

УДК 539.43:620.720

УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТЕРМОДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti–Si

С. А. ФИРСТОВ¹, О. П. ОСТАШ², Ю. Ф. ЛУГОВСКОЙ¹,
Н. Н. КУЗЬМЕНКО¹, Л. Д. КУЛАК¹, С. А. СПИРИДОНОВ¹

¹ Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев;

² Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Львов

Исследованы механические свойства известных титановых сплавов ВТ1 и ВТ6, а также новых деформированных системы Ti–Si с содержанием кремния от 0,1 до 6%. Выявлено, что с увеличением количества кремния возрастают модуль упругости, предел выносливости гладкого образца и расчетный порог усталости образца с трещиной, определенный по параметрам усталостного излома. Показано, что механические характеристики сплавов системы Ti–Si превышают установленные для широко используемого сплава ВТ6.

Ключевые слова: титановые сплавы, кремний, предел выносливости, модуль Юнга, циклическая трещиностойкость.

Сегодня значительный интерес вызывают исследования, касающиеся разработки новых титановых сплавов с улучшенными механическими свойствами для применения в различных областях техники. В 50–90 годы прошлого века эти разработки основывались на создании структур, состоящих из смеси α - и β -фаз титана. В результате были получены высокопрочные титановые сплавы, которые имеют при комнатной температуре предел прочности от 1000 до 1800 МПа при относительном удлинении до 3% [1–3].

Новый шаг в этом направлении был сделан при изучении системы Ti–Si–X, где X – Al, Zr. Установили, что в процессе эвтектической кристаллизации формируется структура из титановой матрицы и каркаса упрочняющей силицидной фазы [4–6]. В дальнейшем этими исследованиями занимались в Институте проблем материаловедения НАН Украины [7, 8]. Было обращено внимание на сходство диаграммы фазовых равновесий системы Ti–Si с аналогичной и хорошо изученной диаграммой системы Fe–C. В этих сплавах зафиксированы эвтектическое, эвтектоидное и мартенситное превращения, а также ограниченная растворимость легирующего элемента. Следовательно, становится возможным прогнозировать структуру материалов, создавая таким образом научную основу для разработки нового класса титановых сплавов на базе системы Ti–Si. В последние годы удалось существенно улучшить пластические свойства этих сплавов в диапазоне содержания кремния от 0 до 6 mass.% с помощью термомеханической обработки [9–11]. При этом предел их прочности достигал 1180 МПа, а относительное удлинение составляло 9%. Однако сопротивление усталости указанных материалов изучено мало.

Цель данной работы – исследовать упругие и усталостные свойства, а также проанализировать особенности изломов деформированных сплавов системы Ti–Si в зависимости от содержания кремния.

Материалы и методика испытаний. Сплавы системы Ti–Si получали на основе технически чистого титана ВТ1-0 плазменно-дуговой плавкой в атмосфере

Контактная osoba: С. А. ФИРСТОВ, e-mail: sfirstov@mail.ru

ре аргона с предварительным вакуумированием плавильной камеры. Жидкий металл сливали в графитовый тигель, находящийся в камере, где его охлаждали до температуры 600°C. Дальнейшее охлаждение слитка до комнатной температуры осуществляли за пределами камеры. Содержание примесей в слитках составляло (mass.%): углерода – до 0,2, совместное содержание Fe и Cr – около 0,2, водорода – менее 0,006, азота – менее 0,003. Затем из слитка вытачивали заготовки диаметром 60 mm, длиной 100 mm и герметизировали их в капсулах, изготовленных из нержавеющей стали. Заготовку с капсулой подвергали ковке со степенью деформации 90% при 900...1050°C и отжигали в течение 2 h при 800°C [9–11].

Для сравнения исследовали образцы, вырезанные из листов технически чистого титана ВТ1 (Ti) толщиной 3 mm вдоль и поперек прокатки, а также из листов титанового сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V) толщиной 1 mm вдоль прокатки.

Образцы для усталостных испытаний размерами 50×5×1 mm получали из деформированных заготовок толщиной 5 mm. Их вырезали алмазным кругом в условиях водяного охлаждения, а затем вручную полировали.

Предел прочности σ_B и относительное удлинение δ (табл. 1) определяли при растяжении стандартных цилиндрических образцов. Модуль упругости E материалов оценивали по известной методике [12] как среднее значение трех измерений. На выносливость испытывали при консольном изгибе с частотой 2,4 kHz по методике, описанной ранее [13]. Нагрев образцов при этом отсутствовал. Предел выносливости материалов σ_{-1} определяли по кривой усталости как напряжение $\sigma_{-1} = \sigma_a$ при $N = 10^7$ cycles.

Таблица 1. Механические свойства титановых сплавов

Материал	E , GPa	σ_B , MPa	δ , %	σ_{-1} , MPa	σ_{-1}/σ_B	$\varepsilon_{-1} =$ $=(\sigma_{-1}/E) \cdot 10^3$
ВТ1 (Ti)	111 ^{*)}	400	30	190	0,475	1,71
	103 ^{**)}	–	–	168	–	1,63
ВТ6(Ti–6Al–4V)	115 ^{*)}	1100	7	480	0,436	4,17
Ti–0,1Si	110	800	30	510	0,637	4,64
Ti–2Si	113	980	16	620	0,633	5,49
Ti–4Si	125	1050	11	650	0,619	5,20
Ti–6Si	127	1150	10	710	0,617	5,59

^{*)} – вдоль прокатки листа; ^{**)} – поперек.

Микроструктуру и особенности усталостных изломов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL.

Результаты и их обсуждение. Доэвтектические сплавы системы Ti–Si имеют матрицу, состоящую из первичных β -зерен, которые содержат пластинки β -Ti и прослойки α -Ti между ними. Кроме того, матрица упрочнена первичными эвтектическими и вторичными эвтектоидными силицидами, которые образовались в процессе распада твердого раствора и деформации (рис. 1a). При деформировании такого композита каркас эвтектики разбивается на отдельные не связанные между собой жесткими связями частицы твердой силицидной фазы [10]. При содержании до 2% кремния частицы распределены хаотично, а с его повышением располагаются преимущественно по границам зерен (рис. 1b). С возрастанием концентрации кремния в деформированных сплавах этой системы до 6% существ-

венно увеличиваются количество и ширина зон титано-силицидной эвтектики, расположенных между первичными зёрнами. Размер частиц силицидов 1...10 мкм.

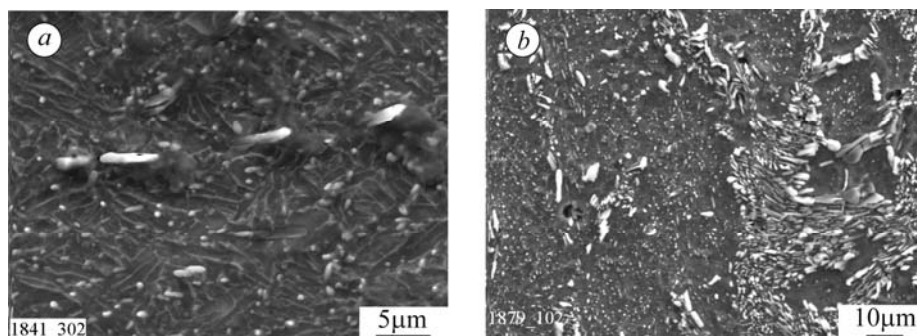


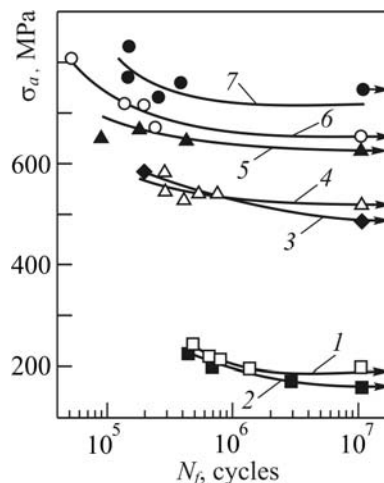
Рис. 1. Структура термдеформированных (90%) сплавов Ti-2Si (a) и Ti-6Si (b).

Fig. 1. SEM structure of forged (90%) Ti-2Si (a) and Ti-6Si (b) alloys.

Установлено, что сопротивление усталости сплавов Ti-0,1Si и BT6 практически одинаковое и существенно выше, чем сплава BT1 (рис. 2). Кроме того, по показателю σ_{-1}/σ_B , часто используемому как характеристика конструкционных материалов [14], все деформированные сплавы этой системы заметно превосходят основной промышленный сплав BT6 (табл. 1). Даже небольшие добавки кремния в титановую матрицу после соответствующей термдеформационной обработки резко увеличивают предел выносливости σ_{-1} . При содержании кремния более 0,1% значения σ_{-1} изменяются меньше, что упрощает технологию получения материалов с улучшенными усталостными свойствами.

Рис. 2. Кривые усталости титановых сплавов:
1, 2 – BT1 (Ti), вдоль и поперек прокатки;
3 – BT6 (Ti-6Al-4V), вдоль прокатки;
4 – Ti-0,1Si; 5 – Ti-2Si;
6 – Ti-4Si; 7 – Ti-6Si.

Fig. 2. Fatigue curves of titanium alloys:
1, 2 – BT1 (Ti) far rolled and wide rolled;
3 – BT6 (Ti-6Al-4V) far rolled; 4 – Ti-0.1Si;
5 – Ti-2Si; 6 – Ti-4Si; 7 – Ti-6Si.



Установлено [15], что предел выносливости многих металлов уменьшается при увеличении модуля Юнга (рис. 3). Полученные данные для системы Ti-Si свидетельствуют о противоположной тенденции: рост σ_{-1} при повышении значений E . Вероятно, это обусловлено иным механизмом упрочнения сплавов Ti-Si по сравнению с известными материалами [15]. В случае системы Ti-(1...6%)Si, по-видимому, работает правило смеси для композиционного материала, состоящего из пластичной матрицы Ti-Si и частиц более прочной и высокомодульной упрочняющей фазы силицида титана.

Следует обратить внимание на высокие значения предельной циклической деформации $\varepsilon_{-1} = \sigma_{-1}/E$ сплавов системы Ti-Si по сравнению со сплавом BT6

(табл. 1). Это важно при выборе материалов с высокими предельными циклическими деформациями, например, для изготовления пружин и ультразвуковых концентраторов колебаний.

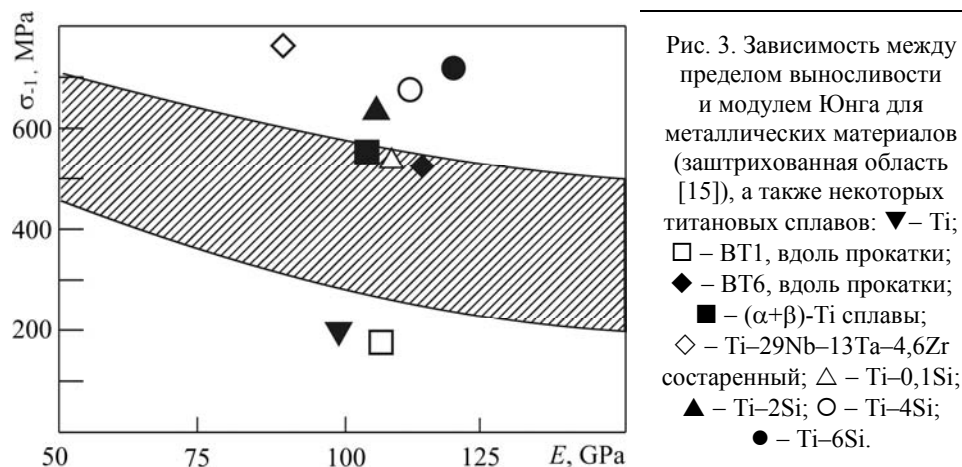


Fig. 3. Fatigue limit v.s. Young's modulus for metals (dashed region [15]) and for some titanium alloys: ▼ – Ti; □ – BT1 far rolled; ◆ – BT6 far rolled; ■ – (α+β)-Ti alloys; ◇ – Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr aged; △ – Ti-0.1Si; ▲ – Ti-2Si; ○ – Ti-4Si; ● – Ti-6Si.

Процесс усталостного разрушения многостадийен и долговечность N_f до разрушения образцов (рис. 2) зависит от длительности стадий зарождения и роста системы микроструктурно коротких трещин, роста доминантной физически малой микротрещины, а также магистральной макротрещины [16–18]. Зарождение и рост микротрещин в гладких и надрезанных образцах происходит в усталостной зоне предразрушения (fatigue process zone), которая обусловлена свойствами свободной поверхности тела, в частности, аномалией предела текучести приповерхностных слоев материала [17–19]. Суммарная длительность стадий зарождения и роста микротрещин в зоне предразрушения определяет период N_i зарождения начальной макротрещины длиной $a_i = d^*$, где d^* – размер усталостной зоны предразрушения. При этом структурно-механический параметр d^* также определяет максимальный размер $a_0 \leq d^*$ нераспространяющихся усталостных микротрещин [17, 18].

Участок роста усталостных микротрещин в пределах зоны предразрушения зафиксирован на микрофрактограммах усталостных изломов образцов, где система микротрещин распространяется преимущественно по сдвиговому микромеханизму, а завершение формирования макротрещины, соответствующее моменту $a_i \geq d^* \geq a_0$, сопровождается ростом доминантной трещины по механизму нормального отрыва [18, 20].

Анализ особенностей микрорельефа изломов гладких образцов из сплавов системы Ti–Si, полученных при напряжениях, близких к пределу выносливости σ_{-1} (рис. 2), выявил многоочаговое зарождение поверхностных полуэллиптических (иногда уголковых) микротрещин (рис. 4a), которые затем росли по сдвиговому механизму разрушения путем расслоения по плоскостям скольжения (рис. 4b, зона A). Одна из них в последующем становится доминантной, а остальные постепенно переходят в состояние неразвивающихся. На определенном этапе механизм роста доминантной микротрещины существенно изменяется (рис. 4b, зона B): она становится макротрещиной и распространяется преимущественно по механизму нормального отрыва. В этом случае особенности микрорельефа поверхности излома соответствуют полученным ранее на стадии развития макро-

трещины в сплавах системы Ti–Si–Al–Zr [21, 22]. По нашему мнению, этот переход соответствует указанному выше условию $a_i \geq d^* \geq a_0$. В работе [23] также отмечали, что, как правило, переход от рассеянного к локализованному усталостному разрушению гладкого образца определяет максимальный размер a_0 нераспространяющихся трещин при напряжениях, равных пределу выносливости.

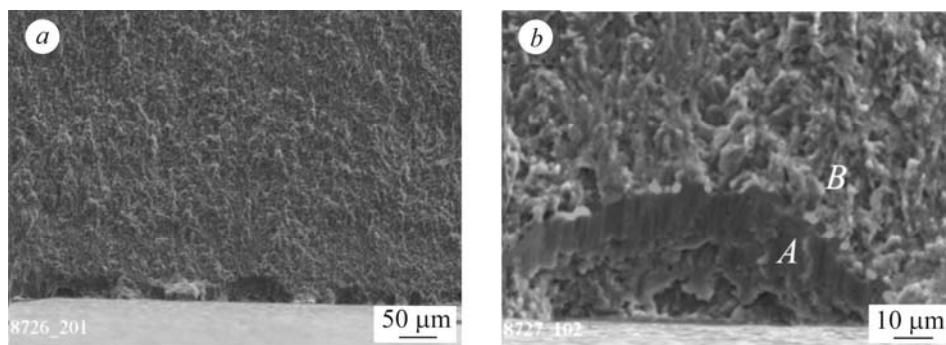


Рис. 4. Многоочаговое зарождение (а) и переход от микро- к макротрещине (b) на поверхности излома образца (сплав Ti–4Si): А – зарождение макротрещины; В – ее рост.

Fig. 4. Multisite initiation (a) and transition from micro- to macrocrack (b) on the fracture surface (Ti–4Si alloy): A – macrocrack initiation; B – its growth.

Установлено, что усредненные значения глубины $\bar{a} = a_i = a_0$ этих трещин, измеренные в изломах образцов исследованных сплавов, растут с увеличением содержания кремния, как и пределы их выносливости (табл. 2) и прочности (табл. 1). По данным работы [23] для сталей размер a_0 уменьшается с ростом их прочности. Таким образом, сплавы системы Ti–Si, по-видимому, могут обладать лучшим сочетанием характеристик прочности, выносливости и трещиностойкости, нежели некоторые стали.

Таблица 2. Влияние содержания кремния в сплавах системы Ti–Si на их усталостные свойства

Материал	Характеристики		
	$\sigma_R = \sigma_{-1}$, МПа	$\bar{a} = a_0$, μm	$K_{th}^{*})$, МПа·√m
Ti–0,1Si	510	25	4,5
Ti–2Si	620	19	4,8
Ti–4Si	650	35	6,8
Ti–6Si	710	49	8,8

*) Расчетные значения по приведенной формуле.

Между пределом выносливости σ_R гладких и надрезанных образцов и порогом усталости K_{th} образцов с трещиной существует определенная зависимость [24]. В частности, для гладких образцов [25]

$$K_{th} = \sigma_R \sqrt{\pi a_0} .$$

Для исследованных сплавов расчетные значения K_{th} , полученные по указанной формуле, возрастают с увеличением содержания кремния (табл. 2). При этом они находятся на уровне экспериментально установленных для сплавов системы

Ti–Si–Al–Zr [21, 22, 26]. Приведенные расчетные данные требуют подтверждения результатами испытаний по стандартной методике [27], поскольку известно [24, 28], что предел выносливости материала лучше коррелирует с его эффективным порогом усталости $K_{th\,eff}$, чем с номинальным K_{th} .

ВЫВОДЫ

Предел выносливости при изгибе на базе 10^7 cycles деформированных сплавов системы Ti–Si с увеличением содержания кремния от 0,1 до 6% увеличивается с 510 до 710 МПа. Модуль Юнга, показатель σ_{-1}/σ_B и предельная циклическая деформация ε_{-1} этих материалов выше, нежели широко используемого сплава BT6, что делает деформированные сплавы этой системы перспективными для применения в условиях циклического нагружения.

Увеличение содержания кремния в этих сплавах приводит к росту предела выносливости и глубины зародышевых усталостных трещин с 19 до 49 μm и, соответственно, возрастанию расчетного порога усталости K_{th} с 4,5 до 8,8 МПа $\cdot\sqrt{\text{m}}$.

РЕЗЮМЕ. Досліджено пружні і втомні властивості відомих титанових сплавів BT1 і BT6, а також нових деформованих системи Ti–Si з вмістом кремнію від 0,1 до 6%. Встановлено, що зі збільшенням вмісту цього елемента зростають модуль пружності, границя витривалості гладкого зразка та розрахунковий поріг втоми зразка з тріщиною, визначений за параметрами втоми злама. Виявлено, що механічні характеристики сплавів системи Ti–Si перевищують встановлені для широко використовуваного сплаву BT6.

SUMMARY. The elastic and fatigue properties of the known BT1 and BT6 titanium alloys and new deformed Ti–Si alloys with silicon content from 0.1 to 6% are investigated. The increase of elasticity modulus, fatigue limit of smooth specimen and calculated threshold fatigue of cracked specimen, defined by fatigue fracture surface parameters, occurs with the silicon content increase. It is shown that the mechanical properties of Ti–Si alloys exceed the established for the commonly used BT6 alloy.

1. Глазунов С. Г. Мoiseev В. Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 338 с.
2. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
3. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. – К.: Наук. думка, 1986. – 256 с.
4. Crossman F. W. and Yue A. S. Unidirectional Solidified Ti–TiB and Ti–Ti₃Si₃ Eutectic Composites // Met. Tras. – 1971. – 2, № 6. – P. 1545–1555.
5. Влияние химического состава на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплавов для теплонапряженных деталей ДВС / В. И. Мазур, С. В. Капустникова, И. Я. Демьянец и др. // Двигателестроение. – 1989. – № 2. – С. 32–33.
6. Новые металлокерамические материалы на основе титана / Ю. Н. Таран, В. И. Мазур, С. В. Капустникова и др. // Металлы и литье Украины. – 1999. – №11–12. – С. 42–46.
7. Фіртсов С. О. Нове покоління матеріалів на базі титану // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАН України, 2004. – С. 609–616.
8. Фиртсов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н. Титановые “чугуны” и титановые “стали” // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2009. – № 1. – С. 14–20.
9. Кузьменко М. М. Розробка термомодеформованих титанових композитів системи Ti–Si–(Al, Zr) конструктивного призначення для використання в інтервалі температур 20...700°C: Авторефер. дис. ... канд. техн. наук. – К.: ІПМ НАН України, 2006. – 21 с.
10. Кузьменко М. М. Вплив пластичного деформування на структуру та механічні властивості сплавів системи Ti–Si // Совр. проблемы физ. материаловедения. – 2007. – Вып. 16. – С. 118–121.
11. Кузьменко М. М. Дослідження структури та механічних властивостей 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 alloys of the Ti–Si system // Materials Science. – 2008. – 44, № 1. – P. 49–53.)

12. Кузьменко В. А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов. – К.: Изд-во АН УССР, 1963. – 152 с.
13. Луговской Ю. Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением // Проблемы спецэлектрометаллургии. – 1987. – № 4. – С. 61–65.
14. Тетельман А. С., МакЭвлин А. Дж. Разрушение высокопрочных материалов // Разрушение металлов. Т. 6 / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1976. – 496 с.
15. Ninomi M. Fatigue characteristics of metallic biomaterials // Int. J. Fatigue. – 2007. – **29**. – P. 992–1000.
16. Miller K. J. Metal fatigue – past, current and future // Proc. Inst. Mech. Engng. – 1991. – **205**, № C5. – P. 291–304.
17. Остап О. П., Панасюк В. В. К теории зарождения и роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. – 1988. – № 1. – С. 13–21.
18. Ostash O. P., Panasyuk V. V., and Kostyk Ye. M. A phenomenological model of fatigue macrocrack initiation near stress concentrators // Fatig. Fract. Engng. Mater. Struct. – 1999. – **22**, № 2. – P. 161–172.
19. Ostash O. P. and Panasyuk V. V. Fatigue process zone at notches // Int. J. Fatigue. – 2001. – **23**, № 7. – P. 627–636.
20. Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch / G. Pluvinage, Z. Azari, N. Kadi et al. // Theor. Appl. Fract. Mech. – 1999. – **31**. – P. 149–156.
21. Підвищення високотемпературної міцності і циклічної тріщиностійкості металокерамічного сплаву системи Ti–Si–Al–Zr / А. Івасишин, Б. Василів, О. Остап та ін. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 831–838.
22. Вплив структури на високотемпературну циклічну тріщиностійкість сплаву Ti–8Al–1,4Si–2,2Zr / О. П. Остап, А. Д. Івасишин, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – **44**, № 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. – **44**, № 3. – P. 360–367.)
23. Троценко В. Т., Драган В. И. Зарождение и развитие усталостных трещин в конструкционных сталях // Publ. Techn. Univer. for Heavy Industry. Ser C. – 1983. – **39**. – P. 211–224.
24. Остап О. П. Нові підходи в механіці втомного руйнування // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – **42**, № 1. – С. 13–25.
(Ostash O. P., New approaches in fatigue fracture mechanics // Materials Science. – 2006. – **42**, № 1. – P. 360–367.)
25. Klesnil M. and Lukas P. Fatigue of metallic materials. – Prague: Academia, 1980. – 238 p.
26. Вплив структури та асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість композитів системи Ti–Si / О. П. Остап, А. Д. Івасишин, Б. Д. Василів та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – **38**, № 1. – С. 46–50.
(Ostash O. P., Ivasyshyn A. D., Vasylyv B. D., Mazur V. I., and Kapustnikova S. V. Influence of the structure and asymmetry of loading cycles on the cyclic crack resistance of Ti–Si composites // Materials Science. – 2002. – **38**, № 1. – P. 55–61.)
27. РД 50-345-82. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
28. Троценко В. Т. Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении. Сообщ. 2. Прогнозирование пределов выносливости и развития усталостных трещин // Проблемы прочности. – 1998. – № 5. – С. 5–11.

Одержано 14.06.2013