

# НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4; 669.295

## Сопротивление усталости сплава Ti-6Al-4V, полученного методом порошковой металлургии

О. М. Ивасишин<sup>а</sup>, К. А. Бондарева<sup>а</sup>, В. И. Бондарчук<sup>а</sup>, О. Н. Герасимчук<sup>б</sup>, Д. Г. Саввакин<sup>а</sup>, Б. А. Грязнов<sup>б</sup>

<sup>а</sup> Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

<sup>б</sup> Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

*Исследуются усталостные характеристики сплава Ti-6Al-4V, синтезированного по наиболее простой технологии порошковой металлургии, включающей процессы прессования и спекания элементарных порошковых смесей на основе гидрида титана. Порошковый материал имеет относительно мелкое зерно β-фазы, что, несмотря на наличие остаточных пор, приводит к достаточно высокому пределу выносливости (500 МПа), сравнимому с пределом выносливости соответствующего литого сплава. Местами зарождения усталостных трещин в порошковом сплаве являются такие концентраторы напряжений, как наиболее крупные поры, выходящие на поверхность рабочей части образцов. Использование данной порошковой технологии позволяет при значительном снижении стоимости производства титановых сплавов и изделий из них получать удовлетворительные как статические, так и динамические механические характеристики, приемлемые для практического применения.*

**Ключевые слова:** усталость, предел выносливости, порошковая металлургия, микроструктура, структурный параметр, титановые сплавы.

**Введение.** Титановые сплавы, обладая уникальным сочетанием высоких характеристик прочности и коррозионной стойкости, используются в качестве конструкционных материалов в авиационной и космической технике. Более широкое применение изделий из титановых сплавов ограничивается достаточно высокой стоимостью материалов и технологических процессов их обработки, что требует разработки технологических подходов, позволяющих снизить конечную стоимость. Одним из таких подходов является технология порошковой металлургии (ПМ), в частности метод элементарных порошковых смесей (ЭПС), суть которого состоит в том, что к порошку титановой основы добавляются легирующие элементы в виде элементарных порошков или лигатур [1–4]. Наряду с уменьшением стоимости изготовленных таким методом изделий происходит снижение механических характеристик, главным образом за счет остаточной пористости. Наиболее чувствительными к наличию остаточных пор в материале являются характеристики усталости. Так, при пористости 1–2% они уменьшаются на 10–30%, статические механические характеристики при этом понижаются не так заметно [1]. Для уменьшения остаточной пористости и

© О. М. ИВАСИШИН, К. А. БОНДАРЕВА, В. И. БОНДАРЧУК, О. Н. ГЕРАСИМЧУК, Д. Г. САВВАКИН, Б. А. ГРЯЗНОВ, 2004

ISSN 0556-171X. Проблемы прочности, 2004, № 3

повышения механических характеристик часто применяют сложную и дорогостоящую технологию горячего изостатического прессования, но и это не всегда приводит к полному “залечиванию” пор, особенно при использовании порошков титана с высоким содержанием хлоридов [4, 5]. В результате сопротивление усталости изделий из титановых сплавов, изготовленных методом порошковой металлургии, ниже, чем литых, и особенно горячедеформированных сплавов.

В работах [6–9] показано, что использование гидрида титана в качестве основы порошковых смесей в методе ЭПС положительно влияет на конечную плотность, химическую и микроструктурную гомогенность титановых сплавов. Сплав Ti–6Al–4V, полученный из смеси гидрида титана с лигатурами простейшим методом прессования и последующего спекания в вакууме, имел высокую относительную плотность (до 99%). При испытаниях на растяжение установлено, что механические свойства такого материала благодаря гомогенной мелкозернистой микроструктуре и низкому содержанию примесей практически соответствовали свойствам монолитного материала того же состава. Однако вопрос об усталостных характеристиках, в частности о пределе выносливости, который во многих случаях определяет возможность практического применения конструкционных материалов, оставался неизученным.

Цель данной работы заключалась в определении циклической прочности порошкового сплава Ti–6Al–4V, полученного методом ЭПС из смеси гидрида титана с лигатурами в простейшем технологическом варианте, включающем только операции прессования и спекания, идентификации структурного параметра, ответственного за процесс инициирования усталостной трещины, и установлении количественной взаимосвязи между этим параметром и пределом выносливости.

**Материалы и методики исследования.** В качестве основы порошковых смесей использовали порошок гидрида титана (размер частиц 100 мкм, химическая чистота 99%, содержание водорода 3 мас.%). Для получения состава Ti–6Al–4V легирующие элементы добавляли в соответствующем количестве в виде порошков лигатур состава 65Ti–35Al и 25Al–75V с размером частиц 65 мкм и чистотой 99%. Порошки смешивали в течение 6 ч, смесь прессовали при комнатной температуре в заготовки призматической формы размером 55×10×10 мм при давлении 700 МПа. Процесс спекания проводили в вакууме при 1350°C. После спекания плотность сплава определяли методом гидростатического взвешивания, микроструктуру контролировали с помощью оптической микроскопии.

Механические испытания на растяжение проводили по стандартной методике на цилиндрических образцах (диаметр рабочей части 3 мм), выточенных из призматических заготовок. Экспериментальные исследования характеристик сопротивления усталости осуществляли по методике, подробно описанной ранее [10, 11]. Плоские консольные образцы толщиной 3 мм и шириной 7 мм в рабочем сечении испытывали при поперечном изгибе на электродинамическом вибростенде (ВЭДС-400А) в режиме резонансных поперечных колебаний. Критерием разрушения образца считали падение частоты на 1% по сравнению с начальным резонансным значением, что соответ-

ствовало возникновению в его рабочем сечении поверхностной макротрещины глубиной до 1 мм (рис. 1). Поверхность образцов перед испытаниями механически полировали, острые кромки скругляли ( $r = 0,5$  мм) с целью удаления концентраторов напряжений. Для определения влияния концентраторов напряжений на сопротивление усталости часть образцов испытывали с нескругленными кромками. Фрактографические исследования поверхностей усталостного разрушения проводили с использованием растрового электронного микроскопа JSX-840 (JEOL).

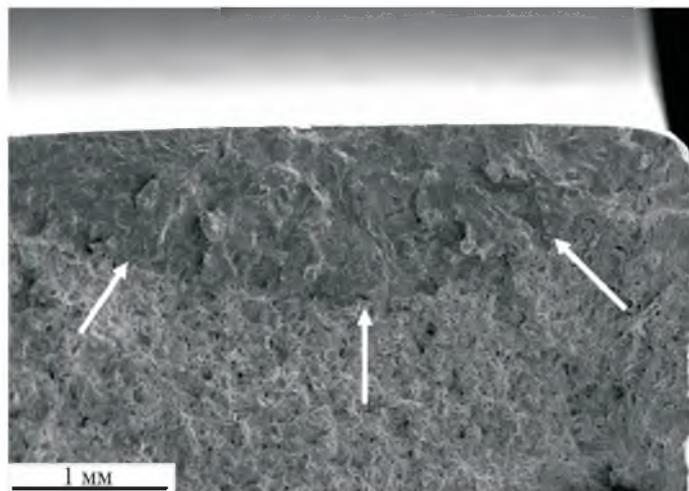


Рис. 1. Фронт усталостной трещины при падении собственной частоты колебаний образца на 1% (указан стрелками).

**Результаты и их обсуждение.** Исходные спрессованные заготовки имели достаточно низкую плотность (70...75% теоретической). Однако при нагреве и изотермической выдержке при 1350°C плотность достаточно быстро возрастала и достигала 4,394 г/см<sup>3</sup>, что соответствовало относительной плотности 98,3%. Плотность гидрида титана меньше, чем титана, не содержащего водород, поэтому повышение плотности при нагреве связано не только со спеканием порошковых частиц, но и с процессами распада гидрида титана и обезводороживания титановой составляющей. Термодинамические расчеты свидетельствуют, что выделяющийся при распаде гидрида титана водород, если он находится в атомарном состоянии, способен восстанавливать окислы алюминия и, возможно, титана [6]. Анализ показал, что после спекания содержание кислорода (0,26%) и азота (0,047%) находится ниже предельных значений, способных вызывать охрупчивание, содержание водорода (0,0018%) указывает на его практически полный выход из материала при спекании в вакууме. Химический состав практически отвечал расчетному: Ti-5,8Al-4,0V.

Химическая гомогенность, т.е. трансформация исходной многофазной смеси в сплав заданного состава, достигается в течение нескольких часов. Наиболее медленно происходит диффузионное растворение частиц ванадийсодержащей лигатуры. Полученная микроструктура пластинчатого типа (рис. 2,а) характеризуется относительно мелким по сравнению с аналогич-

ными структурами литейного происхождения зерном  $\beta$ -фазы размером около 100 мкм. Границы  $\beta$ -зерен практически всегда декорированы  $\alpha$ -фазой в виде непрерывного слоя. Остаточные поры имеют форму, близкую к сферической. Наиболее типичными являются мелкие поры размером около 10 мкм, хотя, как следует из приведенной на рис. 2,б гистограммы, встречаются и единичные крупные поры размером 50–60 мкм, возникшие, очевидно, из-за наличия инородных включений в исходном порошке (рис. 2,в). Как будет показано ниже, наличие таких аномально крупных пор вблизи поверхности образца оказывает отрицательное влияние на сопротивление материала усталостному разрушению.

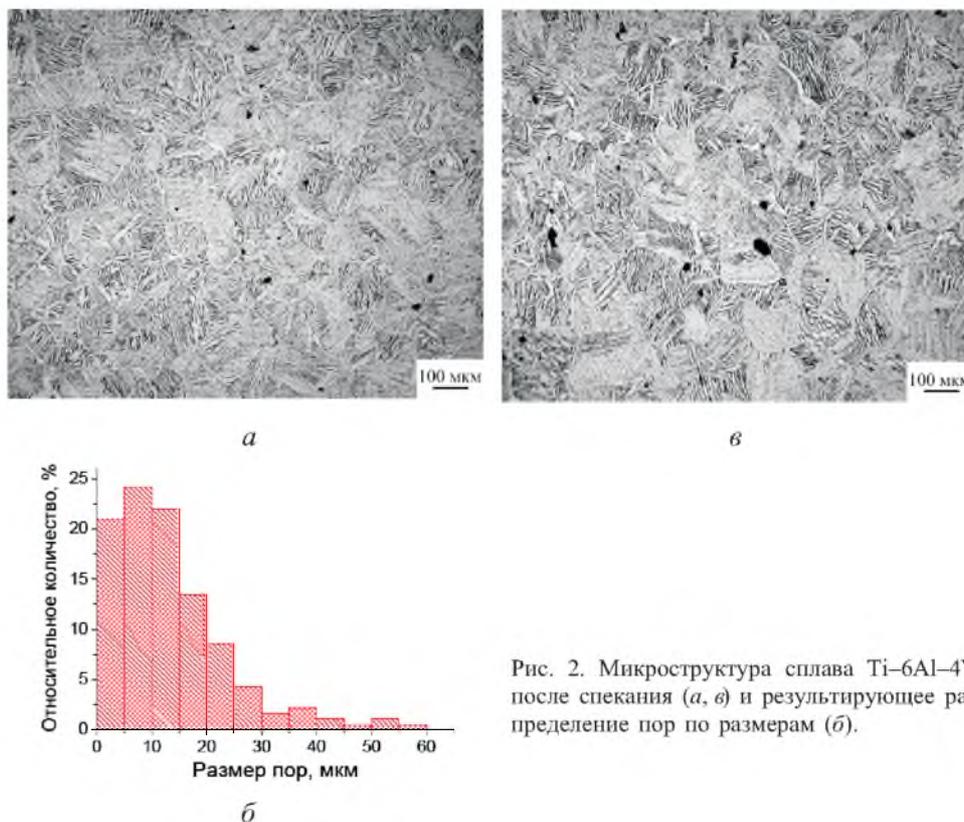


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti-6Al-4V после спекания (а, в) и результирующее распределение пор по размерам (б).

Механические характеристики полученного материала при растяжении следующие: предел текучести  $\sigma_{0,2} = 920...960$  МПа, предел прочности  $\sigma_B = 1020...1040$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 5,3...5,7\%$ , относительное сужение  $\psi = 23...25\%$ . Некоторое превышение кислорода в сплаве приводит к более высоким по сравнению со стандартными значениям пределов прочности и текучести при соответствующем снижении пластических характеристик, которые, однако, остаются на вполне приемлемом для практического использования уровне.

Результаты испытаний на усталость приведены на рис. 3. Как отмечалось выше, образцы испытывали в двух состояниях: с острыми и скругленными кромками. Кроме того, для сравнения испытывали монолитные

образцы сплава того же состава после отжига в  $\beta$ -области. Такая термообработка позволила получить идентичную внутризеренную пластинчатую микроструктуру с тем лишь отличием, что размер  $\beta$ -зерен был существенно выше (на уровне 500 мкм). Как видно, наличие концентратора напряжений оказывает значительное влияние на сопротивление усталости сплава после ПМ. Предел выносливости образцов со скругленными кромками достигает 450...500 МПа; наличие концентратора напряжений (острые кромки) приводит к его снижению до 350 МПа. В то же время для монокристаллических образцов наличие концентратора напряжений незначительно влияет на предел выносливости. Например, для монокристаллических образцов со скругленными и острыми кромками число циклов до разрушения при 650 МПа достаточно близкое. Тем не менее при отсутствии искусственно созданных концентраторов напряжений предел выносливости порошкового и монокристаллического материалов практически одинаков. Следовательно, можно утверждать, что использованный в данной работе и ранее [7–9] подход к синтезу титановых сплавов методом ЭПС позволяет получить материал, обладающий не только достаточно высокими свойствами при статическом нагружении, но и вполне приемлемым сопротивлением усталости.

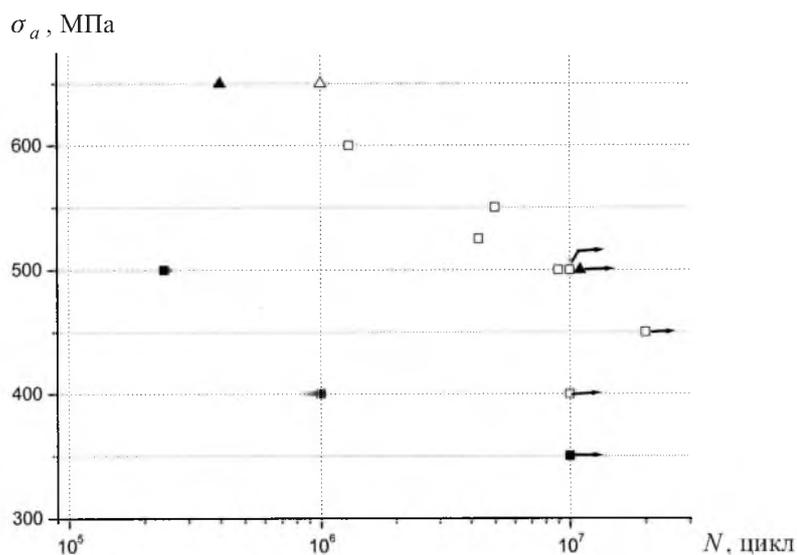


Рис. 3. Результаты испытаний на усталость сплава Ti-6Al-4V в различных состояниях: □ – ПМ, скругленные кромки; ■ – ПМ, острые кромки; △ – литой, скругленные кромки; ▲ – литой, острые кромки.

Для выяснения механизмов усталостного разрушения образцов после ПМ и определения микроструктурных факторов, ответственных за образование в них трещин критического размера, были проведены фрактографические исследования. Типичные микрофотографии поверхностей разрушения представлены на рис. 4, 5. Видно, что в большинстве случаев разрушение инициируется с поверхности. Как известно, состояние поверхности имеет немаловажное значение при испытаниях на усталость, особенно в условиях поперечного изгиба. Преимущественными местами возникновения

усталостных трещин критического размера в материале после ПМ служат единичные крупные поры, выходящие на поверхность образцов. Такие поры, являясь эффективными концентраторами напряжений, значительно снижают пороговую энергию, необходимую для зарождения усталостных трещин. Так, на рис. 4 местом зарождения трещины, вызвавшей разрушение образца, послужили две крупные слившиеся поры, выходящие на поверхность рабочей части. Наличие крупных пор в конкретных образцах, по-видимому, – определяющий фактор, оказавший влияние также на разброс результатов испытаний на усталость (рис. 3). В то же время разрушение образцов с нескругленными кромками инициировалось, как правило, именно на кромках, т.е. на искусственных концентраторах напряжений (рис. 5).

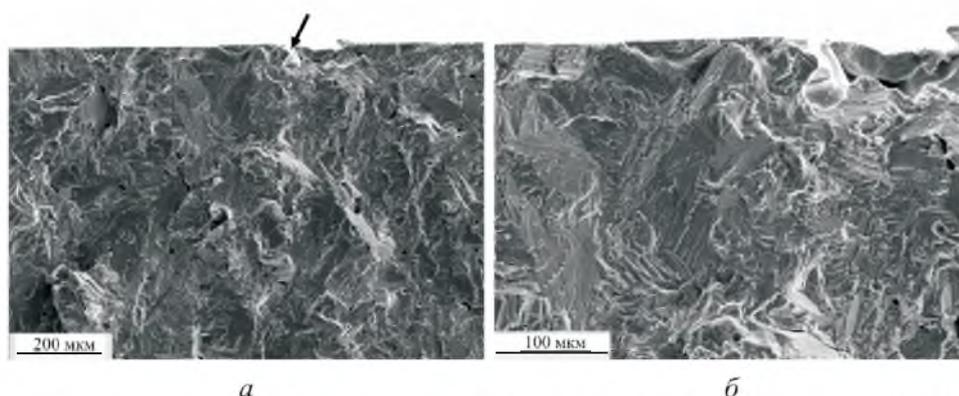


Рис. 4. Поверхность разрушения образца после ПМ со скругленными кромками,  $\sigma_a = 500$  МПа,  $N_f = 1 \cdot 10^7$  цикл. (Здесь и на рис. 5 стрелками указано место зарождения трещины.)

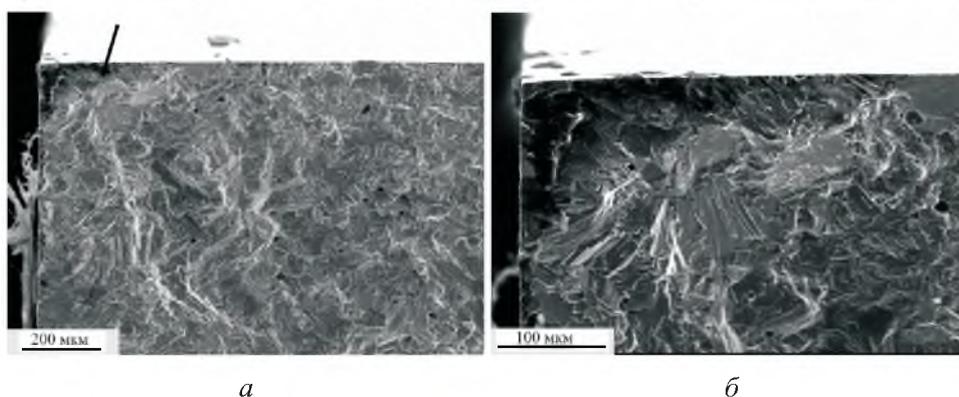


Рис. 5. Поверхность разрушения образца после ПМ с нескругленными кромками,  $\sigma_a = 400$  МПа,  $N_f = 1 \cdot 10^6$  цикл.

Тот факт, что вопреки ожиданиям предел выносливости порошкового сплава при отсутствии искусственных концентраторов напряжений практически не отличается от такового монолитного, может быть объяснен особенностями микроструктуры, в частности различием среднего размера  $\beta$ -зерен. Как отмечалось выше, в монолитном материале  $\beta$ -зерно примерно в пять раз крупнее, чем в порошковом. Сопротивление усталости определяется длиной пробега дислокаций. Последняя, в свою очередь, зависит от таких микро-

структурных параметров, как размер внутризеренных колоний  $\alpha$ -фазы, длина отдельных ее пластин или зернограничных прослоек, которые неблагоприятно ориентированы по отношению к приложенным напряжениям. Диапазон влияния указанных параметров для монолитного материала значительно больше. Это приводит к тому, что зарождение и распространение усталостных трещин на ранних стадиях происходит при относительно низких напряжениях. Аналогичное влияние размера  $\beta$ -зерен на сопротивление усталости титановых сплавов с пластинчатой микроструктурой наблюдалось ранее (например, [12]). С другой стороны, в монолитном материале априори отсутствуют поры, которые оказывают отрицательное влияние на сопротивление усталости порошкового материала. Очевидно, вышеуказанные факторы взаимно компенсируют друг друга, в результате чего пределы выносливости порошкового и литого материалов близки.

Результаты микроструктурного анализа показали, что средний размер пор в порошkovом материале (рис. 2,б) равен 10 мкм. Это позволило провести расчет предела выносливости указанного материала согласно зависимости, предложенной в работах [10, 11, 13–17]:

$$\sigma_{-1} = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}},$$

где  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости гладкого образца;  $\Delta K_{th\,eff} \cong BE$  – размах эффективного порогового коэффициента интенсивности напряжений;  $B$  – коэффициент пропорциональности, равный  $1,6 \cdot 10^{-5} \text{ м}^{-1/2}$  для титановых сплавов [15];  $E$  – модуль упругости;  $Y$  – функция, учитывающая геометрические размеры трещины и тела, а также условия нагружения ( $Y = 1,99$  для изгиба);  $d$  – линейный размер структурного параметра.

Поскольку наиболее крупные поры не всегда выходят на поверхность рабочей части образцов, и данная модель является статистической, в качестве критического структурного параметра для порошкового материала использовался средний размер пор (10 мкм). При этом расчетное значение  $\sigma_{-1}^p = 316$  МПа, в то время как экспериментальные  $\sigma_{-1}^p = 350...450$  МПа. Данные расчета и эксперимента удовлетворительно коррелируют между собой, еще раз подтверждая корректность использованной модели для прогнозирования предела выносливости материала.

**Заключение.** Полученные результаты свидетельствуют, что сплав Ti-6Al-4V, синтезированный по наиболее простой и соответственно дешевой технологии порошковой металлургии, включающей только процессы пресования и спекания элементарных порошковых смесей, обладает достаточно высокой прочностью при циклическом нагружении, несмотря на наличие остаточных пор. Использование предложенной порошковой технологии позволяет значительно понизить стоимость производства титановых сплавов и изделий из них при удовлетворительном комплексе механических свойств, приемлемом для практического применения.

Экспериментальные значения предела выносливости порошкового материала хорошо согласуются с расчетными.

## Резюме

Досліджуються утомні характеристики сплаву Ti–6Al–4V, синтезованого за найпростішою технологією порошкової металургії, яка включає лише операції пресування та спікання елементарних порошкових сумішей на основі гідриду титану. Порошковий матеріал має відносно дрібні зерна  $\beta$ -фази, що, незважаючи на наявність залишкових пор, призводить до досить високої границі утоми (500 МПа), яка близька до границі утоми відповідного литого сплаву. Місцями зародження тріщин від утомленості в порошковому сплаві є такі концентратори напружень: найбільш крупні пори, що виходять на поверхню робочої частини зразків. Застосування даної порошкової технології дозволяє при значному зниженні вартості виробництва титанових сплавів та виробів із них отримувати задовільні статичні і динамічні механічні характеристики, прийнятні для практичного використання.

1. Froes F. H. and Eylon D. Powder metallurgy of titanium alloys – a review // Titanium Technology: Present Status and Future Trends // Eds. F. H. Froes, D. Eylon and H. B. Bomberger. – Warrendale, 1985. – P. 49 – 59.
2. Hagivara M., Kaieda Y., Kawade Y., and Miura S. Property enhancement of  $\alpha$  –  $\beta$  titanium alloys by blended elemental P/M method // Titanium 92, Science and Technology: Proc. 7 World Conf. on Titanium. – Warrendale, 1993. – 1. – P. 887 – 894.
3. Fujii H., Takahashi K., Fujisawa K., et al. Low cost process of blended elemental powder metallurgy // Titanium 95, Science and Technology: Proc. 8 World Conf. on Titanium. – London, 1996. – 1. – P. 2547 – 2554.
4. Abkowits S. and Rowell D. Superior fatigue properties for blended elemental P/M Ti–6Al–4V // J. Met. – 1986. – Aug. – P. 36 – 39.
5. Froes F. H., Cooke C. M., Eylon D., et al. Grain growth in blended elemental Ti–6Al–4V powder compacts // Proc. 6 World Conf. on Titanium. – Paris, 1989. – P. 1161 – 1166.
6. Ivasishin O. M., Demidik A. N., and Savvakina D. G. Phase transformations on synthesis of titanium aluminides from TiH<sub>2</sub> and Al powders // Titanium 95, Science and Technology: Proc 8 World Conf. on Titanium. – London, 1996. – 1. – P. 440 – 447.
7. Ivasishin O. M., Anokhin V. M., Demidik A. N., and Savvakina D. G. Cost-effective blended elemental powder metallurgy of titanium alloys for transport application // Key Eng. Materials. – 2000. – 188. – P. 55 – 62.
8. Ивасишин О. М., Саввакин Д. Г., Бондарева К. А. и др. Синтез сплава Ti–6Al–4V с низкой остаточной пористостью методом порошковой металлургии // Порошк. металлургия. – 2002. – № 7-8. – С. 54 – 64.
9. Ivasishin O. M., Savvakina D. G., Moxson V. S., et al. Titanium powder metallurgy for automotive components // Materials Techn. & Adv. Perform. Materials. – 2002. – 17, No. 1. – P. 20 – 25.

10. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Герасимчук О. Н. и др. Сопrotивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава BT3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 1. Методика исследования и экспериментальные результаты // Пробл. прочнoсти. – 1995. – № 5-6. – С. 3 – 11.
11. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Герасимчук О. Н. и др. Сопrotивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава BT3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 2. Методика учета влияния структуры на предел выносливости // Там же. – С. 12 – 17.
12. Lindemann J., Berg A., and Wagner L. HCF-behavior of TIMETAL 1100: Fully lamellar vs. duplex microstructures // Titanium 95, Science and Technology: Proc. 8 World Conf. on Titanium. – London, 1996. – 2. – P. 1187 – 1194.
13. Ивасишин О. М., Марковский П. Е., Герасимчук О. Н. и др. Влияние термомеханической обработки на сопротивление усталости титанового сплава BT3-1 // Пробл. прочнoсти. – 1992. – № 6. – С. 12 – 19.
14. Богуслаев В. А., Ивасишин О. М., Герасимчук О. Н. и др. Оптимизация физико-механических свойств конструкционных и жаропрочных титановых сплавов путем регламентации режимов термомеханической и термической обработок // V Научн.-техн. конф. “Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий”: Тез. докл. – Запорожье, 1992. – С. 92.
15. Liaw P. K., Leax T. R., and Logston W. A. Near threshold fatigue crack growth behavior in metals // Acta Met. – 1983. – 31, No. 10. – P. 1581 – 1587.
16. Троценко В. Т., Покровский В. В., Подколызин В. Ю., Ясний П. В. Влияние асимметрии цикла нагружения и прочностных характеристик на циклическую трещиностойкость конструкционных сплавов с учетом явления закрытия трещины // Пробл. прочнoсти. – 1991. – № 10. – С. 17 – 25.
17. Троценко В. Т. Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении. Сообщ. 2. Прогнозирование пределов выносливости и развития усталостных трещин // Там же. – 1998. – № 5. – С. 5 – 11.

Поступила 20. 01. 2003