

number of γ' -phases and density of alloys with high accuracy. The regularities of the composition influence on the properties of heat-resistant nickel alloys of directional crystallization are established. It is shown that for multicomponent nickel systems it is possible to predict with high probability misfit, which significantly affects the strength characteristics of alloys of this class. The decrease in the value of misfit is accompanied by an increase in the solubility of the elements in the γ -solid solution at a value of the ratio of alloying elements of 1.5 - 1.6. However, an increase in the ratio of alloying elements greater than 2 is accompanied by an increase in misfit, because the γ -solid solution has reached a maximum of dissolution. The perspective and effective direction in the decision of a problem of forecasting of the basic characteristics influencing a complex of service properties of alloys both at development of new heat-resistant nickel alloys, and at perfection of structures of known industrial marks of this class is shown.

Keywords: nickel-based superalloys, dimensional mismatch (γ/γ' -mismatch), strength, heat resistance.

Metalozn. obrobka met. 2021, vol.27(99), 22-31

<https://doi.org/10.15407/mom2021.03.022>

УДК 669.295

Мікроструктура сплаву ВТ8 після випробувань на малоциклову втому

З. А. Дурягіна, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри, zduriagina@ukr.net, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2585-3849>

І. А. Лемішка, кандидат технічних наук, асистент кафедри, mzihor@ukr.net, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3231-0519>

О. С. Філімонов, аспірант кафедри, filimonov.alexey.97@gmail.com

А. М. Тростянчин, кандидат технічних наук, доцент кафедри, trostianchyn@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0642-0693>

В. В. Кулик, доктор технічних наук, доцент кафедри, kulykvolodymyrvolodymyrovych@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5999-3551>

Л. І. Богун, кандидат технічних наук, доцент кафедри, lidabohun@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3077-7756>

Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів

Досліджено зразки титанового сплаву марки ВТ8 що використовується для виготовлення елементів газотурбінних двигунів, у вихідному стані та після випробувань на тріщиностійкість методами трансмісійної електронної мікроскопії та дифракційного аналізу. Встановлено особливості мікроструктури, морфології будови, характеру розподілу фаз та структурних складових. На трансмісійному електронному мікроскопі JEM-200CX ідентифіковано дефекти кристалічної будови, формування дислокаційних неоднорідностей

Структура та фізико-механічні властивості

та локальних концентраторів внутрішніх напружень. Скалярну щільність дислокацій визначено методом січних.

Показано, що досліджувані зразки титанового сплаву марки VT8 характеризуються двофазною ($\alpha+\beta$) мікроструктурою у вигляді пластин α -фази, розміром 0,15...0,76 мкм, що перемежовується з незначною кількістю тонкопластинчастої β -фази, розміром 0,04...0,21 мкм.

На основі скалярних щільностей дислокацій аналітично оцінено рівень локальних внутрішніх напружень у місцях скупчень дислокацій, що представляють собою джерела тріщиноутворення. Ідентифіковано дисперсні частинки вторинних фаз, що характеризуються різними розмірами та різною морфологією будови.

Розрахована щільність дислокацій та оцінка середньої відстані, на яку вони переміщуються в процесі деформування, покладені за основу для створення статистичної карти показників рівня локалізованої деформації у структурних складових сплаву та на поверхні руйнування. Показано, що в результаті руйнування після випробувань на малоциклову втому зростає щільність дислокацій, підвищується рівень локальних внутрішніх напружень та відбувається формування комірчастої структури у α - та β -фазах та деформаційних зернограничних дефектів.

Ключові слова: сплав VT8, дислокаційна будова, мікроструктура, трансмісійна електронна мікроскопія, локальні внутрішні напруження.

Поряд із інтенсифікацією використання титанових сплавів підвищуються також і вимоги до їх механічних властивостей, зокрема міцності. Рациональне вирішення задачі підвищення конструкційної міцності полягає в комплексному застосуванні методів об'ємного і поверхневого зміцнення. Для забезпечення високого рівня механічних властивостей необхідний контроль таких структурних параметрів, як розмір зерен, їх морфологія та характер розташування частинок різних фаз, вміст легувальних елементів в твердому розчині, щільність дислокацій, тип дислокаційної структури, тип поверхневого зміцнення, структура та властивості поверхневого та перехідного шару.

Одними з найважливіших переваг титанових сплавів є їх високі показники питомої міцності та жароміцності в поєднанні з високою корозійною стійкістю. Забезпечує такий комплекс властивостей легування титанових сплавів такими елементами, як ніобій, цирконій, молібден, тантал. Сплав VT8 володіє більш високими характеристиками міцності та жароміцності порівняно зі сплавом VT6 завдяки високому вмісту алюмінію і додатковому легуванню кремнієм [1, 2].

Як зазначено в роботі [3], корозійна стійкість є однією з переваг титанових сплавів. Це обумовлено, перш за все, схильністю самого титану до утворення пасивуючих захисних плівок. Крім того, введення таких пасивуючих елементів, як Мо, також підвищує корозійну стійкість титану за рахунок гальмування анодного процесу в присутності різних корозійних середовищ [4]. Титанові сплави типу VT8 застосовуються в деталях ГТД (дисках, лопатках компресорів низького і високого тиску, деталях кріплення вентилятора) і працюють при температурах до 480° С [5]. Дослідження цих сплавів на мікроструктурному рівні дозволяють детально вивчити дефекти кристалічної будови (окремі дислокації, точкові дефекти), оскільки

відомо, що перетворення дислокаційної структури, обумовлені пластичною деформацією, можуть призвести до суттєвих змін комплексу механічних властивостей металевих сплавів.

Дослідження дислокаційної структури на просвіт проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладі JEM-200CX (фірми JEOL) при прискорювальній напрузі до 200 кВ з метою детального аналізу особливостей структури, морфології і розподілу дрібнодисперсних фазових утворень, їх складу (дифракційним методом), характеру дефектів кристалічної ґратки, формування дислокаційних неоднорідностей, а також локальних концентраторів внутрішніх напружень. Визначали параметри дислокаційної структури (щільність дислокацій), субструктури – ширину пластин та розмір субзерен, розміри дисперсних фаз.

Вимірювання скалярної щільності дислокацій (ρ) на мікрофотографіях (зі збільшенням понад 30000 крат) проводилося методом січних [6] з використанням формули (1):

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right), \quad (1)$$

де M – збільшення на мікрофотографії;

t – товщина фольги;

n_1, n_2 – кількість перетинів з горизонтальними і вертикальними лініями, відповідно;

L_1, L_2 – сумарна довжина горизонтальних і вертикальних ліній.

Результати отримані методом ТЕМ показали, що основний метал сплаву ВТ8 має двофазну ($\alpha + \beta$) змішану структуру, яка представлена переважно пластинчатою α -фазою та незначною кількістю β -фази у вигляді тонких пластин між більш крупними α -пластинами (рис. 1, а). Параметри пластинчастих α - та β -складових відрізняються за шириною пластин (в поперечному перерізі) – $h_{\text{пл}}(\alpha) = 0,15 \dots 0,76$ мкм (α -фаза) та $h_{\text{пл}}(\beta) = 0,04 \dots 0,21$ мкм (β -фаза).

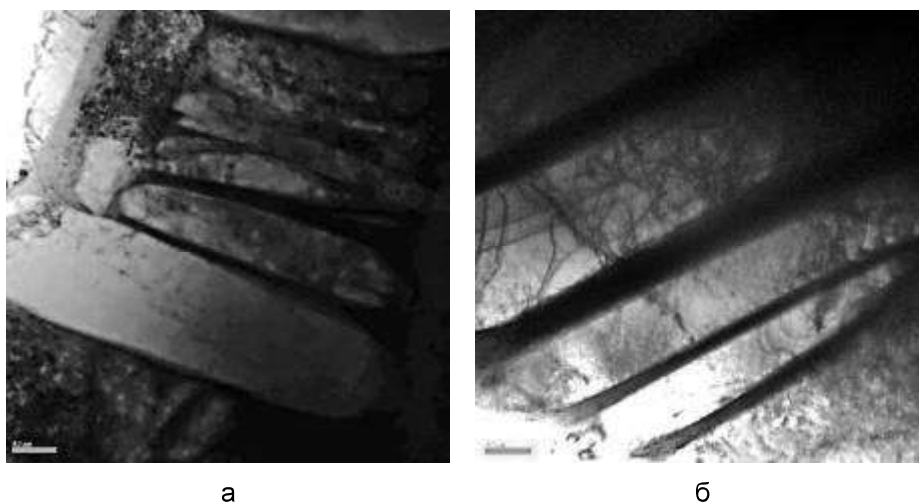


Рис. 1. Мікроструктура досліджуваного сплаву марки ВТ8: а – до руйнування; б – після руйнування. $\times 35000$.

Структура та фізико-механічні властивості

Пластинчасті структури α -фази відрізняються за внутрішньою будовою. Для значної частки такого типу структур характерна невисока щільність дислокацій $\rho=(2...5)\times 10^9 \text{ см}^{-2}$ при рівномірному їх розподілі (таблиця). Внутрішнім об'ємам α -пластин більшого розміру характерно формування дислокаційних сіток при $\rho=(1...2)\times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким чином встановлено, що в основному металі сплаву ВТ8 формуються пластинчасті α - та β -фази та субструктура α -фази при переважно рівномірному розподілі щільності дислокацій ($\rho=(2...5)\times 10^9 \text{ см}^{-2}$) та максимальних її значеннях $\rho=(1...2)\times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. У структурі α -зерен з характерною густиною дислокацій $\rho=8\times 10^9...1\times 10^{10}$ по границях субструктури формуються зони дислокаційних скупчень при $\rho=(2...3)\times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 2, а). Дисперсні інтерметалідні фази в основному металі розподіляються рівномірно в об'ємах структури.

Щільність дислокацій (ρ) в об'ємі та по границях структурних складових в основному металі сплаву ВТ8

Зразок	Щіль- ність дисло- кацій	Структура			
		Пластинчатa		Субзеренна	
		Об'єм	Границя	Об'єм	Границя
Вихідний	ρ , (min) см ⁻²	(2...5)×10 ⁹ 1×10 ¹⁰ *	—	8×10 ⁹ ... 1×10 ¹⁰	(2...3)×10 ¹⁰
	ρ , (max) см ⁻²	(1...2)×10 ¹⁰		(1...2) ×10 ¹⁰	
Після руйнування	ρ , (min) см ⁻²	8×10 ⁹ ...1 ×10 ¹⁰ 2×10 ¹⁰ *	9×10 ¹⁰ ... 1×10 ¹¹	(1...2) ×10 ¹⁰	(3...4)×10 ¹⁰
	ρ , (max) см ⁻²	(2...3)×10 ¹⁰		(2...3) ×10 ¹⁰	
Примітка: * β-фаза					

Мікроструктура сплаву ВТ8 після деформації представлена на рис. 1, б. Структура металу у зоні руйнування також, як в основному металі складається з α - та β -фази. Параметри пластинчатих ($\alpha+\beta$) структурних складових відносно основного металу приблизно однакові. Ширина пластин $h_{\text{пл}}(\alpha) = 0,15...1,02 \text{ мкм}$, $h_{\text{пл}}(\beta) = 0,05...0,27 \text{ мкм}$.

Після деформації сплаву ВТ8-3s для структури пластинчатих ($\alpha+\beta$) складових характерне загальне підвищення щільності дислокацій (таблиця).

Для субзеренної структури α -фази глобулярного типу у зоні руйнування характерне її подрібнення від $0,52...1,24\times 0,86...2,5 \text{ мкм}$ (вихідний метал) до $0,3...1,24\times 0,55...1,5 \text{ мкм}$ при збільшенні щільності дислокацій до $\rho=(1...3)\times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

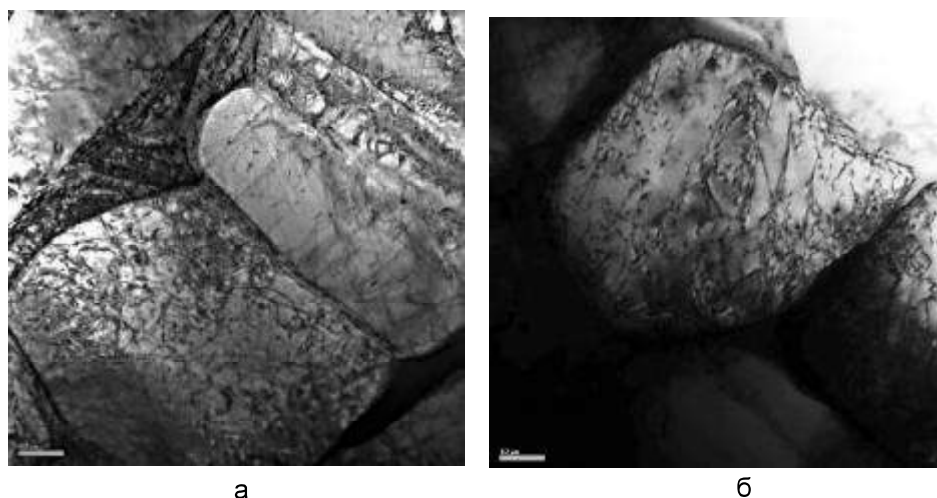


Рис. 2. Субзеренна структура досліджуваного сплаву марки VT8: а – до руйнування; б – після руйнування. $\times 35000$

Таким чином, після деформації титанового сплаву VT8 (у порівнянні з вихідним станом) характерне загальне підвищення щільності дислокацій, як в об'ємі структурних складових так й по їх границях, найбільші градієнти дислокаційної щільності – зони локалізації деформації формуються у мікроділянках міжфазних границь пластинчатих складових розміром $0,08 \dots 0,15 \times 0,2 \dots 0,5$ (ширина $\times$ довжину). Встановлено, що у зоні зламу сплаву VT8 після деформації параметри пластинчастих структур в середньому не змінюються. Розмір дисперсних інтерметалідних фаз в об'ємах структури не змінюється, незначно зменшується товщина прошарків фазових виділень по границях структурних складових.

Експериментальні дослідження дислокаційної структури дозволили провести аналітичну оцінку рівня локальних внутрішніх напружень у зонах їх концентраторів – місцях скупчень дислокацій, джерел тріщиноутворення [7]. Рівень локальних внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}}$) оцінювали за залежністю (2).

$$\tau_{\text{вн}} = \frac{G \cdot b \cdot h \cdot \rho}{[\pi \cdot (1 - \nu)]}, \quad (2)$$

де G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; ν – коефіцієнт Пуассона;

h – товщина фольги, $(0,2 \pm 0,02)$ мкм; ρ – щільність дислокацій.

Дослідження вихідного зразка сплаву VT8 показало, що в окремих пластинчастих структурах з мінімальною ($\rho = (2 \dots 5) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$) та пластинах більш крупного розміру з максимальною ($\rho = (1 \dots 2) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) щільністю дислокацій $\tau_{\text{вн}} = 24 \dots 60$ МПа та $\tau_{\text{вн}} = 121 \dots 242$ МПа, відповідно, тобто спостерігаються градієнти $\tau_{\text{вн}}$ (у середньому $\Delta \tau_{\text{вн}} = 110$ МПа) (рис. 3, а).

В об'ємі структурних складових субзеренної α -фази рівень $\tau_{\text{вн}}$ не перевищує 242 МПа (рис. 3, б). Локальні підвищення $\tau_{\text{вн}}$ характерні для α -субструктури поблизу субзеренних границь ($\tau_{\text{вн}} = 242 \dots 361$ МПа), що пов'язано зі зміною щільності дислокацій у локальних зернограничних об'ємах ($\rho = (3 \dots 4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) розміром $0,1 \dots 0,25$ мкм (ширина зон).

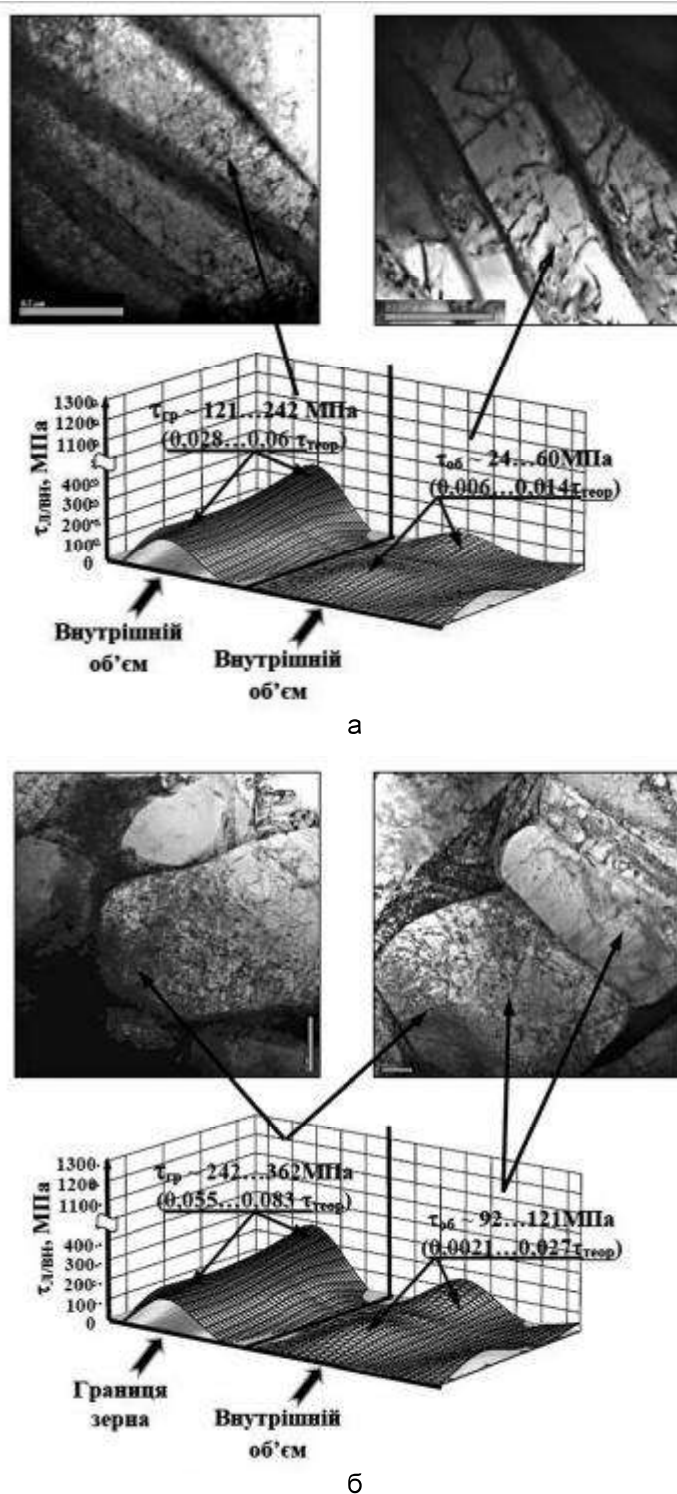


Рис. 3. Локальні внутрішні напруження (τ_{vn}) в об'ємі та по границях пластинчастих (а) та субзеренних (б) структур у вихідному металі сплаву VT8.

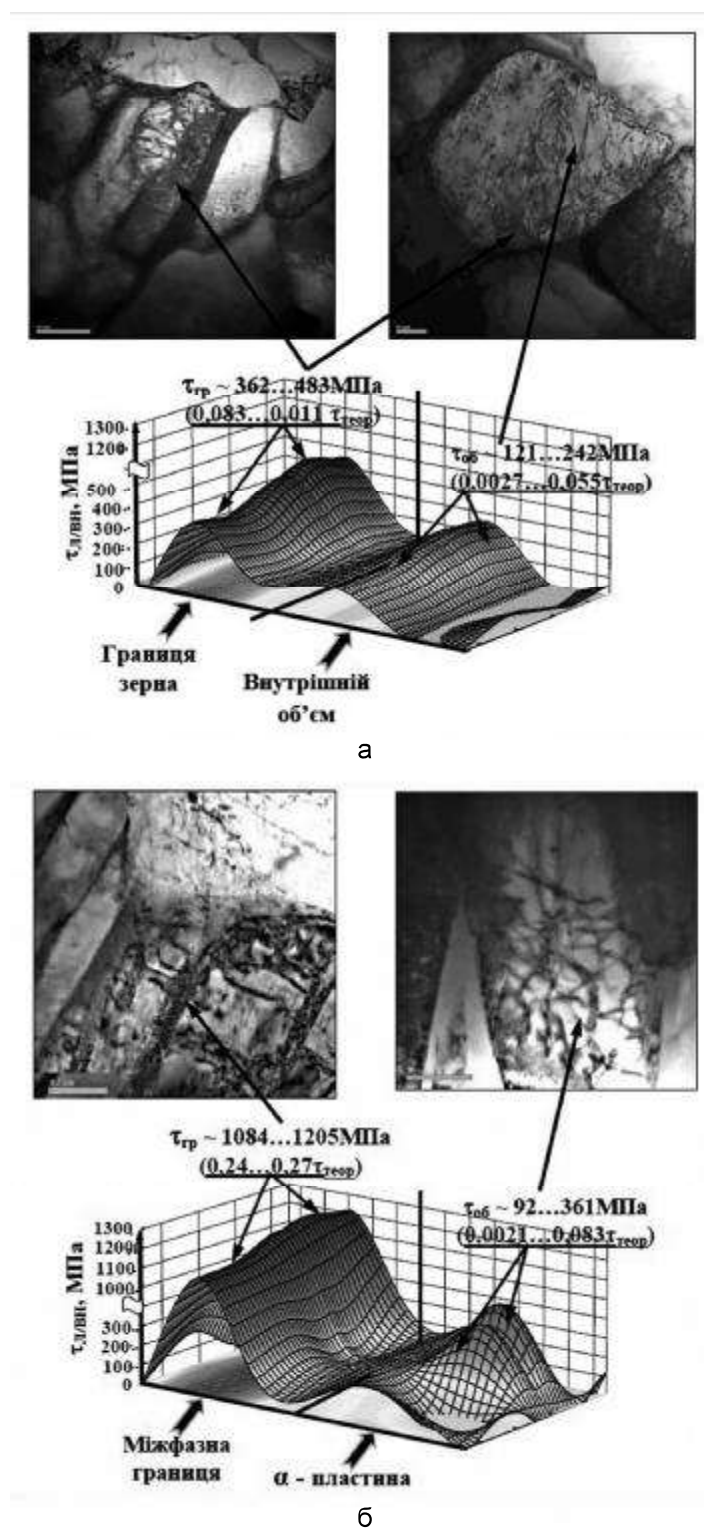


Рис. 4. Локальні внутрішні напруження ($\tau_{\text{вн}}$) в об'ємі та по границях пластинчастих (а) та субзеренних (б) структур у зоні руйнування сплаву ВТ8.

У зоні руйнування сплаву ВТ8 в об'ємі субзерених складових рівень $\tau_{\text{вн}}$ порівняно з вихідним металом підвищується до $\tau_{\text{вн}} = 92...361$ МПа (пластинчаті структури, рис. 4, а) та до $\tau_{\text{вн}} = 121...361$ МПа (субзерена α -фаза, рис. 4, б). У пластинчатих структурах з мінімальною ($\rho = 8 \times 10^9...1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та максимальною ($\rho = (2...3) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) щільністю дислокацій $\tau_{\text{вн}} = 92...121$ МПа та $\tau_{\text{вн}} = 242...361$ МПа, відповідно. Градієнти $\tau_{\text{вн}}$ зростають у середньому до $\Delta\tau_{\text{вн}} = 160$ МПа.

Таким чином, у результаті деформаційного впливу за рахунок загального підвищення щільності дислокацій зростаючий рівень локальних $\tau_{\text{вн}}$ активізує поперечне ковзання, формування комірчастої структури у α - та β -фазах та деформаційних зернограничних дефектів.

Література

1. Tkachenko, R., Duriagina, Z., Lemishka, I., Izonin, I., Trostianchyn, A. Development of machine learning method of titanium alloy properties identification in additive technologies // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2018. – № 3(12-93). – P. 23–31. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.134319>
2. Lenkovskiy, T.M., Ivanytskyi, Y.L., Molkov, Y.V., Duriagina, Z.A., Trostianchyn, A.M., Shyshkovskiy, R.O. Analysis of the Stress-Strain State of a Bridgman Specimen in Axial Tension by the Finite-Element Method // *Materials Science*. – 2021. – P. 49–56. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00488-4>
3. Dias Corpa Tardelli J., Claudemiro Bolfarini, Cвndido dos Reis A. Comparative analysis of corrosion resistance between beta titanium and Ti6Al-4V alloys: A systematic review // *Journal of Trace Elements in Medicine and Biology*. – 2020. – Vol. 62. <https://doi.org/10.1016/j.jtemb.2020.126618>
4. Ettefagh A. H., Zeng C., Guo S., Raush J., Corrosion behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V parts and the effect of post annealing // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 28. – P. 252 – 258. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.011>
5. Imayev V.M., Gaisin, R.A., Gaisina, E.R., Imayev, R.M, Microstructure, processing and mechanical properties of a titanium alloy Ti-20Zr-6.5Al-3.3Mo-0.3Si-0.1B // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 696. – P. 137–145. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.056>
6. Rayapati S., Sadananda C. Microscopic Studies on the Characteristics of Different Alloys Suitable For Gas Turbine Components // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5, No. 5. – P. 11576–11584 <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.126>
7. Barkia B., Couziniй, J.P., Lartigue-Korinek, S., Guillot, I., Doquet, V. In situ TEM observations of dislocation dynamics in α titanium: Effect of the oxygen content // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 703. – P. 331–339. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.040>

References

1. Tkachenko, R., Duriagina, Z., Lemishka, I., Izonin, I., Trostianchyn, A., *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2018, No.3(12-93), pp. 23–31. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.134319>. [in English].

2. Lenkovskyi, T.M., Ivanytskyi, Y.L., Molkov, Y.V., Duriagina, Z.A., *Materials Science*, 2021, pp. 49–56. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00488-4>. [in English].
3. Dias Corpa Tardelli J., Claudemiro Bolfarini, Cándido dos Reis A., *Journal of Trace Elements in Medicine and Biology*, 2020, Vol. 62. <https://doi.org/10.1016/j.jtemb.2020.126618>. [in English].
4. Ettefagh A. H., Zeng C., Guo S., Raush J., *Additive Manufacturing*, 2019. – Vol. 28, pp. 252 – 258. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.011>. [in English].
5. Imayev V.M., Gaisin, R.A., Gaisina, E.R., Imayev, R.M, *Materials Science and Engineering: A*, 2017, Vol. 696, pp. 137–145. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.056>. [in English].
6. Rayapati S., Sadananda C., *Materials Today: Proceedings*, 2018, Vol. 5, No. 5, pp. 11576–11584. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.126>. [in English].
7. Barkia B., Couziniñ, J.P., Lartigue-Korinek, S., Guillot, I., Doquet, V., *Materials Science and Engineering: A*, 2017, Vol. 703, pp. 331–339. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.040>. [in English].

Одержано 02.10.21

**Z. A. Duriagina, I. A. Lemishka, O. S. Filimonov, A. M. Trostianchyn,
V. V. Kulyk, L. I. Bohun**

Microstructure and dislocation hardening mechanism of VT8 alloy

Summary

Specimens of titanium alloy VT8, which is used for the manufacture of gas turbine engine elements, were investigated in the initial state and after fracture toughness testing by methods of transmission electron microscopy and diffraction analysis. The features of the microstructure, structure morphology, the nature of phase distribution and structural components were established. Defects in the crystal structure, the formations of dislocation inhomogeneities and local concentrators of internal stresses were identified using JEM-200CX transmission electron microscope. The scalar dislocation density is determined by the secant method.

The study of VT8 titanium alloy samples before and after destruction, which is used for the manufacture of GTE elements, using the methods of transmission electron microscopy and diffraction analysis was made. Microstructural investigations for a detailed analysis of the structure features, morphology and phase formations distribution, as well as their components establishment, the nature of crystal lattice defects, the formation of dislocation inhomogeneities and local concentrators of internal stresses were performed on a JEM-200CX transmission electron microscope. The scalar dislocation density was measured by the secant method.

It is shown that the studied samples of VT8 titanium alloy are characterized by a two-phase ($\alpha + \beta$) microstructure in the form of large α -phase plates, 0.15 ... 0.76 μm in size, interspersed with an insignificant amount of thin-plate β -phase, with a size of 0.04 ... 0.21 μm .

Based on scalar dislocation densities, the level of local internal stresses in the places of dislocation accumulations, which are sources of crack formation, was analytically estimated. Dispersed particles of secondary phases characterized by different sizes and different structure morphologies were identified.

Структура та фізико-механічні властивості

The calculated dislocation densities and an estimate of the average distance over which they move in the process of deformation are used as the basis for creating a statistical map of localized deformation level indicators in the alloy structural components and on the fracture surface. It is shown that as a result of fracture after testing for low-cycle fatigue, the dislocation density increases, the level of local internal stresses increases, and the formation of a cellular structure in the α - and β -phases and deformation grain-boundary defects occurs.

Keywords: VT8 alloy, dislocation structure, microstructure, transmission electron microscopy, local internal stresses.

Журнал **ММ** внесено до Переліку наукових фахових видань України згідно з наказом Міністерства освіти і науки України №409 від 17.03.2020.

Повна назва журналу
**"Науково-технічний журнал
"Металознавство та обробка металів"**

Для регулярного одержання журналу потрібно перерахувати вартість заказаних номерів на розрахунковий рахунок Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України.
Вартість одного номера журналу - 50 грн., передплата на рік – 200 грн.
Доступні також архівні номери журналу, починаючи з 1995 р.

**Розрахунковий рахунок для передплатників,
спонсорів і рекламодавців:**

р/р UA828201720313251001201012215,
банк ДКСУ в м. Києві код банку 820172
Отримувач - ФТІМС НАН України, код ЄДРПОУ 05417153,
з посиланням на журнал "ММ"

Копію документа передплати та відомості про передплатника
просимо надсилати до редакції,
вказавши номер і дату платіжного документа.