

УДК 539.43:669.295

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СПЛАВУ Ti–10,3Al–3,0Zr–1,2SiА. Д. ІВАСИШИН¹, О. П. ОСТАШ¹, М. М. КУЗЬМЕНКО²¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;² Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

Досліджено вплив режимів термообробки на структуру, фазовий склад і циклічну тріщиностійкість попередньо термодетформованого сплаву Ti–10,3Al–3,0Zr–1,2Si за кімнатної і високої (700°C) температур випроб у повітрі. Встановлено, що гартування забезпечує найвищі поріг втоми ΔK_{th} і циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} при 20 і 700°C, що зумовлено формуванням мартенситної структури, зниженням вмісту кремнію в титановій матриці, збільшенням розмірів первинних і появою вторинних силіцидів Ti₅Si₃. Виявлено, що суттєве падіння циклічної тріщиностійкості з ростом вмісту алюмінію з 8 до 10,3% у сплавах системи Ti–Al–Zr–Si пов'язано з впливом виділень алюмінідів титану Ti₃Al (α_2 -фази), а також кисню повітря.

Ключові слова: титанові сплави, висока температура, термодетформаційна і термічна обробка, структура, циклічна тріщиностійкість.

Один із шляхів підвищення високотемпературних механічних характеристик титанових сплавів – їх дисперсійне зміцнення інтерметалідними включеннями, зокрема виділеннями алюмінідів, силіцидів тощо. Серед таких матеріалів особливо увагу привертають титанові “in situ” композити системи Ti–Al–Zr–Si, в яких під час кристалізації формується евтектика типу Ti–Ti₅Si₃ [1, 2]. У литому стані вони мають відманштетову структуру, яка складається з пластин α -фази, сформованих у межах первинних β -зерен, і частинок силіцидної фази типу Ti₅Si₃, розташованих уздовж міжфазних меж [3, 4]. У сплавах з підвищеним вмістом алюмінію виявлено інтерметалідну фазу типу Ti₃Al (α_2 -фазу) [4]. Ці матеріали демонструють стабільність характеристик міцності до температури 700°C, що на 100°C вище, ніж для жароміцного титанового сплаву BT18U [3]. Однак за кімнатної температури вони мають низькі пластичність, статичну в'язкість руйнування і циклічну тріщиностійкість, що звужує сферу їх використання.

Підвищити пластичність, міцність і жароміцність титанових сплавів цієї системи можна термомеханічною обробкою, яка спричиняє подрібнення, глобуляризацію і гомогенізацію структури. В литому і термодетформованому матеріалах присутня дрібнодисперсна α_2 -фаза, кількість якої зростає з підвищенням вмісту алюмінію [5]. Така обробка неоднозначно впливає на їх циклічну тріщиностійкість. За температур 20 і 700°C у матеріалах з вмістом алюмінію 3...5 mass.% і кремнію 4 mass.% термодетформування знижує поріг втоми ΔK_{th} , проте підвищує циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} [3], а з вмістом алюмінію 8 mass.% і кремнію менше 2 mass.% слабо впливає на припорогову циклічну тріщиностійкість при 20°C, однак підвищує її при 700°C. Значення ΔK_{fc} при 20 і 700°C дещо знижуються [6].

Традиційно механічні характеристики матеріалів змінюють термічною обробкою. Міняючи її режими, у титанових сплавах можна отримати широкий спектр

структур [7], а отже, ефективно впливати на їх механічні характеристики. Зокрема, після гартування сплаву Ti–6Al–4V утворюється мартенситна структура, що сприяє підвищенню його твердості, міцності і витривалості за незначної зміни пластичності [8].

Мета роботи – дослідити вплив режимів термічної обробки на структуру, фазовий склад і циклічну тріщиностійкість термдеформованого титанового сплаву системи Ti–Al–Zr–Si з підвищеним вмістом алюмінію.

Матеріали і методика випробувань. Хімічний склад досліджуваного матеріалу такий (mass.%): 10,3 Al; 3,0 Zr; 1,2 Si, решта – Ti. Вихідним вважали його стан після кування при 1100°C зі ступенем деформації 90% (ТО-0). Термічну обробку вихідного матеріалу виконували за такими режимами:

- гартування при 1100°C упродовж 2 h і охолодження в оливі (ТО-1);
- ТО-1 з подальшим відпуском при 750°C упродовж 6 h і охолодженням в оливі (ТО-2);
- ТО-1 з подальшим відпуском при 750°C упродовж 6 h і охолодженням з піччю (ТО-3).

Характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів визначали за залежностями швидкості росту втомної тріщини da/dN від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK . Призматичні зразки розміром 4×8×40 mm з боковим вирізом випробовували у повітрі при 20 і 700°C за схемою триточкового згину зі синусоїдною формою циклу навантаження за частоти 10 Hz і асиметрії $R = 0,1$. За характеристики циклічної тріщиностійкості приймали порогове значення КІН ΔK_{th} , коли $da/dN = 5 \cdot 10^{-9}$ m/cycle, і критичне його значення ΔK_{fc} , коли $da/dN = 10^{-6}$ m/cycle. Структуру сплавів досліджували на оптичному мікроскопі MMP-4 і сканувальному електронному Zeiss-EVO 40XVP. Хімічний склад елементів визначали за допомогою енергодисперсійного рентгенівського спектрометра INCA ENERGY 350. Фрактографічний аналіз поверхонь зламів виконували на мікроскопі Zeiss-EVO 40XVP. Мікротвердість вимірювали приладом ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,49 N.

Результати та їх обговорення. Мікроструктура. Мікроструктурний аналіз виявив, що вихідний термдеформований матеріал (ТО-0) складається з глобулярних зерен α -фази і дрібнодисперсних глобулярних силіцидів, розташованих в основному вздовж їх меж (рис. 1a, b). На рентгенограмах (рис. 2) піки, які відповідають α -титановій фазі, зміщені в бік більших значень кута 2θ порівняно з даними для чистого титану, що зумовлено впливом легувальних елементів на параметри кристалічної ґратки. Піки, які відповідають силіциду Ti_5Si_3 і алюмініду Ti_3Al , слабо виражені, що свідчить про незначну кількість цих фаз.

Після оброблення за режимом ТО-1 структура титанової матриці стає двокомпонентною: поряд з глобулярними зернами α -фази виявлено голчасті зерна α' -мартенситу (рис. 1c, d). Очевидно, що під час гартування в оливі швидкість охолодження недостатньо висока для повного мартенситного перетворення, тому $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення відбувається лише в частині зерен. Оскільки параметри гексагональної щільноупакованої ґратки α' -мартенситу і α -фази близькі, то виявити мартенсит рентгенівським методом не вдалось (рис. 2). На дифрактограмі гартованого матеріалу зафіксовано пік, що відповідає площині (110) β -фази (рис. 2), зміщений у бік більших значень кута 2θ , що зумовлено її легуванням. Проявляються також додаткові піки, які відповідають площинам (210) і (211) силіциду Ti_5Si_3 , що свідчить про збільшення його кількості.

Відомо [9, 10], що гартування з β -області титанових сплавів, які у вихідному стані містять α_2 -фазу (Ti_3Al), внаслідок високої швидкості охолодження запобігає її виділенню. Проте з дифрактограм не можна однозначно стверджувати про

відсутність α_2 -фази у матеріалі після режиму ТО-1 (рис. 2). Можна лише припустити, що ширші піки α -фази вихідного матеріалу та більша їх інтенсивність, ніж у гартованому, спричинені накладанням суміжних піків α_2 -фази.

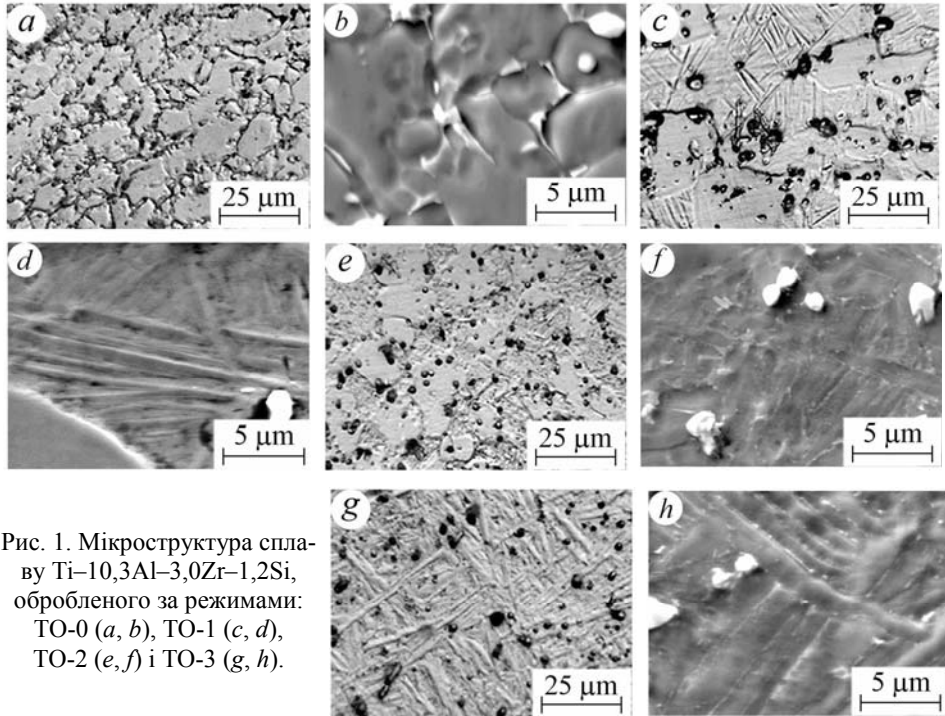


Рис. 1. Мікроструктура сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si, обробленого за режимами: ТО-0 (a, b), ТО-1 (c, d), ТО-2 (e, f) і ТО-3 (g, h).

Fig. 1. Microstructures of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy after different heat treatment regimes: TO-0 (a, b), TO-1 (c, d), TO-2 (e, f) and TO-3 (g, h).

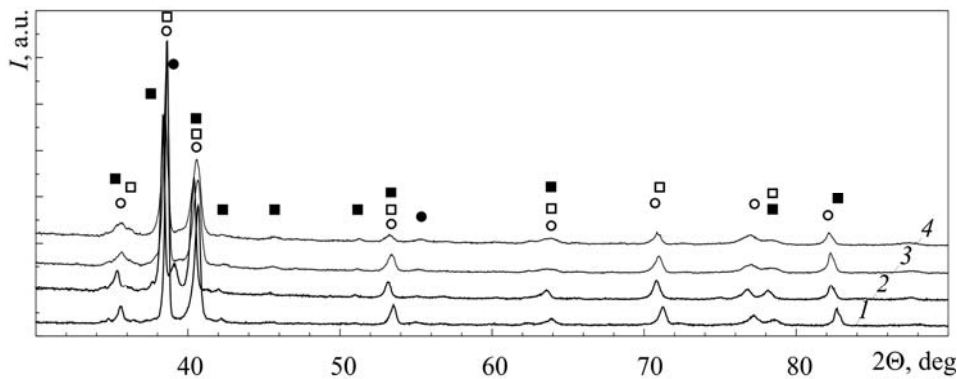


Рис. 2. Дифрактограми сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si, обробленого за різних режимів: 1 – ТО-0; 2 – ТО-1; 3 – ТО-2; 4 – ТО-3; ○ – α -Ti; ● – β -Ti; □ – α_2 -фаза; ■ – Ti_5Si_3 .

Fig. 2. X-ray diffractogram of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy after different heat treatment regimes: 1 – TO-0; 2 – TO-1; 3 – TO-2; 4 – TO-3; ○ – α -Ti; ● – β -Ti; □ – α_2 ; ■ – Ti_5Si_3 .

За температури гартування у матеріалі протікають дифузійні процеси, які призводять до зміни кількості кремнію в α -фазі (див. таблицю): у вихідному стані його вміст 1,5%, а після гартування 0,5%. В α' -мартенситі, який є перенасиченим розчином β -стабілізаторів у α -фазі (у даному випадку кремнію), його вміст 0,6%. Зі зменшенням кількості в α - і α' -фазах дифракційні піки зсуваються у бік менших значень кута 2θ (рис. 2). Хімічний склад силіцидної фази залишився незмінним.

Відомо [11], що алюміній збільшує розчинність кремнію в α -фазі титану і зменшує її в β -фазі. Тому під час нагрівання до температури гартування (під час $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворення) частина кремнію, дифундуючи з твердого розчину, зумовлює ріст первинних і формування вторинних силіцидів [12]. Внаслідок цього після гартування силіцидна фаза перерозподіляється і збільшуються її розміри: на відміну від вихідного матеріалу (рис. 1b) тут силіциди розміщені в об'ємі зерен α -фази (рис. 1d). Така зміна хімічного складу спричинила падіння мікротвердості α -фази: з 8,1 GPa у її вихідному стані до 5,7 GPa після гартування (мікротвердість α' -мартенситу 6,1 GPa).

**Хімічний склад структурних елементів сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si
після обробки за різних режимів**

Елемент	Вміст хімічних елементів, mass.%									
	ТО-0		ТО-1			ТО-2			ТО-3	
	α -фаза	силіцид	α -фаза	α' -мартенсит	силіцид	α -фаза	α' -мартенсит (трансф.)	силіцид	α -фаза	силіцид
Ti	87,0	56,0	88,0	88,1	57,6	87,8	88,3	61,0	87,5	61,2
Al	8,1	3,0	8,8	8,0	3,1	8,8	7,9	2,5	8,6	3,8
Zr	3,4	20,0	2,7	3,2	18,9	2,8	3,1	16,7	3,1	16,8
Si	1,5	21	0,5	0,6	20,4	0,5	0,6	19,7	0,8	18,4

Для стабілізації структури гартований сплав відпускали при 750°C, що на 50°C вище за прогнозовану температуру експлуатації матеріалу. Після охолодження в оливі або з піччю отримали різну структуру титанової матриці залежно від його швидкості. Після обробки за режимом ТО-2 внаслідок розпаду α' -мартенситу утворюється глобулярна вторинна α -фаза (рис. 1e), в якій рівномірно розподілені великі первинні і дрібні вторинні глобулярні силіциди (рис. 1f). При цьому первинні зерна α -фази залишаються незмінними. Згідно з діаграмою стану потрібної системи Ti-Al-Si [11] температура 750°C відповідає трьохфазній області $\alpha + \alpha_2 + \text{Ti}_5\text{Si}_3$. Тому деяке розширення і зсув піків α -фази у бік більших кутів 2θ може свідчити про появу α_2 -фази (рис. 2), оскільки вміст легувальних елементів в α -фазі і трансформованому α' -мартенситу (що могло спричинити цей зсув) не змінився (див. таблицю). Мікротвердість первинних і трансформованих зерен α -фази 6,1...6,3 GPa.

Під час повільного охолодження від температури відпуску (ТО-3) забезпечуються сприятливіші умови для дифузійних процесів у матеріалі. Внаслідок цього, крім розпаду α' -мартенситу, ростуть і видовжуються зерна первинної і вторинної α -фази. Структура матеріалу стає пластинчастою типу “кошикового сплетіння” (рис. 1g). Вздовж пластин α -фази розташовані видовжені вторинні силіциди (рис. 1h). Вміст кремнію у зернах α -фази підвищився до 0,8%, а мікротвердість знизилась до 5,3 GPa. Зважаючи на це, потрібно зазначити, що розміри структурних елементів сплаву, відпущеного за режимом ТО-3, менші за локальну площу хімічного аналізу, тому в таблиці наведено концентрацію кремнію в α -фазі і вторинних силіцидах. Таким чином, зниження мікротвердості можна пов'язувати зі зменшенням вмісту кремнію у твердому розчині. Відомо [10, 13], що у титанових сплавах зміцнення силіцидами менш ефективно, ніж твердорозчинне, тому розташовані вздовж меж α -пластин дрібні силіциди несуттєво вплинули на мікротвердість. Рентгенофазовий аналіз виявив, що у матеріалі після відпуску за режимом

ТО-3 ширина і асиметрія піків найбільша, що зумовлено накладанням суміжних піків α -фази, α_2 -фази і силіциду Ti_5Si_3 (рис. 2).

Опір втомному руйнуванню. Аналіз діаграм швидкостей росту втомних тріщин виявив, що за температури 20°C, порівняно з вихідним (термодеформованим) станом, гартування підвищує характеристики циклічної тріщиностійкості досліджуваного сплаву: ΔK_{th} – у 2,4 рази і ΔK_{fc} – у 1,7 рази (рис. 3а, крива 2 проти кривої 1), подібно, як для сплаву $Ti-4,9Al-5,3Zr-4,0Si$ [14].

Рис. 3. Вплив режимів термообробки (а) і температури випробування (б) на діаграми швидкостей росту втомної тріщини у сплаві $Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si$: 1 – ТО-0; 2 – ТО-1; 3 – ТО-2; 4 – ТО-3; суцільні лінії – температура випроб 20°C; штрихові – 700°C.

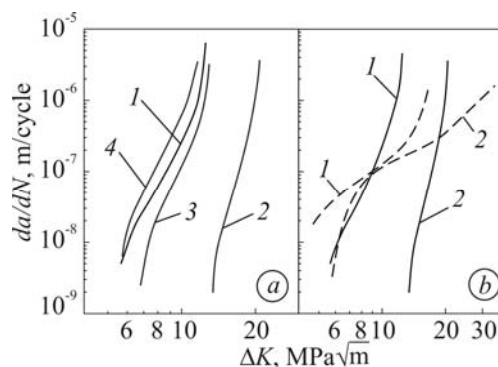


Fig. 3. Influence of heat treatment regimes (a) and test temperature (b) on fatigue crack growth rates in $Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si$ alloy: 1 – TO-0; 2 – TO-1; 3 – TO-2; 4 – TO-3; solid lines – test temperature 20°C; dashed – 700°C.

За низьких амплітуд навантаження, коли вплив структури найбільший, підвищення опору втомному руйнуванню зумовлене зміною мікромеханізму руйнування матеріалу (рис. 4). У вихідному матеріалі домінує череззеренний відкол (рис. 4а); у гартованому руйнування відбувається за змішаним механізмом, де переважає квазівідкол у α' -мартенситних зернах (рис. 4с). В'язкіший характер зламу зразка цього матеріалу викликаний зменшенням вмісту кремнію у твердому розчині α -фази майже у три рази порівняно з вихідним (див. таблицю). Крім цього, підвищення пластичності гартованого матеріалу можна пояснити відсутністю α_2 -фази [9, 10]. На поверхні зламу зафіксовано також поодинокі плоскі фасетки, які утворились внаслідок руйнування первинних α -зерен.

За високих амплітуд навантаження в обох матеріалах домінує череззеренний відкол (рис. 4б, д). Однак у гартованому ріст тріщини супроводжується інтенсивною мікропластичною деформацією з утворенням ямкового рельєфу в локальних зонах зламу (рис. 4д), через що суттєво підвищилася його циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} (рис. 3а).

Відпуск за режимом ТО-2 знижує циклічну тріщиностійкість цього матеріалу (особливо припорогову) порівняно з гартованим (рис. 3а, крива 3 проти кривої 2), проте вона залишається вищою, ніж матеріалу у вихідному стані (крива 3 проти кривої 1). Така механічна поведінка зумовлена структурними змінами внаслідок розпаду α' -мартенситу, що вплинуло на механізм руйнування: відбувається череззеренний і частково міжзеренний відкол як первинної, так і вторинної α -фази за наявності деформаційних гребенів між фасетками (рис. 4е).

Подальше зниження опору втомному руйнуванню зафіксовано у матеріалі, обробленому за режимом ТО-3 (рис. 3а): значення ΔK , які відповідають середньоамплітудній ділянці діаграми, менші, ніж у вихідному матеріалі (крива 4 проти кривої 1). Тут домінують череззеренний і міжзеренний відкол (рис. 4ф). Грубозерниста структура зумовила великий розмір відкольних фасеток, що полегшує ріст втомної тріщини.

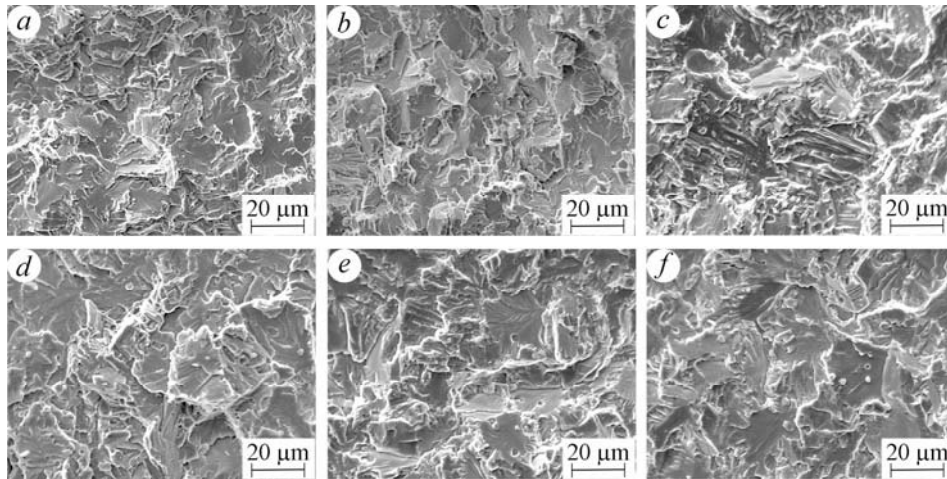


Рис. 4. Мікрофрактограми зразків сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si, обробленого за режимами TO-0 (a, b), TO-1 (c, d), TO-2 (e) і TO-3 (f), коли $da/dN \approx 5 \cdot 10^{-9}$ (a, c, e, f) і 10^{-6} m/cycle (b, d) при 20°C.

Fig. 4. Microfractographs of specimens of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy after heat treatment by TO-0 (a, b), TO-1 (c, d), TO-2 (e) and TO-3 (f) regimes, for $da/dN \approx 5 \cdot 10^{-9}$ (a, c, e, f) and 10^{-6} m/cycle (b, d) at 20°C.

На відміну від літературних даних [15], опір втомному руйнуванню сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si з пластинчастою структурою після відпуску за режимом TO-3 нижчий, ніж сплаву з глобулярною, отриманою відпуском за режимом TO-2 (рис. 3a, крива 4 проти кривої 3). Така закономірність, мабуть, зумовлена негативним впливом вторинних силіцидів видовженої форми, розташованих уздовж меж α -пластин (див. рис. 1h), які слугують додатковими концентраторами напружень. Окрихченню матеріалу після відпуску за режимом TO-3 може сприяти також збільшення кількості α_2 -фази (див. рис. 2).

За високої (700°C) температури випробування швидкість росту втомної тріщини визначає сумісна дія кількох факторів,

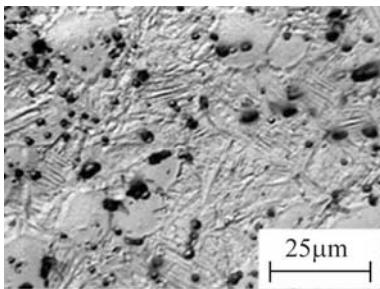


Рис. 5. Мікроструктура гартованого сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si після циклічного навантаження при 700°C.

Fig. 5. Microstructures of quenched Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy after cyclic loading at 700°C.

серед яких основними є термічна активація дислокаційних процесів у матеріалі біля вершини тріщини і вплив кисню повітря. Крім цього, у гартованому матеріалі розпадається α' -мартенсит, який трансформується у пластинчасту структуру вторинної α -фази (рис. 5). Вплив високої температури на ріст втомної тріщини як у вихідному, так і у гартованому матеріалах інверсійний (рис. 3b). На припороговій ділянці діаграми швидкостей росту втомної тріщини визначальною є негативна дія середовища. Кисень, дифундуючи у матеріал в околі вершини тріщини, призводить до реалізації крихкого механізму руйнування. Порівняно з кімнатною температурою, при 700°C макрозлам стає пласкішим, що свідчить про зниження бар'єрної дії меж зерен, через що опір втомному руйнуванню падає (рис. 3b). Зокрема, для вихідного матеріалу значення ΔK_{th} зменшилось з 5,6 до 4,1 МПа \sqrt{m} . Для гартованого вплив високої температури на припорогову циклічну тріщиностійкість сильніший, що додатково може спричинити розпад мар-

тенситної структури (рис. 5). Значення ΔK_{th} тут знизилось з 13,7 до 5,9 МПа \sqrt{m} , хоча залишається вищим, ніж для вихідного матеріалу.

Мікрофрактограми поверхонь зламів, отриманих при 700°C за низьких амплітуд навантаження, свідчать, що у вихідному і гартованому матеріалах домінуючим механізмом руйнування титанової матриці є череззеренний квазівідкол і частково міжзеренний відкол (рис. 6a, c). У гартованому матеріалі присутні також локальні деформаційні гребені, де тріщина росте за в'язким механізмом (рис. 6c). Крім цього, тут зафіксовано силіцидні включення великих розмірів, бар'єрна дія яких зумовлює вищий поріг ΔK_{th} порівняно з вихідним матеріалом (рис. 3b, штрихова крива 2 проти штрихової кривої 1), де вони значно дрібніші (рис. 6a).

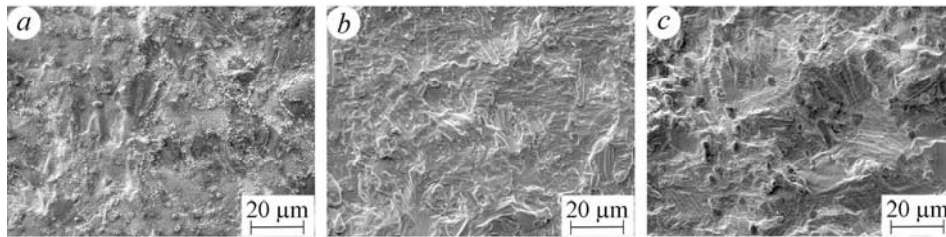
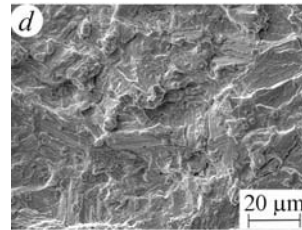


Рис. 6. Мікрофрактограми зразків сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si, обробленого за режимами TO-0 (a, b) і TO-1 (c, d), коли $da/dN \approx 5 \cdot 10^{-9}$ (a, c) і 10^{-6} m/cycle (b, d) при 700°C.

Fig. 6. Microfractographs of specimens of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy treated by TO-0 (a, b) and TO-1 (c, d) regimes, for $da/dN \approx 5 \cdot 10^{-9}$ (a, c) and 10^{-6} m/cycle (b, d) at 700°C.



За високих амплітуд навантаження при 700°C вплив середовища слабшає, а дислокаційних процесів посилюється, що полегшує реалізацію в'язкішого механізму руйнування (рис. 6b, d) порівняно з кімнатною температурою (див. рис. 4b, d). Це сприяє підвищенню циклічної в'язкості руйнування: для вихідного матеріалу значення ΔK_{fc} зросло з 11,6 до 16,0 МПа \sqrt{m} ; для гартованого – з 20 до 29 МПа \sqrt{m} . Слід зауважити, що при 700°C в усьому діапазоні ΔK опір втомному руйнуванню гартованого матеріалу вищий, ніж вихідного (див. рис. 3b, штрихові лінії). Це зумовлено, з одного боку, зменшенням вмісту кремнію в α -фазі (див. таблицю), внаслідок чого підвищилась пластичність титанової матриці, а з іншого – збільшенням розмірів первинних і появою дрібнодисперсних вторинних силіцидів, які служать додатковими бар'єрами для руху втомної тріщини.

Вплив вмісту алюмінію. Встановлено (рис. 7a, крива 1 проти кривої 3), що у термодетформованому стані сплав Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si при 20°C слабше опирається втомному руйнуванню, ніж сплав Ti-8,0Al-2,2Zr-1,4Si [6]. Враховуючи те, що вміст кремнію і цирконію в цих матеріалах відрізняється мало, таке зниження циклічної тріщиностійкості, очевидно, спричинено більшим вмістом алюмінію, внаслідок чого підвищується кількість крихкої α_2 -фази. Це не узгоджується з результатами праці [13], де автори стверджують, що вплив α_2 -фази на втомні характеристики сплаву Ti-1100 (Ti-6Al-2,8Sn-4Zr-0,45Si-0,4Mo) незначний. Однак у цьому сплаві за вмісту 6% алюмінію кількість α_2 -фази ще недостатня, щоб суттєво знизити його циклічну тріщиностійкість. Це підтверджує порівняння діаграм гартованих сплавів (рис. 7a, криві 2 і 4), які мало відрізняються, оскільки після такої термообробки в обох сплавах зменшується вміст α_2 -фази. При 700°C (рис. 7b) з підвищенням вмісту алюмінію циклічна тріщиностійкість знижується як у термодетформованому (крива 1 проти кривої 3), так і в гартованому (крива 2

проти кривої 4) станах. Це може бути пов'язано з впливом алюмінію на кінетику взаємодії цих сплавів з киснем повітря [16, 17], коли зі зростанням вмісту алюмінію може пришвидшуватись кисневе їх окрихчення.

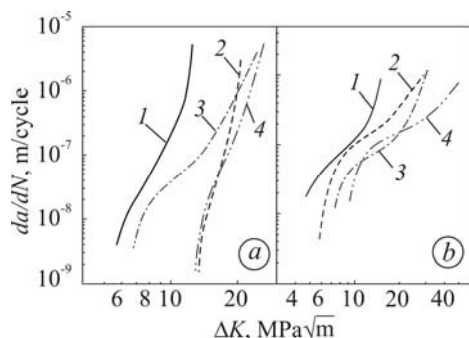


Рис. 7. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних тріщин при 20 (а) і 700°C (б) сплавів Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si (криві 1 і 2) та Ti-8,0Al-2,2Zr-1,4Si (криві 3 і 4) [6] у термдеформованому стані (криві 1 і 3) і після гартування (криві 2 і 4).

Fig. 7. Comparison of fatigue crack growth rates at 20 (a) and 700°C (b) of Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si (curves 1 and 2) and Ti-8.0Al-2.2Zr-1.4Si (curves 3 and 4) [6] alloys in thermodeformed state (curves 1 and 3) and after quenching (curves 2 and 4).

На відміну від випробувань за циклічних навантажень, вплив алюмінію на механічні характеристики за статичного навантаження інший. Границя текучості термдеформованого сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si становить 925 МПа при 20°C і 575 МПа при 700°C, що на 175 МПа вище при 20°C і на 25 МПа нижче при 700°C, ніж у сплаві з 8% Al [18].

ВИСНОВКИ

Після гартування від температури 1100°C в оливі термдеформованого (куванням на 90% при 1100°C) сплаву Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si формується структура, яка складається із зерен первинної α -фази і α' -мартенситу. Після відпуску при 750°C і швидкого охолодження в оливі гартованого матеріалу α' -мартенсит трансформується у дисперсну вторинну α -фазу, а за відпуску при 750°C і повільного охолодження з піччю виникає пластинчаста структура титанової матриці. Гартування матеріалу забезпечує найвищу циклічну тріщиностійкість за низьких (ΔK_{th}) і високих (ΔK_{fc}) амплітуд навантаження при 20 і 700°C внаслідок формування мартенситної структури, зниження вмісту кремнію в титановій матриці та збільшення розмірів первинних і появи вторинних силіцидів. Зі збільшенням вмісту алюмінію з 8 до 10,3% у сплавах системи Ti-Al-Zr-Si підвищується міцність, але суттєво падає циклічна тріщиностійкість, що пов'язано з впливом виділень алюмінідів титану Ti_3Al (α_2 -фази), а також кисню повітря.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние режимов термообработки на структуру, фазовый состав и циклическую трещиностойкость предварительно термдеформированного сплава Ti-10,3Al-3,0Zr-1,2Si при комнатной и высокой (700°C) температурах испытания. Установлено, что закалка обеспечивает наиболее высокие порог усталости ΔK_{th} и циклическую вязкость разрушения ΔK_{fc} при 20 и 700°C, что обусловлено формированием мартенситной структуры, снижением содержания кремния в титановой матрице, увеличением размеров первичных и появлением вторичных силицидов Ti_5Si_3 . Выявлено, что значительное падение циклической трещиностойкости при повышении содержания алюминия с 8 до 10,3% в сплавах системы Ti-Al-Zr-Si связано с влиянием выделений алюминидов титана Ti_3Al (α_2 -фаза), а также кислорода воздуха.

SUMMARY. The influence of heat treatment regimes on structure, phase content and fatigue crack growth resistance of preliminary forged Ti-10.3Al-3.0Zr-1.2Si alloy at room and high (700°C) temperatures is investigated. It is established that the best values of fatigue threshold ΔK_{th} and cyclic fracture toughness ΔK_{fc} at test temperature of 20 and 700°C are conditioned by martensite structure and also due to of decrease of silicium content in titanium matrix,

increase of primary and appearance of secondary silicides Ti_5Si_3 . It is shown that considerable decrease of fatigue crack growth resistance due to of aluminum content increasing from 8 to 10.3% in Ti–Al–Zr–Si alloys is caused by aluminide Ti_3Al (α_2 -phase) and atmospheric oxygen effect.

1. *Crossman F. W. and Yue A. S.* Unidirectionally solidified Ti–TiB and Ti– Ti_5Si_3 eutectic composites // *Met. Trans.* – 1971. – **2**, № 6. – P. 1545–1555.
2. *US Patent.* Titanium matrix composites / V. I. Mazur, Y. N. Taran, S. V. Kapustnikova, S. A. Firstov et al. – № 5366570, November 22, 1994.
3. *Високотемпературна і корозійна циклічна тріщиностійкість сплавів системи Ti–Si–Al–Zr* / О. П. Осташ, А. Д. Івасишин, Б. Д. Василів, І. Ю. Окунь // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2006. – № 3. – С. 45–56.
(*Ostash O. P., Ivasyshyn A. D., Vasylyv B. D., and Okun' I. Yu.* High-temperature and cyclic corrosion crack resistance of alloys of the Ti–Si–Al–Zr system // *Materials Science.* – 2006. – № 3. – P. 330–343.)
4. *Hot forming behaviour of Ti–Al–Zr–Si “in situ” metal matrix composite by means of hot torsion tests* / P. Cavaliere, M. E. Mehtedi, E. Evangelista et al. // *Composites.* – 2006. – № 37. – P. 1514–1520.
5. *Кузьменко М. М.* Розробка термометалургійних титанових композитів системи Ti–Si–(Al, Zr) конструкційного призначення для використання в інтервалі температур 20–700°C: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2006. – 22 с.
6. *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. – № 3. – С. 50–56.
(*Ostash O. P., Ivasyshyn A. D., Kulak L. D., and Kuz'menko M. M.* Influence of the structure on the high-temperature cyclic crack resistance of a Ti–8Al–1.4Si–2.2Zr alloy // *Materials Science.* – 2008. – № 3. – P. 360–367.)
7. *The influence of heat treatment parameters on the microstructure of the Ti6Al4V titanium alloy* / P. Pinke, M. Zitnansky, L. Caplovic, M. Reger // *12th Int. Conf. on CO-MAT-TECH-2004*, Bratislava, Slovakia, 2004. – P. 1042–1046.
8. *Imam M. A. and Gilmore C. M.* Fatigue and microstructural properties of quenched Ti–6Al–4V // *Met. Trans.* – 1983. – **14A**, № 1. – P. 233–240.
9. *Rosenberger A. H., Madsen A., and Ghonem H.* Aging effects on the creep behavior of the near-alpha titanium alloy Ti-1100 // *J. Mater. Engng and Perf.* – 1995. – **4**, № 2. – P. 182–187.
10. *Srinadh K. V. S., Singh N., and Singh V.* Role of Ti_3Al /silicides on tensile properties of Ti-metal 834 at various temperatures // *Bul. Mater. Sci.* – 2007. – **30**, № 6. – P. 595–600.
11. *Farias Azevedo C. R. and Flower H. M.* Microstructure and phase relationships in Ti–Al–Si system // *Mater. Sci. Technol.* – 1999. – **15**. – P. 869–877.
12. *Evolution of the microstructure and hardness of the Ti–Si alloys during high temperature heat-treatment* / Y. Shan, X. Zhang, J. Hu et al. // *J. Alloys Comp.* – 2009. – **479**. – P. 246–251.
13. *Madsen A. and Ghonem H.* Separating the effects of Ti_3Al and silicide precipitates on the tensile and crack growth behavior at room temperature and 593°C in a near-alpha titanium alloy // *J. Mater. Engng and Perf.* – 1995. – **4**, № 3. – P. 301–307.
14. *Патент України № 92330.* Спосіб термічної обробки литих доевтектичних титанових композитів системи Ti–Si–Al–Zr / А. Д. Івасишин, О. П. Осташ. – Опубл. 11.08.14; Бюл. № 15.
15. *Microstructure dependent fatigue cracking resistance of Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si alloy* / Z. M. Song, L. M. Lei, B. Zhang et al. // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2012. – **28**, № 7. – P. 614–621.
16. *Oxygen diffusion in Ti_3Al single crystals* / Y. Koizumi, M. Kishimoto, Y. Minamino, H. Nakajima // *Philosophical Magazine.* – 2008. – **88**, № 24. – P. 2991–3010.
17. *Войтович Р. Ф., Головка Э. И.* Високотемпературное окисление титана и его сплавов. – К.: Наук. думка, 1984. – 256 с.
18. *Влияние недеформируемых частиц силицида на характер деформации сплавов на основе титана при повышенных температурах* / Д. Н. Бродниковский, А. В. Головаш, С. В. Ткаченко и др. // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2006. – № 28. – С. 165–174.

Одержано 25.07.2014