

УДК 669.295

Е.Б. Алексеев¹, Н.А. Ночовная¹, П.В. Панин¹, А.В. Новак¹**ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОПЫТНОГО ТИТАНОВОГО ОРТО-СПЛАВА, СОДЕРЖАЩЕГО 13% (по массе) АЛЮМИНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-8-8

Приведены результаты исследований по определению технологических параметров деформации, структуры и фазового состава опытного интерметаллического орто-сплава состава $Ti-13Al-40Nb-5(Zr+V+Mo+W)-0,5(Si+C)$. Установлено, что температура горячей обработки давлением образцов, при которой не происходит деформационного упрочнения (наклепа), составляет $1000^\circ C$. Определены температуры существования фазовых областей $(O+\beta_{A_2}) \rightarrow (O+\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2) \rightarrow (\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2) \rightarrow \beta_{(A_2+B_2)}$ опытного орто-сплава. Показано, что снижение технологической пластичности (степени деформации) при понижении температуры деформации ниже $1000^\circ C$ и увеличении продолжительности выдержки вызвано распадом пластичной β -фазы с образованием из нее интерметаллических α_2 - и O -фаз.

Ключевые слова: жаропрочный титановый орто-сплав, изотермическая деформация, допустимая степень деформации, осадка, горячая обработка давлением, фазовые превращения, фазовый состав, упорядоченные фазы, микроструктура.

The article presents research results on technological parameters of deformation, structure and phase composition of a pilot intermetallic ortho alloy $Ti-13Al-40Nb-5(Zr+V+Mo+W)-0,5(Si+C)$ determination. It has been resolved that no strain strengthening effect throughout hot working process is observed at a temperature of $1000^\circ C$. Temperature intervals of the following phase areas have been determined for the pilot alloy: $(O+\beta_{A_2}) \rightarrow (O+\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2) \rightarrow (\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2) \rightarrow \beta_{(A_2+B_2)}$. Also it has been shown that technological plasticity (degree of strain) decrease at deformation temperatures lower than $1000^\circ C$ and prolonged duration is caused by phase transformations: in these conditions decomposition of β -phase takes place together with the ordered intermetallic O - and α_2 -phases precipitation.

Keywords: high-temperature titanium ortho alloy, isothermal deformation, acceptable limit of deformation amount, hot pressure treatment, phase transformations, phase composition, ordered phases, microstructure.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время в отечественной промышленности и за рубежом для деталей двигателей широко применяются жаропрочные титановые сплавы ВТ25У и ВТ18У (РФ), IM1834 (Англия), Ti1100 (США) с температурой эксплуатации до $550-600^\circ C$. Однако несмотря на развитие технологий деформационной обработки [1] и разработку новых режимов термической обработки полуфабрикатов [1, 2], использование этих титановых сплавов при высоких температурах ограничено вследствие снижения их жаропрочных свойств (кратковременной прочности, длительной прочности и сопротивления ползучести), повышенного окисления и возможного возникновения «титанового пожара» [3].

Разработка, апробация и организация высокотехнологичного промышленного производства новых материалов с высокими удельными свойствами являются актуальными задачами современного авиационного двигателестроения, которые продиктованы необходимостью реализации крупномасштабных государственных проектов по созда-

нию перспективных образцов авиационной техники. Сформулированные задачи могут быть успешно решены в рамках разработанных в ВИАМ «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [4], где особая роль отводится жаропрочным титановым сплавам, в том числе на основе интерметаллидов [4–10].

Среди жаропрочных интерметаллидных титановых сплавов [10, 11] наибольший интерес с точки зрения разработки, освоения и практического применения представляют сплавы на основе соединения Ti_2AlNb (орторомбическая фаза). Основными преимуществами таких сплавов являются хорошие технологические свойства, позволяющие изготавливать из них деформированные полуфабрикаты сложной формы, и высокие эксплуатационные характеристики.

Однако для практического применения жаропрочных интерметаллидных титановых сплавов в изделиях авиакосмической техники необходимо решить ряд вопросов. Условно их можно разделить на две группы:

- технологические – отработка технологии выплавки слитков, изготовления полуфабрикатов [12, 13] и режимов термической обработки [14], обеспечивающих повышение механических свойств;

- материаловедческие – изучение влияния химического состава на структурно-фазовый состав, механические и технологические свойства [15–19].

Для решения вышеуказанных вопросов и повышения уровня механических характеристик титановых сплавов (в особенности, жаропрочности) путем увеличения содержания алюминия, проведена отработка технологических параметров деформации опытного интерметаллидного титанового орто-сплава, содержащего 13% (по массе) алюминия, и исследовано влияние концентрации алюминия на его фазовый состав.

Материалы и методы

Исследования проведены на слитках опытного интерметаллидного орто-сплава на основе соединения Ti_2AlNb (орторомбическая фаза) [20] состава, % (по массе)*: $Ti-13Al-40Nb-5(Zr+V+Mo+W)-0,5(Si+C)$. Технологические особенности получения слитков подробно описаны в работах [12, 13]. Деформацию по схеме изотермической осадки цилиндрических образцов ($\varnothing 15$ мм, $h=20$ мм), вырезанных из слитка, проводили по ГОСТ 8817 на гидростатическом одноколонном прессе с усилием 25 тс при температурах 800, 850, 950, 1000, 1050, 1100, 1140 и 1180°C. Заданная степень деформации составляла 3, 50 и 75%, скорость деформации – не более 10 мм/мин.

Микроструктурные исследования проводили на оптическом металлографическом микроскопе Olympus GX51; фотографии микроструктуры обрабатывали с помощью специализированного программного обеспечения SIAMS 700.

Результаты

Для изготовления деформированных полуфабрикатов из опытного интерметаллидного титанового сплава (орто-сплава) с содержанием алюминия 13% (по массе) необходимо определение параметров деформационной обработки. Для этого из центральной зоны выплавленных слитков были изготовлены цилиндрические образцы размером $\varnothing 15 \times 20$ мм, которые подвергались осадке на прессе с усилием 25 тс с заданной степенью деформации 50 и 75% в интервале температур от 800 до 1180°C. Осадку образцов производили в нагретых контейнерах, изготовленных из нержавеющей стали, масса которых значительно превышала массу образцов, поэтому условия осадки можно считать близкими к изотермическим. Продолжительность выдержки при заданной температуре составляла 10 мин, после чего осуществлялась закалка в воде.

* Композиция сплава в пересчете на % (атомн.): $Ti-25Al-23Nb-3,5(Zr+V+Mo+W)-1,2(Si+C)$.

Результаты эксперимента по определению допустимых степеней деформации при термомеханической обработке опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al приведены в табл. 1 (см. также [19]).

Таблица 1

Результаты технологических проб по определению допустимых степеней деформации образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al при изотермической осадке

Температура испытаний, °С*	Степень деформации, %			Состояние поверхности осажённых образцов
	заданная	фактическая	максимально допустимая	
1180	50	55	>75	Без трещин
	75	77		
1140	50	55	>75	Без трещин
	75	77		
1100	50	55	>75	Без трещин
	75	75		
1050	50	50	75	Без трещин
	75	77		
1000	50	53	75	Без трещин
	75	75		
950	50	50	>70	Без трещин
	75	71		
900	50	53	>70	Без трещин
	75	71		
850	50	50	~35–40	Трещины и сколы по всей поверхности
	75	68		
800	50	3	~2	–
	75	2		

* Выдержка для каждой температуры составляла 10 мин.

По результатам определения допустимой степени деформации образцов установлено, что температура горячей обработки давлением опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al, при которой не происходит упрочнения (наклепа), составляет 1000°С, а степень деформации: 75% (рис. 1, а). Снижение температуры деформации приводит к упрочнению материала, и допустимая степень деформации составляет 70% при минимальной температуре 900°С (рис. 1, б). При температуре 850°С осадка на прессе сильно затруднена, и максимальная степень деформации образцов не превышает 68%, при этом на осажённых образцах выявлены поверхностные дефекты в виде трещин (рис. 1, в, г). При понижении температуры до 800°С удельного усилия 1373 МПа (~140 кгс/мм²), развиваемого прессом, оказалось недостаточно, степень деформации не превысила 2–3% (рис. 1, д).

В связи с неудовлетворительными результатами испытаний при температуре 850°С проведены дополнительные исследования влияния продолжительности выдержки и используемой схемы деформации на технологическую пластичность опытного орто-сплава (табл. 2). Установлено, что увеличение продолжительности выдержки в 2 раза (с 10 до 20 мин) и проведение многостадийной осадки с промежуточными подогревами приводят к снижению фактической степени осадки с 68 до 43–59%. Кроме того, на всех образцах, нагретых до температуры 850°С, после осадки также выявлены трещины (рис. 2).

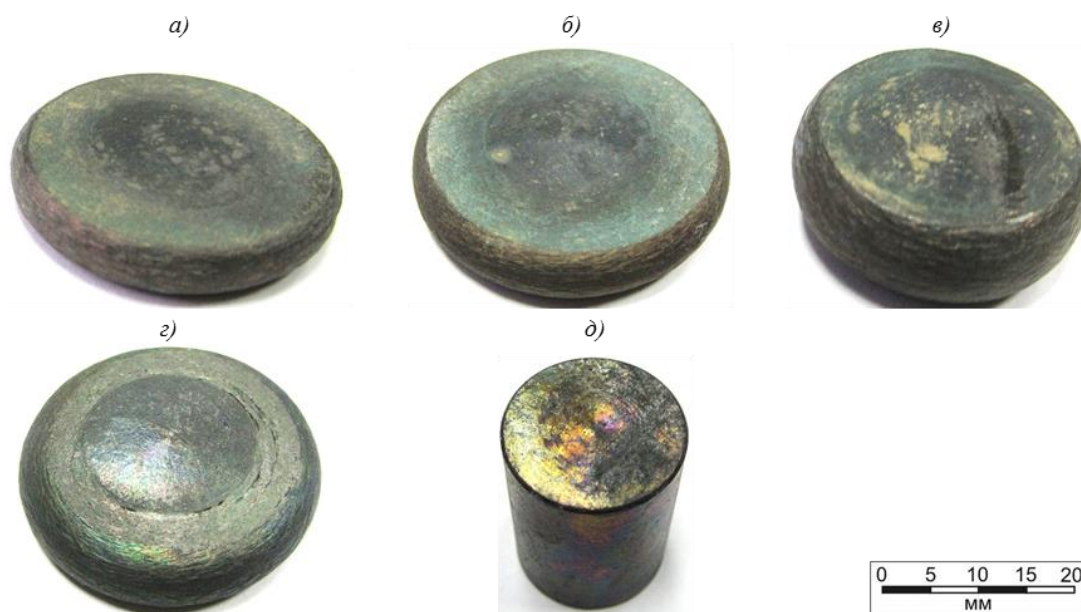


Рис. 1. Внешний вид образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после изотермической осадки по следующим режимам:

a – при 1000°C, 10 мин, $\epsilon=75\%$; *б* – при 900°C, 10 мин, $\epsilon=71\%$; *в* – при 850°C, 10 мин, $\epsilon=50\%$; *г* – при 850°C, 10 мин, $\epsilon=68\%$; *д* – при 800°C, 10 мин, $\epsilon=2\%$

Таблица 2

Результаты влияния продолжительности выдержки и технологической схемы деформации (многостадийной осадки) на допустимую степень деформации образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al

Режим осадки (стадия)	Температура испытания, °C	Продолжительность выдержки, мин	Степень деформации, %		Состояние поверхности образцов
			фактическая	суммарная	
1	850	20	43	43	Трещины
1	850	20	47	56	Трещины
2		10	17		
1	850	10	35	59	Глубокие трещины
2		3	27		
3		15	13,5		



Рис. 2. Внешний вид второй группы образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после изотермической осадки по следующим режимам:

a – при 850°C, 20 мин, $\epsilon=43\%$; *б* – при 850°C, 20 мин, $\epsilon=47\%$ +850°C, 10 мин, $\epsilon=17\%$; *в* – при 850°C, 10 мин, $\epsilon=35\%$ +850°C, 3 мин, $\epsilon=27\%$ +850°C, 15 мин, $\epsilon=13,5\%$

В результате проведенного исследования показано, что опытный орто-сплав с повышенным содержанием алюминия (до 13% (по массе)) обладает хорошей технологической пластичностью при сжатии (70%) вплоть до температуры 900°C. Однако с учетом масштабного фактора образцов и слитков, в том числе наличия высокого уровня внутренних напряжений, которые могут привести к появлению трещин, допустимая степень деформации при изготовлении полуфабрикатов должна быть ниже 70%. В связи с этим исследование структуры и фазового состава проводили на образцах, осаженных со степенью деформации 50% (рис. 3).

В микроструктуре всех образцов четко выражены две зоны – интенсивной и затрудненной деформации, формирование которых обусловлено наличием сил трения в зоне контакта поверхностей образцов и стального контейнера, а также охлаждением торцов образцов при контакте с бойками. Для устранения структурной неоднородности в процессе изготовления полуфабрикатов необходимо применение защитных покрытий, обеспечивающих снижение силы трения, и подогрев штампов.

Структура осаженного при температуре 800°C образца, в связи с практически полным отсутствием деформации (3%), однородна по всему сечению (рис. 3, д).

Определение фазового состава опытного титанового орто-сплава с 13% (по массе) Al проводили на образцах после осадки при 800–1180°C со степенью деформации 50%, которые затем подвергали закалке в воде от соответствующих температур деформации. Дополнительно были исследованы образцы, осаженные со степенью деформации 77 (при 1050°C) и 3% (при 800°C), а также закаленные с температур 1220 и 770°C. Результаты качественного фазового рентгеноструктурного анализа образцов, подвергнутых изотермической осадке по различным режимам, приведены в табл. 3. Участки соответствующих дифрактограмм с качественной расшифровкой показаны на рис. 4 и 5.

Таблица 3

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после изотермической осадки

Температура осадки, °C/степень деформации, %	Фазовый состав*	Параметр решетки β-фазы, нм
1220/–	β_{A2}	0,3241
1180/50	$\beta_{(A2+B2)(\text{мало})}$	0,3241
1140/50	$\beta_{(A2+B2)}$	0,3242
1100/50	$\beta_{(A2+B2)}$	0,3241
1050/77	$\beta_{(A2+B2)}$	0,3243
1000/50	$\beta_{(A2+B2)}$	0,3242
950/50	$\beta_{(A2+B2)} + O_{(\text{мало})} + \alpha_2$ (следы)	0,3242
900/50	$\beta_{A2} + O + \alpha_2$	0,3247
850/50	$O + \beta_{A2} + \alpha_2$	0,3240
800/3	$O + \beta_{A2} + \alpha_2$ (мало)	Не определялся
770/–	$O + \beta_{A2}$ (мало)	Не определялся

* В работе приняты следующие условные обозначения: β_{A2} – неупорядоченная β-фаза (тип решетки A2 – кубическая объемноцентрированная), β_{B2} – обогащенная ниобием β-фаза, упорядоченная по типу B2; $\beta_{(A2+B2)}$ – β-фаза, в которой помимо β_{A2} -фазы присутствуют отдельные кластеры упорядоченной β_{B2} -фазы.

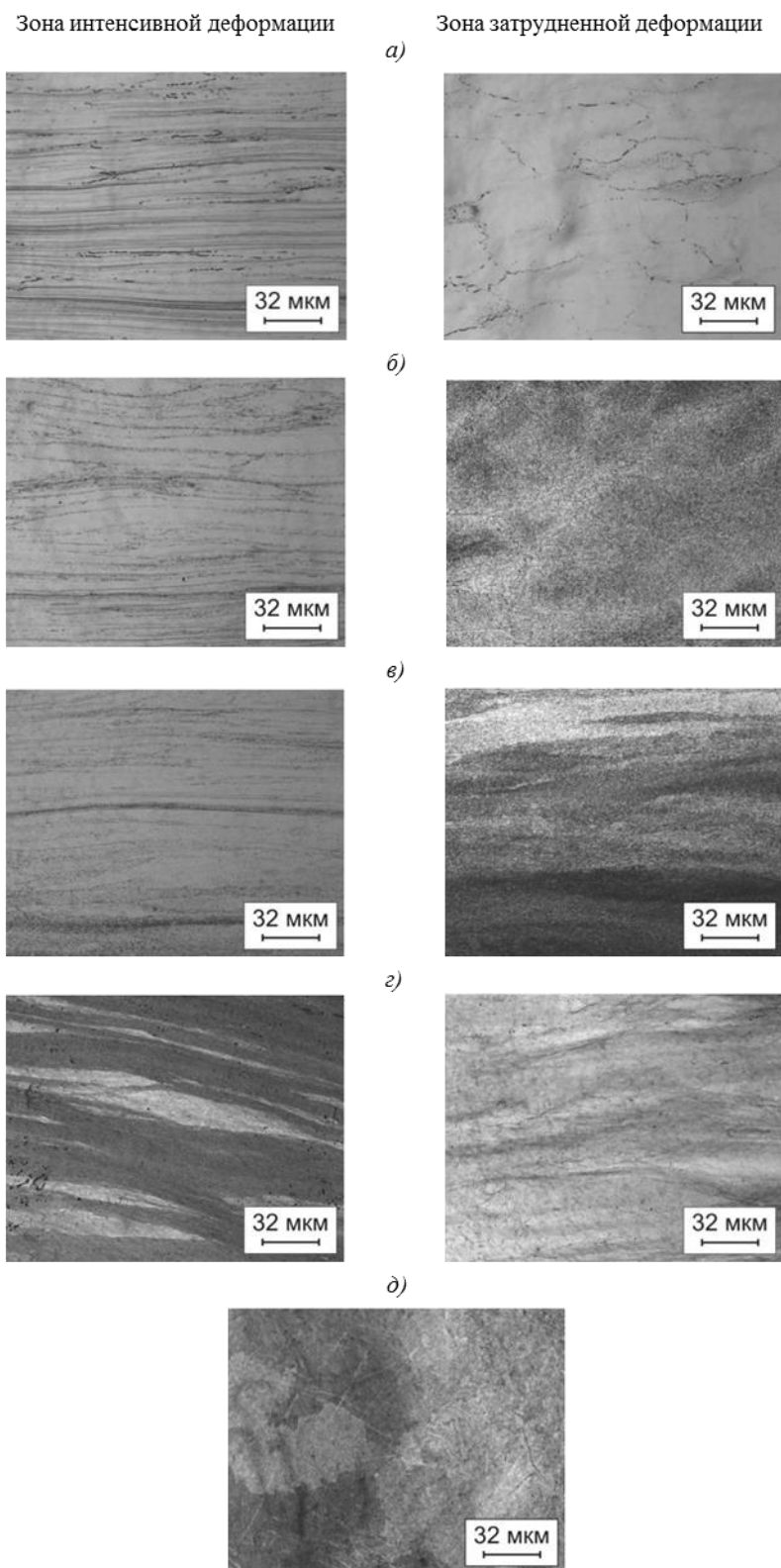


Рис. 3. Микроструктура образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после изотермической осадки по следующим режимам:

a – $T=1100^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=55\%$; *б* – $T=1000^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=53\%$; *в* – $T=950^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=50\%$; *г* – $T=850^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=50\%$; *д* – $T=800^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=3\%$

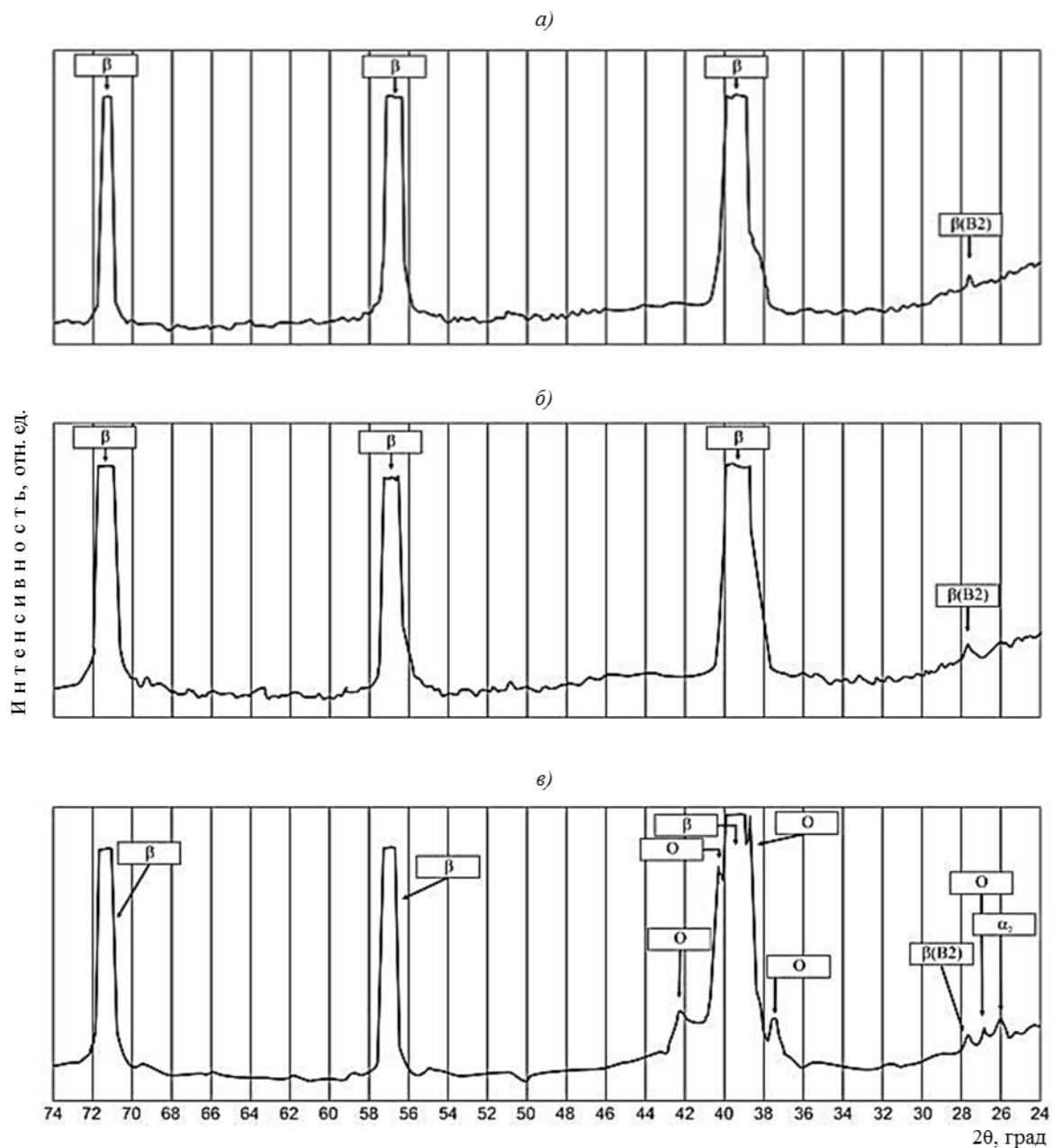


Рис. 4. Участки дифрактограмм образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после осадки со степенью деформации 77% при температуре 1050°C (а), со степенью деформации 50% при температурах 1000 (б) и 950°C (в)

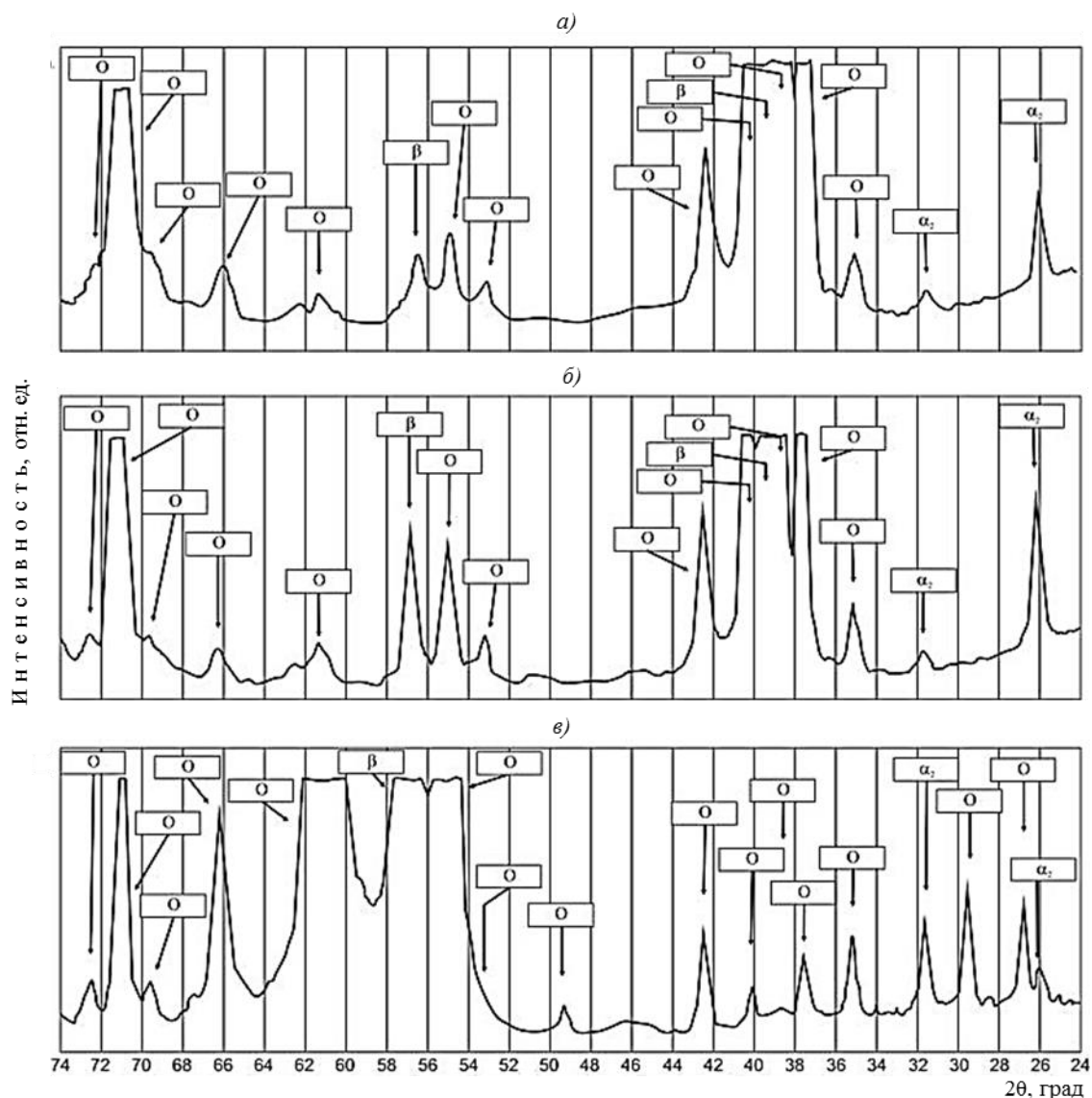


Рис. 5. Участки дифрактограмм образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al после осадки со степенью деформации 50% при температурах 900 (а) и 850°C (б), со степенью деформации 3% при температуре 800°C (в)

По результатам проведенных исследований установлено, что:

- переход из двухфазной (O+β_{A2})-области в трехфазную (O+β_{A2}+α₂)-область осуществляется при температуре ~780°C;
- переход трехфазной (O+β_(A2+B2)+α₂)-области в однофазную область существования высокотемпературной β_(A2+B2)-фазы происходит в интервале температур 950–1000°C и, согласно данным из научно-технической литературы [21, 22], осуществляется через двухфазную (β_(A2+B2)+α₂)-область при температурах ~965 и 985°C соответственно;
- температурная область существования упорядоченной β_{B2}-фазы, в которой атомы Ti и Nb занимают узлы примитивных кубических подрешеток, образуя сверхструктуру типа B2, составляет 920–1210°C, что подтверждается наличием сверхструктурных рефлексов на соответствующих дифрактограммах (см. рис. 4 и 5).

Полученные результаты качественного фазового анализа наглядно представлены на политермическом разрезе Ti–25Al–Nb, % (атомн.) или Ti–13Al–Nb, % (по массе), на который нанесены уточненные температурные границы существования фазовых областей (сплошные) и упорядочения (пунктирные) для исследуемого опытного орто-

сплава с 13% (по массе) Al (рис. 6). Учитывая наличие в сплаве помимо Nb дополнительных β-стабилизаторов, таких как Mo и V, для нанесения значений и построения политермического разреза использовали расчетную формулу. Фигуративная линия опытного орто-сплава на политермическом разрезе соответствует 12,78%[Mo]_{ЭКВ}.

$$[Mo]_{ЭКВ} = Mo + \frac{Nb}{3,6} + \frac{Ta}{4,5} + \frac{W}{2} + \frac{V}{1,5} + \frac{Cr}{0,63} + \frac{Mn}{0,65} + \frac{Fe}{0,35} + \frac{Co}{0,9} + \frac{Ni}{0,8}, \% \text{ (по массе)}.$$

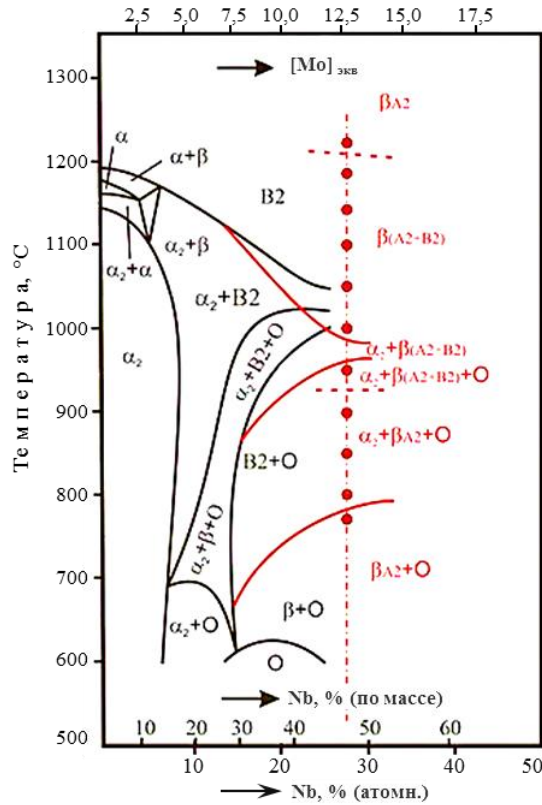


Рис. 6. Политермический разрез Ti–25Al–Nb, % (атомн.) или Ti–13Al–Nb, % (по массе) с уточненными температурными границами фазовых областей и упорядочением для опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al (отмечены красными линиями)

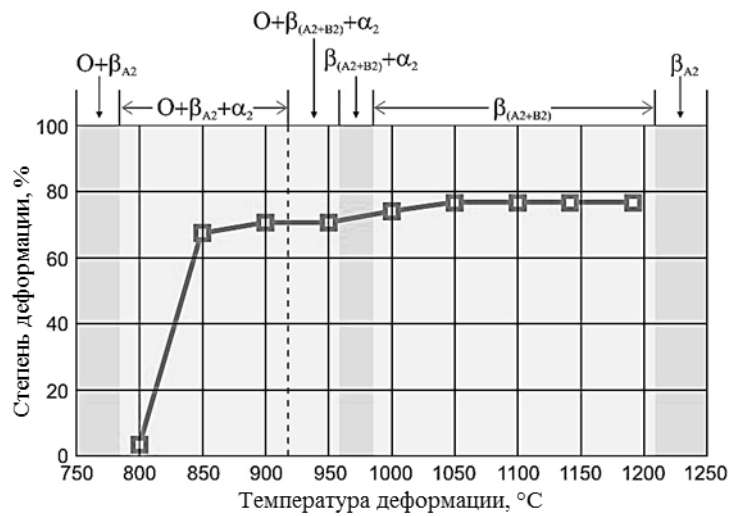


Рис. 7. Изменение фактической (максимальной) степени деформации образцов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al в зависимости от температуры испытания и фазового состава

Результаты технологических испытаний на изотермическую осадку образцов из опытного титанового орто-сплава с 13% (по массе) Al и рентгеноструктурного фазового анализа обобщены в виде графической зависимости фактической (максимальной) степени деформации образцов от температуры испытаний и фазового состава (рис. 7). Видно, что снижение технологической пластичности при повышении усилий прессования опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al при температурах ниже 1000°C вызвано переходом из однофазной $\beta_{(A_2+B_2)}$ -области в двухфазную ($\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2$)- и трехфазную ($O+\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2$)-область. При этом понижение температуры и увеличение продолжительности выдержки, в том числе при увеличении количества последовательных деформационных переделов с дополнительными подогревами, приводят к более полному распаду пластичной β -фазы с образованием из нее упорядоченных α_2 - и O-фаз, которые затрудняют процесс деформации сплава.

Таким образом, для изготовления деформированных полуфабрикатов из опытного орто-сплава с 13% (по массе) Al минимальная температура начала деформации слитков и первых этапов деформации должна соответствовать однофазной β -области и проводиться при температуре выше 1000°C, степень деформации не должна превышать 50% за один технологический переход, что обеспечит отсутствие поверхностных дефектов, а для устранения структурной неоднородности необходимы применение защитных покрытий, обеспечивающих снижение силы трения, и подогрев штампов.

Обсуждение и заключения

Установлено, что температура горячей обработки давлением образцов из опытного титанового орто-сплава с 13% (по массе) Al, при которой не происходит упрочнения (наклепа), составляет 1000°C, а степень деформации 75%.

Определены фазовый состав и температуры фазовых областей ($O+\beta_{A_2}$)→($O+\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2$)→($\beta_{(A_2+B_2)}+\alpha_2$)→ $\beta_{(A_2+B_2)}$ опытного орто-сплава, а также температурная область существования упорядоченной β_{B_2} -фазы, которая составляет 920–1210°C.

Показано, что снижение технологической пластичности (степени деформации) при понижении температуры деформации ниже 1000°C и увеличении продолжительности выдержки вызвано распадом пластичной β -фазы с образованием из нее интерметаллидных α_2 - и O-фаз.

Для изготовления деформированных полуфабрикатов минимальная температура начала деформации должна соответствовать однофазной β -области, деформация проводится при температуре выше 1000°C, а ее степень не должна превышать 50% за один технологический переход, что обеспечит отсутствие поверхностных дефектов.

Для устранения структурной неоднородности в процессе изготовления полуфабрикатов необходимы применение защитных покрытий, обеспечивающих снижение силы трения, и подогрев штампов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственной поддержки кооперации российских высших учебных заведений, государственных научных учреждений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. №218·ГК №02.G25.31.0104.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ночовная Н.А., Анташев В.Г., Ширяев А.А., Алексеев Е.Б. Исследование влияния режимов изотермического деформирования и термической обработки на структуру и механические свойства опытного жаропрочного Ti-сплава // Технология легких сплавов. 2012. №4. С. 92–98.
2. Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Алексеев Е.Б., Анташев В.Г. Оптимизация режимов термической обработки для лопаточных заготовок из опытного жаропрочного титанового сплава // МиТОМ. 2014. №12 (714). С. 22–26.

3. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Изотова А.Ю., Новак А.В. Пожаробезопасные титановые сплавы и особенности их применения //Титан. 2012. №4 (38). С. 42–46.
4. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
5. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники //Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
6. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад //Наука и жизнь. 2010. №4. С. 2–7.
7. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
8. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 02 (viam-works.ru).
9. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 196–206.
10. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Современные жаропрочные сплавы на основе гамма-алюминидов титана: перспективы разработки и применения //МиТОМ. 2014. №7. С. 23–27.
11. Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Анищук Д.С., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Умарова О.З. Отработка технологии опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb //Титан. 2013. №4 (42). С. 33–38.
12. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 53–59.
13. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана //Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С. 27–33.
14. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Грушин И.А., Агаркова Е.О. Влияние термической обработки на структурно-фазовый состав и механические свойства титанового сплава на основе орто-фазы //Титан. 2014. №4 (46). С. 45–49.
15. Nochovnaya N., Ivanov V., Alexeev E., Izotova A. Opportunities of increase of mechanical properties of the deformed semi-finished products from Ti–Al–Nb system alloys /Proc. 12-th World Conf. on Titanium (Ti–2011). Beijing, 2011. V. 2. P. 1383–1386.
16. Panin P., Nochovnaya N., Alexeev E., Kablov D. On the problem of low-temperature ductility improvement of Ti–Al and Ti–Al–Nb based alloys /Proc. Int. Symposium on Gamma TiAl Alloys (ISGTA'14). San Diego, 2014 (CD).
17. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В. Исследование структуры и фазового состава опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb в деформированном состоянии //Титан. 2014. №4 (46). С. 12–17.
18. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Иванов В.И., Панин П.В., Новак А.В. Исследование влияния алюминия на фазовый состав и свойства деформированных полуфабрикатов из интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 //Технология легких сплавов. 2015. №1. С. 57–61.
19. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Панин П.В., Умарова О.З. Определение технологических параметров деформации опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb //Титан. 2014. №2 (44). С. 36–41.
20. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2210612 Рос. Федерация; опублик. 20.08.2003.
21. Казанцева Н.В., Лепихин С.В. Исследование диаграммы состояния Ti–Al–Nb //Физика металлов и металловедение. 2006. Т. 102. №2. С. 184–195.
22. Демаков С.Л., Степанов Л.С., Попов А.А. Фазовые превращения в супер- α_2 -титановом сплаве. I. Влияние температуры и времени выдержки под закалку на фазовый состав и структуру сплава //Физика металлов и металловедение. 1998. Т. 86. №5. С. 115–122.