

УДК 669.225

ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT22 У НЕРІВНО- ВАЖНИХ УМОВАХ ШВИДКІСНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

О. М. ІВАСИШИН¹, П. Є. МАРКОВСЬКИЙ¹, І. М. ГАВРИШ^{1,2}

¹ Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ;

² ДП "АНТОНОВ", Київ

Вивчено особливості формування мікроструктури та комплексу механічних характеристик високоміцного титанового сплаву VT22 за швидкісної термічної обробки (ШТО) залежно від умов охолодження під час гартування. Встановлено, що кращий результат термічного зміцнення при ШТО забезпечує гартування у воді внаслідок утворення більшої кількості точкових дефектів і розпаду метастабільної β -фази під час старіння з формуванням проміжних ω - та α' (α')-фаз. Головною перевагою швидкісного нагрівання над пічним є можливість переведення у метастабільну β -фазу всього об'єму сплаву без катастрофічного росту зерна, що дає змогу суттєво підвищити міцність (до 1445 МПа) за збереження достатнього рівня характеристик пластичності та ударної в'язкості.

Ключові слова: титановий сплав VT22, зміцнювальна швидкісна термічна обробка, швидкість охолодження, старіння, механічні властивості.

Сплав VT22 широко використовують під час виготовлення відповідальних масивних виробів авіакосмічного машинобудування, для яких під час термозміцнення можна використовувати гартування (охолодження) на повітрі, забезпечуючи границю міцності до 1150 МПа [1, 2]. Розвиток сучасної авіаційної техніки вимагає, щоб окремі вироби, зокрема деталі роз'єднаних з'єднань, мали суттєво вищу міцність (не нижче 1350 МПа). Для створення високоміцного сплаву VT22 за стандартної термічної обробки, після нагрівання у печі (обробка на твердий β -розчин) напівфабрикат потрібно гартувати у воді [3]. Це пов'язано з тим, що саме за швидкого охолодження в метастабільній β -фазі утворюється висока щільність точкових дефектів вакансійного типу, які за подальшого старіння сприяють утворенню дисперснішої та однорідно розподіленої по об'єму зерен зміцнювальної α' -фази [4]. Крім того, встановлено [4, 5], що застосування швидкісної термічної обробки (ШТО) в умовах далеких від рівноважних дозволяє суттєво підвищити характеристики міцності порівняно зі стандартною обробкою в печі, завдяки тому, що у термозміцненні бере участь весь об'єм сплаву і при цьому розмір β -зерен залишається найменшим. Крім того, хімічна негомогенність високотемпературної β -фази забезпечує додаткове подрібнення продуктів її розпаду за подальшого охолодження та старіння [6]. Але в нерівноважних умовах ШТО критичні точки фазових перетворень зміщуються до вищих температур (що більші вміст стабілізуючих β -фазу легувальних елементів та розмір частинок α' -фази у початковій мікроструктурі, то суттєвіше зміщення [7]).

Мета роботи – дослідити особливості формування мікроструктури та механічних властивостей сплаву VT22 в умовах ШТО залежно від вихідного стану напівфабрикату та умов охолодження після обробки на твердий β -розчин.

Матеріал та методики досліджень. Як об'єкт дослідження обрали сплав VT22 у вигляді прутка \varnothing 20 mm хімічного складу Ti–5,0 (wt.%) Al–4,79% Mo–4,7% V–0,97% Fe–0,71% Cr, виготовленого на ВСМПО-Авісма (Росія). З прутка вирізали зразки довжиною 10 mm для вивчення мікроструктури та фазового складу (методом рентгенівського фазового аналізу – XRD) у вихідному стані та довжиною 200 mm для безпосередньої ШТО за режимом: нагрівання зі швидкістю 5°C/s до 900°C з подальшим охолодженням на повітрі або гартуванням у воді. ШТО виконували електроконтактним способом, пропускаючи електричний струм промислової частоти (50 Hz) на розробленій в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України установці. Також з прутка вирізали зразки для додаткової термомеханічної обробки (ТМО) [8], яку застосували для оптимізації вихідної мікроструктури. Після ТМО прутки мав кінцевий \varnothing 10 mm; з нього також вирізали зразки довжиною 10 mm для вивчення мікроструктури та фазового складу, а решту матеріалу піддали аналогічній ШТО тільки виключно з подальшим гартуванням у воді. Після ШТО зразки зістарили в атмосферній печі за температури 630°C з витримкою 8 h. Вивчили мікроструктуру та фазовий склад зістареного сплаву, а також виточили з нього зразки для механічних випробувань на розтяг. Мікроструктуру досліджували методами світлової (LM) та просвічуваної електронної (ТЕМ) мікроскопії. Механічні випробування на розтяг здійснювали за стандартом ASTM E8-7 на циліндричних зразках \varnothing 4 mm та довжиною робочої частини 25 mm. Після механічних випробувань поверхню зламів досліджували за допомогою сканувальної електронної мікроскопії (SEM).

Результати та їх обговорення. У вихідному стані мікроструктура сплаву VT22 характеризувалася відносно дрібним (до 30 nm) β -зерном, оконтурованим прошарком α -фази та дрібними частинками внутрішньозеренної α -фази (рис. 1a), та добре проробленою дисперсною ($\alpha+\beta$)-мікроструктурою внаслідок додаткової ТМО (рис. 1b). Обидва прутки у вихідному стані за результатами XRD характеризувалися стабільним двофазним ($\alpha+\beta$)-станом.

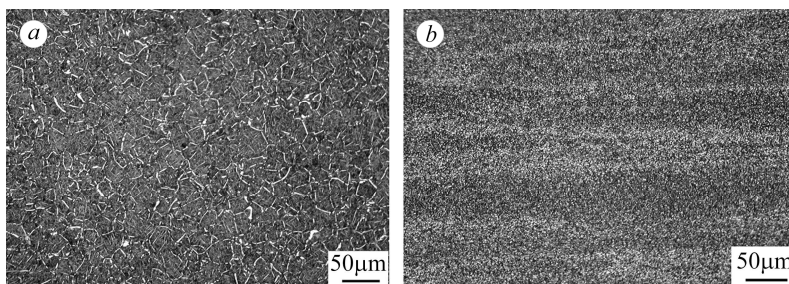


Рис. 1. Мікроструктура сплаву VT22 у вихідному стані: промисловий пруток \varnothing 20 mm (a); пруток \varnothing 10 mm (b), оптимізований ТМО.

Fig. 1. Microstructure of VT22 alloy in as-received state: industrial-made \varnothing 20 mm rod (a); \varnothing 10 mm rod (b) produced by optimized thermomechanical processing (TMP).

Застосування ШТО, перш за все, призвело до деякого збільшення розмірів β -зерен (рис. 1a і 2a, b), що свідчить про досягнення за швидкого нагрівання температури однофазної β -області; при цьому для матеріалу, який пройшов попередню ТМО за оптимізованим режимом, ріст β -зерна був мінімальний (рис. 2c). Після ШТО з подальшим охолодженням на повітрі сплав характеризувався майже однофазним β -станом із незначною кількістю α -фази (рис. 3, штрихова лінія). Згідно з даними металографії, ця α -фаза спостерігається головню на межах β -зерен (рис. 2a) і, вочевидь, виділяється безпосередньо під час відносно повільного охолодження. На відміну від охолодження на повітрі гартування у воді призво-

дить до формування повністю однофазного β -стану (рис. 3, суцільна лінія, і рис. 2b), але інтенсивність усіх рефлексів є суттєво менша. Подібну різницю між рентгенограмами охолодженого на повітрі та загартованого у воді сплаву VT22 спостерігали раніше за обробки на твердий β -розчин нагріванням у печі [3], але за цього швидкісного нагрівання утворюються відносно ширші рефлекси, що свідчить про певну хімічну неоднорідність β -фази. Проте основний вклад у ширину рефлексів вносять інші чинники. Аналіз відмінностей ширини рефлексів β -фази, отриманої після ШТО, показав, що за гартування у воді їх уширення пропорційне куту відбиття θ , тобто пов'язане з виникаючими під час гартування мікронапруженнями. За охолодження ж після ШТО на повітрі ця величина пропорційна секансу кута θ , що можна пояснити подрібненням субзеренної будови β -зерен на області когерентного розсіювання (ОКР), менші за 10^{-5} см, при цьому передбачається, що кожна з цих областей є однорідно розтягнутою, або стисненою, або вигнутою [9, 10]. Іншими словами, зміни в ширині ліній на рентгенограмах сплаву VT22 після ШТО (як і за пічної обробки [3]), є наслідком різних фізичних явищ: за гартування у воді – виникненням мікронапружень, а за охолодження на повітрі – зміною розмірів ОКР, що, очевидно, пов'язано з протіканням в умовах відносно повільного охолодження релаксаційних процесів.

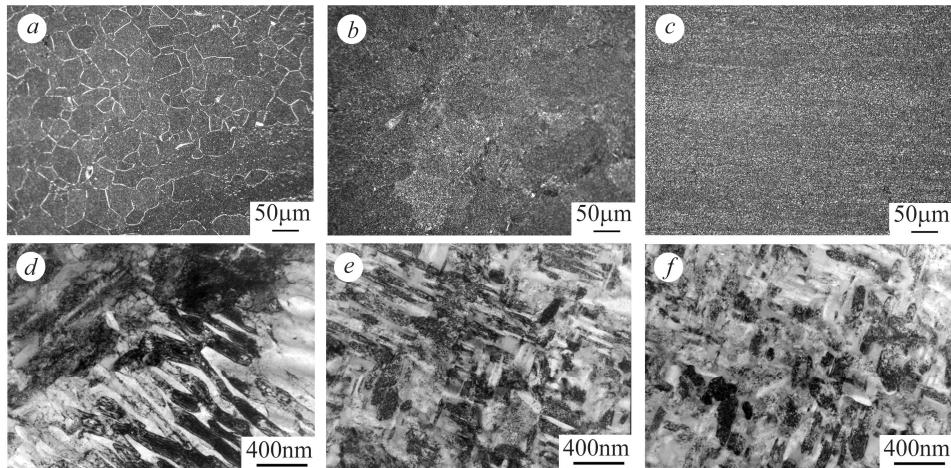


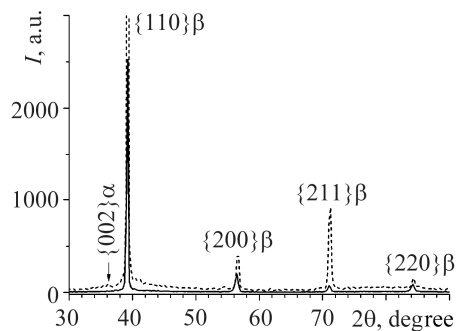
Рис. 2. Мікроструктура сплаву VT22 після ШТО: промисловий пруток \varnothing 20 mm (a, b, d, e); пруток \varnothing 10 mm (c, f), оптимізований ТМО. Охолодження після ШТО: a, d – на повітрі; b, c, e, f – гартування у воді; a–c – загартований стан; d–f – після заключного старіння при 630°C , 8 h. a–c – LM; d–f – TEM.

Fig. 2. Microstructure of VT22 alloy after rapid heat treatment (RHT): industrial-made \varnothing 20 mm rod (a, b, d, e); \varnothing 10 mm rod (c, f) produced by optimized TMP.

Cooling after RHT: a, d – air; b, c, e, f – water quenching; a–c – quenched condition; d–f – after aging at 630°C , 8 h. a–c – LM; d–f – transmission electron microscopy (TEM).

Рис. 3. Рентгенограми сплаву VT22 (промисловий пруток \varnothing 20 mm) після ШТО і охолодження на повітрі (штрихова лінія) та гартування у воді (суцільна лінія).

Fig. 3. X-Ray diffraction patterns of VT22 alloy (industrial-made \varnothing 20 mm rod) after RHT and air cooling (dashed line), or water quenching (solid line).



Також під час ШТО спостерігали зміщення рефлексів, яке є тим більше, що більший кут θ (рис. 3), що є наслідком або виникнення макронапружень [9, 11], або дефектів першого роду, тобто точкових дефектів вакансійного типу [10, 12]. За методикою оцінювання [9] макронапруження дорівнюють 465 МПа, що є надто великим значенням для титанових сплавів, з чого можна зробити висновок про більшу ймовірність впливу саме точкових дефектів.

Заключне старіння загартованого сплаву призвело до утворення високодисперсного стабільного двофазного ($\alpha+\beta$)-стану в результаті виділення дисперсних частинок α -фази в середині β -зерен (рис. 2*d-f*). Як і за раніше дослідженого термічного зміцнення з використанням пічного нагрівання [3], після ШТО та охолодження на повітрі дисперсність частинок α -фази та однорідність їх розподілення по об'єму β -зерен (рис. 2*d*) є помітно менші порівняно з гартуванням у воді (рис. 2*e*). Цей факт детально розглянули раніше [3]. Тут же відмітимо, що це пояснюється впливом вищезгаданих дефектів вакансійного типу, які призводять до розпаду високотемпературної β -фази за багатостадійним механізмом $\beta \rightarrow \beta+\alpha'' \rightarrow \beta+\alpha' \rightarrow \beta+\alpha$ за гартування у воді, тоді як після охолодження на повітрі під час старіння реалізується прямий $\beta \rightarrow \beta+\alpha$ розпад. Також потрібно відзначити, що напівфабрикат \varnothing 10 mm з дисперснішою та одноріднішою вихідною ($\alpha+\beta$)-мікроструктурою внаслідок ТМО (див. рис. 1*b*) завдяки кращому просторовому розподілу хімічної неоднорідності [5] матиме мікроструктуру після ШТО, гартування у воді та старіння з дещо дрібнішими виділеннями α -фази (рис. 2*f*).

Зрозуміло, що подібні відмінності у мікроструктурі супроводжуються відповідною різницею у механічних характеристиках (див. таблицю). З наведених результатів добре видно, що для прутка \varnothing 20 mm гартування після ШТО у воді дає змогу отримати кращий баланс міцності, пластичності та в'язкості руйнування, ніж обробка, яка включала охолодження на повітрі. Якщо порівняти ці результати з тими, які отримали для цього ж матеріалу за термозміцнення з нагріванням у печі (пп. 2 і 3 таблиці проти пп. 7 і 8 у табл. 2 праці [3]), то можна зробити висновок, що ШТО сприяє підвищенню міцності на 30... 50 МПа (за охолодження після ШТО на повітрі) та на 80...120 МПа (після гартування у воді) за приблизно однакових характеристик пластичності та ударної в'язкості. Подібне збільшення міцності є результатом того, що швидкісна обробка дала можливість під час нагрівання перевести у метастабільну β -фазу увесь об'єм сплаву, тобто використати весь ресурс термозміцнення, що неможливо зробити за нагрівання у печі через катастрофічний ріст β -зерен, наслідком якого є різке зниження характеристик пластичності [5, 6]. Застосування ж ШТО з гартуванням у воді до прутка \varnothing 10 mm з оптимізованою вихідною мікроструктурою дозволило отримати найвищі значення міцності (1412...1445 МПа) за дещо підвищених характеристик пластичності та ударної в'язкості, що є результатом дисперснішої та одноріднішої вихідної мікроструктури.

Під час дослідження поверхонь руйнування випробуваних зразків виявили суттєві відмінності між ними. Для матеріалу прутка \varnothing 20 mm відмінність між сплавом, який після ШТО охолоджували на повітрі та тим, який гартували у воді, полягала у співвідношенні між в'язкою (ямковий рельєф) та крихкою складовими – для останнього в'язка складова була дещо більша (рис. 4*a, b*). При цьому можна відмітити, що в обох випадках крихке руйнування відбувалося на межах β -зерен, які були відносно великі (30...50 μm). У прутку \varnothing 10 mm, в якому розмір β -зерен був на порядок менший (до 5 μm), крихкої складової взагалі не виявили (рис. 4*c*). У зразках, які випробували на ударну в'язкість, спостерігали також помітно ширшу в'язку складову на початковій стадії руйнування (зона, яка прилягає до U-подібного концентратора, рис. 4*e*) порівняно з матеріалом, який охолоджували після ШТО на повітрі (рис. 4*d*). Також можна відзначити, що за гартування у воді пере-

хід від в'язкої до крихкої (на межах зерен) складової є плавніший (рис. 4e), ніж в охолодженого на повітрі матеріалу (рис. 4d), що, припускаємо, є наслідком формування α -фази ще на стадії відносно уповільненого охолодження (див. рис. 2a).

Механічні властивості сплаву ВТ22 у вихідному стані та після ШТО і старіння

№ структурних станів	Механічні характеристики				
	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$KCU, \text{kJ/m}^2$
	МПа		%		
Вихідний пруток $\varnothing 20 \text{ mm}$					
1	1048	1104	11,5	34,2	–
Пруток $\varnothing 20 \text{ mm}$ після ШТО і охолодження на повітрі та старіння					
2	1268	1297	7,6	18,9	250,8
Пруток $\varnothing 20 \text{ mm}$ після ШТО і гартування у воді та старіння					
3	1304	1363	8,4	25,7	290,0
Пруток $\varnothing 10 \text{ mm}$, оптимізований ТМО					
4	1017	1079	21,99	59,40	–
Пруток $\varnothing 10 \text{ mm}$, оптимізований ТМО, після ШТО і гартування у воді та старіння					
5	1412	1445	8,7	31,2	320,6

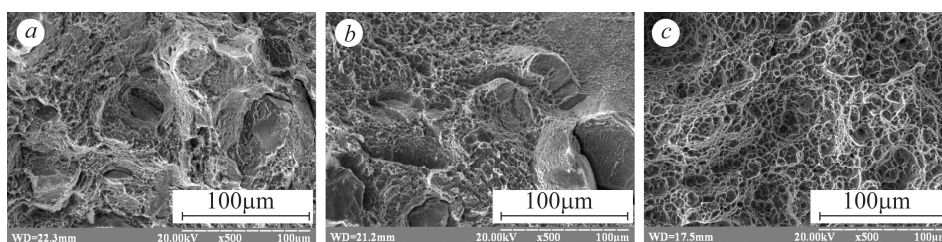
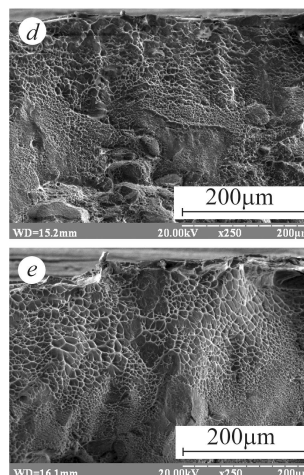


Рис. 4. Поверхні зламів зразків ВТ22 після випробувань на розтяг (a–c) та ударну в'язкість (d, e), які піддані ШТО з охолодженням на повітрі (a, d) та загартуванням у воді (b, c, e); a, b, d, e – пруток $\varnothing 20 \text{ mm}$, c – пруток $\varnothing 10 \text{ mm}$, оптимізований ТМО.

Fig. 4. Fracture surfaces of BT22 alloy specimens after tensile (a–c) and impact toughness (d, e) testing after RHT with different cooling in air (a, d) and water quenching (b, c, e); a, b, d, e – industrial-made $\varnothing 20 \text{ mm}$ rod, c – $\varnothing 10 \text{ mm}$ rod produced with optimized TMP.



ВИСНОВКИ

Гартування у воді сплаву ВТ22 після ШТО призводить до формування у метастабільній β -фазі підвищеної кількості точкових дефектів вакансійного типу, внаслідок чого її розпад протікає за багатовіковим механізмом за участю високодисперсних проміжних ω - та $\alpha''(\alpha')$ -фаз. Завдяки цьому формуються дисперсніші та рівномірно розподілені по об'єму зерен частинки кінцевої α -фази, що забезпечує найвищі значення міцності, а утворене під час швидкого нагрівання дрібне β -зерно дозволяє при цьому утримати характеристики пластичності на достатньо високому рівні. Використання напівфабрикату з добре проробленою

дисперсною вихідною ($\alpha+\beta$)-структурою дає можливість отримати після ШТО та старіння дисперснішу та одноріднішу кінцеву мікроструктуру, яка забезпечує найкращий баланс високого рівня міцності, пластичності та ударної в'язкості.

РЕЗЮМЕ. Изучены особенности формирования микроструктуры и комплекса механических характеристик высокопрочного титанового сплава BT22 при скоростной термической обработке (СТО) в зависимости от условий охлаждения при закалке. Установлено, что лучший результат термического упрочнения при СТО обеспечивает закалка в воде за счет образования большего количества точечных дефектов и распада метастабильной β -фазы при старении с формированием промежуточных ω - и α' (α')-фаз. Главным преимуществом скоростного нагрева над печным является возможность перевода в метастабильную β -фазу всего объема сплава без катастрофического роста зерна, что позволяет существенно повысить уровень прочности (до 1445 МПа) при сохранении достаточного уровня характеристик пластичности и ударной вязкости.

SUMMARY. Features of microstructure and mechanical properties formation in high-strength titanium BT22 alloy under rapid heat treatment (RHT) were studied in dependence on cooling conditions during quenching. It is established, that similar to the case of furnace heating, the best result of thermal hardening after RHT provides water quenching due to the formation of the higher amount of point defects and metastable β -phase decomposition under aging with appearance of transition ω - and α' (α')-phase. The main advantage of RHT over the furnace one is the possibility to transform into metastable β -phase of a whole volume of the alloy without catastrophic grain growth, that allows to increase significantly the strength (up to 1445 МПа), while maintaining a sufficient level of ductility and impact toughness characteristics.

Робота виконана завдяки фінансуванню проекту Р8.11.1 Цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин” (“Ресурс”).

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 348 с.
2. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун и др. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
3. Вплив швидкості охолодження під час гартування на старіння і формування механічних характеристик титанового сплаву BT22 / О. М. Івасишин, П. Є. Марковський, І. М. Гавриш, О. П. Карасевська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, № 1. – С. 60–66.
4. Aging response of coarse- and fine-grained beta-titanium alloys / О. М. Ivasishin, P. E. Markovsky, S. L. Semiatin et al. // Mat. Sci. & Eng. A. – 2005. – 405, № 1–2. – P. 296–305.
5. Марковский П. Е. Высокопрочные структурные состояния в титановых сплавах, подвергнутых интенсивному термическому воздействию (обзор) // Металлофизика и новейшие технологии. – 2009. – 31, № 4. – С. 511–535.
6. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. – К.: Наук. думка, 1986. – 386 с.
7. Gridnev V. N., Ivasishin O. M., and Markovsky P. E. Influence of heating rate on the temperature of the $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ transformation of titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 1985. – 25, № 1–2. – P. 43–47.
8. Ивасишин О. М., Марковский П. Е., Бондарчук В. И. Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса механических характеристик // Титан. – 2005. – № 2. – С. 42–49.
9. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов и др. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
10. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСиС, 1994. – 328 с.
11. Пуцаровский Д. Ю., Фетисов Г. В. Построение дифрактограмм поликристаллов по структурным данным. – М.: Изд-во МГУ, 1991. – 220 с.
12. Кривоглаз М. А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. – К.: Наук. думка, 1983. – 408 с.

Одержано 01.07.2014