

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН В УМОВАХ РЕМОНТНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЛАЗЕРНИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

О.М. Берднікова, Тяньчен Ань

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

В роботі наведено результати експериментальних досліджень структури наплавленого металу при відновленні лопатки парової турбіни з високоміцної сталі ХМ-25 при багат шаровому лазерному наплавленні із застосуванням порошку аналогічного складу. Встановлено, що технологія лазерного наплавлення забезпечує отримання бездефектного об'ємного виробу з наплавленим шаром. В результаті наплавлення та подальшого термічного оброблення (витримка при температурі 480 °С протягом 4 годин) матеріал наплавлення має задовільні механічні характеристики ($\sigma_b = 1264 \dots 1274$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1185 \dots 1208$ МПа, $\delta = 12 \dots 13,5$ %, $\psi = 54 \dots 61$ %) та відповідає експлуатаційним вимогам. В об'ємі металу формується однорідна мартенситна структура при безградієнтному рівні мікротвердості ($HV_{0.2} = 421 \dots 440$) та наявності включень карбідних фаз розміром < 1 мкм, що рівномірно розподілені по об'єму металу. Фрактографічними дослідженнями доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого металу супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування. Дослідженнями на дислокаційному рівні методом трансмісійної електронної мікроскопії встановлено формування дисперсних за розмірами голчастих структурних складових в мартенситній структурі наплавленого металу при рівномірному розподілі щільності дислокацій. Спостерігається наявність субструктури та частинок тонкопластинчастих фазових виділень карбідної фази нанорозмірного типу у внутрішніх об'ємах структурних складових. Така структура забезпечує найкращий комплекс механічних властивостей та тріщиностійкість наплавленого металу ХМ-25. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: лопатка парової турбіни, сталь ХМ-25, лазерне наплавлення, термообробка, мікротвердість, мікроструктура, щільність дислокацій, механічні властивості

ВСТУП

У сучасній промисловості в таких галузях, як електроенергетика, нафтохімічна промисловість тощо широко застосовується турбінне обладнання. Значну актуальність має використання обладнання турбомашин з матеріалів, здатних працювати в високо-температурних умовах. Це, у свою чергу, вимагає високого комплексу експлуатаційних властивостей матеріалів, що використовуються в енергетичних турбінних агрегатах та відповідно механічних характеристик їх зварних з'єднань. Зварювання таких матеріалів пов'язане з рядом складнощів, включаючи утворення тріщин, пір, хімічної неоднорідності тощо. Ці дефекти значно впливають на міцність і експлуатаційну надійність зварних з'єднань. Ця проблема набуває уваги при відновленому ремонті лопаток парових турбін, що працюють в складних експлуатаційних умовах (високі тиск, температура, агресивне середовище тощо) [1, 2].

Через складні умови роботи великогабаритних лопаток потужних парових турбін (робота в середовищі, що містить суміш конденсату та водяної пари, при довжині лопаток понад один метр, частоті обертання 3000 об/хв, а також інтенсивно-

му впливі значних відцентрових сил, вібраційних і втомних напружень на кінцеві ділянки лопаток, що здійснюють високочастотне різання пароводяної суміші), потреба в матеріалах із підвищеною міцністю та покращеними експлуатаційними характеристиками на основі існуючих матеріалів стає дедалі нагальною. Мартенситна нержавіюча сталь типу ХМ-25, зазначена в стандарті ASTM A705 [3], привертає зростаючу увагу в інженерній практиці завдяки її підвищеній міцності, а також покращеним зносостійким і корозійностійким властивостям. Сталь ХМ-25 розроблена на основі сталі 17-4PH з урахуванням переваг сталі 13-8Mo; введення оптимальної кількості молібдену пригнічує перетворення аустеніту на мартенсит [4, 5]. Оптимізоване співвідношення Cu/Nb забезпечує ефективне формування дисперсно розподілених преципітатів фаз Лавеса та Nb-вмісних фаз [6], тоді як вміст міді в оптимальних межах гарантує виділення нанорозмірних ϵ -Cu-фаз при термічній обробці в діапазоні 460...620 °С, що посилює дислокаційне закріплення, підвищує зносостійкість і втомну міцність [7, 8].

Хоча сталь ХМ-25 вирізняється підвищеною міцністю та зносостійкістю [9], явища поверхневого зношування та корозії залишаються невід'ємною проблемою. Технологія лазерного наплавлення характеризується концентрацією ла-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026.

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Таблиця 1. Механічні характеристики основного металу сталі ХМ-25, зразків після лазерного наплавлення та термічного оброблення (ТО)

Дослідний матеріал	$HV_{0,2}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
ОМ	410...415	1050	1240	13	45
Наплавлений метал	—	619	1132	9,5	40
		619	1149	11	40
		590	1114	9	34
Наплавлений метал після ТО	421...440	1185	1264	12	54
		1208	1274	13	58
		1203	1267	13,5	61

Примітка. Мікротвердість — $HV_{0,2}$, межа плинності — $\sigma_{0,2}$, межа міцності — σ_b , відносне видовження — δ та звуження — ψ .

зерної енергії, локальним нагріванням і швидким охолодженням, що мінімізує термічну деформацію підкладки та зміни її мікроструктури, а також забезпечує формування металургійного зчеплення між наплавленим шаром і підкладкою зі значно вищою міцністю зчеплення порівняно з традиційними технологіями, запобігаючи відшаруванню та утворенню тріщин. Отже, дана технологія є перспективною для виготовлення та відновлення високовартісних деталей. Наразі значна кількість досліджень присвячена вивченню лазерного наплавлення для модифікації поверхонь матеріалів та відновлення пошкоджених ділянок [10–13]. У зв'язку з цим у представленій роботі запропоновано комплексний підхід, що поєднує технології відновлення поверхневих пошкоджень і поверхневої модифікації з використанням методу прямого енергетичного осадження (DED) для дослідження властивостей лазерного наплавлення на основі матеріалу ХМ-25.

Метою роботи є вивчення структурно-фазового складу та особливостей мікроструктури металу робочої зони матеріалу лопатки парової турбіни зі сталі ХМ-25 при її відновленні лазерним наплавленням порошком аналогічного хімічного складу.

У відповідності до поставленої мети було вирішено наступні задачі. Із застосуванням лазерного методу отримано наплавлені шари на пошкодженій ділянці лопатки парової турбіни та проведено металографічні дослідження, вимірювання мікротвердості по зонах основного металу, зоні термічного впливу, лінії сплавлення та напавленого металу. Також було проведено механічні випробування отриманих зразків, фрактографічні дослідження поверхонь руйнування, хімічний аналіз структурних елементів та вивчення дислокаційної структури напавленого матеріалу.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Роботу виконували на тестовій лопатці турбіни парової електростанції (рис. 1). Матеріал лопатки — сталь ХМ-25 (0,039 % С, 0,01 % О,

15,00...14,62 % Cr, 0,55 % Mn, 6,75 % Ni, 1,56 % Cu, 0,68 % Mo, 0,3 % Si; 0,52 % Nb, 0,01 % W, 0,07 % Al, 0,061 % V, 0,03 % N, Fe — решта) [3]. Ця сталь відноситься до високоміцних мартенситних нержавіючих сталей, основний метал ХМ-25 при мікротвердості $HV_{0,2} = 410...415$ має відповідні механічні характеристики: $\sigma_b = 1240$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\delta = 13$ %, $\psi = 45$ % (табл. 1).

Робоча довжина лопатки парової турбіни складає 1220 мм (рис. 1, а). Ремонтне відновлення лазерним наплавленням застосовували на кромці лопатки, що пошкоджена водною ерозією (рис. 1, б, в). Попередньо перед лазерним наплавленням дефекти водної ерозії на пошкодженій поверхні лопатки обробляли методом механічного очищення шляхом шабріння та отриманням V-по-



Рис. 1. Ротор парової турбіни (а), пошкодження лопатки від гідроерозії (б) та параметри зони, яка потребує відновлення лазерним наплавленням (в)

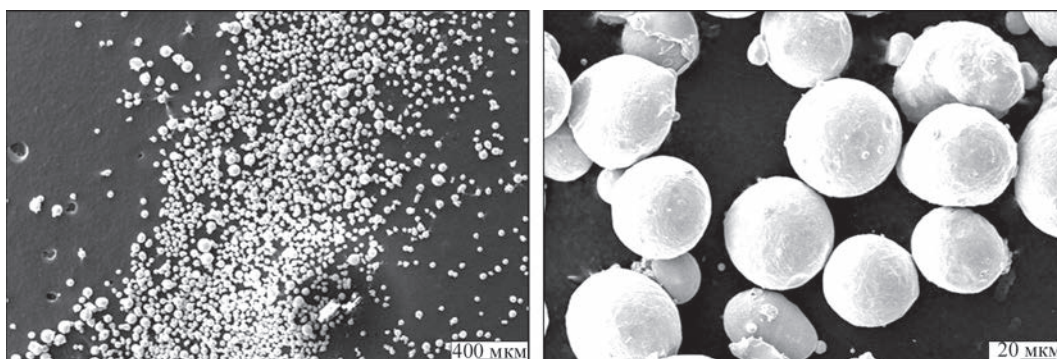


Рис. 2. Зовнішній вигляд порошку ХМ-25

дібної канавки. Для закріплення лопатки було використано спеціально розроблений пристрій.

Процес наплавлення проводили із застосуванням роботизованого комплексу KUKA. У проведених експериментах використовували лазер потужністю 8 кВт виробництва «Trumpf» (Німеччина), оснащеного для подачі порошку коаксіальною головкою YC52 компанії Precitec. Лазерне наплавлення проводили на режимі: потужність лазерного випромінювання 1,3 кВт; швидкість обробки 500 мм/хв; витрати порошку 15 гр/хв; витрати газу 6 л/хв; лазерне розфокусування +20 мм. В якості захисного газу використовувався аргон, його витрати 12 л/хв. Для лазерного наплавлення використовували порошок розміром 10...60 мкм аналогічного хімічного складу з матеріалу ХМ-25 (рис. 2).

Дослідження мікроструктури експериментальних зразків у шарах наплавленого металу, в зоні термічного впливу (ЗТВ) та основному металі проводили методами світлової та растрової електронної мікроскопії (РЕМ), відповідно за допомогою мікроскопів Zeiss Axio Imager M2m та ZEISS

Gemini SEM450. Методом РЕМ проводили фрактографічні дослідження поверхні зламів після випробувань зразків на розтяг на універсальному обладнанні CSS-44100. Мікротвердість металу по Віккерсу (HV) вимірювали мікротвердоміром МН500 при навантаженні 0,2 кг.

Дослідження особливостей структури на просвіт проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладі JEM-200CX (фірми JEOL) при прискорювальній напрузі до 200 кВ. Такі дослідження дозволили отримати експериментальну інформацію на дислокаційному рівні з метою детального аналізу характеру дефектів кристалічної ґратки, вивчення дислокаційних неоднорідностей, а також локальних концентраторів внутрішніх напружень в структурі наплавленого лазерним методом металу ХМ-25. Зразки для ТЕМ досліджень вирізали електроерозійним різанням (з метою виключення температурного і деформаційного впливу) із наплавленого металу на рівні 2–4 шару від лінії сплавлення сталі ХМ-25. Попередня підготовка зразків (отримання фольг для досліджень) проводилася в кілька етапів по-

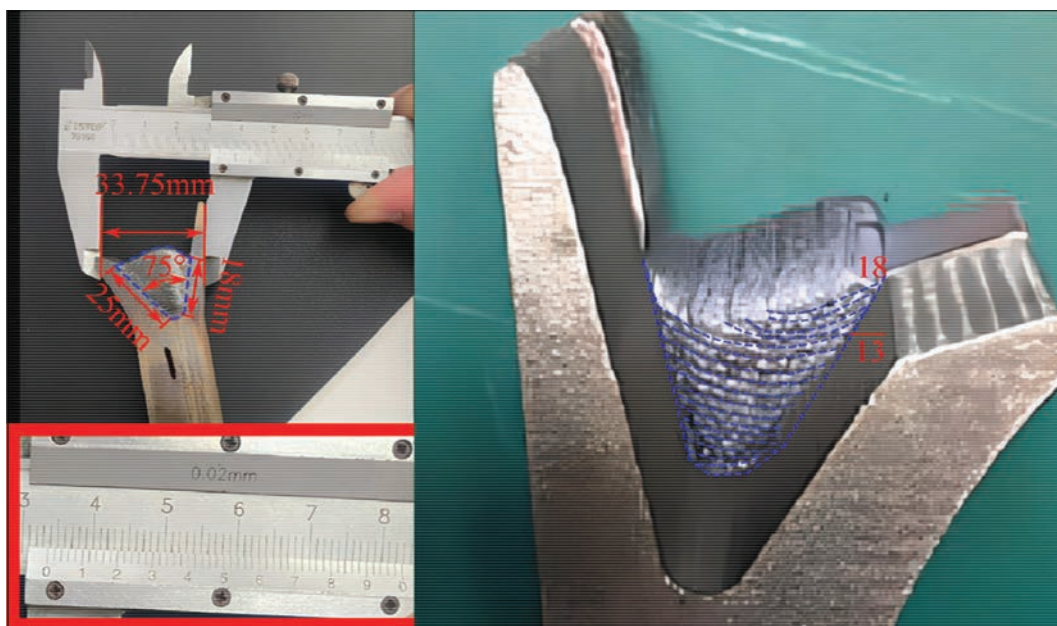


Рис. 3. Зображення лопатки парової турбіни після відновлюваного ремонту

чинаючи із механічного потоншення підготовлених шайб (до товщини 100...120 мкм) на шліфувальних паперах та подальшого електролітичного потоншення шайб в установці ПТФ (прилад для отримання тонких металевих фольг). Потім зразки багаторазово потоншували іонізованими потоками аргону в установці іонного потоншення ВУП-5 (вакуумний універсальний пост).

Лазерним наплавленням на пошкоджену ділянку лопатки парової турбіни отримано зону наплавлення з максимальною шириною по її кромці 33,75 мм та висотою 22 мм при центральному підвищенні — 4 мм (рис. 3, а). Загальна кількість наплавлених шарів у даному випадку — 18, висота одного шару 1,3 мм (рис. 3, б).

Після лазерного наплавлення проводили термічне оброблення (ТО) зразків в печі зі швидкістю нагрівання 120 °С/год при температурі витримки 480 °С (час витримки 4 год) та подальшим охолодженням на повітрі. Подальше проводили механічні випробування на розтяг (для визначення межі плинності, міцності, відносного подовження та звуження при кімнатній температурі з використанням круглих стрижневих зразків (Ø 5 мм) в зоні розтягування.

РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Результатами механічних випробувань на розтяг зразків напавленого металу встановлено наступне. Для напавленого металу характерне зменшення показників міцності в середньому на 40 % ($\sigma_{0,2}$) та на 9 % (σ_b) при зменшенні характеристик пластичності у 1,2...1,3 рази (табл. 1). Таке зниження властивостей міцності та пластичності може призводити до крихкого руйнування напавленого металу при експлуатаційному навантаженні.

Після термообробки зразків показники властивостей міцності збільшуються до рівня основного металу та декілька вище (в середньому на 14 % — $\sigma_{0,2}$ та на 2 % — σ_b) при зростанні ψ у 1,2 рази

(табл. 1). Термічна обробка металу після наплавлення на сталь ХМ-25 лазерним методом порожком аналогічного складу впливає на перерозподіл дефектів кристалічної ґратки та механізми підвищення як міцності ($\sigma_b = 1264...1274$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1185...1208$ МПа), так і пластичності ($\delta = 12...13,5$ %, $\psi = 54...61$ %).

Металографічними дослідженнями встановлено, що структура основного металу, зони термічного впливу (ЗТВ) та напавленого металу мартенситна. Розмір пакетів мартенситної структури в основному металі $D_n = 20...30$ мкм при мікротвердості $HV_{0,2} = 412...415$ (рис. 4, а).

В ЗТВ відносно основного металу на ділянці перегріву структура декілька укрупнюється (до $D_n = 30...100$ мкм) при $HV_{0,2} = 427...437$ (рис. 4, б). В напавленому металі по лінії сплавлення розмір пакетів мартенситу складає $D_n = 20...80$ мкм при $HV_{0,2} = 421...440$. Структура в зоні лінії сплавлення однорідна, пор та інших дефектів не спостерігається. Параметри кристалітів в напавленому металі ($h \times l$ — ширина × довжина) в напавленому металі складають 15...40 × 80...170 мкм.

Дослідженнями методом РЕМ встановлено, що в основному та напавленому металі характерним є наявність дисперсних фазових виділень розміром до 1 мкм (рис. 5, а, в).

Аналіз розмірів та розподілу частинок фазових виділень (ФВ) в основному металі за допомогою програмного забезпечення MIPAR показав наступне. В основному металі сталі ХМ-25 (рис. 5, а) мінімальний розмір (d_q) частинок ФВ складає 0,054 мкм, максимальний — 0,85 мкм при найбільшій їх об'ємній частці з розмірами до 0,2 мкм (рис. 5, б). В напавленому металі (рис. 5, в) $d_q = 0,055...0,9$ мкм при найбільшій їх об'ємній частці з розмірами до 0,1...0,4 мкм (рис. 5, г). В порівнянні з основним металом в металі наплавлення їх об'ємна частка незначно зменшується при приблизно однаковому розмірному діапазоні та рівномірному їх розподілі. Хімічним аналізом

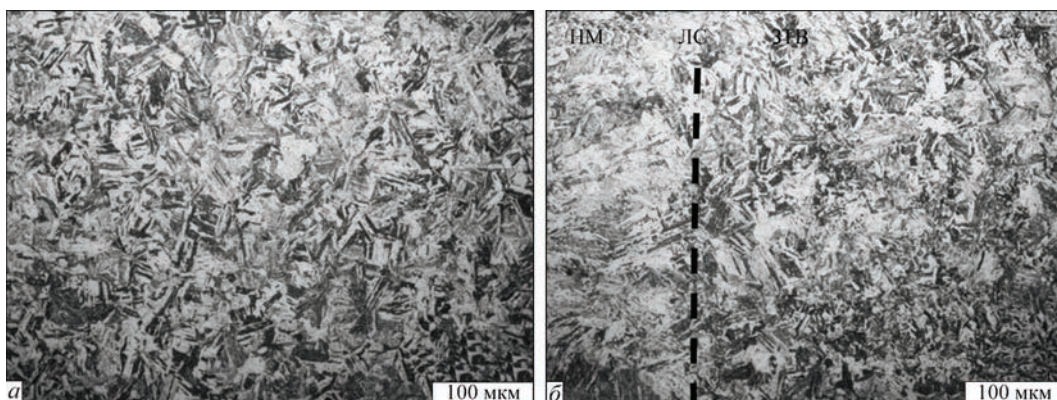


Рис. 4. Мікроструктура: а — основного металу сталі ХМ-25; б — напавленого металу (НМ) та ЗТВ поблизу лінії сплавлення (ЛС)

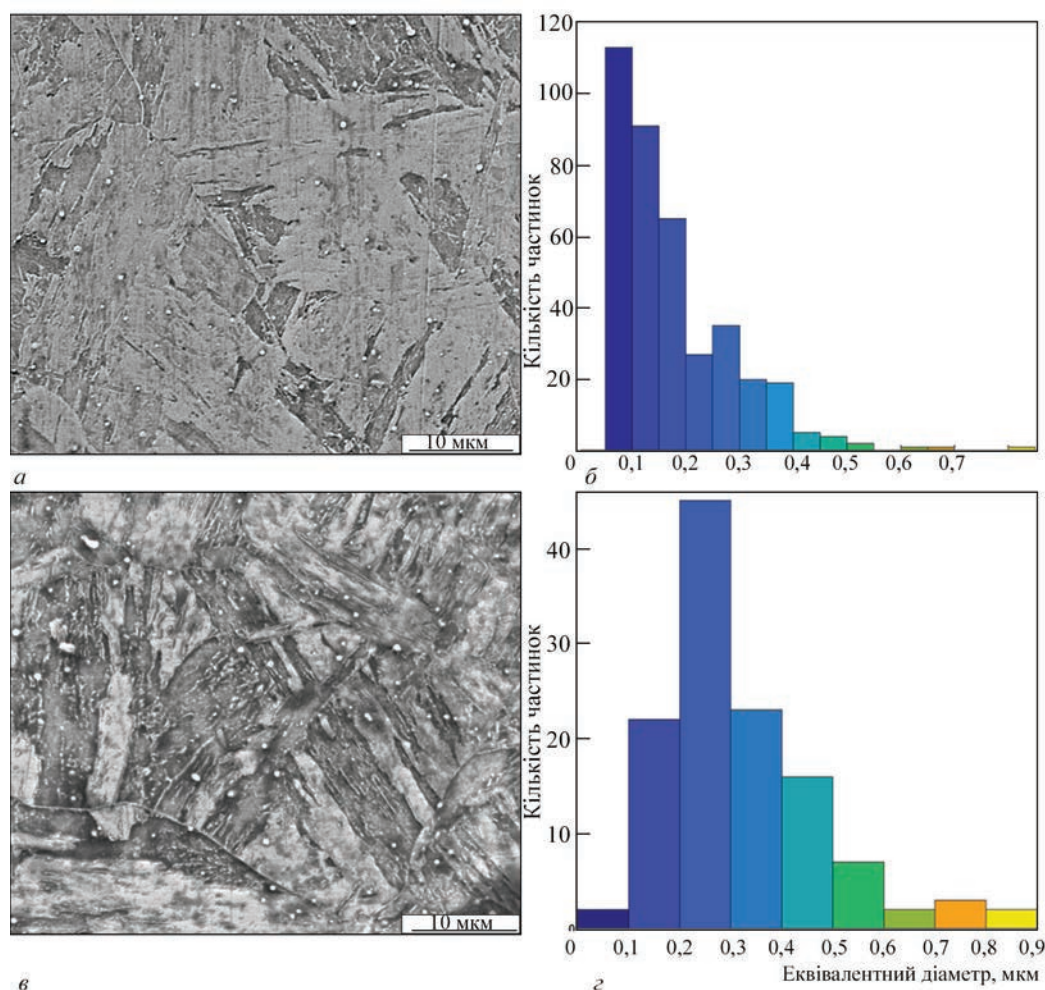


Рис. 5. Мікроструктура (РЕМ) та розподіл частинок ФВ за їх розмірами: а, б — основний метал сталі ХМ-25; в, г — наплав- лений метал

частинок ФВ встановлено підвищений вміст вуг- лецю, в деяких — азоту, а також ніобію (табл. 2). Це можна пов’язати з утворенням частинок фаз карбонітридного типу. Спектр, що наведено на

рис. 6 чітко демонструє присутність Nb в диспер- сній частинці ФВ.

Фрактографічним аналізом зламів матеріалу наплавлення, що отримано при механічних випро-

Таблиця 2. Вміст хімічних елементів (мас. %) в металі ХМ-25 та частинках ФВ

Структурна складова	C	N	Si	Nb	Mo	V	Cr	Ni	Cu	Fe
ФВ	14,92	3,39	0,3	19,56	—	0,32	10,77	4,21	1,24	45,29
ФВ	18,07	4,33	—	32,22	—	0,28	8,15	2,86	1,22	32,87
Метал	4,31	—	0,75	—	1,19	0,26	15,19	6,02	1,85	70,43
ФВ	33,58	—	0,38	—	0,68	—	9,74	4,83	1,4	49,39
ФВ	35,78	—	—	1,87	—	—	9,3	3,36	1,12	45,18
ФВ	15,01	—	0,61	1,23	1,35	—	12,7	5,27	1,55	62,29
Метал	14,86	—	0,6	1,21	1,33	—	13,13	5,22	1,54	62,11

Таблиця 3. Вміст хімічних елементів (мас. %) в неметалевих включеннях (рис. 7, в).

№	C	O	Mg	Al	Si	K	Ca	Ti	Cr	Mo	Fe
1	39,53	—	—	—	0,96	—	—	—	1,89	0,71	56,92
2	38,58	27,54	—	—	0,41	—	25,52	—	1,4	2,02	4,54
3	42,42... 60,78	18,52... 27,99	0,28... 1,47	0,23... 2,08	0,71... 5,26	0... 1,0	0,78... 19,91	0... 0,83	1,32... 1,62	—	6,83... 7,96

буваннях на розтяг встановлено наступне. Волокниста зона, що розташована в центральній частині зламу на осі розтягнення відповідає зоні повільного зросту тріщини при статичному навантаженні (рис. 7, а). Поверхня зламу має в'язкий характер руйнування при наявності дрібних ямок розміром 2...4 мкм (рис. 7, б). Також спостерігаються крупні ямки розміром до 10 мкм. Деякі ямки мають вигляд пор, в деяких є частинки неметалевих включень (НВ) (рис. 7, в, табл. 3). На рис. 7, в наведено мікроструктуру поверхні шліфа з НВ. Розміри цих НВ відповідають розмірам крупних ямок на поверхні руйнування. Аналіз хімічного складу показав що НВ переважно оксидного типу (сілікати, алюмосилікати або складні оксиди), табл. 3.

Напевно відсутність зчеплення матриці з включенням призвело до розкриття та росту цих пор (порожнин) на початковій стадії процесу руйнування та викрашуванню частинок НВ.

Таким чином, фрактографічним аналізом доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого лазерним методом шару металу на сталь ХМ-25 після його термічного оброблення супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування та високими показниками властивостей пластичності (табл. 1).

З метою вивчення особливостей мікроструктури наплавленого металу та встановлення взаємозв'язку «структура – властивості» методом ТЕМ

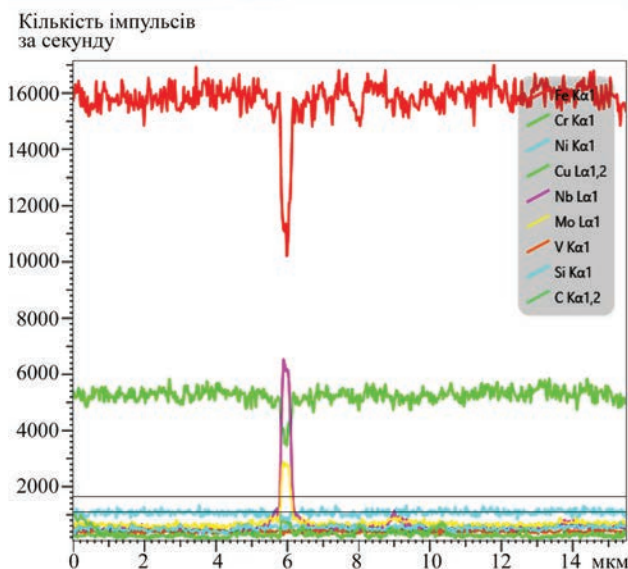
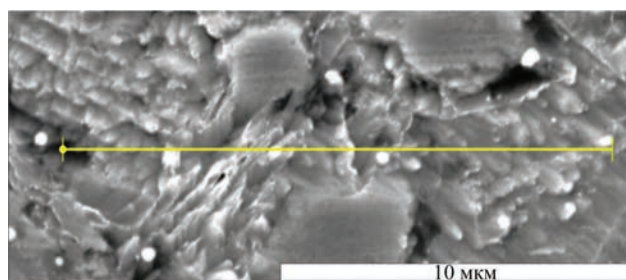


Рис. 6. Мікроструктура наплавленого металу та відповідний спектр (ЕДС) хімічних елементів вздовж лінії сканування

досліджено тонку структуру металу наплавлення: параметри дислокаційної структури (щільність

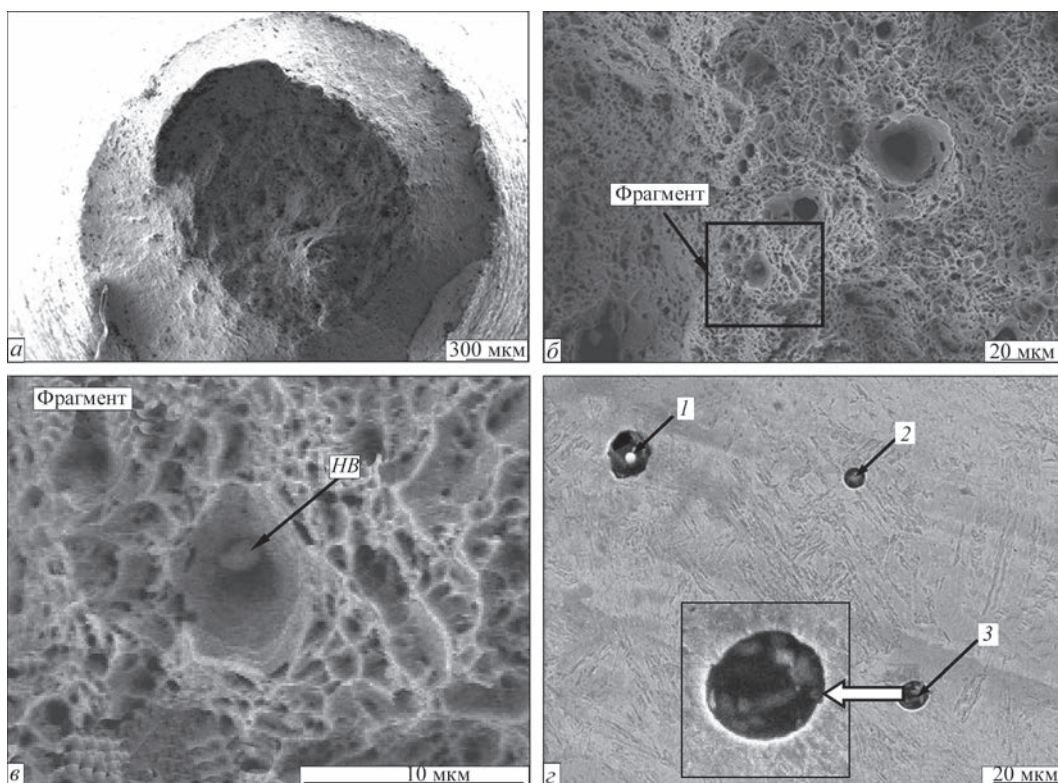


Рис. 7. Фрактограми поверхні руйнування наплавленого металу складу ХМ-25 (а–в) та неметалеві включення (НВ, позначено стрілками) на поверхні шліфа (г)

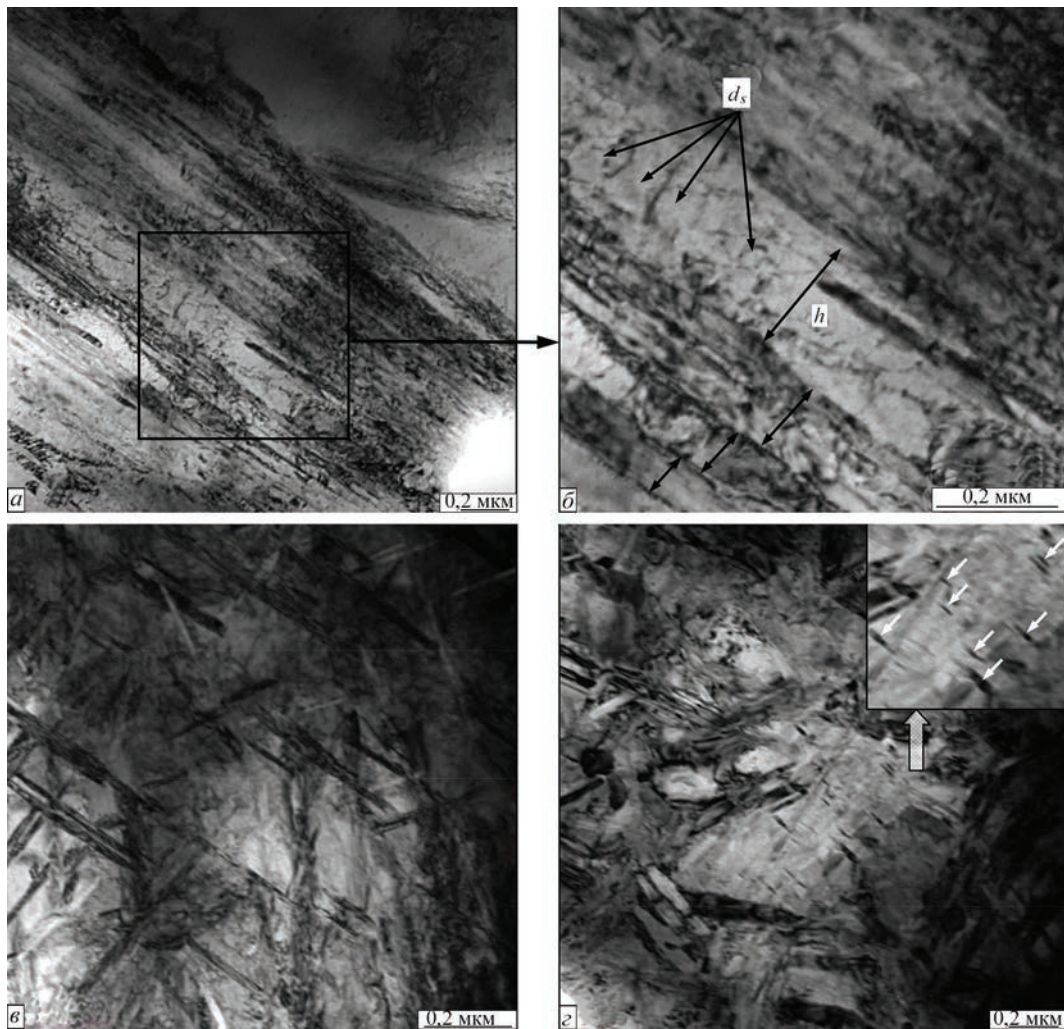


Рис. 8. Зображення ТЕМ мартенситної структури наплавленого металу ХМ-25

дислокацій), субструктури — параметри голчастих мартенситних складових, розмір субзерен та дисперсних фазових виділень. Встановлено, що мартенситна структура, що формується в наплавленому металі складається переважно із голок різних розмірів шириною (h) від 0,1 мкм до 0,5 мкм (рис. 8, а, б). При цьому спостерігається наявність дисперсної голчастої складової $h \times l$ (ширина $\times$ довжина) = 0,02...0,06 $\times$ 0,3...3 мкм (рис. 8, в). Голчаста мартенситна структура більш крупних розмірів утворилася під дією термодеоформаційного впливу на початку мартенситного перетворення. В крупних мартенситних голках в процесі охолодження відбувся частковий розпад мартенситу при утворенні карбідної фази у вигляді тонких пластинчатих фазових виділень розміром $h \times l$ = 0,01...0,03 $\times$ 0,05...0,1 мкм (рис. 8, з) та формуванні субструктури розміром d_s = 0,04...0,1 мкм (рис. 8, а). Скалярна щільність дислокацій (ρ) досягає до $\rho = (6...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. У внутрішніх об'ємах структурних складових щільність дислокацій незначно змінюється: від $\rho = (5...7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в круп-

них голках) до $\rho = (7...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в дисперсній голчастій структурі).

Загальний розподіл щільності дислокацій має відносно рівномірний рівень при відсутності дислокаційних скупчень та зон локалізації деформації, що не буде негативно впливати на тріщиностійкість наплавленого металу ХМ-25. При цьому факторами, які будуть сприяти підвищенню тріщиностійкості є формування дисперсних за розмірами голчастих структурних складових в мартенситній структурі, частинок фазових виділень карбідної фази нанорозмірного типу (рис. 8, з) та утворення субструктури (рис. 8, б) [14, 15]. Останнє також сприяє забезпеченню високого рівня характеристик міцності за рахунок дисперсійного та субструктурного зміцнення згідно теорій Орована та Холла–Петча [16, 17].

ВИСНОВКИ

1. Доведено, що технологія лазерного наплавлення дозволяє відновлювати лопатки парових турбін з високоміцної нержавіючої сталі ХМ-25 мартен-

ситного типу порошком аналогічного складу у зонах їх ерозійного пошкодження. Технологія реалізує можливість варіювати розміри та об'єм зони відновлення (по висоті та ширині).

2. Після лазерного наплавлення та термообробки експериментальних зразків в печі при температурі витримки 480 °C (час витримки 4 год) та подальшим охолодженням на повітрі забезпечуються високі показники властивостей міцності та пластичності: $\sigma_b = 1264 \dots 1274$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1185 \dots 1208$ МПа, $\delta = 12 \dots 13,5$ %, $\psi = 54 \dots 61$ %.

3. Отриманий наплавлений матеріал характеризується відсутністю дефектів, рівномірним рівнем мікротвердості та формуванням однорідної мартенситної структури.

4. Металографічними встановлено, що в наплавленому металі формуються фазові включення карбонітридних фаз розміром до 1 мкм при рівномірному їх розподілі в об'ємі металу, що також характерно для основного металу сталі ХМ-25.

5. Фрактографічними дослідженнями доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого металу супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування та високими показниками властивостей пластичності.

6. Дослідженнями методом ТЕМ на дислокаційному рівні встановлено особливості мартенситної структури наплавленого металу: формування дисперсних за розмірами (товщиною 0,02...0,06 мкм) голчастих структурних складових в мартенситній структурі при рівномірному розподілі щільності дислокацій та відсутності дислокаційних скупчень; субструктури розміром 0,05...0,1 мкм та частинок тонкопластинчастих (0,01...0,03 мкм) фазових виділень у внутрішніх об'ємах металу. Така структура сприяє забезпеченню високого рівня характеристик міцності та тріщиностійкості наплавленого металу.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Min Shao, Jian Zhang, Song Hu et al. (2026) Low-cycle fatigue performance and notch effect of the 17-4PH steel used as steam turbine last-stage blades. *J. of Materials Engineering and Performance*, **1–12**. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-026-13855-6>
2. Nur Syahirah Zainuddin, Wan Fathul Hakim W. Zamri et al. (2025) Unveiling the crucial factors and coating mitigation of solid particle erosion in steam turbine blade failures: A review. *Reviews on Advanced Materials Science*, **(64.1)**, 20250089. DOI: <https://doi.org/10.1515/rams-2025-0089>
3. (2023) ASTM A705/A705M-23: *Standard specification for age-hardening stainless steel forgings*. ASTM International. DOI: https://store.astm.org/a0705_a0705m-23.html
4. Zhenjiang Li, Chao Luo et al. (2024) Effects of aging temperature on microstructure and mechanical properties of PH 13-8Mo stainless steel. *Metallurgical Research & Technology*, **(121.4)**, 405. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2024042>
5. Sabzi Hossein Eskandari, Seoung Ho Lim et al. (2024) Genetic design of precipitation-hardening stainless steels for additive manufacturing. *Acta Materialia*, **274**, 120018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120018>
6. Evelyn Sobotka, Johannes Kreyca et al. (2023) The role of MX carbonitrides for the particle-stimulated nucleation of ferrite in microalloyed steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, **54**, 2903–2923. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07067-z>
7. Wang Zemin, Hui Li et al. (2018) Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel. *Acta Materialia*, **156**, 158–171. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
8. Schwich, H., Görzen, D. et al. (2020) Characterization of the precipitation behavior and resulting mechanical properties of copper-alloyed ferritic steel. *Materials Science and Engineering*, **772**, 138807. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138807>
9. Wu Haitao, An Tiancheng et al. (2025) Research and engineering application of DED laser cladding repair for steam turbine XM-25 alloy LP blades. *J. of Adhesion Science and Technology*, **(39.10)**, 1559–1578. DOI: <https://doi.org/10.1080/001694243.2025.2453575>
10. Jiao Bo, Yuhui Du et al. (2024) Improve the microstructure and properties of Al0.5CoCrFeNi compositionally complex alloy fabricated by selective laser melting with electropulsing treatment. *Materials Science and Engineering*, **892**, 146017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.146017>
11. Jian Cheng, Yunhao Xing et al. (2022) An overview of laser metal deposition for cladding: Defect formation mechanisms, defect suppression methods and performance improvements of laser-cladded layers. *Materials*, **(15.16)**, 5522. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15165522>
12. Kushnarova, O., Berdnikova, O., Alekseenko, T. et al. (2025) Influence of the substructure on the change of mechanical properties in the surface layers of structural steel during laser and laser-plasma alloying. *Molecular Crystals and Liquid Crystals*, **769(2)**, 695–705. DOI: <https://doi.org/10.1080/15421406.2025.2495828>
13. Berdnikova, O., Kushnarova, O., Bernatskyi, A. et al. (2021) Structure features of surface layers in structural steel after laser-plasma alloying with 48(WC–W2C)+48Cr+4Al powder. In: *Proc. of 11th Inter. Conf. on Nanomaterials: Applications and Properties, IEEE, 2021*, 1–4. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51885.2021.9568516>
14. Berdnikova, O.M. (2021) Structural criteria of strength and crack resistance of high-strength steels and their welded joints. *Electrometallurgy Today*, **2**, 47–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.02.07>
15. Berdnikova, O.M. (2021) Physico-mechanical properties of welded joints of high-strength steel with the yield strength of 690–1300 MPa. *Automatic Welding*, **4**, 3–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.04.01>
16. Yokoyama Hiroaki, Hiroyuki Nagahama. (2025) Some interface theories and Hall–Petch relationship. *Royal Society Open Science*, **12(5)**, 241954. DOI: <https://doi.org/10.1098/rsos.241954>
17. Lei Jiang, Huadong Fu et al. (2022) Physical mechanism interpretation of polycrystalline metals' yield strength via a data-driven method: A novel Hall–Petch relationship. *Acta Materialia*, **231**, 117868. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117868>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEAM TURBINE BLADE METAL
UNDER THE CONDITIONS OF REPAIR RESTORATION BY LASER CLADDING

O.M. Berdnikova, Tiancheng An

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

The article presents the results of comprehensive experimental studies on the structure of deposited metal during the restoration of a steam turbine blade made of high-strength XM-25 steel using multilayer laser cladding with a powder of a similar composition. It was found that the laser cladding technology ensures producing a sound volumetric product with a deposited layer. As a result of cladding and subsequent heat treatment (holding at a temperature of 480 °C for 4 h), the deposited material exhibits satisfactory mechanical characteristics ($\sigma_t = 1264 \dots 1274$ MPa, $\sigma_{0.2} = 1185 \dots 1208$ MPa, $\delta = 12 \dots 13.5$ %, $\psi = 54 \dots 61$ %) and meets operational requirements. A homogeneous martensitic structure is formed throughout the volume of the metal, characterized by a gradient-free microhardness level ($HV_{0.2} = 421 \dots 440$ MPa), and carbide phase inclusions of $< 1 \mu\text{m}$ size uniformly distributed through the metal volume. Fractographic studies have proven that ensuring the deposited metal strength characteristics is accompanied by realization of ductile fracture. Investigations at the dislocation level by the method of transmission electron microscopy established the formation of size-dispersed acicular structural components in the martensitic structure of the deposited metal with uniform distribution of the dislocation density. A substructure and particles of nano-sized thin-plate carbide precipitates are observed in the inner volumes of the structural components. This structure provides the best combination of mechanical properties and crack resistance for the deposited XM-25 metal. 17 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: steam turbine blade, XM-25 steel, laser cladding, heat treatment, microhardness, microstructure, dislocation density, mechanical properties

ORCID

O.M. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Тяньчен Ань — <https://orcid.org/0009-0009-9569-7333>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

O.M. Берднікова

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: omberdnikova@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

O.M. Берднікова, Тяньчен Ань (2026) Структура та властивості металу лопаток парових турбін в умовах ремонтного відновлення лазерним наплавленням. *Сучасна електromеталургія*, **03**, 52–60.DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 08.06.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.07.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

