

УДК 669.295

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБОК НА СТРУКТУРУ ТА ЖАРОМІЦНІСТЬ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ti–Al–Zr–Si

О. М. ШЕВЧЕНКО¹, Л. Д. КУЛАК¹, М. М. КУЗЬМЕНКО¹, О. Ю. КОВАЛЬ¹,
А. В. КОТКО¹, І. Ф. КРАВЧЕНКО², С. О. ФІРСТОВ¹

¹ Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ;

² ДП "Івченко-Прогрес", Запоріжжя

Досліджено жароміцні сплави системи Ti–Al–Zr–Si (базовий Ti–(6–7)Al–(2–3)Zr–(1–1,5)Si та додатково легований Ti–(6–7)Al–(3–5)Zr–(1–1,5)Si–(2–4)Sn), отримані електронно-променевим виплавлюванням. Деформували у β- або верхній частині (α+β)-областей за допомогою кування та вальцювання у смугу. Базовий сплав провальцьовано у верхній частині α+β-області і одержано дрібнозернисту рівномірну структуру з розміром зерна 10...20 μm. Виявлено, що внутрішні напруження і дефектна субструктура сплаву інтенсифікують розпад твердого розчину та сприяють формуванню рівномірно розподілених дисперсних силіцидів, а отже, ними поліпшують характеристики міцності і жароміцності. Випробуванням на розтяг при 20; 650 і 700°C зразків сплаву Ti–(6–7)Al–(2–3)Zr–(1–1,5)Si у деформованому стані та після відпалів встановлено досить високі значення границь міцності і плинності. Після витримки 20 h за робочої температури 700°C структура стає рівноважною, через що міцність сплаву знижується, а відносне видовження збільшується. Додаткове легування базового сплаву цирконієм і оловом дещо підвищує пластичність і погіршує жароміцні властивості.

Ключові слова: жароміцні титанові сплави, міцність, жароміцність, структура, силіциди.

The heat-resistant Ti–Al–Zr–Si alloys (basic Ti–(6–7)Al–(2–3) Zr–(1–1.5)Si and additionally alloyed Ti–(6–7)Al–(3–5)Zr–(1–1.5)Si–(2–4)Sn), obtained by electron beam smelting were studied. Deformation was carried out in the β- or upper part of the (α+β)-area by means of forging and rolling into a strip. The influence of deformation and heat treatment modes on the structure and heat-resistant properties of the obtained alloys was investigated. The rolling, which was carried out at the upper part of the α+β area, and the fine-grained uniform structure with a grain size of 10...20 μm in the base alloy was obtained. Internal stresses and defective substructure of the deformed alloy intensify the decomposition of the solid solution and promote the formation of evenly distributed dispersed silicides, which allows obtaining high strength and heat resistance characteristics. Tensile tests at 20; 650 and 700°C of the Ti–(6–7)Al–(2–3)Zr–(1–1.5)Si alloy samples after deformation and annealing also showed a fairly high level of the tensile strength and yield strength, the relative elongation meets the requirements for heat-resistant alloys. As a result of holding 20 h at the operating temperature of 700°C, the structure becomes more equilibrium, due to which the strength level of the deformed alloy decreases, and the relative elongation increases. Additional alloying of the base alloy with zirconium and tin slightly increases plasticity and decrease heat-resistant properties.

Keywords: heat-resistant titanium alloys, strength, heat-resistance, structure, silicides.

Вступ. Сплави, з яких виготовляють лопатки газотурбінних двигунів, повинні володіти поліпшеними жароміцними властивостями. Титанові сплави зі структурою α-фази здатні зберігати міцність за вищих температур порівняно з α+β-спла-

Контактна особа: О. М. ШЕВЧЕНКО, e-mail: omshev@ukr.net

вами [1–7]. Високі міцність і жароміцність можна забезпечити легуванням твердого розчину на основі α -фази, а також виділяючи дисперсні частинки другої фази. Раніше запропоновані сплави системи Ti–Al–Zr–Si, в яких твердорозчинне зміцнення доповнене дисперсними силіцидами, через що вдалося суттєво поліпшити їх жароміцні характеристики [8]. Мета цього дослідження – вивчити вплив режимів деформування та термооброблення на структуру і жароміцність титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si.

Матеріали і методи випроб. Методом електронно-променевого виплавлення [9] одержали виливки масою 20 kg жароміцного титанового сплаву Ti–(6–7)Al–(2–3)Zr–(1–1,5)Si [8], а також додатково легованого Ti–(6–7)Al–(3–5)Zr–(1–1,5)Si–(2–4)Sn, поверхню яких механічно обробляли. Заготовки для лопаток газотурбінного двигуна виготовляли методом кування, обробляли до $\varnothing 35$ mm та вальцювали у смугу з перетином, наближеним до 33×12 mm.

Методом високотемпературного диференціального термічного аналізу (ВДТА) визначали в сплавах температуру фазових перетворень. Для дослідження механічних властивостей на розтяг при 20; 650 і 700°C після деформаційної і термічної обробки використовували універсальну електромеханічну машину UTM-100 з максимальним навантаженням 100 kN і швидкістю деформування 2,5 mm/min. Для металографічного аналізу застосовували оптичний мікроскоп Jenaphot-2000, дослідження методом сканівної електронної мікроскопії виконували на растровому мікроаналізаторі JEOL Superprobe-733, електронно-мікроскопічні – на трансмісійному мікроскопі JEOL JEM 100 X. Фазовий аналіз здійснювали на рентгєнівському дифрактометрі ДРОН-3М за пришвидшувальної напруги 40 kV і струму 250 mA у монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні в кутовому діапазоні $2\Theta = 30..90^\circ$ з кроком $0,05^\circ$ зі зупинкою 2 s/step. Одержані результати обробляли у програмі PowderCell 2.4.

Результати та їх обговорення. Методом ВДТА встановили, що температура початку і кінця ($\alpha+\beta$)-області у базовому сплаві становить 960 та 1065°C. Вальцювали сплав при температурі 1050°C, наближеної до температури верхньої межі $\alpha+\beta$ -області. Так одержали дрібнозернисту глобулярну α -структуру з розміром зерна 10...20 μm і невеликою часткою пластинчастої α -фази (рис. 1a). За ротаційного кування структура вздовж і поперек вальцювання практично не відрізняється, текстура відсутня, а також рівномірно розподілені дисперсні силіциди округлої форми розміром $< 1 \mu\text{m}$ (рис. 1b). Під час розтягу деформованого сплаву значення границі міцності і плинності при 20; 650 і 700°C досить високі, а відносно подовження за робочих температур відповідає вимогам, які висувають до жароміцних сплавів (табл. 1).

Таблиця 1. Механічні властивості при різних температурах деформованого і відпаленого сплаву Ti–(6–7)Al–(2–3)Zr–(1–1,5)Si

Відпал	Температура випробувань, °C								
	20			650			700		
	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ ,	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ ,	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ ,
	MPa			MPa			MPa		
Деформований	1234	1128	1,95	755	656	15,9	603	562	35
700°C, 20 h	–	–	–	672	618	35,6	–	–	–
1000°C, 1 h	–	–	–	784	618	23	–	–	–
1070°C, 1 h	–	–	–	690	592	28,6	–	–	–

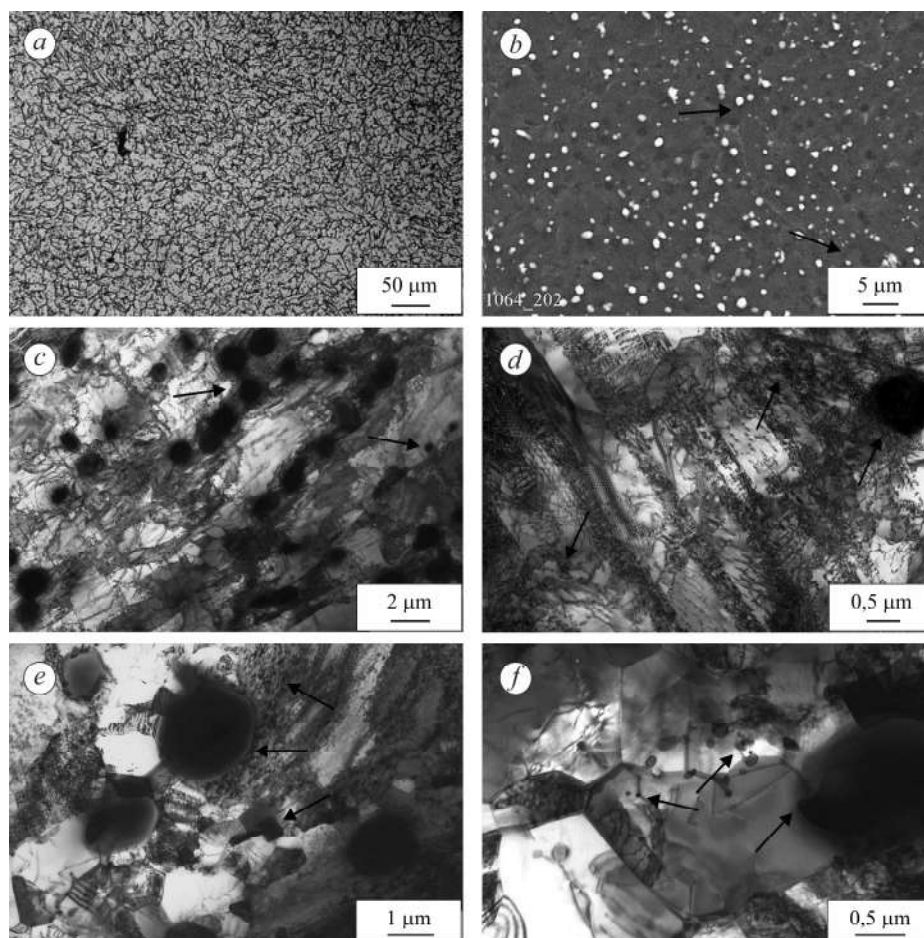


Рис. 1. Структура деформованого (*a-d*) та відпаленого впродовж 20 h при 700°C сплаву Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si (*e, f*): *a* – світлове зображення; *b, f* – растрова і трансмісійна електронна мікроскопія. Стрілками вказані силіциди.

Fig. 1. Structure of the deformed (*a-d*) and annealed for 20 h at 700°C of Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1.5)Si alloy (*e, f*): *a* – optical micrograph; *b, f* – scanning and transmission electron microscopy. Silicides are indicated by arrows.

Первинні силіциди Ti_5Si_3 , згідно з діаграмою фазових станів Ti-Si [10], виділяються після кристалізації переважно межами β -зерен від температури евтектики 1330 до 1170°C, коли утворюються вторинні Ti_3Si силіциди внаслідок перитектоїдного перетворення $\beta + Ti_5Si_3 \rightarrow Ti_3Si$. Під час охолодження у нерівноважних умовах первинні силіциди Ti_5Si_3 можуть частково чи повністю зберігатися, а третинні Ti_3Si виділяються після деформаційної і термічної обробки за нагріву і подальшого охолодження здебільшого на межах пластин α -фази і дефектах структури через гетерогенний розпад перенасиченого твердого розчину. Слід зауважити, що через більшу хімічну спорідненість цирконію до кремнію, ніж титану, у сплавах, легованих ним, силіциди, крім титану, містять і цирконій [11], від кількості якого залежать параметри їх кристалічних ґраток.

За рентгенофазовим аналізом (рис. 2) (тут для чіткішого відображення слабких дифракційних ліній застосували логарифмічну шкалу) у дослідних сплавах присутня α -фаза, залишкову β -фазу не зафіксували та виявили два типи силіцидів – $(Ti, Zr)_5Si_3$ з гексагональною кристалічною ґраткою $P6_3/mcm$ [12] і $(Ti, Zr)_3Si$ – із тетрагональною $P4_2/n$ [13]. При цьому найінтенсивніші лінії силіцидів майже збі-

гаються з лініями α -фази, тому про їх присутність тут може свідчити тільки посилення фону біля ліній основної фази та більша сумарна інтенсивність. За розрахунковими дифрактограмами загальний вміст силіцидів у деформованому сплаві Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si становить ~ 3,5% (табл. 2), а у твердому розчині залишається приблизно 0,6% кремнію.

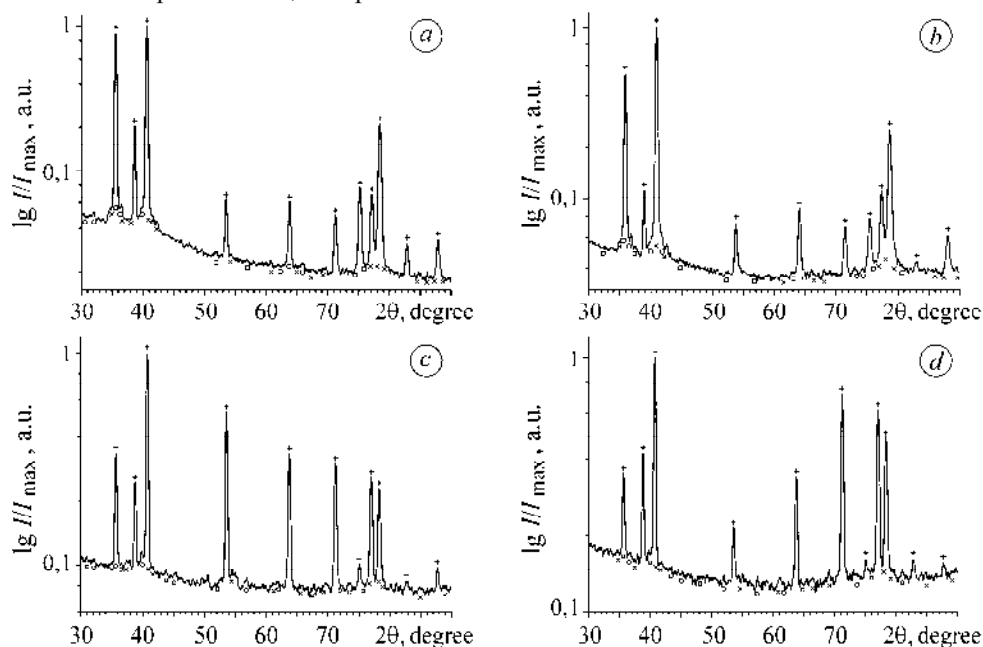


Рис. 2. Дифрактограми деформованих при 1050°C сплавів: *a, b* – Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si; *c, d* – Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn; *b, d* – після випроб при 700°C.

Fig. 2. Diffraction patterns of the alloys deformed at 1050°C: *a, b* – Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si; *c, d* – Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn; *b, d* – after testing at 700°C.

Таблиця 2. Фазовий склад деформованих сплавів

Сплав деформовано при 1050°C	Температура випроб на розтяг, °C	Фази				
		α			(Ti,Zr) ₃ Si, mass%	(Ti,Zr) ₅ Si ₃ , mass%
		<i>a</i> , Å	<i>c</i> , Å	mass%		
Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si	20	2,9170	4,6623	96,7	2,1	1,3
	700	2,9167	4,6631	96,2	3,0	0,8
Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn	20	2,9315	4,6773	95,3	1,6	3,1
	700	2,9311	4,6773	97,5	2,7	1,8

Детальнішу структуру сплаву після деформації досліджували методом трансмісійної електронної мікроскопії (див. рис. 1*c, d*). Субзерна мають складну будову: присутні скупчення і сітки дислокацій свідчать про нерівноважний напружений стан, та можуть інтенсифікувати гетерогенний розпад твердого розчину. Первинні дисперсні силіциди переважно розташовані ланцюжками у напрямку вальцювання. Присутні не тільки вторинні силіцидні виділення середнього розміру, а й крупніші і дуже дрібні.

Щоб вивчити зміни структури і властивостей під час роботи деталей, розроблений сплав після деформації відпалювали при 700°C упродовж 20 h. Електронно-мікроскопічними дослідженнями виявили, що структура вальцьованого

сплаву після витримки за робочої температури стала рівноважнішою, щільність дефектів кристалічної структури зменшилась (див. рис. 1*e, f*). Отже, при 700°C відбувається розпад як з виділенням ультрадисперсних силіцидів, так і зростанням розмірів окремих крупних силіцидів (рис. 1*f*). Твердий розчин при цьому збіднюється кремнієм, тому міцність знижується (табл. 1). Таким чином, витримка деформованого сплаву за робочої температури 700°C врівноважує його структуру та впливає на склад (табл. 2) і розмір силіцидів, а також на твердорозчинне зміцнення.

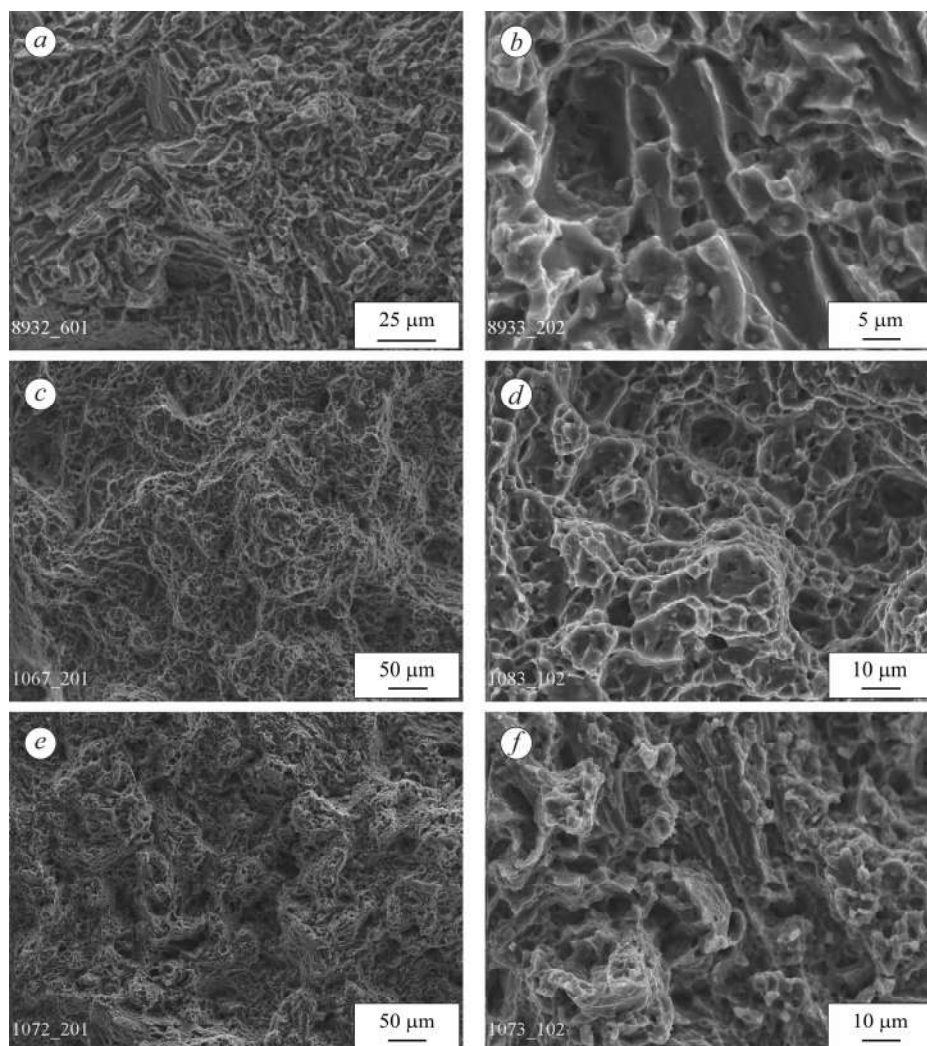


Рис. 3. Поверхня руйнування після випробувань на розтяг при 20°C (*a, b*), 650 (*c, d*) і 700°C (*e, f*) деформованого сплаву Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si.

Fig. 3. Fracture surface after tensile tests at 20°C (*a, b*), 650 (*c, d*) and 700°C (*e, f*) of the deformed Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1.5)Si alloy.

Руйнування за розтягу деформованого сплаву крихко-в'язке за наявності відкольних фасеток на ділянках пластинчастої α -фази (рис. 3*a*). Деформаційні гребені перетинаються по межі зерен або α -пластин, а також всередині зерен у м'якшій матриці формуються ямки, на дні яких залишаються силіциди (рис. 3*b*). Руйнування сплаву при 650 і 700°C в'язке, а структура волокниста.

При 650°C субструктура переважно зберігається, злам високоенергоємний з дуже дрібними стільниковоподібними ямками (рис. 3c). Водночас є порівняно крупні ямки, на дні яких помітні силіцидні виділення (рис. 3d). Ямки розділені деформаційними гребнями, присутні також відкольні фасетки.

Поверхня ж зламу при 700°C волокниста і пориста (рис. 3e, f). У ньому домінують низькоенергоємні ямки (рис. 3f), які коагулюють з утворенням значної кількості пор. Вигляд поверхні руйнування свідчить про часткові рекристалізаційні процеси і коагуляцію структури. За цієї температури додатково виділяються силіциди (табл. 2), а збіднений кремнієм твердий розчин піддається плинності, через що знижуються характеристики міцності (див. табл. 1).

Деформований сплав відпалювали 1 h в ($\alpha+\beta$)-області і за температури, що перевищує температуру A_{c3} ($\alpha+\beta\rightarrow\beta$)-перетворення. У рівновісних зернах деформованого та відпаленого всередині ($\alpha+\beta$)-області сплаву Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si відбувається часткова перекристалізація з утворенням внутрішньої вторинної пластинчастої α -фази (рис. 4a). Окремі зерна зливаються, а середній розмір зерна збільшується до $\sim 20 \mu\text{m}$. За його відпалу при 1070°C, що дещо перевищує температуру верхньої межі ($\alpha+\beta$)-області, значного зростання розміру зерна не виявили, але жароміцні властивості погіршились (див. табл. 1).

Дислокаційна субструктура сплаву після відпалювання рівноважніша (рис. 4c), а також активно виділяються силіциди, у т.ч. межами зерен (рис. 4b, d). У структурі, крім порівняно крупних коагульованих силіцидів мікронного розміру, присутні дуже дисперсні, які виділились на дефектах внаслідок розпаду твердого розчину (рис. 4c, d). Через додаткове виділення силіцидів високотемпературна міцність відпаленого при 1000°C, 1 h сплаву збільшується внаслідок дисперсійного тверднення, але при цьому твердий розчин збіднюється кремнієм і цирконієм і підвищується плинність порівняно з вихідним деформованим сплавом (табл. 1). Структура поверхні руйнування відпаленого сплаву після випробувань на розтяг при 650°C волокниста (рис. 4e, f), з великою кількістю пор різного розміру, окремі з яких, зливаючись, формують мікротріщини. Поверхні ямок і деформаційних гребенів всіяні дисперсними виділеннями силіцидів.

Температура фазового $\alpha\rightarrow\beta$ -перетворення визначає максимальну робочу температуру жароміцних титанових сплавів. Єдиний елемент, що її підвищує (за винятком небажаних домішок O, N, C) – це алюміній. Проте його вміст обмежується 8 mass% через формування крихкої α_2 -фази. Тому, розробляючи жароміцні сплави, вибирають легувальні компоненти, які не надто знижують температуру $\alpha\rightarrow\beta$ -перетворення [1].

Щоб підвищити пластичність за кімнатної температури без суттєвої втрати міцності і жароміцності, виплавили новий сплав, в якому порівняно з базовим збільшили вміст цирконію, а також додали олово. За додаткового легування у сплаві Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn знизилась температура початку і кінця ($\alpha+\beta$)-області до ~ 930 і 1005°C. При 1050°C він деформувався переважно в β -області. У результаті одержали пластинчасту структуру кошикового плетіння (рис. 5). На поверхнях і в середині α -пластин присутні дисперсні силіцидні виділення (рис. 5b). Цирконій знижує розчинність кремнію у титані, збільшуючи утворення силіцидів, а також їх дисперсність [11]. За результатами рентгенофазового аналізу (табл. 2), кількість силіцидів у сплаві Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn збільшилась до $\sim 4,5$ mass%, а розрахований вміст кремнію у твердому розчині становить 0,2...0,3 mass%. Тому його міцність і жароміцність порівняно з базовим сплавом знизилась за несуттєвого підвищення пластичності (табл. 3).

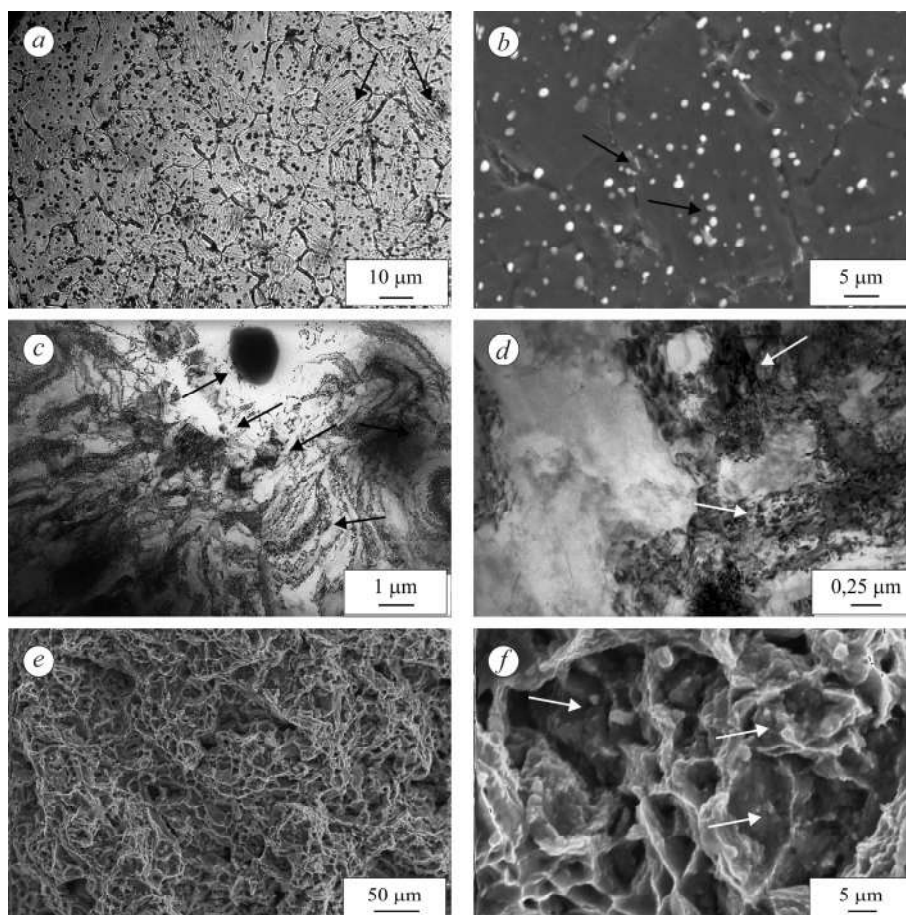


Рис. 4. Структура деформованого та відпаленого при 1000°C, 1 h сплаву Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si: *a* – світлове зображення; *b-d* – растрова та трансмісійна електронна мікроскопія; *e, f* – поверхня руйнування після випробувань на розтяг при 650°C. Стрілками вказані силіциди.

Fig. 4. Structure of Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1.5)Si alloy, deformed and annealed at 1000°C, 1 h: *a* – optical micrograph; *b-d* – scanning and transmission electron microscopy; *e, f* – fracture surface after tensile tests at 650°C. Silicides are indicated by arrows.

Таблиця 3. Механічні властивості за різних температур деформованого і відпаленого сплаву Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn

$T_{\text{def}},$ °C	Відпал	Температура випробування, °C					
		20			700		
		σ_B	$\sigma_{0.2}$	$\delta,$ %	σ_B	$\sigma_{0.2}$	$\delta,$ %
		MPa			MPa		
1000	Деформований	1246	1171	4,3	420	397	32
1050		1156	1058	3,0	582	535	32,5
1000	1000°C, 1 h + 700°C, 3 h	1135	1075	2,4	418	402	30,4
1050		1166	1118	1,1	564	530	40
1000	1100°C, 1 h + 700°C, 3 h	1107	1088	0,31	485	460	14,0
1050		1135	1120	0,31	616	556	26,4

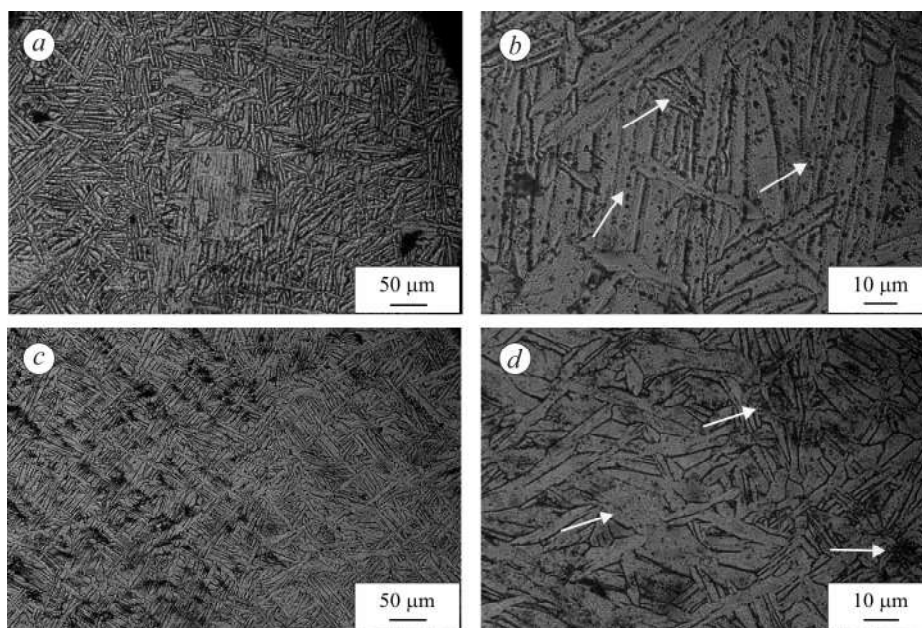


Рис. 5. Мікроструктура, деформованого (a, b) та відпаленого за режимом 1000°C, 1 h (c, d) сплаву Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn. Стрілками вказані силіциди.

Fig. 5. Microstructure of the deformed (a, b) and annealed at 1000°C, 1 h (c, d) of Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1.5)Si-(2-4)Sn alloy. Silicides are indicated by arrows.

Деформований сплав, щоб наблизити до рівноважного стану, відпалювали біля верхньої межі в $(\alpha+\beta)$ - і β -областях 1 h, далі додатково стабілізаційно – за робочої температури 700°C, 3 h. Після відпалу при 1000°C, 1 h відбувся перерозподіл силіцидів, які стали дисперснішими (рис. 5c, d), а механічні і жароміцні властивості сплаву дещо погіршились (табл. 3). Відпалювання в β -області внаслідок фазової перекристалізації призводить до зростання розміру β -зерна і падіння пластичності деформованого Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn сплаву.

ВИСНОВКИ

Деформацією сплаву Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si у верхній частині $(\alpha+\beta)$ -області одержано дрібнозернисту структуру (розмір зерна 10...20 μm). Дислокаційна субструктура інтенсифікує розпад твердого розчину з виділенням і рівномірним розподілом дисперсних силіцидів та сприяє підвищенню характеристик міцності і плинності при 20 і 700°C.

Після відпалів сплаву за робочої температури 700°C (в α -області), в $(\alpha+\beta)$ -області та вище температури A_{c3} ($\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перетворення) структура стає рівноважнішою, а щільність дислокацій зменшується. За цих температур також відбувається розпад твердого розчину з виділенням силіцидів, при цьому він збіднюється кремнієм. Жароміцні властивості сплаву після відпалів гірші, ніж деформованого. Під час розтягу відпалених сплавів за високих температур (650...700°C) мікропори формуються у м'якшій матриці і зливаються у мікротріщини.

Додаткове легування цирконієм і оловом сплаву Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn знижує температуру $\alpha \rightarrow \alpha+\beta$ -перетворення порівняно з базовим сплавом Ti-(6-7)Al-(2-3)Zr-(1-1,5)Si. При цьому дещо підвищується пластичність і погіршуються жароміцні властивості. Відпалювання деформованого сплаву Ti-(6-7)Al-(3-5)Zr-(1-1,5)Si-(2-4)Sn за температур, що перевищують температуру $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ -перетворення, призвело до падіння пластичності внаслідок зростання розміру зерна.

1. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.
2. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Под ред. С. Г. Глазунова, Б. А. Колачева. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
3. *The effect of long-term high temperature exposure on the structure and properties of the titanium alloy Ti 5331S* / A. P. Woodfield, P. J. Postans, M. H. Loretto, and R. E. Smallman // *Acta Metal.* – 1988. – **36**, № 3. – P. 507–515.
4. *Microstructure evolution and mechanical properties of near- α Ti–8Al–1Mo–1V alloy at different solution temperatures and cooling rates* / X. Shi, W. Zeng, Y. Long, and Y. Zhu // *J. of Alloys and Comp.* – 2017. – **727**. – P. 555–564.
5. *Effect of heat treatment on the crystallographic orientation evolution in a near- α titanium alloy Ti60* / Z. B. Zhao, Q. J. Wang, J. R. Liu, and R. Yang // *Acta Mat.* – 2017. – **131**. – P. 305–314.
6. *High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process* / Q. Zhao, Q. Sun, S. Xin, Y. Chen, C. Wu, H. Wang, J. Xu, M. Wan, W. Zeng, and Y. Zhao // *Mat. Sci. & Eng. A.* – 2022. – **845**. – P. 1–43.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143260>
7. *Multi-dimensional study of the effect of early slip activity on fatigue crack initiation in a near- α titanium alloy* / C. Liu, R. Thomas, T. Sun, J. Donoghue, X. Zhang, T. L. Burnett, J. Quinta da Fonseca, and M. Preuss // *Acta Mat.* – 2022. – **233**. – P. 1–18.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117967>
8. *Alloys of the Ti–Al–Zr–Si system intended for operation at high temperatures* / S. O. Firstov, L. D. Kulak, M. M. Kuzmenko, and O. M. Shevchenko // *Materials Science.* – 2019. – **54**, № 6. – P. 783–788.
9. *Producing high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting* / S. V. Akhonin, V. A. Berezos, O. M. Pikulin, A. Yu. Severin, O. O. Kotenko, N. N. Kuzmenko, L. D. Kulak, and O. M. Shevchenko // *Electrometallurgy Today.* – 2022. – № 2. – P. 3–9.
10. *Fiore M., Neto F. B., and Azevedo C. R. F. Assessment of the Ti-rich corner of the Ti–Si-phase diagram using two sublattices to describe the Ti_5Si_3 -phase* // *REM, Int. Eng. J.* – 2017. – **70**, № 2. – P. 201–207.
11. *Вплив кремнію на структуру і твердість біомедичних сплавів Ti–18Nb–4Zr–xSi у литому стані та після гартування* / О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2022. – **58**, № 2. – С. 33–41.
12. <https://materialsproject.org/materials/mp-2108>
13. <https://materialsproject.org/materials/mp-980420>

Одержано 01.08.2022