

УДК 669.295

**СПЛАВИ СИСТЕМИ Ti–Al–Zr–Si ДЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ
ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР***С. О. ФІРСТОВ, Л. Д. КУЛАК, М. М. КУЗЬМЕНКО, О. М. ШЕВЧЕНКО**Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ*

Досліджено два сплави системи Ti–6,6Al з вмістом 2,4 і 4,2% цирконію та 1,3 і 1,05% кремнію за температур 20...700°C. Сплави виплавлено з використанням електронно-променевої установки за електромагнетного перемішування розплаву в тиглі. Їх деформовано (у $\alpha+\beta$ -області) за допомогою ротаційного кування за один прохід, а також вальцювання плоскими валками з початком у β -області і проміжними підігрівками. Виявлено, що у сплавах системи Ti–Al–Zr–Si твердорозчинне зміцнення доповнюється дисперсійним силіцидами. Цирконій зміцнює твердий розчин, а також впливає на тип і морфологію зміцнювальної фази, внаслідок чого при кімнатній температурі вдається одержати пластичність литого сплаву до 2%. Сплав Ti–6,6Al–4,2Zr–1,05Si після вальцювання має кращі структуру та механічні властивості за статичного розтягу при 700°C.

Ключові слова: жароміцні титанові сплави, структура, твердість, міцність, мікромеханізм руйнування.

Вступ. Використання титанових сплавів з α -матрицею у литому стані обмежене температурою 600°C [1]. Основним легувальним елементом жароміцних сплавів титану є алюміній, який найефективніше стабілізує та зміцнює α -твердий розчин. Але, як відомо, підвищення жароміцності сплавів системи Ti–Al обмежене його концентрацією 7...8% через утворення крихкої α_2 -фази. Комплексним легуванням можна, змінюючи фазовий склад, механізми твердорозчинного і дисперсійного зміцнення, суттєво поліпшити жароміцність та жаротривкість [2], а додаючи кремній, підвищити ці характеристики Ti–Al сплавів. Аналіз діаграм фазових рівноваг виявив подібність систем Ti–Si та Fe–C, що дає можливість формувати структури в титанових сплавах на основі цієї системи, подібні до сталей та чавунів [3, 4].

Властивості таких сплавів, в першу чергу, визначають вміст кремнію, морфологія і розподіл силіцидів. За вмісту кремнію >2 mass% різко знижується пластичність, що пов'язано з утворенням евтектичних колоній та суцільного каркасу силіцидів на межах зерен. Цирконій, хоча і менше, також зміцнює α -твердий розчин. Додаткове легування ним сплавів Ti–Al–Si може впливати на структуру, розчинність кремнію і тип силіцидів [5–11]. Мета цього дослідження – вивчити вплив комплексного легування цирконієм і кремнієм, а також способів виплавлення та деформування на структуру і жароміцність Ti–Al сплавів.

Матеріал і методика. Випробовували два сплави (mass%): № 1 – Ti–6,6Al–2,4Zr–1,3Si; № 2 – Ti–6,6Al–4,2Zr–1,05Si. Як шихтові матеріали використовували титан марки ВТ1-0, кремній марки КР1, алюміній марки А0 та цирконій йодидний.

Сплави виплавили в електронно-променевої ливарній установці, змонтованій на базі вакуумної індукційної печі ІСВ-004 у мідному водоохолоджувальному тиглі, оснащеному комбінованою донно-боковою системою електромагнетного

перемішування. Деформували виливки двома способами: сплав № 1 – ротаційним куванням, а № 2 – вальцюванням на плоских валках. Ротаційне кування у пруток відбувалось за один прохід зі ступенем обтиснення 80...85% в інтервалі 950...750°C, тобто для дослідних сплавів його починали в ($\alpha+\beta$)-області, а закінчували в α -області. Вальцювання розпочинали при 1060°C (β -область) і здійснювали за сім проходів з проміжними нагрівами за сумарного обтиснення 70%.

Структуру сплавів досліджували методами оптичної (Jenaphot-2000) і сканувальної електронної (Superprobe-733) мікроскопії. Вимірювали твердість за Вікерсом під навантаженням 30 kg за кімнатної температури і високотемпературну тривалу мікротвердість H_{μ} на розробленому лабораторному устаткуванні при 600; 650; 700°C (за навантаження 1 kg і витримки 1 h). Механічні властивості за статичного розтягу визначали при 20; 600; 650; 700°C на стандартних зразках з діаметром робочої частини 3 mm.

Результати та їх обговорення. Під час охолодження у сплавах системи Ti–Al–Zr–Si формується α -фаза, а також інтерметаліди, у першу чергу, на межах β -зерен та структурних дефектах, які заповнюють внутрішній об'єм первинних зерен як хаотичними, так і зібраними у пачки α -пластинами (α -колоніями). Тому мікроструктура дослідних литих сплавів – це пакети пластинчастої α -фази у межах первинних β -зерен, що мають різне кристалографічне орієнтування (рис. 1a, b, e, f). Присутні також невеликі ділянки рівновісніших дрібних α -зерен, розташованих здебільшого межами первинних зерен чи пакетів пластин, що свідчить про часткову реалізацію рекристалізаційних процесів. Розмір β -зерен залежить від швидкості кристалізації і становить від 300 до 2000 μm . Розміри пакетів α -пластин та їх товщину визначають швидкість охолодження, а також кількість легувальних елементів, зокрема, кремнію. Товщина α -пластин становить від декількох мікрометрів до 30 μm . Слід зауважити, що сплав № 1 має дрібніші елементи структури (розміри β -зерен, α -пластин та їх колоній), ніж сплав № 2, та більшу кількість рівновісної α -фази (рис. 1a, b проти e, f).

У литому стані сплави володіють високою тривалою “гарячою” твердістю за робочих температур до 700°C (табл. 1). При 600 та 650°C вона корелює з вмістом кремнію і дещо вища у сплаві № 1. При 700°C вирівнюється, хоча стабільнішим за її високотемпературними значеннями є сплав № 2.

Таблиця 1. Твердість литих сплавів

№ сплаву	HV , МПа, при 20°C	“Гаряча” твердість H_{μ} , МПа, за температури, °C		
		600	650	700
1	3980	1500	1260	1120
2	3580	1200	1120	1110

Електронно-мікроскопічне дослідження структури литих сплавів засвідчило (рис. 1c, d, g, h), що поміж α -пластинами у сплаві № 2 є виділення окремих дрібних вторинних силіцидів Ti_3Si (рис. 1h), а у сплаві № 1 присутні майже суцільні силіцидні прошарки (рис. 1d), оскільки у ньому більше кремнію. Зі збільшенням вмісту цирконію у сплаві № 2 твердий розчин зміцнюється та змінюється тип зміцнювальної фази: утворюються дисперсніші складні інтерметаліди типу $(Ti,Zr)_3Si$ і $(Ti,Zr)_2(Si,Al)$, тому за кімнатної температури вдається досягнути пластичності до 2% (табл. 2). За цією характеристикою литий сплав № 2 виявив кращі результати за нормальної і високих температур, ніж сплав № 1, поступаючись йому за міцністю (табл. 2).

Таблиця 2. Механічні властивості сплавів за різних температур випробування

№ сплаву	Стан	Температура випробування, °С								
		20			650			700		
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
		МПа			МПа			МПа		
1	Литий	1074	-	0	811	808	0	701	694	0,2
2	Литий	1088	1041	1,95	654	579	3,2	651	565	3,7
1	Деформований	1515	1502	4,3	784	711	15,0	441	384	24,4
2	Деформований	1107	1039	5,7	597	514	19,2	552	495	38,0

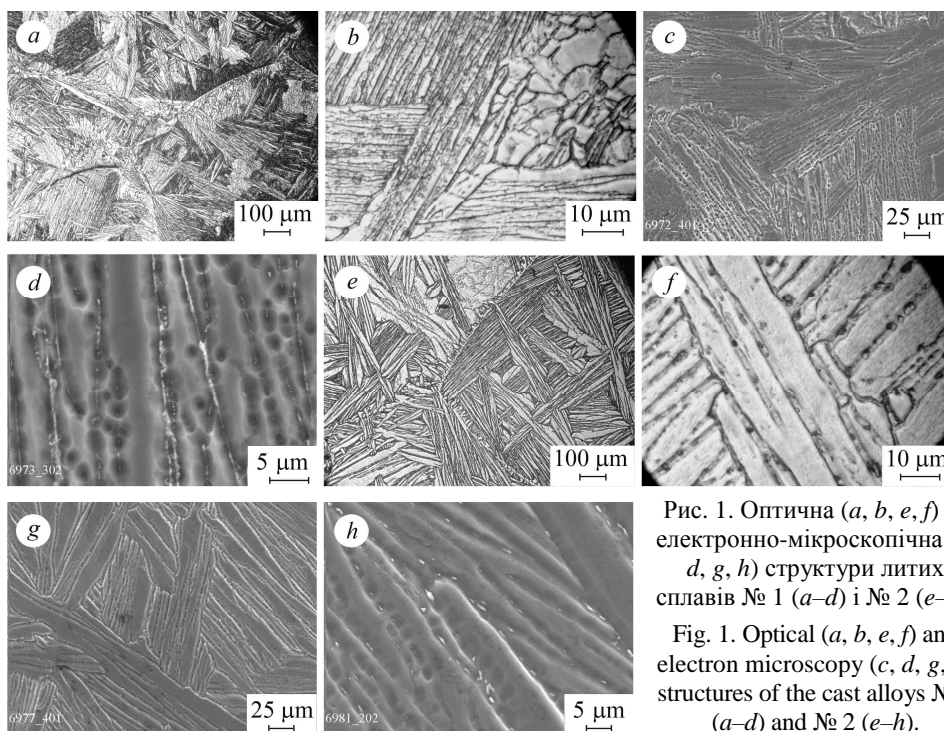


Рис. 1. Оптична (a, b, e, f) та електронно-мікроскопічна (c, d, g, h) структури литих сплавів № 1 (a-d) і № 2 (e-h).
Fig. 1. Optical (a, b, e, f) and electron microscopy (c, d, g, h) structures of the cast alloys № 1 (a-d) and № 2 (e-h).

Мікроструктура сплаву № 1 після ротаційного кування (деформація в $\alpha+\beta$ - зі закінченням у α -області) дисперсна (рис. 2a, c); α -фаза присутня як у пластинчастій, так і в глобулярній формі. Під час деформації α -пластини вигинаються вздовж напрямку течії металу, що супроводжується їх поділом на окремі частинки, форма та розміри яких досить різні. Між α -пластинами зафіксовано дуже дисперсні нанорозмірні виділення. Руйнування деформованого сплаву № 1 при 20 і 650°C переважно в'язке, структура зламу волокниста (рис. 3a, b). Дрібна структура з рівномірнішим розподілом силіцидів після ротаційного кування сприяє поєднанню високої міцності і задовільної пластичності за цих температур (табл. 2).

Структура сплаву № 2 після деформування на плоских валках з проміжними нагрівками досить однорідна (див. рис. 2b). Вальцювання починали у β -, а закінчували в $(\alpha+\beta)$ -області; при цьому деформувались і β -, і α -фаза, що вже утворилася. За проміжних нагрівів внаслідок рекристалізації окремі однонаправлені α -пластини зливаються. В результаті у деформованому сплаві № 2 сформувалась структура (див. рис. 2b) з приблизно рівної кількості різнонаправлених пластин та ді-

лянок масивної α -фази (зародків майбутніх рівновісних α -зерен), на межах і всередині яких залишаються дисперсні виділення силіцидів розмірами 0,5...1 μm (див. рис. 2d). Руйнування сплаву крихко-в'язке за наявності значної кількості відкольних фасеток, розділених деформаційними гребенями, що проходять по межах пакетів α -пластин або масивної α -фази (рис. 3d, e). Тому його пластичність при 20 і 650°C вища, ніж сплаву № 1, але міцність нижча (див. табл. 2).

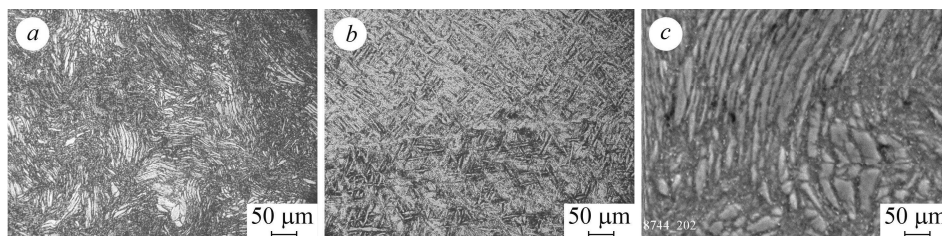


Рис. 2. Оптична (a, b) та електронно-мікроскопічна (c, d) структури деформованих сплавів № 1 (a, c) і № 2 (b, d).

Fig. 2. Optical (a, b) and electron microscopy (c, d) structures of the deformed alloys № 1 (a, c) and № 2 (b, d).

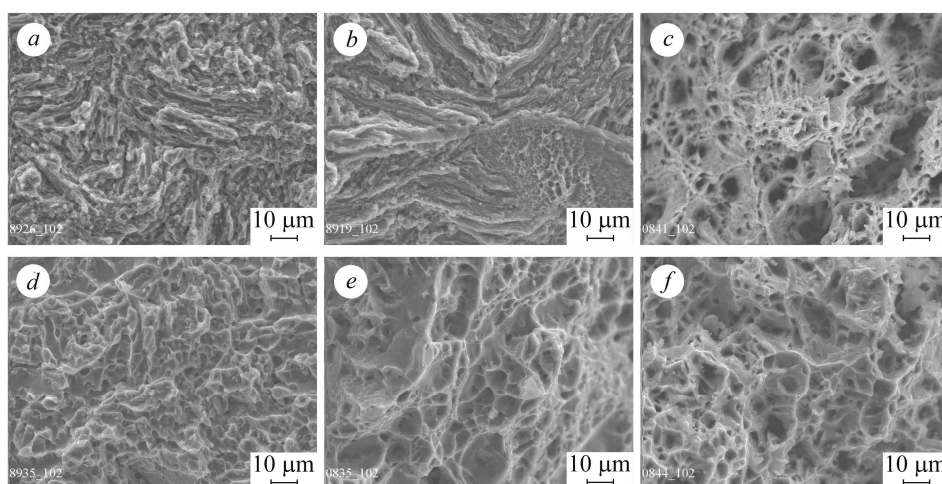


Рис. 3. Мікрофрактограми зразків деформованих сплавів № 1 (a-c) і № 2 (d-f) при 20°C (a, d); 650 (b, e) і 700 °C (c, f).

Fig. 3. Test pieces microfractograms of the deformed alloys № 1 (a-c) and № 2 (d-f) at 20°C (a, d); 650 (b, e) and 700 °C (c, f).

За температури випроб 700°C ситуація змінюється. Згідно з відомими даними [1], структура гарячедеформованих титанових сплавів залежно від схеми та режимів деформації є трьох типів: I – рівновісна (деформація в $\alpha+\beta$ -області), до якого можна віднести сплав № 1; II – кошикового плетіння (початок деформації у β -, а закінчення в $\alpha+\beta$ -області), до якого відносять сплав № 2; III – голчаста (за деформації у β -області), з крупними зернами первинної β -фази та грубо- або тонко-голчастою внутрішньозеренною будовою. За характеристиками жароміцності структура типу I поступається структурі типу II [1], що й спостерігаємо під час механічних випробувань цих сплавів при 700°C (табл. 2): втрата міцності (порів-

няно з її значенням при 20°C) сплаву № 2 складає 50...52%, а сплаву № 1 – 71...74%, тобто сплав № 2 суттєво термостійкіший. При 700°C його злам вже високоенергоємний, типово ямковий (рис. 3f), а в зламі сплаву № 1 домінують низькоенергоємні ямки (рис. 3с), які коагулюють з утворенням значної кількості пор.

ВИСНОВКИ

За результатами випробувань на “гарячу” твердість та розтяг при 600; 650 та 700°C литі сплави системи Ti–Al–Zr–Si мають високі характеристики. Мікроструктура “кошикового плетіння”, що сформувалась у сплаві № 2, забезпечує краще поєднання високотемпературних механічних властивостей матеріалу. Силіциди на межах його α -пластин мають вигляд не грубих прошарків – переривчастих смуг чи стрічкових виділень, як у сплаві № 1, а окремих дисперсних часточок, що, очевидно, зумовлено кращим співвідношенням концентрацій цирконію і кремнію. Для одержання таких жароміцних сплавів можна рекомендувати промислову технологію електронно-променевого гарнісажного виплавлення з електромагнетним перемішуванням розплаву. Під час деформування ротаційним куванням в ($\alpha+\beta$)-області в сплаві № 1 формується дисперсна пластинчасто-глобулярна структура, через що вдається зберігати високу міцність за пониженої пластичності до 650°C. Тому цей сплав придатний до промислового опробування за цієї температури. Дрібнозерниста структура з пластинчасто-голчастою внутрішньозерненою будовою, що формується у сплаві № 2 після вальцювання на плоских валках, з початком в β -області і проміжними нагрівками, забезпечує досить високі міцнісні і пластичні властивості при 700°C, коли він переважає сплав № 1. Його можна рекомендувати для отримання напівфабрикатів прямокутного профілю і застосовувати за робочих температур до 700°C.

РЕЗЮМЕ. Исследованы два сплава системы Ti–6,6Al с содержанием 2,4 и 4,2% циркония, а также 1,3 и 1,05% кремния при температурах испытания 20...700°C. Сплавы выплавлены с использованием электронно-лучевой плавки с электромагнитным перемешиванием расплава в тигле. Их деформировано (в $\alpha+\beta$ -области) с помощью ротационнойковки за один проход, а также прокаткой на плоских валках с началом в β -области и промежуточными подогревами. Выявлено, что в сплавах системы Ti–Al–Zr–Si твердорастворное упрочнение дополняется дисперсионным упрочнением силицидами. Цирконий упрочняет твердый раствор, а также влияет на тип и морфологию упрочняющей фазы, вследствие чего при комнатной температуре удается получить пластичность литого сплава до 2%. Сплав Ti–6,6Al–4,2Zr–1,05Si после прокатки на плоских валках имеет лучшие структуру и механические свойства в условиях статического растяжения при 700°C.

SUMMARY. Two alloys of the Ti–6.6Al system with the content of zirconium 2.4 and 4.2%, silicon 1.3 and 1.05% were investigated at test temperatures in the range of 20...700°C. The alloys were melted using electron-beam melting with electromagnetic mixing of the melt in a crucible. The alloys were deformed (in $\alpha+\beta$ -area) by rotary forging in one pass and by rolling on flat rolls starting in β -area with intermediate heating. It was shown that in the alloys of Ti–Al–Zr–Si system the solid solution hardening was complemented by the dispersion strengthening with silicides. Zirconium strengthens the solid solution and also has an influence on the type and morphology of the strengthening phase as a result of which at a room temperature it is possible to obtain the plasticity of cast alloy to about 2%. The Ti–6.6Al–4.2Zr–1.05Si alloy after rolling on the flat rolls appeared to have the better structure and mechanical properties under the static tensile test at 700°C.

1. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.
2. Фирстов С. О. Нове покоління матеріалів на базі титану // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАН України, 2004. – С. 609–616.

3. Кузьменко М. М. Структура та механічні властивості литих сплавів системи Ti–Si // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – **44**, № 1. – С. 45–48.
(Kuz'menko M. M. Structure and mechanical properties of cast Ti–Si alloys // Materials Science. – 2008. – **44**, № 1. – P. 49–53.)
4. Фирстов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н. Титановые “чугуны” и титановые “стали” // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2009. – № 1. – С. 14–20.
5. Flower H. M., Swann P. R., and West D. R. F. Silicide precipitation in the Ti–Zr–Al–Si system // Metall. Trans. – 1971. – **2**. – P. 3289–3297.
6. Saha R. L., Nandy T. K., and Misra R. D. K. Microstructural changes induced by ternary additions in a hypo-eutectic titanium-silicon alloy // J. Mat. Sci. – 1991. – **26**. – P. 2637–2644.
7. Investigation of plastic deformation on mechanical properties of eutectic alloys of Ti–Al–Si–Zr system / N. Kuzmenko, Yu. Podrezov, N. Brodnikovskiy, N. Danilenko, and S. Firstov // Phys. Techn. High Pres. – 2002. – № 3. – P. 48–56.
8. Жаротривкість на повітрі титанових сплавів, легованих кремнієм, алюмінієм і цирконієм / Н. Ю. Порядченко, М. М. Кузьменко, І. В. Оришич, Н. Д. Хмельюк, Л. Д. Кулак, Л. О. Калашнікова // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 2. – С. 83–88.
(High-temperature strength of titanium alloys alloyed with silicon, aluminum, and zirconium in air / N. Yu. Poryadchenko, M. M. Kuz'menko, I. V. Oryshych, N. D. Khmelyuk, L. D. Kulak, L. O. Kalashnikova // Materials Science. – 2005. – **41**, № 2. – P. 230–236.)
9. Hot forming behaviour of Ti–Al–Zr–Si “in-situ” metal matrix composite by means of hot torsion tests / P. Cavaliere, M. El. Mehtedi, E. Evangelista, N. Kuzmenko, and O. Vasylyev // Comp. Part A: Appl. Sci. and Manufact. – 2006. – **37**, № 10. – P. 1514–1520.
10. Вплив структури на високотемпературну циклічну тріщиностійкість сплаву Ti–8Al–1,4Si–2,2Zr / О. П. Осташ, А. Д. Івасишин, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – **44**, № 3. – С. 50–56.
(Influence of the structure on the high-temperature cyclic crack resistance of Ti–8Al–1.4Si–2.2Zr alloy / O. P. Ostash, A. D. Ivasyshyn, L. D. Kulak, and M. M. Kuz'menko // Materials Science. – 2008. – **44**, № 3. – P. 360–367.)
11. Івасишин А. Д., Осташ О. П., Кузьменко Н. Н. Влияние термической обработки на структуру и циклическую трещиностойкость сплава Ti–10,3Al–3,0Zr–1,2Si // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – **50**, № 6. – С. 73–81.
(Ivasyshyn A. D., Ostash O. P., and Kuzmenko M. M. The influence of thermal treatment on the structure and fatigue crack growth resistance of Ti–10.3Al–3.0Zr–1.2Si alloy // Materials Science. – 2015. – **50**, № 6. – P. 851–860.)

Одержано 12.06.2018