан зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази в осях і міжвісних просторах дендритів пера і хвостовика робочих лопаток, оброблених за варіантами 0, 1 і 2, вивчали на мікрошліфах після електролітичного травлення з використанням растрового мікроскопа «JEOL JSM-6360LA».

Механічні властивості при кімнатній температурі (границя міцності, відносне подовження та звуження) визначали відповідно до ДСТУ ISO 6892-84 та СТ СЕВ 471-88,

а показники жароміцності відповідно до ДСТУ ISO 204:2019 на випробувальному стенді ДСТ-500 при температурі до повного руйнування.

Результати досліджень та обговорення

Зовнішній вигляд робочих лопаток ТВД до та після проведення ГІП (варіанти 0, 1, 2) представлені на рис. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад робочих лопаток ТВД із сплаву ЖС32-ВІ (ВСК)

Варіант	Вміст елементів, %								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
«0»	0,15	4,85	9,43	8,68	1,17	5,85	1,55	4,10	3,80
«1»	0,14	4,90	9,33	8,68	1,20	5,70	1,51	4,05	3,80
«2»	0,14	5,05	9,28	8,72	1,20	5,70	1,60	4,10	3,70
серійний	0,16	4,56	9,47	8,9	1,15	5,2	1,50	3,7	3,60
Норми ТУ1-92-177-91	0,12... 0,17	4,5... 5,5	9,0... 9,5	8,1... 89	0,9... 1,3	5,7... 6,2	1,4... 1,8	3,7... 4,3	3,6... 4,3

продовження таблиці 1

Варіант	Вміст елементів, %					
	Ni	Si	Fe	S	B	M
«0»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
«1»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
«2»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
серійний	основа	< 0,3	0,24	0,004	< 0,02	< 0,3
Норми ТУ1-92-177-91	основа	< 0,3	≤ 0,5	≤ 0,005	≤ 0,02	≤ 0,3

Хімічний склад досліджуваних лопаток за всіма варіантами наведено у таблиці 1.

При металографічному дослідженні на зовнішній поверхні лопаток як до, так і після гарячого ізостатичного пресування виявлено неметалеві включення темно-сірого кольору, характерні для оксидів, що проникають на глибину до 10 мкм.

Зауважимо, що на поверхні внутрішніх каналів (охладжуваних) робочих лопаток без газостатування (варіант 0) є мікропори (рис. 2 а, б). Тоді як при газостатуванні лопаток зі стрижнем (варіант 1) відбувається «заліковування» пор, розташований на поверхні каналу, що охолоджується (рис. 2, г).

Проведення операції ГІП (варіанти «1» і «2») сприяє «залікуванню» пор. У структурі лопаток після ГІП мікропори практично відсутні (табл. 2). Розмір виявлених після ГІП поодиноких мікропор, що зустрічаються рідко, не перевищує ~2,5 мкм, що приблизно в 32 рази менше, порівняно з порами, виявленими в лопатках до проведення операції ГІП.

Розміри структурних складових, а також відстань між осями дендритів у пері лопаток приблизно в 2 рази менші, ніж у хвостовій частині.

У мікроструктурі лопаток після ГІП (як до, так і після стандартної термообробки) спостерігається зменшення розмірів глобулярних карбідів та евтектичної (γ - γ')-фази, а також витончення пластинчастих (евтектичних) карбідів.

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура робочих лопаток монокристалічна. Основними структурними складовими матеріалу лопаток до проведення ГІП і термообробки є γ -твердий розчин із наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ'), карбідів і карбонітридів, що відповідає литому стану сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) (рис. 3 а-г).



а — до ГП — варіант 0

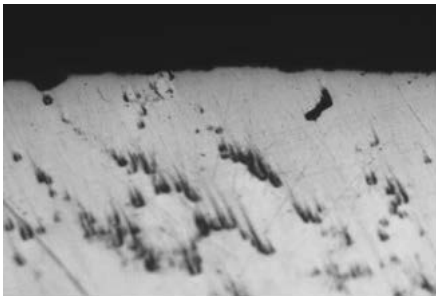


б — після ГП — варіант 1

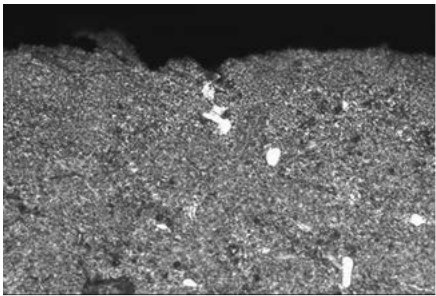


в — після ГП — варіант 2

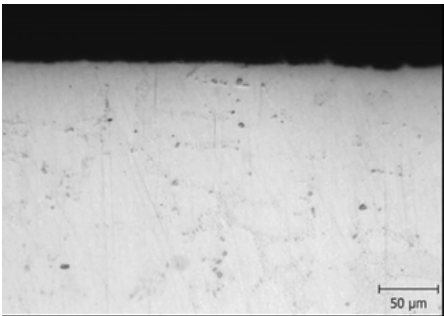
Рис. 1. Зовнішній вигляд робочих лопаток ТВД до (а) та після (б) проведення операції ГП, а також після ГП та подальшої термообробки при 1270°C (вакуум) (в)



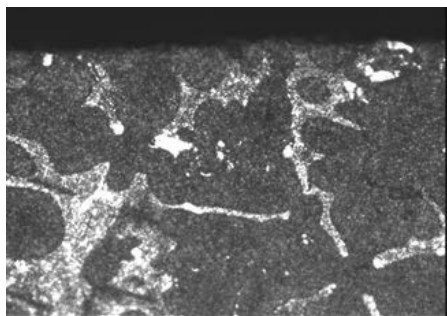
а



б



в



г

Рис. 2. Стан внутрішньої поверхні каналів, що охолоджуються, робочих лопаток до (а, б) і після ГП разом із керамічним стрижнем (в, г), без термообробки, х 300

Таблиця 2
Параметри структурних складових матеріалу робочих лопаток

Стан матеріалу		Розміри структурних складових, мкм					Відстань між осями дендритів	
		карбіди		евтектика типу ($\gamma-\gamma'$)	мікро-пори	1 ^ш порядку		2 ^ш порядку
		глобулярні типу МС	пластинчасті типу М ₆ С					
Початкове (без ГПП) до термо обробки	петро	2...8	10...70 (одиничні до 85)	6...30 (одиничні до 45)	6...17	120...160	30...40	
	хвостовик	3...18	10...35 (одиничні до 50)	10...60 (одиничні до 75)	10...80	250...350	70...85	
Після ГПП (зі стрижнями) без термообробки	перо	1...5	5...17 (одиничні до 25)	5...22 (одиничні до 35)	до 2,5	120...160	25...35	
	хвостовик	2...10	10...50 (одиничні до 70)	7...45 (одиничні до 65)	до 2,5	250...350	70...85	
після ГПП та стандартної термообробки	перо	1...4	4...12 (одиничні до 18)	5...16 (одиничні до 20)	до 2,5	120...160	25...35	
	хвостовик	2...10	10...35 (одиничні до 60)	7...45 (одиничні до 65)	до 2,5	220...280	55...70	

Розміри структурних складових, а також відстань між осями дендритів у пері лопаток приблизно в 2 рази менше, ніж у хвостовій частині.

У процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1250 °С і тиску 170 МПа (варіант 1) відбулося значне розчинення та перекристалізація евтектичної фази ($\gamma-\gamma'$). У міждендритних просторах спостерігаються виділення скоагульованих частинок γ' -фази, які разом із пластинчастими (евтектичними) карбідами, що також виділяються в міжвісних просторах дендритів, мають вигляд каркасу, що призводить до огрублення та неоднорідності структури сплаву.

У матеріалі робочих лопаток, які пройшли газостатування, у місцях повного або часткового «залікування» мікропор виявлені кратероподібні зони у вигляді концентрично розташованих витягнутих частинок зміцнюючої інтерметалідної

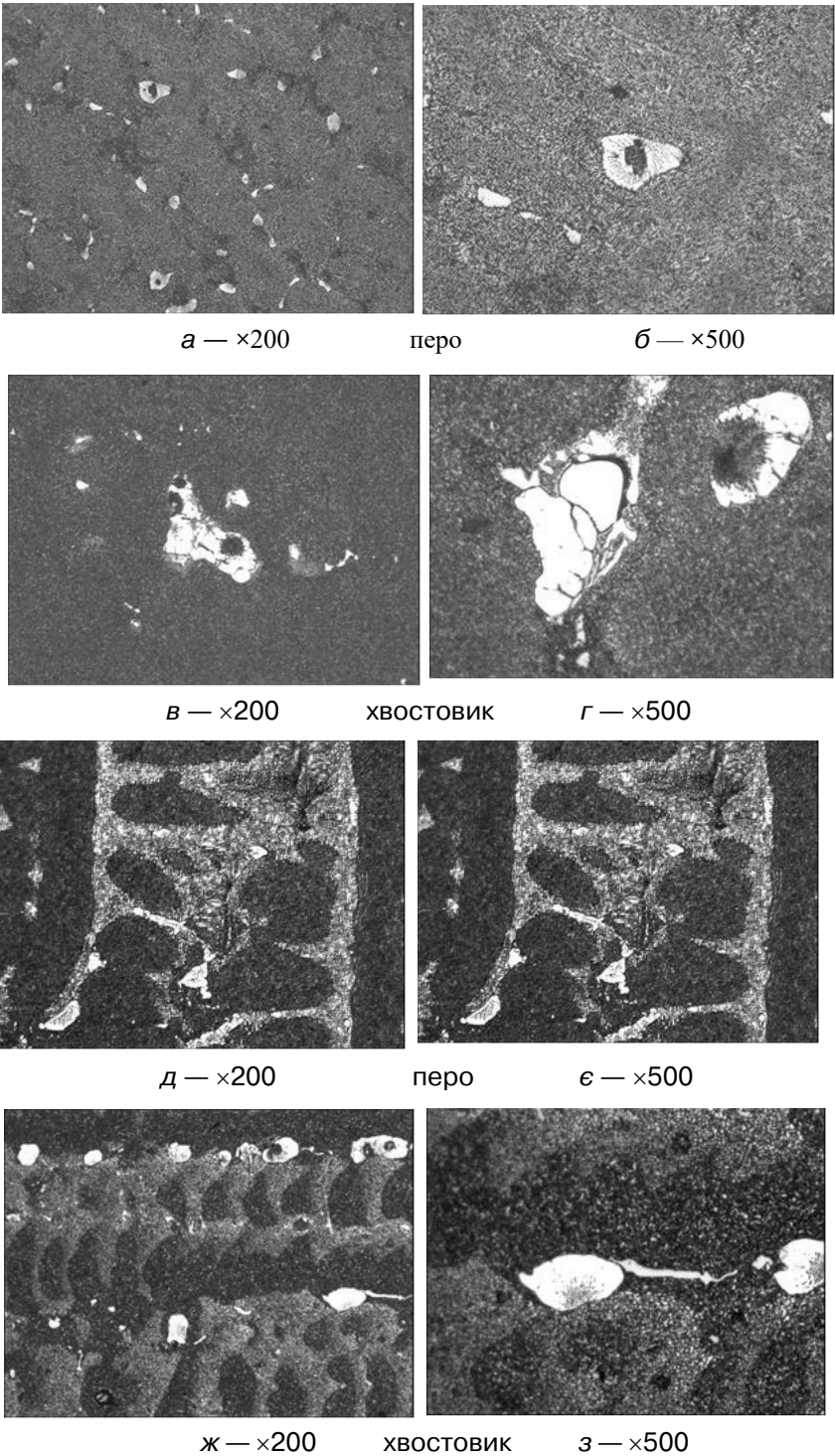


Рис. 3. Мікроструктура робочих лопаток до операції ГІП (варіант 0) (а, б, в, г)

γ' -фази, характерні для «рафт»-структури (рис. 4). Аналогічні зони виявлено також навколо деяких карбідів типу MC (рис. 5). Установлено, що з наближенням до центру зазначених областей, відповідно до напрямку результуючих напружень, спостерігається збільшення щільності та спотворення інтерметалідних частинок.

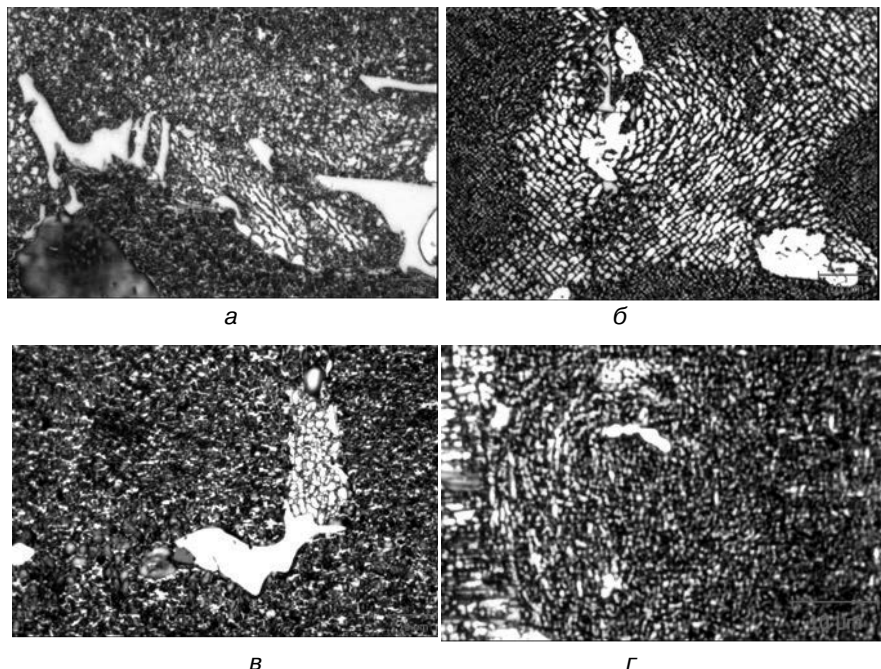


Рис. 4. «Рафт»-структура у матеріалі робочих лопаток ТВД після операції ГІП (газостаткування разом із керамічним стрижнем) у зонах «заліковування» мікропор, $\times 1000$

Отже, у результаті пластичної деформації, ініційованої процесом гарячого ізо статичного пресування, концентрація спотворень структурних компонентів у локальному обсязі матеріалу прилеглих до мікропор зонах карбідів істотно зростає. У зонах «залікування» мікропор поряд із дрібними інтерметалідними частинками також спостерігається скоагульованих витягнутих частинок γ' -фази розміром до 5,7 мкм.

У вихідній мікроструктурі литих лопаток (до газостаткування — варіант 0) утворення «рафт»-структури поблизу пор карбідів не спостерігається.

Термообробка за стандартним режимом (1270 °С, 1 год 15 хв) після газостаткування (варіант 2) сприяє перекристалізації зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, що полягає у розчиненні γ' -фази в γ -матриці та повторному її виділенні

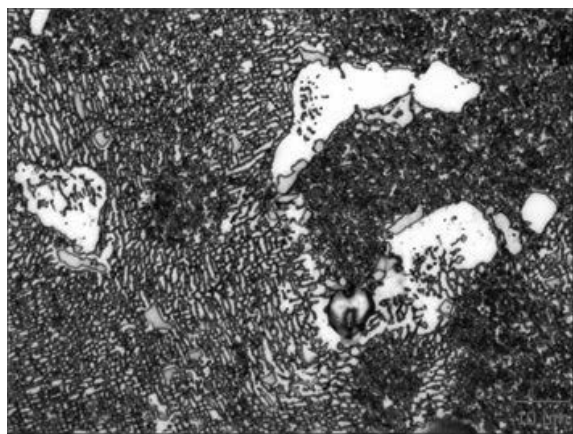


Рис. 5. «Рафт»-структура у матеріалі робочих лопаток ТВД після операції ГІП (газостаткування разом із керамічним стрижнем) навколо карбідів типу МС, $\times 1000$

у вигляді дисперсних частинок кубічної морфології з наявністю невеликої кількості скоагульованої γ' -фази, що виділяється в міждендритних просторах (рис. 6). При цьому спостерігається фрагментація частинок евтектичної фази (γ - γ'), її часткове розчинення та витончення пластин евтектичних карбідів.

У результаті проведеного дослідження стану зміцнюючої γ' -фази в осях та міжвісних просторах дендритів пера та хвостовика робочих лопаток було встановлено, що у вихідному матеріалі литих лопаток (до проведення ГІП) частинки γ' -фази мають кубічну морфологію і утворюють блоки, що складаються з чотирьох частинок. Розмір γ' -часток, виміряний з боку еквівалентного площі квадрата, в

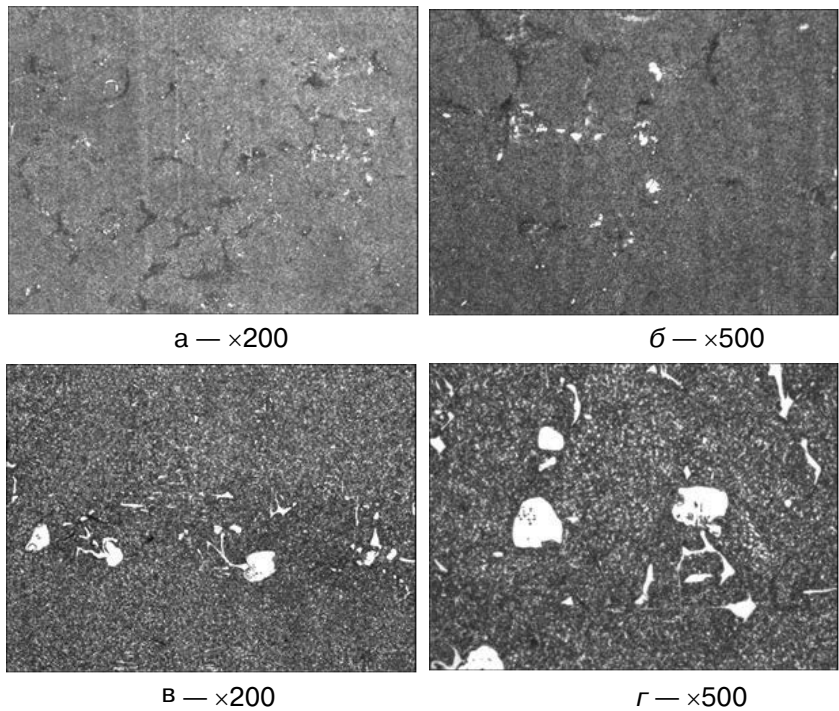


Рис. 6. Мікроструктура робочих лопаток ТВД після проведення операції ГІП та термічної обробки — варіант 2: а, б —перо; в, г — хвостовик.

осях дендритів становить переважно 0,25...0,42 мкм (рис. 7 а, табл. 3). У міжвісних просторах дендритів поряд із частками γ' -розміром $\sim 0,75$ мкм є значна кількість скоагульованої фази до 2,5 мкм (рис. 7 б).

У структурі лопаток після газостаткування спостерігається подрібнення інтерметалідної γ' -фази (рис. 7 г). Розмір γ' -часток зменшується приблизно в 1,5 раза, порівняно з вихідним сплавом (табл. 3). При цьому в міжвісних просторах дендритів поряд із великими виділеннями γ' -фази також виявлено частинки, розмір яких становить $\sim 0,16$ мкм. У процесі гомогенізації при температурі 1270°C упродовж 1 год 15 хв, здійсненої після ГІП, відбувається вирівнювання розмірів γ' -фази в осях та міжвісних просторах дендритів (рис. 7 д, е). кількість скоагульованих частинок γ' -фази розміром 0,52...0,75 мкм, що зберігаються, є незначним.

Крім того, у матеріалі газостатованих лопаток (як до, так і після термообробки за стандартним режимом) відбувається витончення пластинчастих (евтектичних) карбідів. При цьому товщина карбідних пластин становить:

Таблиця 3
Розміри частинок γ' -фази у матеріалі робочих лопаток
зі сплаву ЖС32-VI(ВСК)

Зона виміру	Розмір часток γ' -фази, мкм		
	варіант 0 до ГІП	варіант 1 після ГІП	варіант 2 після ГІП + т/о
осі	0,25...0,42	0,18...0,33	0,15...0,33
міжосі	0,58...1,00 (скоагульовані частинки — до 2,5 мкм)	0,48...0,63 (мікрочастинки — 0,15...0,17 мкм; (Скоагульовані частинки — 1,42...2,5 мкм)	0,20...0,33 (скоагульовані частинки — 0,52...0,75 мкм)

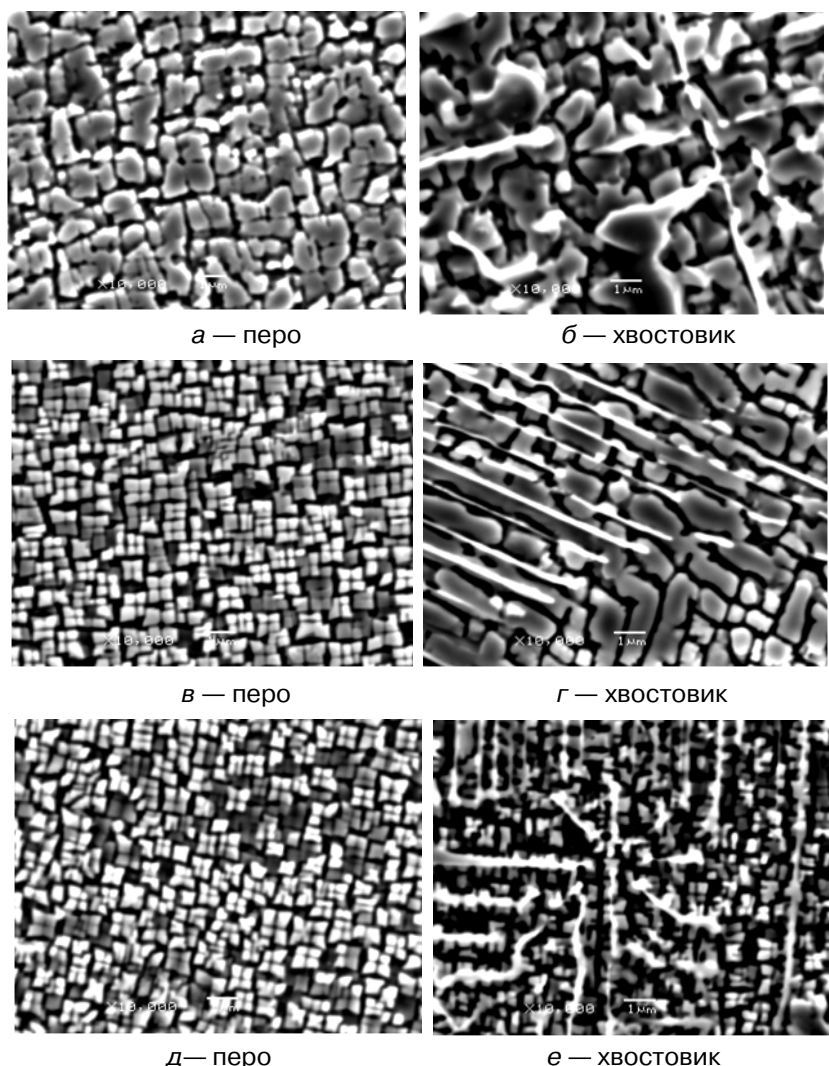


Рис. 7. Стан інтерметалідної γ -фази у матеріалі робочих лопаток ТВД, відлитих зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК), $\times 10000$: а, б — до операції ГП (без термообробки) — варіант 0; в, г — після операції ГП (без термообробки) — варіант 1; д, е — після операції ГП та термообробка — варіант 2.

- до ГП (варіант 0) — 0,30...0,50 мкм;
- після ГП (варіант 1) — 0,125...0,18 мкм;
- після ГП і термообробка (варіант 2) — 0,08...0,125 мкм.

Механічні та жароміцні властивості визначали на нетермооброблених зразках ($\gamma 15\text{мм}$; $L=135\text{мм}$), відлитих методом спрямованої кристалізації, а також після термічної обробки стандартного режиму: гомогенізація у вакуумі при температурі $1270\pm 10^\circ\text{C}$ протягом 1 год 15 хв (табл. 4).

Термічна обробка за стандартним режимом після газостаткування (варіант 2) сприяє підвищенню фізико-механічних властивостей, що зумовлено підвищенням структурної однорідності сплаву та релаксацією напружень, що виникли в процесі ГП.

Установлено, що після чотиригодинного нагрівання при 1050°C , проведеного безпосередньо після газостаткування (варіант 1 а), у матеріалі зразків зберігається структурна неоднорідність, зумовлена ліквідацією сплаву, а також наявністю областей, характерних для «рафт»-структури, що утворилася в місцях «заліковування» пор і навколо деяких карбидів (рис. 8 а).

Для матеріалу зразків, оброблених за варіантом 2 а (із проведенням після

Таблиця 4

Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) до та після операції гарячого ізостатичного пресування

Стан матеріалу	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування (при $T_{в.}=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, і $\sigma=280\text{ МПа}$), τ_p , г.
	$\sigma_{в'}$, МПа	δ , %	Ψ , %	
вихідне (без ГП) без термообробки	1192	7,6	10,9	52,0
	1125	8,4	11,3	53,5
вихідне (без ГП) після стандартної термообробки	1156	6,0	8,2	86,5
	1126	4,4	8,2	61,5
після ГП	999	9,6	15,8	55,0
	1043	8,8	15,0	57,5
після ГП та після стандартної термообробки	1279	8,4	11,65	102,6
	940	13,6	11,65	91,1
	1248	8,0	8,2	63,0
	1103	14,8	14,6	77,0
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 і 18Т-ТУ-187	≥ 900	$\geq 6,0$	—	$\geq 40,0$

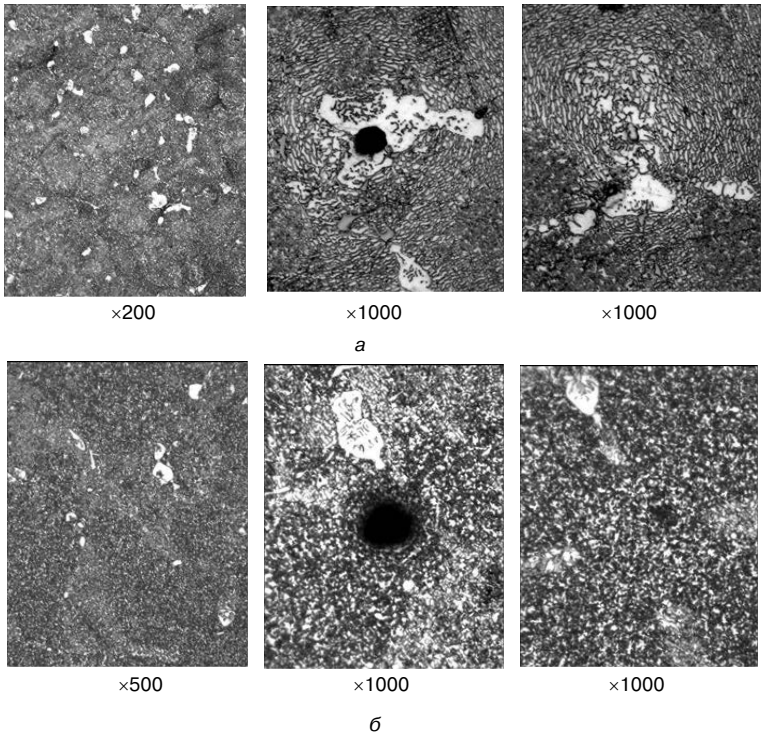


Рис. 8. Мікроструктура зразків дослідженого сплаву : а — після обробки за варіантом 1 а;б — після обробки за варіантом 2 а. Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у табл. 5

Таблиця 5

Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) після різних режимів термообробки

Стан матеріалу	Термообробка	Варіант	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування (при $T_{\text{в}}=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, і $\sigma=280\text{ МПа}$), $\tau_{\text{р}}$, г.
			$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	Ψ , %	
вихідне (без ПП)	гомогенізація (1270°C, 1г. 15хв.)	«0»	1156 1126	6,0 4,4	8,2 8,2	86,5 61,5
після ПП	без термообробки	«1»	999 104,3	9,6 8,8	15,8 15,0	55,0 57,5
	1050°C, 4г.	«1а»	827 1107	10,0 7,6	12,0 4,2	72,25 68,75
після ПП	гомогенізація (1270°C, 1г. 15хв.)	«2»	1279 940 1248 1003	8,4 13,6 8,0 14,8	11,65 11,65 8,2 14,6	102,6 91,1 63,0 77,0
	гомогенізація (1270°C, 1г. 15хв.) + 1050°C, 4год.	«2а»	1056 1097	8,0 8,4	6,2 6,6	89,5 90,2
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 і 18Т-ТУ-187			≥ 900	≥ 6,0	–	≥ 40,0

газостатування проміжного високотемпературного нагріву при температурі 1270 °С, 1 год 15 хв і подальшим нагріванням при температурі 1050 °С, 4 год, характерна більш однорідна структура, зумовлена перекристалізацією зміцнюючої γ' -фази, унаслідок чого відбувається вирівнювання розмірів γ' -фази між осями та міжвісними просторами дендритів, а також практично повне усунення зональних ділянок «рафт»-структури, що утворилася в процесі ГП у місцях «залікування» пор і навколо карбідів (рис. 8 б).

Термообробка за варіантом 2 а сприяє одержанню більш стабільних результатів механічних і жароміцних властивостей, що зумовлено одноріднішим структурним станом матеріалу, порівняно зі структурою сплаву після обробки за варіантом 1 а, який характеризується наявністю лікваційних зон.

Висновки

1. Операція (ГП) при температурі 1250 °С й тиску 170 МПа сприяє підвищенню якості виливків робочих лопаток ТВД із жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ за рахунок стабілізації структури та властивостей унаслідок зменшення мікропористості.

2. Для матеріалу робочих лопаток турбіни та зразків зі сплаву ЖС32-ВІ(ВНК) після ГП характерна структурна неоднорідність, спричинена утворенням «рафт»-структури у вигляді зональних ділянок, зосереджених у місцях «залікування» пор, а також виділення скоагульованих частинок зміцнюючої фази, які спільно з пластинчастими (евтектичними) карбідами мають вигляд каркасу.

3. Термообробка за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1270 °С, 1 год 15 хв) після газостатування сприяє підвищенню структурності однорідності сплаву та релаксації напружень, наведених у процесі ГП, що позитивно впливає на фізико-механічні властивості.

4. Проведення після газостатування проміжного високо-температурного нагріву

при температурі 1270 °C (1 год 15 хв) із подальшим нагріванням при температурі 1050 протягом 4 год дозволяє сформувати більш однорідну структуру сплаву ЖС32-VI, що уможливорює покращення механічних та жароміцних характеристик.

Список літератури

- 1 Чигрин В. С. Конструкция и прочность авиационных двигателей. Харьков: ХАИ, 2017. 420 с.
- 2 Miller H. E., Chambers W. L. Construction of Gas Turbines and Superalloys// Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power/ Ed. by C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel. 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, 1987. P. 27–56.
- 3 Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик ГТД. Лопатки турбины. Часть II. Монография. Изд. 2е, перераб. и доп./ Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. и др. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2007. 496 с.
- 4 Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів / Г.П. Мьяльниця, А.М. Верховлюк, А.В. Нарівський та ін.: ред. В.В. Вероцька: НАН України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів: Проект «Наукова книга». Київ: Наукова думка. 2023. 177 с.
- 5 Гайдук С.В., Кононов В.В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*. 2017. № 1 С. 139–148. <https://doi.org/10.1558/1727-0219-2017-1-24>
- 6 Superalloys II / Ed. by S. Birooska, S. Kolisnychenko. - Switzerland: Trans. Tech. Publications Ltd., 2020. 520 p.
- 7 Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
- 8 Meetham G. W. Materials for Advanced Gas Turbines // High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications / Ed. by W. Betz, R. Brunetaud, D. Coutouradis et al. - Dordrecht : D. Reidel Publishing Company, 1986. P. 1–18.
- 9 Meetham G. W. The Capability of Current Materials in Relation to Future Gas Turbine Needs // High Temperature Alloys :Their Exploitable Potential / Ed. by J. B. Marriott, M. Merz, J. Nihoul et al. London-New York: Elsevier Applied Science, 1987. P. XXIII–XXXVIII.
- 10 Yamasaki M. Development of Nickel-Base Superalloys for a National Project in Japan // High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications / Ed. by W. Betz, R. Brunetaud, D. Coutouradis et al. Dordrecht, 1986. P. 945–954.
- 11 Hoppin G.S., Danek W.J. Future of Superalloys // Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power / Ed by C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, 1987. P. 543–561.
- 12 Betteridge W., Shaw S.W.K. Development of Superalloys. *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. N 9. P. 682–694.
- 13 Hauffe K. Superwerkstoffe und ihre Verfügbbarkeit in der Zukunft. *Metal*. 1981. Bd. 35. № 8. S. 727–744.
- 14 Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Оценка влияния соотношения тантала к рению на структурную стабильность и механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС-32. *Вестник двигателестроения*. 2010. № 1. С. 128–132.
- 15 Puchek S., Byelikov S. Assessment of the Structure and Properties of the Heat-Resistant Nickel Alloy ZHS32-VI as a Material for the Manufacturing of Gas Turbine Engine Blades. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2026. № 1. P. 16–23. DOI 10.155588/1607-3274-2026-1-2

References

- 1 Chigrin V. S. (2017) Konstrukzia i prochnost aviazionnih dvigatelei (Construction and strength of aviation engines), Kharkov, Khai, 420 p. [in Russian].
- 2 Miller H. E., Chambers W. L. (1987) Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power, New York, P. 27–56.
- 3 Bohuslaiev V.A., Muravchenko F.M., Zhemanyuk P.D. et al. (2007) Tekhnologicheskoye obespecheniye ekspluatatsionnykh kharakteristik detaley GTD. Lopatki turbin (Technological support of operational characteristics of GTE parts. Turbine blades). 2nd ed. Motor Sich. [in Russian].
- 4 Myalnitsa H.P., Verkhovliuk A.M., Narivskiy A.V. et al. (2023) Materialy i tehnologii dlia lopatok vitchyznyanykh promislovykh hazovykh turbinnikh dvyhuniv (Materials and technologies for blades of domestic industrial gas turbine engines) (V.V. Verotska Ed.). Naukova Dumka [in Ukraine].
- 5 Haiduk S.V., Kononov V.V. (2017) Prognozirovanie parametrov strukturnoi stabilnosti liteinikh zharoprochnikh nikelovykh splavov (Forecasting of structural stability parameters for cast heat-resistant nickel alloys) Vestnik dvigatelestroenia (Herald of Aeroenginebuilding) (1), 139–148. [https://doi.org/ 10.15588/ 1727-0219-2017-1-24](https://doi.org/10.15588/1727-0219-2017-1-24) [in Russian].
- 6 Superalloys II (2020) ed. S. Biroscas, S.Kolisnychenko. Switzerland: TTP Ltd. 520 p. [in English].
- 7 Reed R.C. (2006) The Superalloys. Cambridge 372 p.
- 8 Meetham G.W. (1986) High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications Ed. W.Betz, R. Brunetaud, D. Coutouradis. Dordrecht. P. 1–18. 9. Meetham G. W. (1987) High Temperature Alloys. Their Exploitable Potential Ed. J.B. Marriott, M. Merz, J. Nihoul P. XXIII–XXXVIII.
- 9 Meetham G. W. (1987) High Temperature Alloys. Their Exploitable Potential Ed. J.B. Marriott, M. Merz, J. Nihoul P. XXIII–XXXVIII.
- 10 Yamasaki M. (1986) High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications Ed. W. Betz, R. Brunetaud D. Coutouradis Dordrecht. P. 945–954.
- 11 Hoppin G.S., Danek W.J. (1987) Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power Ed. C.T. Sims, N.S.Stoloff, W.C. Hagel. New York. P. 543–561.
- 12 Betteridge W., Shaw S.W.K. (1987), *Material Science and Technology*, vol. 3. N 9. P. 682– 684
- 13 Hauffe K. (1981) Metall Bd. 35, N 8, S. 737–744 [in German].
- 14 Andrienko A.G., Haiduk S.V., Kononov V.V.(2010) Ozenka vliania sootnosheniya tantala k reniyu na strukturnuiy stabilnost i mekhanicheskiye svoystva zharoprochnogo nikelovogo splava ZhS32 (Evaluation of the influence of the tantalum to rhenium ratio on the structural stability and mechanical properties of the heat- resistant nickel alloy ZhS-32). *Vestnik dvigatelestroeniya* (Herald of Aeroenginebuilding) № 1, P.128– 132 [in Russian].
- 15 Puchek S., Byelikov S. (2026) New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering. N 1. P. 16– 23. [in English] DOI 10.155588/1607-3274-2026-1-2

Одержано / Received 11.05.2026

Прийнято / Accepted 13.08.2026

Опубліковано / Published 07.09.2026

Sergey Puchek, postgraduate: e-mail: studentpuchek777@gmail.com;

<https://orcid.org/0009-0007-8077-6106>

Sergey Belikov, Doctor of Technical Sciences, Professor; e-mail: belikov@zp.edu.ua;

<https://orcid.org/0000-0002-9510-8190>

National University "Zaporizhzhia Polytechnic" (Zaporizhzhia, Ukraine)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE WORKING BLADES OF AIRCRAFT GAS TURBINE ENGINES MADE OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY ZhS32-VI

The structures and properties of the working blades of the first stage of aircraft gas turbine engines (GTD), cast from the heat-resistant nickel alloy ZhS32-VI by the method of high-speed directional crystallization after hot isostatic pressing (HIP) and various heat treatment regimes. HIP at a temperature of 1250 °C and a pressure of 170 MPa contributes to the improvement of the quality of castings by stabilizing the structure and properties due to the reduction of microporosity during the "healing" of pores. The size of individual micropores detected after HIP is approximately 32 times smaller compared to the pores observed in the blades before the HIP operation. As a result of plastic deformation initiated by HIP, the formation of a "raft" structure in the form of zonal areas concentrated in the places of "healing" of pores, as well as the release of coagulated phase particles, which together with lamellar (eutectic) carbides have the appearance of a framework. Heat treatment according to the standard regime (1270 °C, 1h. 15min) after HIP promotes recrystallization of the strengthening phase, increases the structural homogeneity of the alloy and causes relaxation of stresses induced in the HIP process, which positively affects the physical and mechanical properties. Four-hour heat treatment at a temperature of 1050 °C immediately after the HIP operation does not eliminate structural heterogeneity, which is characterized by the presence of liquation zones, as well as areas characteristic of "raft" - structures formed during the gas-setting process. Conducting intermediate high-temperature heating (homogenization) after HIP at a temperature of 1270 (1h. 15min) with subsequent heating at a temperature of 1050 for 4 hours contributes to obtaining a more homogeneous structure of the ZhS32-VI alloy, which positively affects the mechanical and heat-resistant properties.

Keywords: working blade, aviation gas turbine engine, hot isostatic pressing, microstructure, heat treatment, structural uniformity, strength, ductility, long-term strength.