

PACS numbers: 61.50.Ks, 61.66.Dk, 61.72.Dd, 62.20.M-, 81.20.Vj, 81.40.Np, 81.70.Bt

Деформація та руйнування монокристалів жароміцних нікелевих стопів зі зварними з'єднаннями під час випробувань на розтяг

О. П. Карасевська, К. А. Ющенко*, Б. О. Задерій*, І. С. Гах*,
Г. В. Звягінцева*, Т. О. Алексієнко*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна*

Досліджено особливості деформації і руйнування в температурному інтервалі 500–1200°C у разі розтягування зразків зварних з'єднань монокристалів жароміцних нікелевих стопів (ЖНС), що виконані електронно-променевим способом за перпендикулярного (1 група) і паралельного (2 група) розташування шва щодо прикладеного навантаження. Встановлено значення межі плинності ($\sigma_{0,2}$), відносного подовження (δ) і відмінність видів руйнування у низькотемпературній ($\leq 800^\circ\text{C}$) і високотемпературній ($> 800^\circ\text{C}$) областях випробувань, які пов'язані в основному з дисперсністю і дефектністю ростової і одержаної у зварних швах структури. Руйнування в 1-ій групі зразків, у низькотемпературній області, проходить поза зварним швом по ростовій структурі монокристала переважно транскристалітним макрозсувом за змішаного характеру зламу зі значеннями $\sigma_{0,2}$ на ~15% нижчими, ніж у 2-ї групи. Зразки 2-ї групи у низькотемператур-

Corresponding author: Hanna Vitaliyivna Zviagintseva
E-mail: zvanna@paton.kiev.ua, azvyagintseva@ukr.net

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
Academician Vernadsky Blvd., Bldg. 36, UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: O. P. Karasevska, K. A. Yushchenko, B. A. Zadery, I. S. Gakh,
H. V. Zviagintseva, and T. O. Alekseenko, Deformation and Fracture of Single Crystals of
Heat-Resistant Nickel Alloys with Welded Joints During Tensile Tests, *Metallofiz.*
Noveishie Tekhnol., **43**, No. 7: 939–957 (2021) (in Ukrainian),
DOI: [10.15407/mfint.43.07.0939](https://doi.org/10.15407/mfint.43.07.0939).

ній області руйнуються по міждендритним просторам з помітними слідами пластичної деформації, а у разі підвищення температури зменшується частка в'язкого і зростає частка міжфазного руйнування, злами якого повторюють дендритну морфологію структури зварного шва. У високотемпературній області зразки 1-ої групи руйнуються за механізмом крихкого транскристалітного відколу у разі багатоосередкового зародження по міжфазним межах зварного шва з більш високими значеннями $\sigma_{0,2}$, ніж у 2-ій групі. Особливості деформації розглянуто у зв'язку зі структурними змінами в зварних швах порівняно з ростовою структурою вихідних монокристалів ЖНС.

Ключові слова: монокристали жароміцних нікелевих стопів, структура зварних з'єднань, температура і деформація руйнування.

The features of deformation and fracture in the temperature range of 500–1200°C under tension of samples of welded joints of heat-resistant nickel alloys single crystals are investigated. The joints are made by the electron beam method with a perpendicular (group 1) and parallel (group 2) weld location relative to the applied load. The values of tensile yield stress (σ_y), elongation (δ) and the difference in the types of destruction in the low-temperature ($\leq 800^\circ\text{C}$) and high-temperature ($> 800^\circ\text{C}$) test areas are established, which are mainly associated with the dispersion and defectiveness of the growth structure and the structure obtained in welds. Fracture in the 1st group of specimens, in the low-temperature region, occurs outside the weld along the growth structure of the single crystal, mainly by transcrystalline macroshear with a mixed nature of the fracture with the values of σ_y lower by ~15% than in the 2nd group. Samples of the 2nd group in the low-temperature region are destroyed along the interdendritic spaces with noticeable marks of plastic deformation; with an increase in temperature, the part of ductile fracture decreases and the part of interphase fracture increases, the fractures of which repeat the dendritic morphology of the weld structure. In the high-temperature region, the samples of the 1st group are destroyed according to the mechanism of brittle transcrystalline cleavage with multi-site nucleation along the interphase boundaries of the weld with higher values of σ_y than in the 2nd group. The peculiarities of deformation are considered in connection with structural changes in welds in comparison with the growth structure of the initial heat-resistant nickel alloys single crystals.

Key words: single crystals of heat-resistant nickel alloys, structure of welded joints, temperature and deformation of destruction.

(Отримано 26 січня 2021 р.; остаточн. варіант — 21 травня 2021 р.)

1. ВСТУП

Монокристали жароміцних нікелевих стопів (ЖНС), що представляють собою композит з когерентним зв'язком його основних структурних складових — γ - і γ' -фаз, завдяки їх унікальним властивостям, знаходять пріоритетне застосування в якості конструкційного

матеріалу для виготовлення турбінних лопаток, відповідальних, найбільш навантажених деталей авіаційних двигунів і стаціонарних газотурбінних установок (ГТУ) (див. [1–4] та ін.). Однією з причин, яка обмежує створення з цих матеріалів принципово нових високоефективних економічних конструкцій складної геометрії є проблеми, що виникають під час їх зварювання. Головна з них — тріщини і великокутові межі, які руйнують монокристалічну будову і знижують механічні властивості [5–11]. Для запобігання руйнуванню зварних конструкцій необхідно контролювати і оцінювати вплив змін в структурі зварного шва на властивості ЖНС та розробити технологію зварювання, яка дозволяє одержати монокристалічну структуру в зварному з'єднанні.

Швидкість кристалізації зварного шва на 2–3 порядки вище, ніж швидкість кристалізації у разі вирощування монокристалічних ЖНС, змінна орієнтація на неминуче викривленому фронті зварювальної ванни визначає формування нерівноважної структури зварного шва з дезорієнтуванням різної величини та макро- і мікронапруженим станом. У роботах [5–11] були запропоновані умови і параметри зварювального процесу монокристалів різної орієнтації для одержання найбільш успадкованої монокристалічної орієнтації в звареному шві, структура якого, однак, відрізняється від ростової структури високою дисперсністю структурних складових, наявністю залишкових напруг (ЗН) і густиною дислокаційно-дисклінаційних дефектів.

У літературі є достатньо даних про деформації і руйнуванні монокристалів ЖНС з рівноважною ростовою структурою, де основним фактором є кристалографічна орієнтація зразків щодо прикладеного навантаження, а їх руйнування пов'язане з локалізацією деформації, що залежить від систем дислокацій, котрі визначають цю деформацію [1, 12, 13]. Однак, практично відсутні відомості про механічні властивості і механізм руйнування монокристалів ЖНС зі структурою зварного з'єднання.

Метою цієї роботи є дослідження впливу структури зварних швів монокристалів ЖНС на температурну залежність механічних властивостей і закономірності їх руйнування під час випробувань на одноосовий розтяг.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

Дослідження проводилися на зразках монокристалів ЖНС марки ЖС26 орієнтацій $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ з відхиленням менше 10° , одержаних методом високоградієнтної спрямованої кристалізації, зі складом (% мас.): 0,15 С; 5,0 Cr; 9,0 Со; 12 W; 1,2 Мо; 1,0 Nb; 0,8 Ti; 5,0 Al; 1,0 V; 0,1 В. Зразки для зварювання ($80 \times 30 \times 2$ мм³) вирізали електроіскровим способом з масивних монокристалічних пла-

стин ($80 \times 60 \times 8 \text{ мм}^3$), з подальшим їх шліфуванням. Зварювання здійснювали електронним променем у вакуумі, забезпечуючи формування монокристалічних швів шириною 3–4 мм з наскрізним протопленням і корневих валиком за коефіцієнта протоплення близьким до одиниці [6, 11]. Механічні випробування проводили на установці «ИМАШ-20-75» типу Gleeble у вакуумній камері із залишковим тиском 10^{-2} Па за швидкості навантаження $1,84 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Діапазон температур випробувань ($500\text{--}1200^\circ\text{C}$) був вибраний виходячи з середніх експлуатаційних параметрів робочих лопаток ГТУ зі стопу ЖС26. Випробування проводили на плоских з робочою частиною $2,0 \times 1,8 \times 18 \text{ мм}^3$ зразках двох груп. У 1-ій групі зразків зварний шов знаходився в центральній частині зразка перпендикулярно осі навантаження (рис. 1, а), представляючи комбінацію ростової структури вихідних монокристалів і структури, одержаної у результаті термодформаційного впливу на зварюваний метал. У 2-ої групи зразків зварний шов розташовувався вздовж напрямку навантаження (рис. 1, б) і ширина зразків відповідала ширині зварних швів; таким чином, 2-а група зразків мала тільки структуру кристалізації розтопу зварювальної ванни. Контроль температури, реєстрація величини навантаження, автоматичний розрахунок і подання до графічному вигляді залежностей «навантаження–переміщення» здійснювалися з використанням спеціального, попередньо випробуваного, програмного забезпечення [13].

Визначення кристалографічної орієнтації зразків і аналіз структурних станів здійснювалися з використанням рентгенівських методів: « Θ – 2Θ » рентгенограм, полюсних фігур і розподілів інтенсивності $I_{q\perp}$, в площині перпендикулярній і в площині паралельній дифракційному вектору (q) [14–17]. Розподіл $I_{q\perp} \{220\}$ відбиття в області руйнування зразка одержували з його поверхні безпосередньо біля та паралельно лінії руйнування (ширина рентгенівського опромінення складає $\sim 0,2 \text{ мм}$). Фрактографічні і мікроструктурні дослідження виконували методами оптичної («NEOPHOT-32») і електронної сканувальної мікроскопії (Camskan-4, СЕМ-515 PHILIPS). Поелементний склад поверхні шліфа визначали за допомогою енергодисперсійного мікрорентгеноспектрального аналізу EDX на мікроскопі JEOL з приставкою INCO.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Характеристика структури зварних з'єднань

У початковому стані монокристали ЖНС характеризуються розвинутою великокомірков-дендритною структурою: дрібнодисперсна зміцнююча γ' -фаза ($\sim 63\%$) рівномірно розподілена в γ -твердому розчині, що містить окремі включення глобулярних γ – γ' евтектичних

утворень і виділень карбідів складного складу (рис. 2, *а*). Евтектичні утворення і карбіди переважно розташовуються в міждендритних, міжфазних проміжках.

Структура зварного шва монокристалів ЖНС відрізняється значно меншими розмірами фазових складових. Міждендритна відстань (λ) в вихідному стопі становить $\sim 200\text{--}300$ мкм і зменшується в шві поблизу лінії стоплення до $\sim 3\text{--}12$ мкм, зі збільшенням до $\sim 30\text{--}50$ мкм у осі шва (рис. 2, *б*). Розмір частинок γ' -фази ($d_{\gamma'}$) в вихідному стопі знаходиться в межах $\sim 0,3\text{--}0,6$ мкм, в зварному шві зменшується до значень $\sim 40\text{--}80$ нм, а в зоні термічного впливу до $\sim 20\text{--}100$ нм.

Результати оцінки хімічної однорідності ростових монокристалів ЖНС і зварних швів представлені в табл. 1 за результатами вимірювання в 5 ділянках.

Концентрація хімічних елементів, яка визначена на однакових за площею базах, показує, що, за практично однакових середніх значень концентрації компонентів стопу, неоднорідність у вихідному монокристалі в рази вище, ніж у зварному шві. Одержані результати пояснюються різною дисперсністю структури, причому неоднорідність розподілу карбідоутворюючих елементів (Mo, Nb, Ti, W) вище, ніж тих елементів, які входять до складу твердих розчинів γ/γ' -фаз (Al, Ni, Cr і ін.).

Зварні шви, що одержані на оптимальних режимах, успадкову-

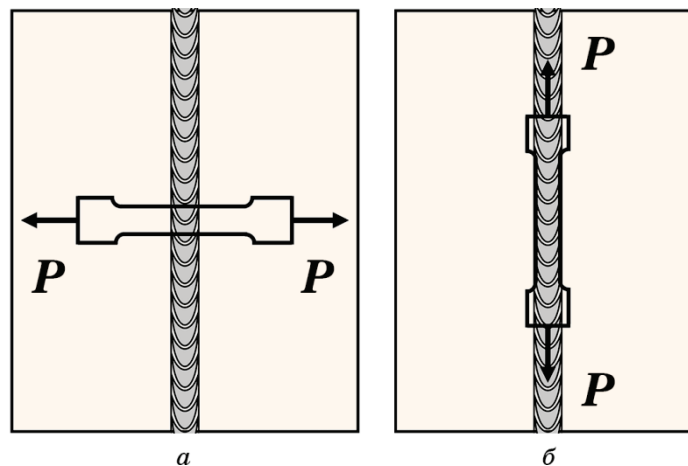


Рис. 1. Схема розташування зварних з'єднань у двох групах монокристалічних зразків жароміцних нікелевих стопів щодо навантаження: перша поперечна група швів (*а*), друга поздовжня група швів (*б*).

Fig. 1. The layout of welded joints in two groups of single-crystal samples of high-temperature nickel alloys with respect to load application: the first transverse seam group (*a*), the second longitudinal seam group (*b*).

ють кристалографічну орієнтацію вихідного монокристала, що було визначено за полюсним фігурами (рис. 3). Положення $\{220\}$ рефлексів на полюсних фігурах в ростових монокристалах ЖНС (рис. 3) і зварних швах (рис. 3, б) збігаються, проте в зварних швах розподілу інтенсивності цих рефлексів займають більш широкі кутові інтервали. Характер розподілу дислокацій і їх густину можна оцінити за формою і шириною (ω) розподілу інтенсивності $I_{q\perp}$ в азимутальній площині [15,17]:

$$\omega_n \sim \sum_i \rho_i \phi_{in}(b_i, \tau_i, q), \quad (1)$$

де b_i — вектор Бюргерса дислокації i -ої системи ковзання, ρ_i — густина дислокацій, τ_i — визначає орієнтацію дислокаційних ліній, ϕ_{in} — орієнтаційний фактор, q — дифракційний вектор.

Розподіл інтенсивності $I_{q\perp}$ дозволяє провести оцінку параметрів дислокаційних ансамблів, відповідних вихідному стану і зварним швам. У ростовому монокристалі ЖНС в площині широкої сторони зразка розподіл $I_{q\perp}$ (рис. 3, в) симетричний щодо перпендикулярних напрямків (ω_1, ω_2) з плавною Гаусовою функцією її змінювання. Такий розподіл $I_{q\perp}$ відповідає хаотичному рівномірному на макроструктурному рівні розподілу дислокаційних дефектів з густиною $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$.

На відміну від $I_{q\perp}$ розподілу ростового монокристалу, в зварному шві воно фрагментовано (рис. 3, з, д), і має напрямок переважного максимального розширення (ω_2), збільшене в порівнянні з ростовою структурою на $\sim 4-7^\circ$. У зварному шві загальний $I_{q\perp}$ розподіл ділять

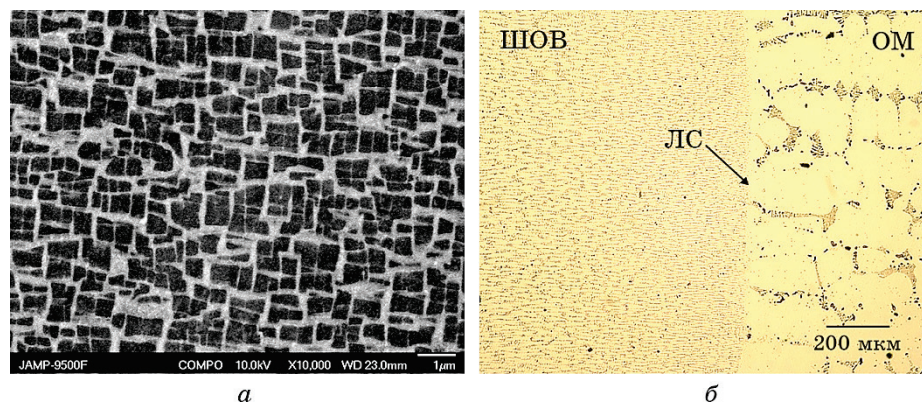


Рис. 2. Мікроструктури висхідного монокристала стопу ЖНС: γ/γ' (а), зварного з'єднання, ОМ — основний метал, ЛС — лінія стоплення (б).

Fig. 2. Microstructure of the initial single crystal of the high-temperature nickel-base alloy: γ/γ' (a), welded joint, OM—base metal, LC—fusion line (b).

ТАБЛИЦЯ 1. Вміст основних хімічних елементів (% мас.) у вихідному монокристалі і в зварному шві стопу ЖС26.**TABLE 1.** The content of the main chemical elements (% wt.) in the initial single crystal and in the welded joint of the ЖС26 alloy.

Ділян- ка/еле- менти	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
Вихідний ЖНС монокристал									
1	4,06	0,73	1,21	6,45	10,22	61,79	0,7	1,24	12,8
2	7,39	1,43	0,75	3,38	10,49	69,17	1,64	0,37	7,17
3	6,49	10,71	1,56	3,56	3,36	35,89	4,88	2,87	14,69
4	4,06	1,04	1,93	2,83	3,6	36,88	8,98	3,46	19,24
5	4,11	0,12	0,41	6,55	11,87	71,23	0,62	0,98	
Серед- не ± %	5,2 ± ± 40	1,5 ± ± 35	1,17 ± ± 64	4,6 ± ± 41	7,9 ± ± 56	55,34 ± ± 34	3,3 ± ± 170	1,7 ± ± 98	13,5 ± ± 46
Зварний шов									
1	5,26	1,01	1,04	5,36	9,14	61,73	0,97	0,92	12,17
2	4,94	2	1,2	6,16	8,03	57,16	3,89	2,1	12,54
3	4,75	0,7	0,94	5,39	9,67	61,93	0,55	0,87	12,88
4	4,38	2,08	1,26	6,47	7,8	51,96	4,32	2,64	16,29
5	5,12	1,92	1,39	5,76	7,97	56,99	3,78	1,59	13,39
Серед- не ± %	4,9 ± ± 8	1,5 ± ± 35	1,2 ± ± 19	5,8 ± ± 10	8,5 ± ± 112	58 ± ± 10	2,7 ± ± 60	1,6 ± ± 66	13,5 ± ± 12

на окремі області, між якими інтенсивність значно зменшується. Кожна окрема область загального розподілу $I_{q\perp}$ характеризується практично однаковим розширенням ($2-4^\circ$) у напрямках ω_1 і ω_2 з трохи більш широкими значеннями для ω_1 ($2,5-4^\circ$) в порівнянні з ω_2 ($2-3^\circ$).

Фрагментація розподілу $I_{q\perp}$ відповідає формуванню багаторівневої дислокаційно-дисклінаційної субструктури в зварному з'єднанні [14–17]. Різниця значень ширини ω_1 і ω_2 загального розподілу $I_{q\perp}$ спостерігається у разі формування надлишкових або «геометрично необхідних» дислокацій (дисклінацій) переважних систем ковзання. Неоднорідність розподілу цих дефектів визначає фрагментацію $I_{q\perp}$. Головними характеристиками багаторівневої структури зварних швах є субмежі з дезорієнтацією $\sim 1-2^\circ$, що задають дискретну згинальну деформацію ділянок стопу вздовж напрямку зварювання, з відносно рівномірним розподілом густини дислокацій $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ у фрагментах субзеренної структури.

Характер мікроструктури і формування багаторівневої структури дозволяє зробити висновок про існування залишкових напруг (ЗН) в зварному з'єднанні [18, 19]. Експериментальна оцінка ЗН, усереднених уздовж осі шва, проведена по зсуву розподілу $I_{q\parallel}$ по « $\Theta-2\Theta$ » рентгенограмам (рис. 4).

На рисунку 4 видно зміщення $\{420\}$ рефлексів в бік меншого кута відбиття для розподілів $I_{q\parallel}$ по осі зварного шва (рис. 4, крива 3) і зоні термічного впливу (рис. 4, крива 2) в порівнянні з його становищем для вихідного монокристалу (крива 1), що спостерігалось і для інших відображень. Зсув положень $I_{q\parallel}$ відповідає виникненню розтягувальних ЗН уздовж осі монокристалічного зварного шва і відповідно до закону Гука досягає величин ~ 400 МПа для напрямків осі $\sim \langle 001 \rangle$ і $\sim \langle 011 \rangle$, і ~ 520 МПа для напрямку осі $\sim \langle 111 \rangle$. Порівняно невелика зміна півширини $I_{q\parallel}$ розподілу для зварного шва, в порівнянні з ЖНС монокристалами з вихідною ростовою структурою, відповідає незначному (в межах одного порядку) зміні густини хаотичних дислокацій.

Аналіз однорідності хімічного складу і структурного стану звар-

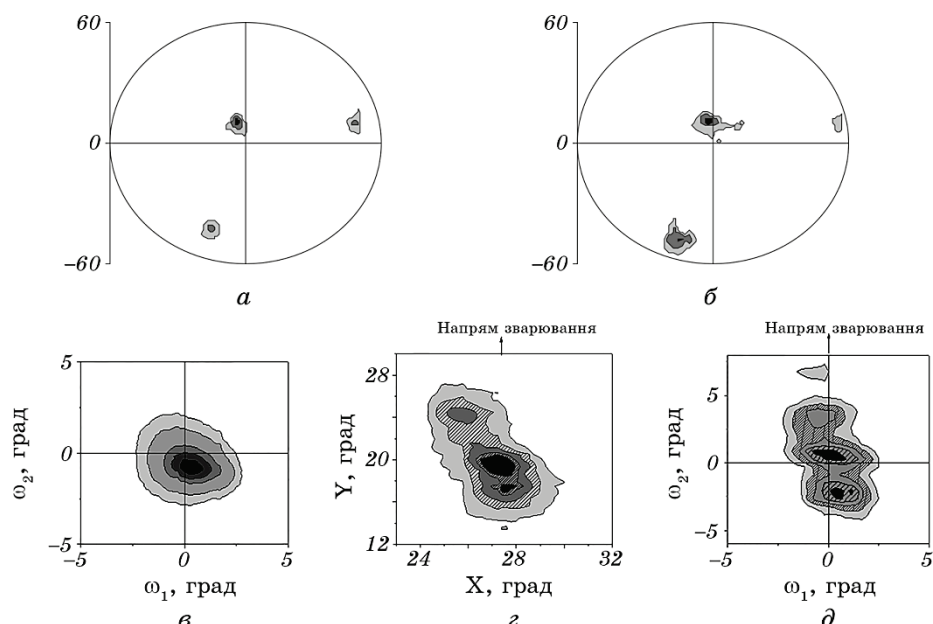


Рис. 3. Полусні фігури $\{220\}$ (а, б) і типові розподіли $I_{q\perp}$ інтенсивності відображень $\{220\}$ (в, г, д) в вихідному ростовому монокристалі (а, в) і у зварному шві (б, г, д).

Fig. 3. Pole figures $\{220\}$ (a, b) and typical distributions $I_{q\perp}$ of the intensity of $\{220\}$ reflections (c, d, e) in the initial growth single crystal (a, c) and in the welded joint (b, d, e).

них швів і ростового вихідного ЖНС монокристала показав, що зварний шов в оптимальних умовах і режимах зварювання успадковує кристалографічну орієнтацію вихідного стопу з формуванням більш дрібнодисперсної і дискретно дезорієнтованої субструктури.

3.2. Деформація монокристалів ЖНС 1-ої і 2-ої груп зразків

Результати випробувань зразків ЖНС монокристалів 1 і 2 груп з різною кристалографічною орієнтацією осі навантаження представлені у вигляді залежності межі плинності ($\sigma_{0,2}$) і відносного подовження (δ) від температури (рис. 5). Цю залежність можна умовно розділити згідно температур випробування на дві області: перша область температур $\leq 800^\circ\text{C}$, для якої зміна величини $\sigma_{0,2}$ практично не залежить від температури і друга область $>800^\circ\text{C}$, де значення $\sigma_{0,2}$ круто зменшуються з підвищенням температури. Для низькотемпературної області помітний вплив кристалографічної орієнтації застосування навантаження в зразках. Величини $\sigma_{0,2}$ в зразках 1 групи з орієнтацією осі $\sim\langle 100 \rangle$ вище на $\sim 5\text{--}7\%$ в порівнянні зі зразками орієнтації $\sim\langle 110 \rangle$, що пояснюється активізацією систем ковзання з максимальним орієнтаційним фактором в цих зразках [20, 21]. У високотемпературній області відмінність в значеннях $\sigma_{0,2}$ зразків цієї групи зникає, що викликано зміною механізму деформації в зв'язку з активізацією дифузійних процесів і розблокуванням дислокаційних скупчень внаслідок розпаду γ' - фази в γ -

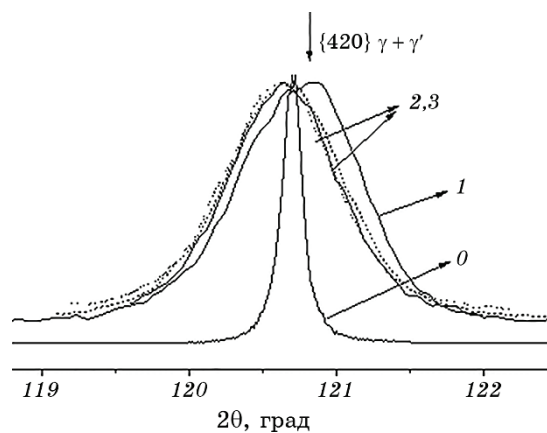


Рис. 4. Θ – 2Θ -розподілу $I_{q\parallel}$ відображень $\{420\}$ в еталоні (0), в вихідному монокристалі (1), в зоні термічного впливу (2) і по осі зварного шва (3).

Fig. 4. Θ – 2Θ distribution $I_{q\parallel}$ reflections $\{420\}$ in the standard (0), in the original single crystal (1), in the heat-affected zone (2) and along the axis of the weld (3).

твердому розчині [22, 23].

Деформація монокристалічних зразків 2-ої групи в низькотемпературній області (рис.5, крива 3) відрізняється більш високим значенням $\sigma_{0,2}$ (на ~15%) у порівнянні зі зразками 1-ої групи (рис.5, крива 2).

Деформація монокристалів ЖНС у низькотемпературній області визначається рухом дислокацій в площинах ковзання, тому їх зміцнення, що спостерігається, може бути пов'язано з дисперсністю фазових складових у відповідності з законом Холла–Петча [24, 25]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (2)$$

де σ_0 — напруження тертя в ґратниці кристала, яке необхідно для ковзання дислокацій, K — індивідуальний для кожного матеріалу коефіцієнт Холла–Петча, d — розмір зерна, а в разі монокристалів — розмір фазових складових [25].

Відповідно до рівняння Холла–Петча зміцнення зразків 2-ої групи сильніше в порівнянні із зразками 1-ої групи, оскільки розмір структурних складових змінюється, приблизно, на порядок. Однак на величину $\sigma_{0,2}$ впливають і розтягуючі напруження вздовж осі швів, які утворені зварюванням, що, знижує зміцнювальний ефект від підвищення дисперсності фазових складових монокристалів. Крім того, коли порівнюють значення $\sigma_{0,2}$ у зразках двох груп, слід враховувати наявність комбінованої структури в 1-ій групі монокристалів.

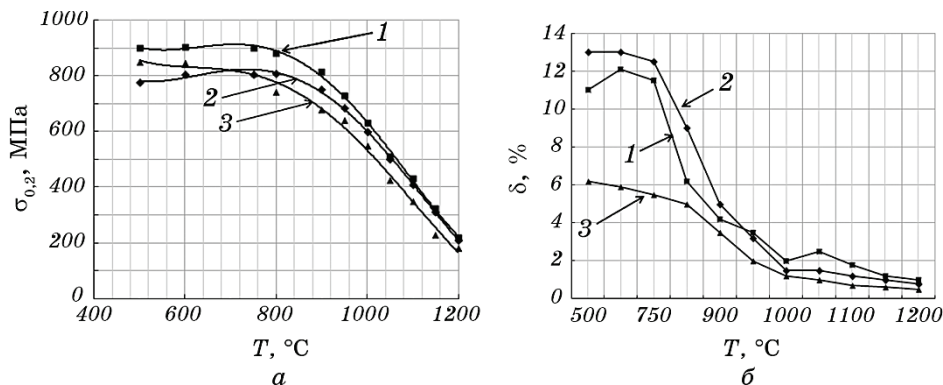


Рис. 5. Залежність межі міцності ($\sigma_{0,2}$) від температури випробування зварних зразків монокристалів ЖНС 1-ої (криві 1, 2) і 2-ої (крива 3) груп. Орієнтації прикладання навантаження: $\sim \langle 100 \rangle$ (1, 3) і $\sim \langle 110 \rangle$ (2).

Fig. 5. Dependence of the tensile strength (σ_y) on the test temperature of welded specimens of single crystals of high-temperature nickel-base alloy 1st (curves 1, 2) and 2nd (curve 3) groups. Load application orientations: $\sim \langle 100 \rangle$ (1, 3) and $\sim \langle 110 \rangle$ (2).

ристалів з різним рівнем дисперсності: більшої вихідної ростової структури і в центральній частині зразків дрібнодисперсної субструктури, одержаної в результаті зварювання. У високотемпературній області величина $\sigma_{0,2}$ у зразках 2-ї групи нижче, ніж в зразках 1-ої групи. Цей ефект, швидше за все, пов'язаний з підвищеною концентрацією дефектів в багаторівневій субструктурі зварних швів: атермічних вакансій, пор, субмеж, які полегшують розблокування дислокаційних скупчень і утворення тріщин.

3.3. Руїнування зразків 1-ої групи

У низькотемпературній області ($\leq 800^\circ\text{C}$) руїнування зразків 1-ої групи відбувається поза об'ємом центральної частини зразка зі зварним швом з дисперсною структурою $d_\gamma = 0,04\text{--}0,08$ мкм, тобто в початковому монокристалі з розмірами фазових складових на порядок вище ($d_\gamma = 0,3\text{--}0,6$ мкм). У цій області температур деформація монокристалів розтягуванням відбувається зміщенням по кристалографічних площинах з найбільшими значеннями орієнтаційного чинника. Під час випробувань у пристроях з жорсткими захопленнями, яке використано у даній роботі («ИМАШ-20-75»), кристалографічні зміщення об'ємів обмежені і ведуть до виникнення згинальних напружень. Такі напруження, на додаток до розтягувальних, найбільші в центральній частині зразків, що в монокристалах з однорідною структурою викликає локалізацію деформації і руїнування в цій області. На рисунку 6, в показано $I_{q\perp}$ розподіл в зоні руїнування монокристалів за низьких температур. Спостерігається практично однорідне розширення рефлексу вздовж напрямку ω_2 і поява другого напрямку розширення під кутом $\sim 90^\circ$ до нього. Така зміна $I_{q\perp}$ розподілу відповідає накопиченню дислокацій одного знаку (розширення уздовж ω_2) і появи згинальних зсувів (розширення, перпендикулярне ω_2). Центральна частина зразків 1-ої групи з-за дисперсності монокристалічної структури зварного шва знаходиться в зміцненому стані: значення $\sigma_{0,2}$ в зразках з такою структурою вище, ніж в решті його частини з вихідною структурою. Тому, локалізація деформації і злами зразків 1-ої групи такі ж, як і у разі руїнування вихідних монокристалів з ростовою структурою, для яких у низькотемпературній області можна умовно виділити інтервали від 20 до 600°C і від 600 до 800°C . У діапазоні температур $20\text{--}600^\circ\text{C}$ поверхня зламу має змішаний характер руїнування: крихкий, квазікрихкий і в'язкий (рис. 6, а), поряд з фасетками крихкого відколу, спостерігаються сходинки з крихким смуговим рельєфом. З підвищенням температури випробування $\sim 800^\circ\text{C}$ в зламах площа ділянок з крихким, квазікрихким і в'язким руїнуваннями становить $25\text{--}35\%$, $20\text{--}25\%$ і $45\text{--}50\%$, відповідно. Злами набувають більш однорідний ямково-в'язкий характер, ре-

льєфні ямки руйнування облямовуються гребнями міжфазового відриву.

Локалізація деформації в низькотемпературній області в структурі ростового вихідного монокристала в більшості випадків відбувається на виділеннях евтектики або карбідів, розташованих в міждендритних проміжках і супроводжується утворенням мікротріщин, які поширюються по міждендритним проміжкам.

У високотемпературній області ($>800^{\circ}\text{C}$) локалізація деформації і

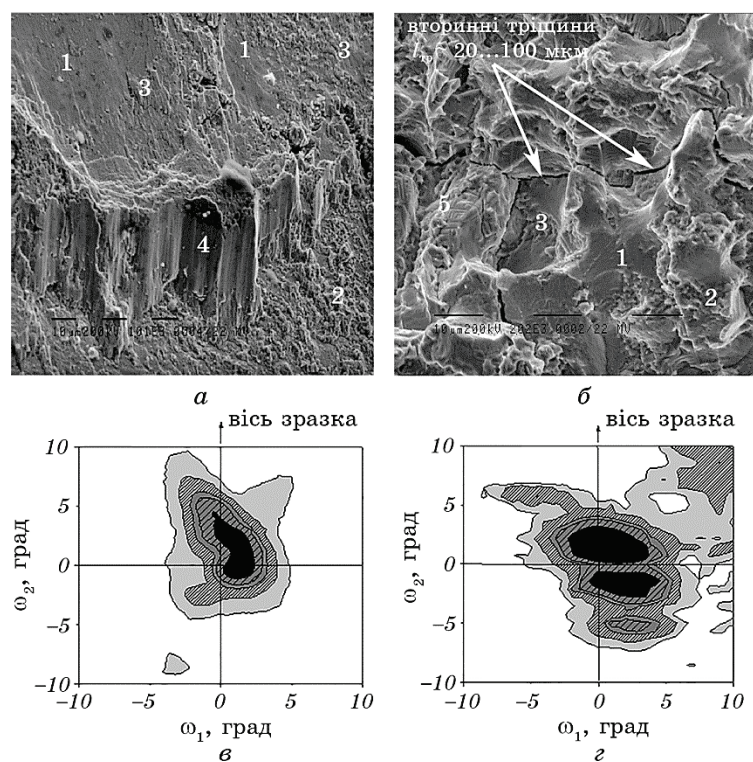


Рис. 6. Злами (а, б) і розподіли $I_{q\perp}\{220\}$ відображень (в, г) в області руйнування зразків 1-ої групи за низьких 600°C (а, в), і високих 1150°C (б, г) температур: 1 — фасетка крихкого відколу, 2 — в'язке руйнування, 3 — квазікрихке руйнування, 4 — сходинка з крихким смуговим рельєфом, 5 — фазові виділення; x, y — кутові приладові координати; ω_1 і ω_2 — кутові координати оберненого простору.

Fig. 6. Fractures (а, б) and distribution $I_{q\perp}\{220\}$ reflections (в, г) in the region of fracture specimens of group 1 at a low 600°C (а, в), and high 1150°C (б, г) temperatures: 1 is facet of a brittle fragment, 2 is ductile fracture, 3 is quasi-brittle fracture, 4 is a step with a brittle striped relief, 5 is phase precipitates; x, y are angular instrument coordinates; ω_1 and ω_2 are angular coordinates of the back space.

руйнування зразків 1-ої групи зміщується у зварний шов, тому зміцнення за рахунок дрібнодисперсної структури центральної частини цих зразків поступово, з підвищенням температури випробування нівелюється в результаті підвищеної рухливості дефектів структури.

Атермічні вакансії, малокутові межі, надлишкові дислокації, мікропори і інші дефекти багаторівневої структури пересуваються в області сумарних розтягувальних і згинальних напружень. У розподілах $I_{q\perp}$ (рис. 6, з), одержаних від області руйнування зварного шва, спостерігаються зсуви і розширення окремих фрагментів різноспрямовано щодо розширення ω_1 і ω_2 . Такі зміни дозволяють припускати появу в зразках з багаторівневою дислокаційно-дисклі-

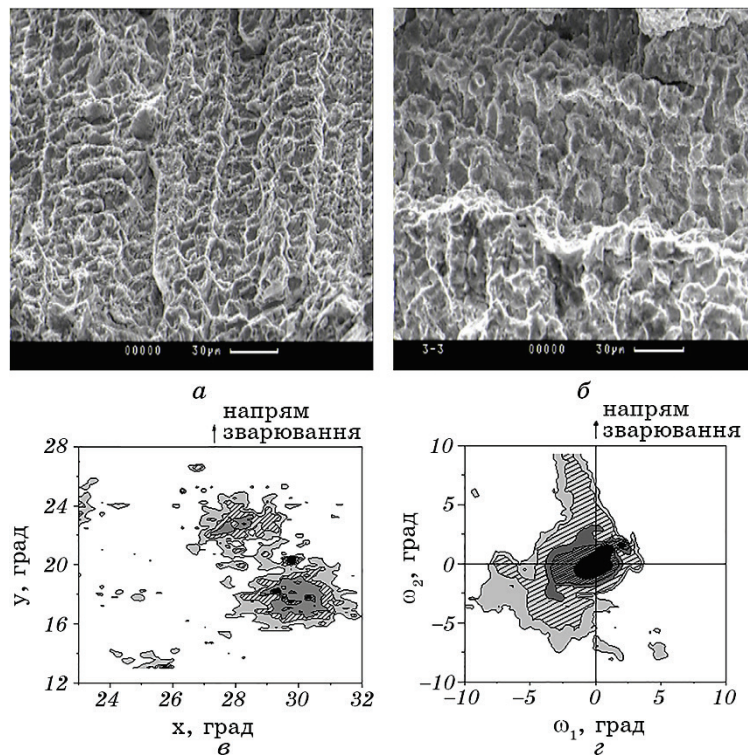


Рис. 7. Злами і розподіл відображень в області руйнування зразків другої групи за низьких 600°C і високих 1150°C температур; x, y — кутові приладові координати; ω_1 та ω_2 кутові координати зворотного простору.

Fig. 7. Fractures and distributions of reflections in the region of destruction of samples of the second group at low 600°C and high 1150°C temperatures; x, y are angular instrument coordinates; ω_1 and ω_2 angular coordinates of back space.

наційною структурою значних зсувів її фрагментів під дією напружень, що відрізняються видом і напрямками в порівнянні з залишковими напруженнями в зварному шві. Загальний характер руйнування водночас — крихкий транскристалітний відкол, з багатоосередковим зародженням тріщин. Ділянки відколу містять виділення карбідного типу, має місце наявність грубих розшарувань і вторинних тріщин (рис. 6, б). Спостерігається також наявність певної частки квазікрихкого руйнування і локальних ділянок в'язкої складової по межах структурних елементів, тобто розвиток крихкого руйнування відбувається з часткою пластичної деформації. Руйнування в інтервалі температур 900–1200°C відрізняється багатоосередковістю.

Кристалографічна орієнтація напряму докладання навантаження у дослідженому діапазоні, яка визначає задіяні системи ковзання, вносить незначні зміщення меж низько і високотемпературної областей деформації зразків з монокристалічною структурою в зварному шві.

3.4. Руйнування зразків 2-ої групи (поздовжнє розташування шва)

Особливості руйнування зразків цієї групи слід розглядати виходячи з того, що зразок являє собою зварний шов, випробування якого проходять в поздовжньому напрямку — відрізняється від зразків 1-ої групи більш однорідною за його довжиною структурою. У початковому стані мікроструктура зразків 2-ої групи характеризується підвищеною густиною рухомих дефектів в γ - і γ' -фазах, що належать дисклінаційно-дислокаційному ансамблю, сформованому в результаті термдеформаційного впливу зварювання. Сформовані до того ж залишкові напруження нерівномірно розподілені в фазових складових в наслідок різних значень коефіцієнтів термічного розширення, модулів пружності, кристалографічних напрямків переважного зростання по фронту кристалізації зварювальної ванни змінної кривизни. Підвищена густина рухомих дефектів в багаторівневі структурі і залишкові напруження сприяють пластичності в межах дендритних гілок до появи мікротріщин з подальшим їх розкриттям по міждендритним проміжкам і поширенням по міжфазним межах.

Руйнування зварного зразка в цьому випадку за температури 600°C має в'язкий характер (рис. 7, а). У випадку збільшення температури до 800°C характер руйнування змінюється на змішаний, з'являються ділянки квазікрихкого руйнування. З підвищенням температури все більше позначається наявність міжфазних меж. Розподіл $I_{q\perp}$ в зразках 2-ої групи після низькотемпературної деформації розбивають на дрібні ділянки підвищеної інтенсивності (рис. 7, в), що відповідає наявності дрібнокристалічної структури. Час-

тина таких об'ємів під дією напружень зміщується від основної орієнтації, можливо, через розвороти в області проходження тріщин.

У низькотемпературній області ($\leq 800^\circ\text{C}$) $\sigma_{0,2}$ зразків 2-ої групи більш висока в порівнянні із зразками 1-ої групи, котрі руйнуються поза зварним швом по вихідній ростовій структурі. Відсутність руйнування останніх в найбільш навантаженої центральній частині зразка дозволяє зробити висновок, що в даній області в зварних швах забезпечується міцність не нижче ніж у вихідного монокристалу.

У разі подальшого збільшення температури частка квазікрихкого руйнування збільшується і з'являється крихка складова за наявності вторинних тріщин (рис. 7, б). Поверхня руйнування набуває морфологію, що повторює структуру (дендритів) шва. Такий вид руйнування виникає внаслідок розворотів фрагментованої субструктури. У цьому випадку розподіл $I_{q\perp}$ в зоні руйнування зберігає координати (з точністю встановлення зразка в тримачі дифрактометра) і ширину розподілу по ω_1 ω_2 напрямкам, що можна спостерігати, порівнюючи координати одного і того ж відображення (рис. 3, з і рис. 7, з).

У високотемпературній області $\sigma_{0,2}$ зразків 2-ої групи нижче, ніж 1-ої. У розподілах $I_{q\perp}$ (рис. 7, з) від області руйнування цих зразків видно значні розширення і різноспрямовані зсуви окремих його фрагментів. У багаторівневій дислокаційно-дисклінаційній структурі відбуваються значні розвороти окремих її ділянок.

Руйнування в обох групах зразків проходить по міждендритним, міжфазним межам за активізації дифузійних процесів в багаторівневій структурі з підвищеною густиною рухомих дефектів.

Одержані результати передбачають у разі створення виробництва реальних зварних вузлів з монокристалів ЖНС коригування режимів зварювання і розробку технологій термічної обробки, які забезпечили б формування монокристалічної багаторівневої дислокаційної структури зварного шва з тим, щоб це призвело до зниження залишкових напружень і рівня їх локалізації, дезорієнтування субструктури фазових складових, і таким чином підвищити їх високотемпературну міцність.

4. ВИСНОВКИ

1. Встановлено дві температурні області руйнування під час випробування на розтяг монокристалів ЖНС зі зварним з'єднанням у температурному інтервалі $600\text{--}1200^\circ\text{C}$: низькотемпературна ($\leq 800^\circ\text{C}$) і високотемпературна ($> 800^\circ\text{C}$).
2. Межа плинності зварних з'єднань монокристалів ЖНС, випробуваних за температури нижче 800°C у разі поздовжнього щодо прикладеного навантаження розташуванні зварного шва зі структурою,

яка одержана за кристалізації металу зварювальної ванни (2 група зразків), вище, ніж у зразків з комбінованою структурою, які представляють усі структурні зони зварного з'єднання (1 група зразків з поперечним розташуванням шва). Це пов'язано з більш дрібнодисперсною (більш ніж на порядок) структурою металу шва в порівнянні з вихідною ростовою. У високотемпературній області випробувань ($>800^{\circ}\text{C}$), навпаки, межа плинності та відносне подовження зразків 2-ї групи нижче, що пов'язано в основному з наявністю багаторівневої дезорієнтованої дислокаційно-дисклінаційної субструктури металу шва, дефекти якої з підвищенням температури активізують дифузійні процеси, ведуть до утворення великокутових меж і тріщин.

3. Руйнування зразків з поздовжнім розташуванням шва (2 група) за температури 600°C має в'язкий характер. Зі збільшенням температури випробування до 800°C характер руйнування змінюється на змішаний, поряд з наявністю в'язкого спостерігаються ділянки квазікрихкого відколу. У температурному інтервалі $800\text{--}1200^{\circ}\text{C}$ руйнування характеризується збільшенням частки квазікрихкої і крихкої складових і наявністю вторинних тріщин.

4. Руйнування зразків з поперечним розташуванням шва (1 група) за температури випробувань $\leq 800^{\circ}\text{C}$ відбувається за межами шва по вихідній ростовій структурі, що пов'язано з більшою дисперсністю структурних складових шва. Морфологія зламів носить змішаний характер — крихкий, квазікрихкий, в'язкий. В температурному інтервалі $800\text{--}1200^{\circ}\text{C}$ зварні зразки руйнуються по шву. Руйнування відбувається переважно за механізмом крихкого транскристалітного відколу з багатоосередковим зародженням, наявністю певної частки квазікрихкого і локальних ділянок в'язких складових.

5. Особливості руйнування і міцності розглянутих зварних з'єднань монокристалів ЖНС, що виконані електронно-променевим зварюванням, визначаються, головним чином, параметрами сформованої у разі зварювання дрібнодисперсної багаторівневої дислокаційно-дисклінаційної структури, меншою мірою — кристалографічною орієнтацією вихідного металу.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Е. Н. Каблов, *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)* (Москва: МИСИС: 2001).
2. H. Hurada, *Proc. of 'International Gas Turbine Congress-2003'* (November 2–7, 2003) (Tokyo: 2003), p. 1.
3. Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, И. Л. Светлов, И. М. Демонис, *Технология легких сплавов*, № 2: 6 (2007).
4. Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, Е. С. Елютин, *Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*, Sp. 2: 38 (2011).

5. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева, С. С. Котенко, Е. П. Полищук, В. С. Савченко, И. С. Гах, О. П. Карасевская, *Автоматическая сварка*, № 2: 10 (2008).
6. І. С. Гах, *Фізико-технологічні особливості електронно-променевого зварювання високонікелевих жароміцних сплавів з монокристалічною структурою* (Автореф. дис. ... канд. техн. наук) (Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України: 2011).
7. N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurr, *Acta Mater.*, **52**, No. 11: 3173 (2004).
8. J.-W. Park, J. M. Vitek, S. S. Babu, and S. A. David, *Sci. Technol. Welding Joining*, **9**, Iss. 6: 472 (2004).
9. T. D. Anderson and J. N. Du Pont, *Weld J.*, No. 2: 21 (2011).
10. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах, А. В. Звягинцева, О. П. Карасевская, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 10: 1347 (2013).
11. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах, А. В. Звягинцева, О. П. Карасевская, *Автоматическая сварка*, № 5: 46 (2013).
12. Е. Н. Каблов, А. А. Алексеев, *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина* (Ред. Е. Н. Каблов) (Москва: Наука: 2006), с. 45.
13. А. В. Звягинцева, *Структурные и фазовые превращения в жаропрочных никелевых сплавах и их роль в образовании трещин в сварных соединениях* (Дис. ... канд. техн. наук) (Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України: 2007).
14. *Рентгенография в физическом материаловедении* (Ред. Ю. А. Багрянский) (Москва: Металлургиздат: 1961).
15. М. А. Кривоглаз, *Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах* (Киев: Наукова Думка: 1983).
16. T. Ungar, H. Mughrabi, D. Ronnpagel, and M. Wilkens, *phys. status solidi (a)*, **104**, No. 11: 157 (1987).
17. О. П. Карасевская, *Металлофиз. новейшие технол.*, **21**, № 8: 34 (1999).
18. В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин, *Физ. мезомех.*, **9**, № 3: 9 (2006).
19. В. В. Рыбин, *Вопросы материаловедения*, **29**, № 1: 11 (2002).
20. Е. Шмид, В. Боас, *Пластичность кристаллов, в особенности металлических* (Москва: ГОНТИ ККТП СССР: 1938).
21. Р. Бернер, Г. Кронмюллер, *Пластическая деформация монокристаллов* (Москва: Мир: 1969).
22. К. А. Ющенко, В. С. Савченко, А. В. Звягинцева, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 1: 107 (2010).
23. Jin-lai Liu, Jin-jiang Yu, Tao Jin, Xiao-feng Sun, Heng-rong Guan, and Zhuang-qi Hu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, No. 21: 1518 (2011).
24. E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc. B*, No. 64: 747 (1951).
25. N. J. Petch, *J. Iron Steel*, No. 174: 25 (1953).
26. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наук. думка: 1975).

REFERENCES

1. Е. Н. Каблов, *Litye Lopatki Gazoturbinnnykh Dvigatelye (Splavy, Tekhnologiya, Pokrytiya)* [Cast Blades of Gas Turbine Engines (Alloys, Technology, Coatings)] (Moscow: MISIS: 2001) (in Russian).

2. H. Hurada, *Proc. of 'International Gas Turbine Congress-2003'* (November 2–7, 2003) (Tokyo: 2003), p. 1.
3. E. N. Kablov, N. V. Petrushin, I. L. Svetlov, and I. M. Demonis, *Tekhnologiya Legkikh Splavov*, No. 2: 6 (2007) (in Russian).
4. E. N. Kablov, N. V. Petrushin, and E. S. Elyutin, *Vestnik MGTU im. N. E. Bauman. Ser. 'Mashinostroenie'*, Sp. 2: 38 (2011) (in Russian).
5. K. A. Yushchenko, B. A. Zaderiy, A. V. Zvyagintseva, S. S. Kotenko, E. P. Polishchuk, V. S. Savchenko, I. S. Gakh, and O. P. Karasevskaya, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: 10 (2008) (in Russian).
6. I. S. Hakh, *Fiziko-Tekhnologichni Osoblyvosti Elektronno-Promenevoho Zvaryuvannya Vysokonikelevykh Zharomitsnykh Splaviv z Monokrystalichnoyu Strukturoyu* [Physical and Technological Features of Electron Beam Welding of High-Nickel Heat-Resistant Alloys with a Monocrystalline Structure] (Thesis of Dissert. for PhD Techn. Sci.) (Kyiv: IEZ im. Ye. O. Patona NAN Ukrayiny: 2011) (in Ukrainian).
7. N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurr, *Acta Mater.*, **52**, No. 11: 3173 (2004).
8. J.-W. Park, J. M. Vitek, S. S. Babu, and S. A. David, *Sci. Technol. Welding Joining*, **9**, Iss. 6: 472 (2004).
9. T. D. Anderson and J. N. Du Pont, *Weld J.*, No. 2: 21 (2011).
10. K. A. Yushchenko, B. A. Zaderiy, I. S. Gakh, A. V. Zvyagintseva, and O. P. Karasevskaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 10: 1347 (2013) (in Russian).
11. K. A. Yushchenko, B. A. Zaderiy, I. S. Gakh, A. V. Zvyagintseva, and O. P. Karasevskaya, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 5: 46 (2013) (in Russian).
12. E. N. Kablov and A. A. Alekseev, *Liteynye Zharoprochnye Splavy. Effekt S. T. Kishkina* [Casting Heat-Resistant Alloys. Kishkin Effect] (Ed. E. N. Kablov) (Moscow: Nauka: 2006), p. 45 (in Russian).
13. A. V. Zvyagintseva, *Strukturnye i Fazovye Prevrashcheniya v Zharoprochnykh Nikelevykh Splavakh i Ikh Rol' v Obrazovanii Treshchin v Svarnykh Soedineniyakh* [Structural and Phase Transformations in Heat-Resistant Nickel Alloys and their Role in the Formation of Cracks in Welded Joints] (Dissert. for PhD Techn. Sci.) (Kyiv: IEZ im. Ye. O. Patona NAN Ukrayiny: 2007) (in Russian).
14. *Rentgenografiya v Fizicheskoy Materialovedenii* [X-Ray in the Physical Material Science] (Ed. Yu. A. Bagryanskiy) (Moscow: Metallurgizdat: 1961) (in Russian).
15. M. A. Krivoglaz, *Difraktsiya Rentgenovskikh Luchey i Neytronov v Neideal'nykh Kristallakh* [X-Ray and Neutron Diffraction in Nonideal Crystals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1983) (in Russian).
16. T. Ungar, H. Mughrabi, D. Ronnpagel, and M. Wilkens, *phys. status solidi (a)*, **104**, No. 11: 157 (1987).
17. O. P. Karasevskaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **21**, No. 8: 34 (1999) (in Russian).
18. V. E. Panin, V. E. Egorushkin, and A. V. Panin, *Fiz. Mezomekh.*, **9**, No. 3: 9 (2006) (in Russian).
19. V. V. Rybin, *Voprosy Materialovedeniya*, **29**, No. 1: 11 (2002) (in Russian).
20. E. Schmid and V. Boas, *Plastichnost' Kristallov, v Osobennosti Metallicheskiykh* [The Plasticity of Crystals, Especially Metal] (Moscow: GONTI KKTP SSSR:

- 1938) (in Russian).
21. R. Berner and G. Kronmyuller, *Plasticheskaya Deformatsiya Monokristallov* [Plastic Deformation of Single Crystals] (Moscow: Mir: 1969) (in Russian).
22. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, and A. V. Zvyagintseva, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 1: 107 (2010) (in Russian).
23. Jin-lai Liu, Jin-jiang Yu, Tao Jin, Xiao-feng Sun, Heng-rong Guan, and Zhuang-qi Hu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, No. 21: 1518 (2011).
24. E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc. B*, No. 64: 747 (1951).
25. N. J. Petch, *J. Iron Steel*, No. 174: 25 (1953).
26. V. I. Trefilov, Yu. V. Mil'man, and S. A. Firstov, *Fizicheskie Osnovy Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* [Physical Basis of the Strength of Refractory Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).