

УДК 669.295

Павленко Д. В.¹, Коваленко Т. А.², Овчинников А. В.¹

¹ Запорожский национальный технический университет. Украина, г. Запорожье

² АО «Мотор Сич». Украина, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Приведены результаты исследования структуры и свойств жаропрочного титанового сплава VT8M-1 в субмикрокристаллическом состоянии, подверженного термическому воздействию. Установлено, что рабочая температура деталей из сплава с субмикрокристаллической структурой не должна превышать 550°, а температура отжига для формирования структуры стандартного типа составляет 650 °С.

Ключевые слова: жаропрочный титановый сплав; интенсивная пластическая деформация; винтовая экструзия; структура; температура; полиморфное превращение; рекристаллизация; отжиг.

1. Введение

В современных экономических условиях важным фактором успешного развития авиационной отрасли является надежное обеспечение материалами. Принимая во внимание большой объем титана и его сплавов, используемых в конструкции авиационных двигателей, разработка и исследование ресурсосберегающей технологии получения титановых полуфабрикатов и изготовления из них нагруженных деталей газотурбинных двигателей (ГТД) является актуальной задачей.

Одними из наиболее часто применяемых сплавов для производства лопаток компрессора современных газотурбинных двигателей являются сложнолегированные жаропрочные титановые сплавы, рабочие температуры которых находятся в пределах 450...550 °С [1]. Сплав VT8M-1 относят к группе деформируемых жаропрочных двухфазных ($\alpha+\beta$)-сплавов мартенситного класса. Высокий уровень эксплуатационных свойств в этом сплаве обеспечивается сложным легированием (табл. 1) и формированием микроструктуры определённого типа (зачастую, бимодальной либо равноосной).

Несмотря на высокие характеристики удельной прочности и стойкости к коррозии, к недостаткам титановых сплавов следует отнести высокую стоимость, которая связана с особенностями технологии их получения. Использование методов порошковой металлургии позволяет существенно сократить стоимость заготовок по сравнению с заготовками из сортового проката, а также с литыми. Однако, основными препятствиями к активному внедрению методов порошковой металлургии в авиационном двигателестроении является остаточная пористость и ликвация легирующих элементов, приводящие к снижению комплекса функциональных свойств изделий. Преимущества и недостатки порошковой металлургии, в сравнении с традиционными способами получения сплавов, хорошо известны и описаны в литературе [2, 3, 4].

Учитывая выше описанные особенности изготовления и применения титановых сплавов, разработана новая, ресурсосберегающая технологии [5, 6, 7]. Снижение стоимости получения полуфабрикатов в этой технологии предложено достигать за счет применения комплекса мероприятий, включающих операции компактирования и консолидации порошков методами порошковой металлургии, уstra-

Таблица 1

Химический состав титанового сплава VT8M-1 по ОСТ 1 90013-81

Сплав	Массовая доля химических элементов, %					
	Ti	Al	Mo	Si	Fe	Zr
VT8M-1	осн.	5,5	4,0	0,25	≤0,3	≤0,3

нения остаточной пористости и дефектов посредством интенсивной пластической деформации (ИПД), и обеспечения высокого уровня механических свойств за счет формирования субмикросталлической структуры (СМК). При этом структура полуфабрикатов, полученных по указанной схеме, идентична структуре компактных заготовок подвергнутых ИПД [8].

Перспективным объектом применения для полуфабрикатов титановых сплавов, синтезированных из порошков, являются детали ротора и статора ГТД. Однако, в связи с термодинамической нестабильностью сплавов после ИПД, и температурным режимом работы деталей ГТД, для их успешного применения необходимо провести комплекс исследований по изучению влияния больших деформаций и температуры на эволюцию структуры и свойств.

2. Анализ публикаций

Известно, что металлы и сплавы, подверженные ИПД, находятся в состоянии, в котором происходят качественные изменения комплекса свойств [9]. Считается, что основными причинами таких изменений являются преобладание зерен субмикросталлического размера, большая доля высокоугловых границ, повышение гомогенности сплавов, а также формирование кристаллографической текстуры. Немаловажным, с точки зрения эксплуатации изделий из сплава ВТ8М-1 в СМК состоянии, являются особенности изменения структуры под воздействием теплового фактора.

В различных исследованиях материалов в нано- и субмикросталлическом состояниях нет однозначной оценки относительно их термической стабильности. Так, в работе [10] высказаны прогнозы о возможно большей термической стабильности наноструктур по сравнению с крупнозернистыми материалами. Эти предположения основаны на сдерживающей роли тройных стыков, доля которых увеличивается с уменьшением размера зерна, и вследствие чего рост очень мелких зерен может оказаться термодинамически невыгодным. В исследованиях нанозернистых сталей, меди, алюминия [11, 12, 13, 14] зерна, сформировавшиеся после холодной ИПД, относят к равновесным микроструктурам со значительной взаимной разориентировкой. В тоже время авторы публикаций [15, 16, 17] дают противоположную оценку относительно термической устойчивости нано- и ультрамелкозернистых материалов, говоря о формировании не высокоугловых, а деформационных, условно равновесных, фрагментов. Такой же вывод был сделан и в работах [10, 18], в которых отмечалось, что особенностью нано- и СМК материалов, полученных деформационными методами, является неравно-

весное структурное состояние. Неравновесные границы зерен служат источником для больших упругих напряжений, другим источником служат тройные стыки зерен. Дислокации создают дальнедействующие поля напряжений, которые концентрируются вблизи границ и тройных стыков зерен, приводят к возникновению упругих искажений кристаллической решетки титана, что является причиной избыточной энергии этих границ.

В некоторых публикациях [15, 16] высказывались предположения, что для повышения конструктивной прочности металлических материалов необходимо в мелком рекристаллизованном зерне создавать устойчивые дислокационные построения на уровне мезоструктур (в пределах 1 мкм), позволяющих облегчить субмикрорелаксации опасных пиков внутренних напряжений, что является особенно актуальным для сплавов после обработки методами ИПД. Несмотря на ряд работ, посвященных исследованию термической стабильности жаропрочных титановых сплавов [19, 20], вопрос о выборе режимных параметров термических операций для деталей, полученных из смеси порошковых компонентов с применением методов интенсивной пластической деформации, остается дискуссионным.

Таким образом, определение температуры рекристаллизации и режимов термической обработки титановых СМК сплавов после ИПД на сегодняшний день является актуальной задачей, и может обеспечить повышение характеристик пластичности и стабилизацию структуры получаемых материалов при сохранении высокой прочности.

Целью настоящей работы являлось изучение и анализ изменений структуры сплава ВТ8М-1, подверженного интенсивной пластической деформации и термическому воздействию.

3. Материалы и методы исследований

Влияние термического воздействия на сплав ВТ8М-1 с субмикросталлической структурой изучали на призматических образцах размером 18 × 28 × 70 мм. Субмикросталлическую структуру в исходных образцах, изготовленных из деформированных прутков, формировали путем интенсивной пластической деформацией методом винтовой экструзии (ВЭ) [21] при температурах ниже температуры начала рекристаллизации. В процессе исследования изучали влияние ИПД на изменение структурного состояния наиболее деформированных, периферийных участков образцов, степень деформации которых составляла 12...15 единиц (рис. 1).

Для определения температуры полиморфного превращения титановых сплавов использовали метод пробных закалок [22]. Сущность метода



Рис. 1. Образцы из сплава VT8M-1 после ВЭ

состояла в фиксировании изменений структуры материала с повышением температуры нагрева под закалку. По мере повышения температуры нагрева под закалку в $\alpha+\beta$ -область, т.е. до температуры превращения, в структуре отмечалось уменьшение количества первичной α -фазы и появление игольчатых выделений внутри первичного β -зерна. При закалке из β -области, т.е. с температуры выше температуры превращения, структура сплава представляла собой полиэдрические зерна первичной β -фазы с игольчатым внутризерненным строением.

Методика определения $T_{\text{ин}}$ заключается в следующем: из исходного прутка и заготовки после ИПД вырезали по 8...10 образцов размерами $10 \times 10 \times 10$ мм. В печь, разогретую до температуры закалки, помещали один образец. Температура нагрева под закалку следующего образца была выше на 10°C . Время выдержки образца в печи составляло 20 мин. после выхода печи на заданную температуру. Охлаждение образцов производили в воде. Перед изготовлением микрошлифов с целью удаления газонасыщенного слоя с поверхности образцов снимали механической обработкой (фрезерованием) слой 1,5 мм. За $T_{\text{ин}}$ принимали среднюю температуру между температурой закалки, после которой еще остаются участки первичной α -фазы, и температурой закалки, после которой фиксируются только зерна первичной β -фазы.

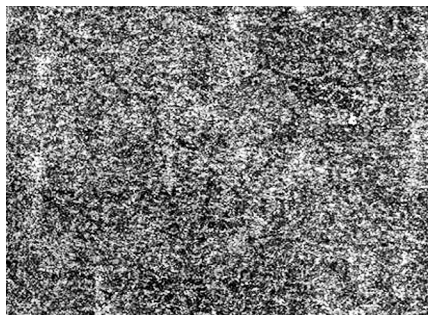
4. Результаты исследований

Исследование микроструктуры позволило установить, что винтовая экструзия приводит к измельчению структурных составляющих до ~ 1 мкм (рис. 2).

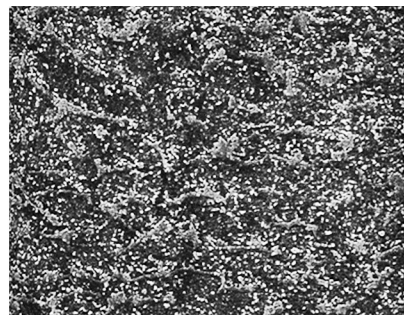
Воздействие на сплав теплового фактора приводит к процессам эволюции структуры. Так, в образцах с исходной субмикроструктурной структурой (рис. 3, а) после закалки с 920°C и 930°C частично произошло ($\alpha \rightarrow \alpha'$)-превращение, при этом объемная доля α -фазы первичной составляла 60...70% (рис. 3, б, в). Закалка с 940°C обеспечила практически полное завершение ($\alpha \rightarrow \alpha'$)-превращения, количество оставшейся первичной α -фазы в образце не превышало 5% (рис. 3, г). Резкое уменьшение количества α -фазы свидетельствовало о закалке сплава из ($\alpha+\beta$)-области вблизи температуры фазового превращения. После закалки с 950°C и 960°C в микроструктуре образцов фиксировалась только α' -фаза игольчатой морфологии, первичной α -фазы обнаружено не было (рис. 3, д, е), что соответствовало закалке сплава с температур β -области.

Таким образом, температура полного фазового перехода субмикроструктурного сплава VT8M составила 945°C , что на 10°C ниже $T_{\text{пп}}$ крупнозернистой заготовки и в среднем на 40°C ниже температур, представленных в справочных данных ($960...1010^\circ\text{C}$) [23, 24, 25].

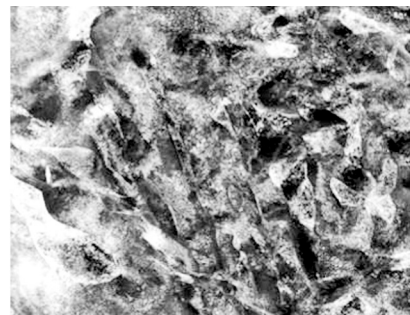
Для оценки влияния температуры отжига на механические свойства субмикроструктурного сплава VT8M-1 исследовали образцы как в крупнокристаллическом (исходном), так и в СМК состояниях после термической обработки. Оценивали влияние температурных режимов термообработки на стабилизацию субмикроструктурной структуры, полученной интенсивной пластической деформацией, повышение характеристик пластичности и обеспечение прочности. Механические свойства образцов, полученных после ИПД, определяли как при нормальной температуре, так и при повышенной (кратковременная прочность). В качестве температуры испытаний выбрана максимальная температура эксплуатации лопаток компрессора



$\times 1000$



$\times 5000$



$\times 10000$

Рис. 2. Структура сплава VT8M-1 после ВЭ

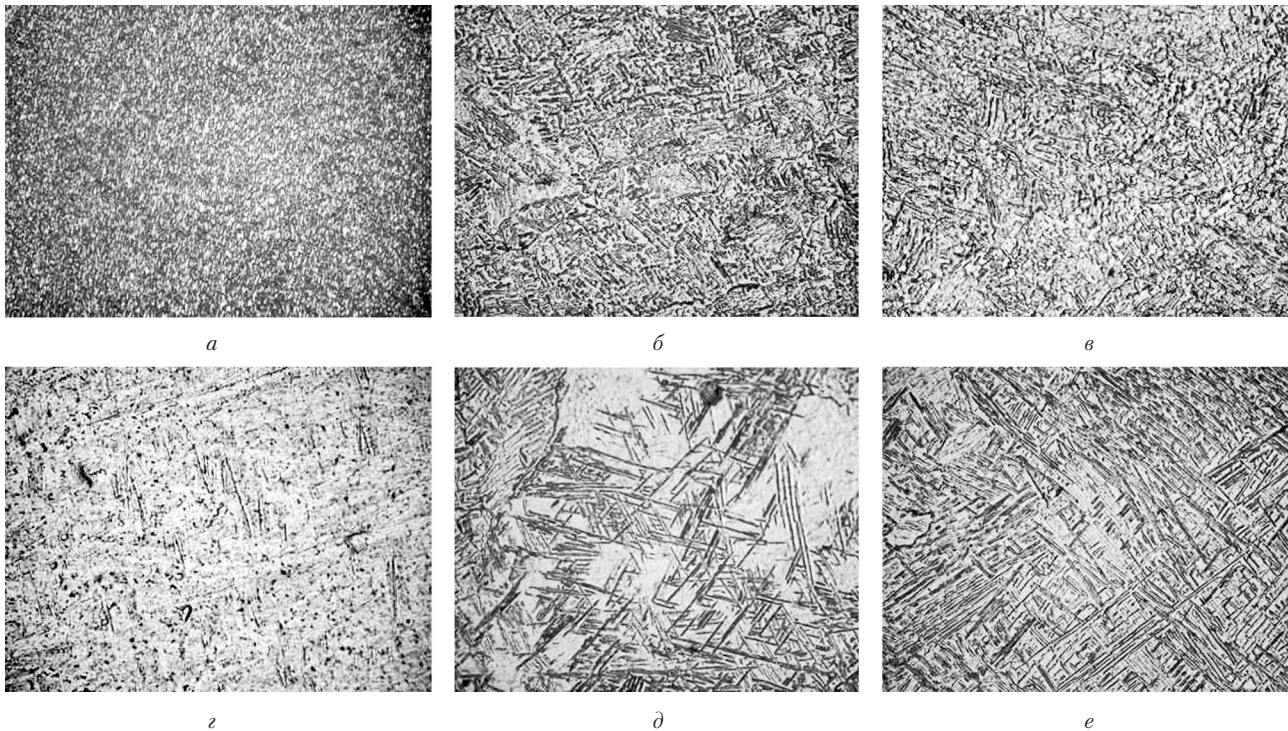


Рис. 3. Микроструктура субмикроструктурного сплава VT8M-1 после закалки с различных температур, $\times 500$:
a – исходное состояние; *б* – закалка с 920 °С; *в* – закалка с 930 °С; *г* – закалка с 940 °С; *д* – закалка с 950 °С; *е* – закалка с 960 °С

ра низкого давления короткоресурных ГТД, составляющая 450 °С (табл. 2).

Стандартный режим термообработки сплава VT8M-1 заключается в двойном ступенчатом отжиге: первый отжиг проводится при температуре ниже $T_{\text{мн}}$ на 30...50 °С с последующим охлаждением на воздухе, второй отжиг – при температуре $T = 550$ °С. При $(T_{\text{мн}} - 30)$ °С происходит насыщение твердого раствора β -фазы легирующими элементами, растет зерно β -фазы, увеличивается ее объемная доля, а количество α -фазы соответственно уменьшается. После отжига при температуре 550 °С структура титановых сплавов состоит из первичной α -фазы и β -фазы, из которой выделяются дисперсные выделения вторичной α -фазы. Таким образом формируется стандартная микроструктура двухфазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава с дисперсными частицами вторичной α -фазы размером не более 1 мкм.

Учитывая, что температуры начала рекристаллизации и температуры ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращения в двухфазных титановых сплавах с СМК структурой отличаются от аналогичных значений, свой-

ственных сплавам в крупнокристаллическом состоянии, стандартные температурные режимы термообработки не могут быть применены к сплавам, подвергнутым ИПД. В связи с этим исследовали влияние температуры отжига на структуру и свойства титановых сплавов с субмикроструктурной структурой. Металлографический анализ позволил установить, что до температуры нагрева 550 °С заметных изменений в микроструктуре сплава не происходило: микроструктура аналогична микроструктуре после интенсивной пластической деформации (рис. 4, *a–в*). После отжига при 650 °С укрупнились частицы α - и β -фаз (рис. 4, *г*), а с температур 750...850 °С количество α -фазы уменьшалось, а соответственно β -фазы – увеличивалось от ~50% в исходном состоянии до ~70% – после отжига при 850 °С и 100% – при температурах выше 950 °С. Нагрев при 950 °С обусловил после охлаждения формирование тонкопластинчатой структуры внутри β -превращенных зерен, что свидетельствовало о нагреве до температур выше $T_{\text{мн}}$ (рис. 4, *д, е*). Из полученного набора мик-

Таблица 2

Механические свойства субмикроструктурного сплава VT8M после ИПД методом винтовой экструзии

σ_b^{20} , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	σ_b^{450} , МПа
1143±40	8,6±1,4	43,6±3,5	33,5±2,7	514±3

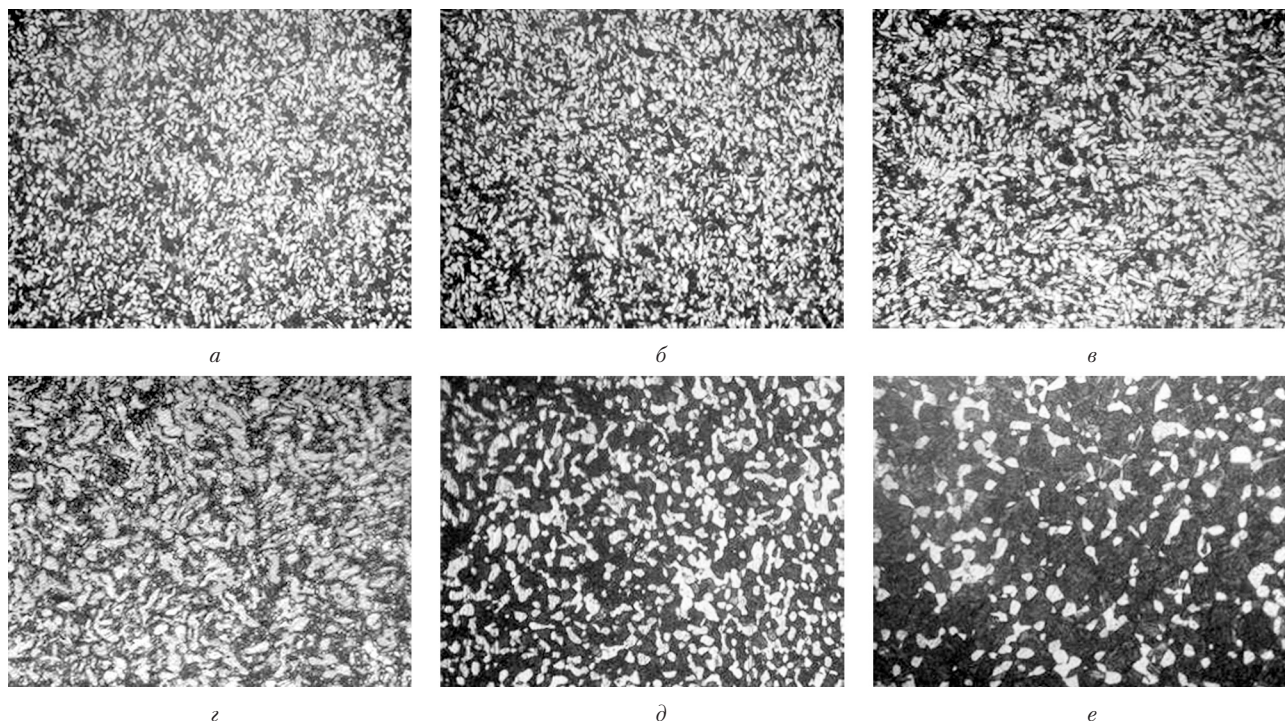


Рис. 4. Микроструктура сплава VT8M-1 после ВЭ и отжига, $\times 500$:
a – отжиг 350 °C; *б* – отжиг 450 °C; *в* – отжиг 550 °C; *з* – отжиг 650 °C; *д* – отжиг 750 °C; *е* – отжиг 850 °C

роструктур видно, что уже при 550...750 °C из СМК структуры в сплаве VT8M-1 формируется стандартная микроструктура бимодального типа, в то время как для ее получения по стандартной технологии требуется высокотемпературный нагрев вблизи температур β -области ($T_{\text{ш}} - 30$ °C) с последующим отжигом при 550 °C.

Исследование при более высоких разрешениях позволило установить, что при нагреве до 550 °C в структуре β -фазы слабо различимы отдельные составляющие вторичной α -фазы и β -прослойки, однако уже при 750...850 °C последние четко просматриваются и при 950 °C в микроструктуре преобладает пластинчатая составляющая, глобули α -фазы практически сливаются с вторичными

выделениями, с повышением температуры отжига наблюдали рост пластин β -превращенного зерна (рис. 5).

Таким образом, пластинчатая составляющая в микроструктуре отожженных СМК-сплавов образовывалась при более низких температурах, что подтверждало снижение их температуры ($\alpha \rightarrow \beta$)-фазового превращения. По-видимому, интенсивная пластическая деформация способствует интенсивному и равномерному распаду участков β -твердого раствора при более низких температурах, чем стандартный отжиг. Результаты испытаний механических свойств сплава VT8M-1 с СМК структурой при нормальной и повышенной температурах после отжига приведены в табл. 3.

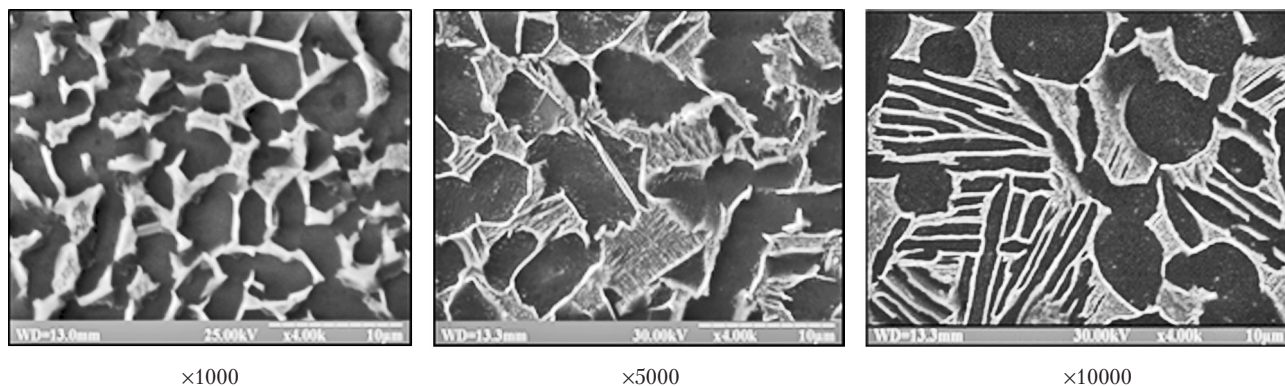


Рис. 5. Микроструктура образцов из сплава VT8M-1 после ВЭ и отжига, $\times 1500$:
a – отжиг 650 °C; *б* – отжиг 750 °C; *в* – отжиг 950 °C

Влияние температуры отжига на механические свойства сплава ВТ8М-1 в субмикроструктурном состоянии

$T_{\text{отжига}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b^{20}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	КСУ, Дж/см ²	$\sigma_b^{450}, \text{МПа}$
350	1100...1210	6...7	32...35	35...40	400...412
450	1010...1050	7...10	42...45	38...40	400...412
650	1035...1095	15...20	47...51	45...55	550...670
750	810...895	15...20	47...51	45...55	550...670
850	605...750	20...25	49...52	52...55	546...670
950	555...620	18...25	40...55	57...60	548...675

Примечание: Время выдержки при температуре отжига для каждого образца составляло 40 мин., охлаждение — на воздухе.

5. Выводы

Фрагментация структуры сплава оказывает влияние на критические точки α - и $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов. Для сплава ВТ8М-1 при формировании структурных составляющих в пределах 1 мкм снижаются температуры рекристаллизации на 180 °С и полиморфного ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения, что можно объяснить ускоряющим влиянием деформации и увеличением скорости диффузионных процессов при нагревании из-за снижения энергии активации после ИПД, уменьшения размера зерен и толщины их границ. При этом рабочая температура деталей, изготавливаемых из сплава ВТ8М-1 с субмикроструктурной структурой не должна превышать 550 °С. Отжиг при 650 °С для сплава ВТ8М позволил сформировать структуры стандартного (равноосного, бимодального) типа.

Таким образом, установлено, что рабочая температура лопаток компрессора короткоресурсных ГТД не превышает температуру структурно-фазовых превращений в сплаве ВТ8М-1 с СМК структурой, что позволяет использовать полуфабрикаты, получаемые по технологии интенсивной пластической деформации, для производства лопаток.

Литература

- [1] Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов М: «Металлургия», 1980. — 434 с.
- [2] Ивасишин О.М. Синтез сплава Ti-6Al-4V с низкой остаточной пористостью методом порошковой металлургии О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, Ф. Фроес, В.С. Моксон, К.А. Бондарева. // Порошковая металлургия. — 2002. — №7/8. — С. 54 — 64.
- [3] Ивасишин О.М. Экономичная технология получения титановых деталей методом порошковой металлургии [Текст] / О.М. Ивасишин, А.П. Шпак, Д.Г. Саввакин. // «Титан». — 2006. — №1. — С. 31 — 39.
- [4] Ивасишин О.М. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения [Текст] / О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, К.А. Бондарева, В.С. Моксон, В.А. Дузь // Наука та іновациі. — 2005. — Т 1. №2. — С. 44 — 57.
- [5] Павленко Д.В. Альтернативные схемы технологического процесса получения полуфабрикатов для лопаток ГТД методами порошковой металлургии / Д.В. Павленко // Технологические системы. — 2014. — №4. — С. 51 — 57.
- [6] Павленко Д.В., Овчинников А.В. Ресурсосберегающая технология получения деформированных полуфабрикатов для авиационной техники на основе метода интенсивной пластической деформации // XVI International scientific conference New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering, Czestochowa. — 2015. — С. 205 — 208.
- [7] Павленко Д.В. Технично-економічні аспекти технологічних схем отримання заготовок з титанових сплавів для лопаток ГТД / Д.В. Павленко, А.В. Овчинников // Вестник двигателестроения. — 2014. — №1. — С. 98 — 103.
- [8] Павленко Д.В. Влияние исходного состояния титановых полуфабрикатов, подверженных интенсивной пластической деформации, на структуру и свойства / Д.В. Павленко, А.В. Овчинников // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2015. — Т.51 №1. С. 50 — 58.
- [9] D. Jia, Y. M. Wang, K. T. Ramesh, E. Ma, Y T. Zhu, R. Z. Valiev Deformation behavior and plastic instabilities of ultrafine-grained titanium // Applied physics letters. — 2001. — Vol. 79, №5. — P.611 — 613.
- [10] Андриевский Р.А. Современные проблемы наноструктурного материаловедения / Р.А. Андриевский // Наноструктурное материаловедение. — 2005. — № 1. — С.5 — 13.
- [11] Влияние термоводородной обработки на структуру, механические и технологические свойства литых полуфабрикатов из сплава ВТ20Л / А.М. Мамонов, В.С. Спектор, С.В. Скворцова и др. // Титан. — 2008. — № 4. — С. 14 — 18.
- [12] Равноканальное угловое прессование по схеме con-form длинномерных наноструктурных полуфабрика-

- тов из титана / Г.И. Рааб, Р.З. Валиев // Кузнечно-штамповое производство. — 2008. — № 1. — С. 21 — 26.
- [13] Ю.И. Головин. Наноматериалы и нанотехнологии / Головин Ю.И. // Справочник. Инженерный журнал. — 2006. — № 1. — С. 2 — 8, 10 — 11.
- [14] Формирование субмикроструктурной структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства / Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, С.П. Малышева [и др.] // МиТОМ. — 2006. — № 2. — С. 19 — 26.
- [15] Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р.З. Валиев // Российские нанотехнологии. — 2006. — № 1-2 (т.1). — С. 208 — 215.
- [16] Влияние субмикроструктурной структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана / С.А. Никулин, С.В. Дობаткин, В.Г. Ханжин [и др.] // МиТОМ. — 2009. — № 5(647). — С. 8 — 18.
- [17] Кечин В.А. Основные тенденции создания наноструктурированных материалов / В.А. Кечин // Металлургия машиностроения. — 2010. — № 2. — С. 27 — 30.
- [18] Получение объемных металлических нано- и субмикроструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации / С.В. Дობаткин, А.М. Арсенкин, М.А. Попов [и др.] // МиТОМ. — 2005. — № 5. — С. 29 — 34.
- [19] Шевченко В.Г., Глотка Т.А., Коваленко Т.А., Перепелкина М.Н. Формирование структуры и механических свойств при термообработке субмикроструктурных (+)-титановых сплавов // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. трудов под ред. В.И. Большакова. — Вып. 64. — Днепропетровск: ПГАСА, 2012. — С. 453 — 457.
- [20] Коваленко Т.А., Овчинникова И.А., Омельченко О.С., Глотка Т.А. Влияние интенсивной пластической деформации на критическую температуру Ас3 титанового сплава ВТ8 // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. трудов. под ред. В.И. Большакова. — Вып. 58, часть 3. — Днепропетровск: ПГАСА, 2011. — С. 407 — 412.
- [21] Бейгельзимер, Я.Е. Винтовая экструзия — процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов. — Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. — 87 с.
- [22] Наука, производство и применение титана в условиях конверсии: 1-я Международная конференция по титану стран СНГ. М.: ВИЛС, 1994. — Т.1,2. — 1062 с.
- [23] Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. — М.: МИСиС, 1999. — 480 с.
- [24] Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / [Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. и др.]; под ред. С.Г. Глазунова, Б.А. Колачева. — М.: Металлургия, 1992. — 352 с.
- [25] Глазунов С. Г. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы / С.Г. Глазунов, В.Н. Моисеев. — Москва: Металлургия, 1974. — 368 с.

Pavlenko D. V.¹, Kovalenko T. F.², Ovchynnykov A. V.¹

¹ Zaporizhzhya National Technical University. Ukraine, Zaporizhzhya

² «Motor Sich», JSC. Ukraine, Zaporizhzhya

INFLUENCE OF THERMAL TREATMENT ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM ALLOY VT8M-1 IN SUBMICROCRYSTALL STATE

The results of the study of structure and properties of heat-resistant titanium alloy VT8M in submicrocrystalline state subject to temperature extremes are presented. It was established that working temperature of the alloy submicrocrystalline components not exceed 550 °C. The annealing temperature for forming the structure of a standard type is 650 °C.

Keywords: heat-resistant titanium alloy; severe plastic deformation; screw extrusion; structure; temperature; polymorphic transformation; recrystallization; annealing.

References

- [1] Titanium alloys. Metallography titanium alloys M: "Metallurgy", 1980. — 434 p.
- [2] O. Ivasishin Synthesis of the alloy Ti-6Al-4V with low residual porosity by poroshkoyvoy metallurgy / O. Ivasishin, D. Savvakina, F. Froes, V. Moxon, K. Bondarev // Powder metallurgy. — 2002. — №7 / 8. — P. 54 — 64.

- [3] O. Ivasishin Cost-effective technology for producing titanium components by powder metallurgy [Text] / O. Ivasishin, A. Shpak, D. Savvakina. // Titanium. — 2006. — №1. — P. 31 — 39.
- [4] O. Ivasishin production of titanium alloys and components by powder metallurgy economical for large-scale industrial applications [Text] / D. Ivasishin, D. Savvakina, K. Bondarev, V. Moxon, V. Duz // Science that inovatsii. — 2005. — T 1. №2. — P. 44 — 57.
- [5] D. Pavlenko Alternative schemes of technological process of semi-finished products for the gas turbine engine blades by powder metallurgy / D. Pavlenko // Technological systems. — 2014. — №4. — P. 51 — 57.
- [6] D. Pavlenko, A. Ovchinnikov, Resource-tehnologiya polucheniya deformed semi-finished products, aircraft on the basis of severe plastic deformation // XVI Internationals scientific conference New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering, Czestochowa. — 2015. — P. 205 — 208.
- [7] D. Pavlenko Technical and economic aspects of technological schemes of production of billets of titanium alloys for GTE blades / D. Pavlenko, A. Ovchinnikov // Herald engine. — 2014. — №1. — P. 98 — 103.
- [8] D. Pavlenko The impact of the initial state of titanium semi-finished products, subject to severe plastic deformation on structure and properties / D. Pavlenko A. Ovchinnikov // Physical-himichna mehanika materialiv. — 2015. — T.51. №1. — P. 50 — 58.
- [9] D. Jia, Y. M. Wang, K. T. Ramesh, E. Ma, Y T. Zhu, R. Z. Valiev, Deformation behavior and plastic instabilities of ultra-fine-grained titanium // Applied physics letters. — 2001. — Vol. 79, №5. — P.611 — 613.
- [10] R. Andrievsky Modern Problems of nanostructured materials science / R. Andrievsky // Nanostructured materials science. — 2005. — № 1. — P. 5 — 13.
- [11] Effect thermohydrogen treatment on the structure, mechanical and technological properties of the cast semi-finished alloy VT20L / A/ Mamonov, V/ Spector, S. Skvortsova // Titan. — 2008. — № 4. — P. 14 — 18.
- [12] Equal channel angular pressing scheme conform lengthy nanostructured semi-finished products of titanium / G. Raab, R. Valiev // Press-die production. — 2008. — №1. — P. 21 — 26.
- [13] Y. Golovin. Nanomaterials and nanotechnology / Y. Golovin // Directory. Engineering Journal. — 2006. — № 1. — P. 2 — 8, 10 — 11.
- [14] Formation of submicrocrystalline structures in titanium and titanium alloys and their mechanical properties / G. Salshech, R. Galeev, S. Malyshev // MiTOM. — 2006. — № 2. — P. 19 — 26.
- [15] R. Valiev Sozdanie nanostructured metals and alloys with unique properties, using severe plastic deformation / R. Valiev // Russian Nanotechnologies. — 2006. — № 1-2 (v.1). — P. 208 — 215.
- [16] Impact submicrocrystalline structure and inclusions on the deformation and fracture of aluminum alloys and titanium / SA Nikulin, S. Dobatkin, V.G.Hanzhin [et al.] // MiTOM. — 2009. — № 5 (647). — P. 8 — 18.
- [17] V. Kechin Osnovnye trends creating nanostructured materials / V. Kechin // Metallurgy Engineering. — 2010. — № 2. — P. 27 — 30.
- [18] Preparation of bulk metallic nano- and submicrocrystalline materials by severe plastic deformation / S. Dobatkin, A. Arsenkin, M. Popov // MiTOM. — 2005. — №5. — P. 29 — 34.
- [19] V. Shevchenko, T. Glotka, T. Kovalenko, M. Perepelkina Formation of structure and mechanical properties by heat treatment submicrocrystalline (+) — titanic alloys // Construction, materials, mechanical engineering. — Dnepropetrovsk: PGASA, 2012. — Vol. 64. — P. 453 — 457.
- [20] T. Kovalenko, I. Ovchinnikov, O. Omelchenko, T. Glotka Influence of severe plastic deformation on the critical temperature AC3 titanium alloy VT8 // construction, materials, mechanical engineering. — Dnepropetrovsk: PGASA, 2011. — Vol. 58, Part 3. — P.407 — 412.
- [21] Y. Beygelzimer Screw Extrusion — the accumulation of strain / Y/ Beygelzimer, V. Varyukhin, D. Orlov. — Donetsk Company TEAH, 2003. — 87 p.
- [22] Science, manufacture and use of titanium in terms of conversion:1st International Conference on titanium of SNG.— M.: VILS, 1994. — V.1,2. — 1062 p.
- [23] B. Kolachev Metallurgy and heat treatment of nonferrous metals and alloys / B. Kolachev, V. Livanov, V. Elagin. — M: MISA, 1999. — 480 p.
- [24] Titanium alloys. Metallurgy Titanium and its alloys / S. Belov, M. Brun, S. Glazunov and etc. — M: Metallurgy, 1992. — 352 p.
- [25] S. Glazunov Titanium alloys. Structural titanium alloys / S. Glazunov, V. Moiseyev. — Moscow: Metallurgy, 1974. — 368 p.