

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Умарова О.З.* , Пожого В.А.** , Бураншина Р.Р.***

*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
МАИ, Волоколамское шоссе, 4, Москва, А-80, ГСП-3, 125993, Россия*

* e-mail: umarovaoz2014@gmail.com

** e-mail: vasi89@mail.ru

*** e-mail: buranshina2012@yandex.ru

Исследовалось влияние различных режимов термической обработки на структуру, твердость и механические свойства сплава на основе алюминидов титана Ti_2AlNb . На основании проведенных исследований были получены данные о температурных интервалах фазовых областей и разработана схема двухступенчатой термической обработки. Установлено, что на структуру и твердость сплава большое влияние оказывает скорость охлаждения между первой и второй ступенями обработки. Увеличение скорости охлаждения приводит к увеличению твердости и прочности сплава и снижению пластических свойств. Также показано, что при снижении температуры изотермической выдержки на низкотемпературной ступени на $50^\circ C$ предел прочности повышается, однако при этом происходит снижение пластических свойств.

Ключевые слова: алюминид титана, Ti_2AlNb , термическая обработка орто-сплава, структура и фазовый состав алюминидов титана.

Введение

Сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана Ti_2AlNb (орто-сплавы) обладают высокими удельными прочностными характеристиками, высокой жаростойкостью и жаропрочностью, что делает их одними из наиболее перспективных жаропрочных материалов для изготовления деталей, работающих при температурах $650-700^\circ C$ [1, 2]. Эти сплавы могут конкурировать как с промышленными жаропрочными титановыми сплавами, так и с жаропрочными сталями. По сравнению со сплавами на основе других алюминидов титана (Ti_3Al и $TiAl$) орто-сплавы имеют более высокую технологическую пластичность, что позволяет изготавливать из них деформированные полуфабрикаты и изделия сложной формы [3–5].

Достижение необходимого уровня прочностных и пластических характеристик полуфабрикатов возможно за счет формирования оптимального структурно-фазового состояния орто-сплавов, которое определяется технологическими параметрами горячей деформации и последующей термической обработкой [6, 7]. Выбор оптимальных температурных параметров термической обработки и их влияние на

структуру и свойства является актуальной задачей при изготовлении и обработке различных полуфабрикатов из орто-сплавов.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились на образцах, вырезанных из прутка диаметром 60 мм сплава ВТИ-4 ($Ti-12Al-41,2Nb-0,89Mo-0,83V-1,27Zr-0,13Si$, масс. %). Пруток был получен на Чепецком механическом заводе (г. Глазов) по опытно-промышленной технологии из слитка, выплавленного тройным вакуумно-дуговым переплавом с расходуемым электродом, с последующей ковкой в β - и ($\beta + O$)-областях [8, 9].

Нагрев образцов для термической обработки проводился в воздушной атмосфере в высокотемпературной электропечи СНОЛ 6/12.

Исследования микроструктуры велись на оптическом микроскопе Axio Observer.A1m со специализированным программным обеспечением ImageExpert Pro 3. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на дифрактометре ДРОН-7 в фильтрованном излучении $CuK\alpha$.

Измерение твердости методом Роквелла осуществлялось на приборе BUENLER Macromet 5100T алмазным конусом с углом у вершины 120° по шкале HRC с нагрузкой 1500 Н.

Кратковременные механические испытания на растяжение проводились согласно ГОСТ 1497—84 при нормальной температуре на универсальной машине TIRA-test 2300.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Главной проблемой создания жаропрочного материала является требование сохранения высоких прочностных свойств с повышением температуры при удовлетворительной пластичности в широком интервале температур. Достижение этих требований возможно только при создании термически ста-

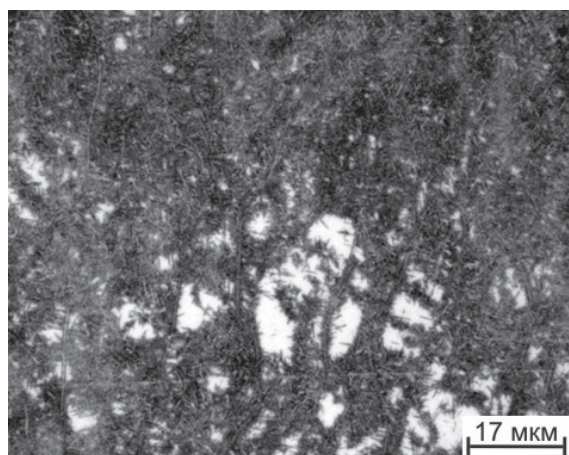


Рис. 1. Микроструктура и участок дифрактограммы прутка из сплава ВТИ-4 в исходном горячекатаном состоянии

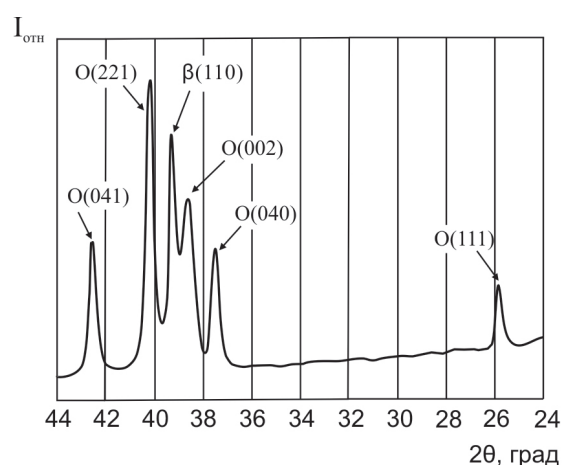
бильных структур, обеспечивающих неизменность физико-механических свойств в процессе эксплуатации [10, 11].

Термическая стабильность многофазной структуры определяется значениями коэффициентов диффузии легирующих элементов, энергией межфазных границ раздела и шириной области гомогенности твердого раствора, на базе которого создан сплав. Чем меньше все эти параметры, тем больше термическая стабильность сплава и, тем самым, выше характеристики жаропрочности. Кроме того, необходимо учитывать эффекты дисперсионного упрочнения и размер зерна высокотемпературной матрицы [10].

Для получения термически стабильных структур в промышленных жаропрочных ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах применяют двойной или изотермический отжиги, состоящие из двух ступеней: высокотемпературной и низкотемпературной, причем вторая ступень должна быть как минимум на 100-

150 °С выше температуры эксплуатации [11, 12]. Двойной отжиг отличается от изотермического тем, что после выдержки на высокотемпературной ступени сплав охлаждают на воздухе до комнатной температуры и лишь затем нагревают до температуры второй ступени, в то время как при изотермическом отжиге переход от высокой до низкой температуры осуществляют или охлаждением металла в печи, или переносом его из печи в печь [13].

Для выбора температуры нагрева при проведении термической обработки необходимо знать температурные интервалы фазовых областей в исследуемом сплаве. Поэтому предварительно методом пробных закалок были определены температурные границы фазовых областей в сплаве ВТИ-4.



Микроструктура опытного прутка в исходном состоянии представлена мелкодисперсной О-фазой в объеме зерен исходной β -фазы (рис. 1). Распределение частиц О-фазы в объеме β -зерна неоднородное: имеются зерна β -фазы, в которых либо отсутствует выделение частиц О-фазы, либо наблюдается очень малое их количество. Это можно объяснить неравномерным распределением ниобия, в результате чего при охлаждении в одних зернах β -фазы успевают произойти диффузионные процессы с выделением частиц О-фазы, а в других протекание этих процессов замедлено.

Температурный интервал закалки составлял 1250—800 °С с шагом 50 °С. Микроструктуры образцов после различных режимов закалки показаны на рис. 2.

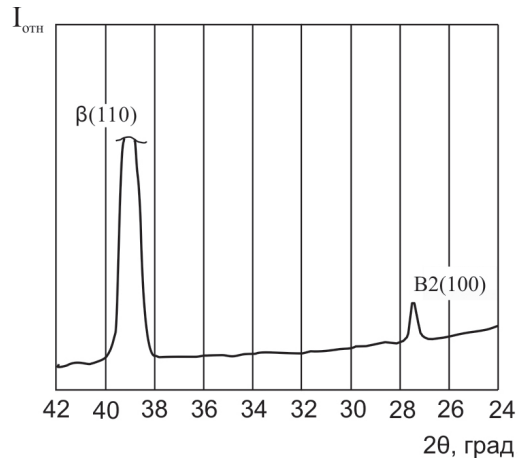
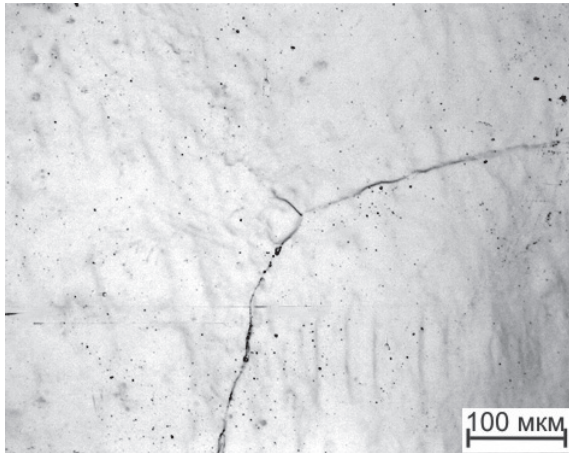
Проведенные исследования показали, что после закалки в интервале температур 1250—1050 °С структура сплава становится однофазной. По дан-

ным рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА), в этом интервале температур в структуре присутствует упорядоченная по типу CsCl B2-фаза (рис. 2,а).

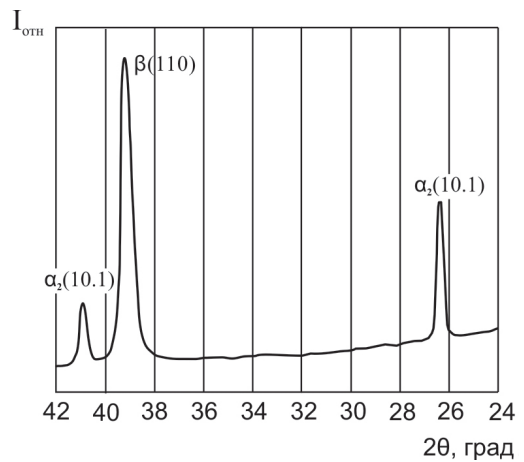
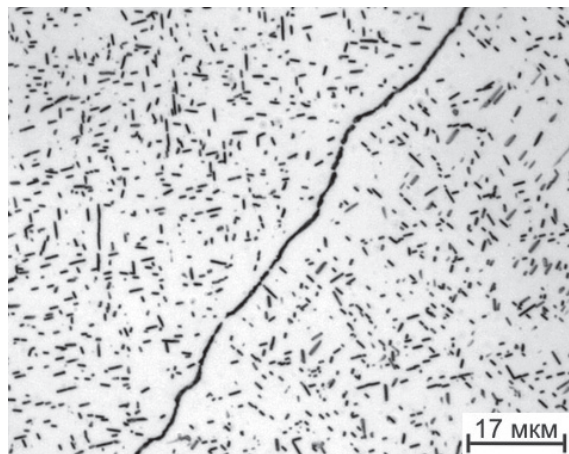
При закалке с температуры 1000°C в структуре обнаружены выделения второй фазы; данные РСФА указывают на наличие в сплаве α_2 -фазы, при этом

упорядочения β -фазы обнаружено не было (рис. 2,б).

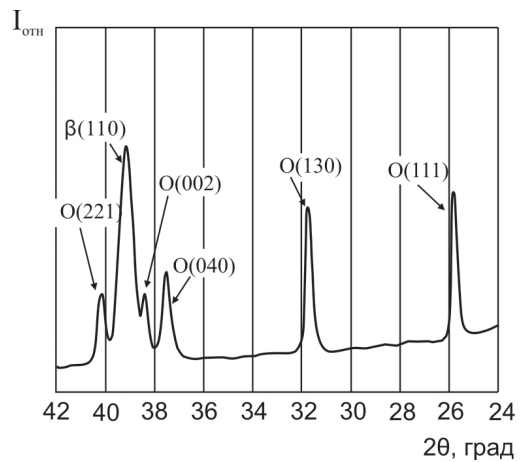
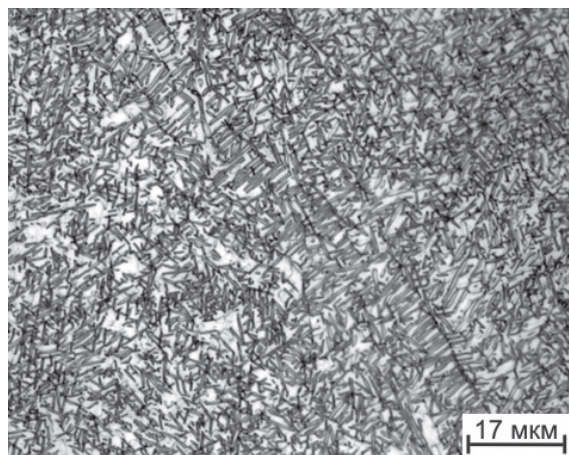
При закалке в интервале температур 950—800 °C в структуре присутствуют β - и O-фазы, причем с понижением температуры происходит постепенное увеличение количества O-фазы. Наличие α_2 -фазы в данном интервале температур обнаружено не было (рис. 2,в).



а)



б)



в)

Рис. 2. Микроструктура и участки дифрактограмм образцов из сплава ВТИ-4 после закалки с температур 1050°C (а); 1000 °C (б); 950 °C (в)

После проведения первой серии экспериментов выбирались отдельные температурные интервалы, в которых закалку проводили с шагом 20 °С.

Для определения температуры $\beta / (\alpha_2 + \beta)$ -перехода (A_{c3}) был выбран интервал температур нагрева под закалку 1000—1050 °С. Для исследуемого сплава данная температура составила 1045 °С (рис. 3).

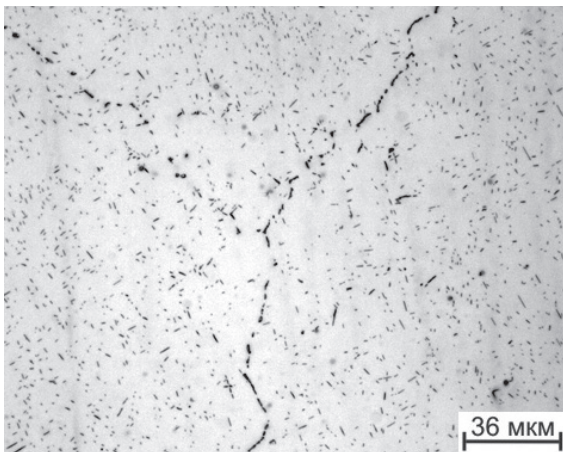
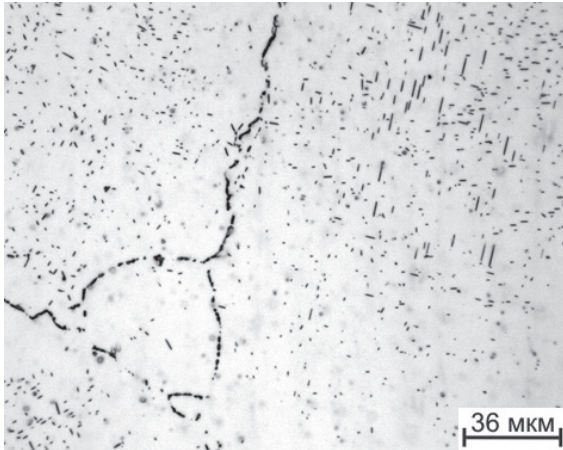
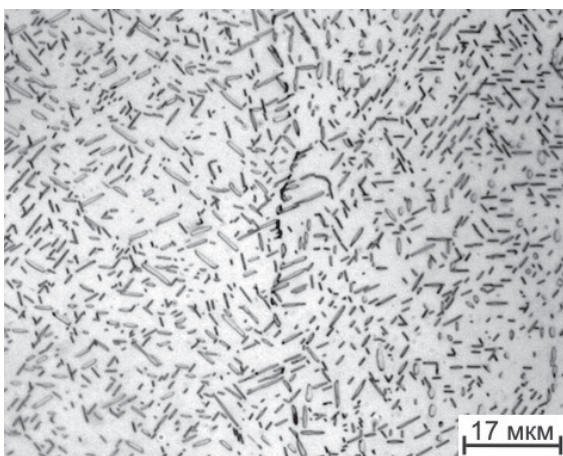
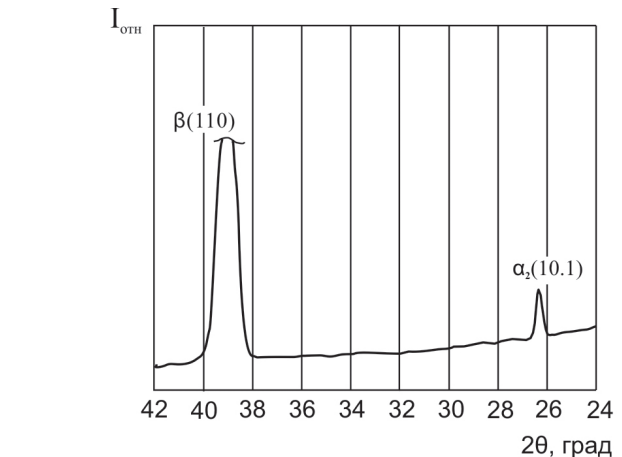


Рис. 3. Микроструктура и участки дифрактограмм образцов из сплава ВТИ-4 после закалки с температур 1040 °С (а) и 1020 °С (б)

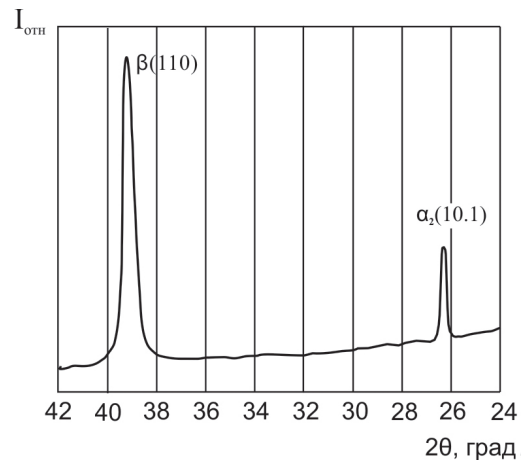


Для определения фазового состава сплава в интервале температур 1000—950 °С была проведена закалка с температуры 980 °С. После закалки сплав имел трехфазную структуру $\beta + \alpha_2 + O$ (рис. 4).

Исследования показали, что в зависимости от температуры нагрева в сплаве ВТИ-4 формируются следующие фазовые области: при температурах



а)



б)

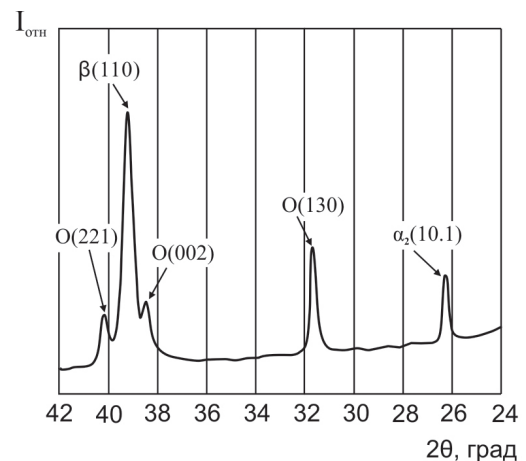


Рис. 4. Микроструктура и участок дифрактограммы образца из сплава ВТИ-4 после закалки с температуры 980 °С

выше 1050 °С — β (В2)-область, в температурном интервале 1000—1045 °С — двухфазная ($\beta + \alpha_2$)-область, при 970—990 °С — трехфазная ($\beta + \alpha_2 + O$)-область, в температурном интервале 800—950 °С — двухфазная ($\beta + O$)-область.

Высокотемпературная ступень обработки должна быть ниже температуры полиморфного превращения, но выше температуры рекристаллизации сплава, что обеспечивает высокую стабильность β -фазы. Охлаждение с высокой температуры позволяет получить в структуре сплава метастабильную фазу. Чем выше температура нагрева и скорость охлаждения, тем большее количество высокотемпературной метастабильной фазы фиксируется в сплаве. В результате последующего нагрева и выдержки при более низких температурах эта фаза претерпевает распад, что позволяет сформировать в сплаве термически стабильную многофазную структуру с различным размером структурных составляющих. Количество и размер вторичной фазы будут зависеть от температуры нагрева на второй ступени и времени выдержки при этой температуре. Такая обработка позволяет сформировать глобулярно-пластинчатую структуру и получить максимальное упрочнение сплава при сохранении удовлетворительных пластических свойств [13, 14].

Сплавы на основе титана и алюминидов титана чувствительны к скорости нагрева и охлаждения. Вследствие низкой теплопроводности в процессе ускоренного нагрева или охлаждения в материале возникают большие термические напряжения, которые могут приводить даже к его растрескиванию [11, 15]. Поэтому скорость охлаждения титановых сплавов с температуры отжига регламентируется.

На первом этапе работы исследовалось влияние температуры первой и второй ступеней термической обработки и скорости охлаждения на формирование структуры (рис. 5) и твердость прутка из сплава ВТИ-4 (табл. 1).

Таблица 1

Твёрдость сплава ВТИ-4 после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	Твердость, ед. НРС
Исходное состояние	46,0
980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}}=10$ К/с (воздух)	37,0
980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}}=0,1$ К/с (печь)	35,0
980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}}=0,01$ К/с (печь)	32,0
850 °С, 12 час, $V_{\text{охл}}=10$ К/с (воздух)	41,0
850 °С, 12 час, $V_{\text{охл}}=0,1$ К/с (печь)	41,5

Температура нагрева первой ступени обработки составила 980 °С, что соответствует трехфазной ($\beta + \alpha_2 + O$)-области, второй ступени — 850 °С, что соответствует двухфазной ($\beta + O$)-области. Охлаждение образцов до нормальной температуры проводили с разными скоростями.

После нагрева до 980 °С образцы выдерживались в течение одного часа. Время выдержки при низкотемпературной обработке увеличено до 12 часов, так как диффузионные процессы в сплаве ВТИ-4 проходят медленнее, чем в промышленных титановых сплавах, вследствие большого содержания β -стабилизирующих элементов, имеющих высокую температуру плавления (ниобий, молибден и ванадий), которые создают низкую диффузионную подвижность атомов в титановом сплаве [10].

Установлено, что охлаждение образцов до нормальной температуры после нагрева и выдержки при температуре 980 °С приводит к формированию двухфазной ($\beta + O$)-структуры, причем после охлаждения на воздухе в структуре сплава наблюдается большее количество метастабильной β -фазы, чем при более медленном охлаждении. Уменьшение скорости охлаждения с 10 К/с (воздух) до 0,01 К/с сопровождается увеличением размера O-фазы и, соответственно, снижением твердости с 37,0 до 32,0 ед. НРС.

Охлаждение на воздухе после изотермической выдержки при 850 °С приводит к формированию мелкодисперсной ($\beta + O$)-структуры. Установлено, что уменьшение скорости охлаждения до 0,1 К/с (печь) практически не оказывает влияния на структуру и твердость сплава ВТИ-4, которая составляет 41,0 ед. НРС.

Влияние скорости охлаждения после первой ступени термической обработки на формирование структуры и кратковременные механические свойства при нормальной температуре прутка из сплава ВТИ-4 было исследовано на образцах, подвергнутых двухступенчатому режиму. Схема двухступенчатой термической обработки сплава ВТИ-4 представлена на рис. 6.

Охлаждение образцов после изотермической выдержки в течение шести часов при температуре 850 °С проводилось на воздухе.

Установлено, что в процессе изотермической выдержки в структуре образца, подвергнутого охлаждению на воздухе с первой ступени, происходит распад метастабильной β -фазы с выделением большого количества мелкодисперсной O-фазы (рис. 7, а). В результате такой двухступенчатой обработки предел прочности сплава оказывается мак-

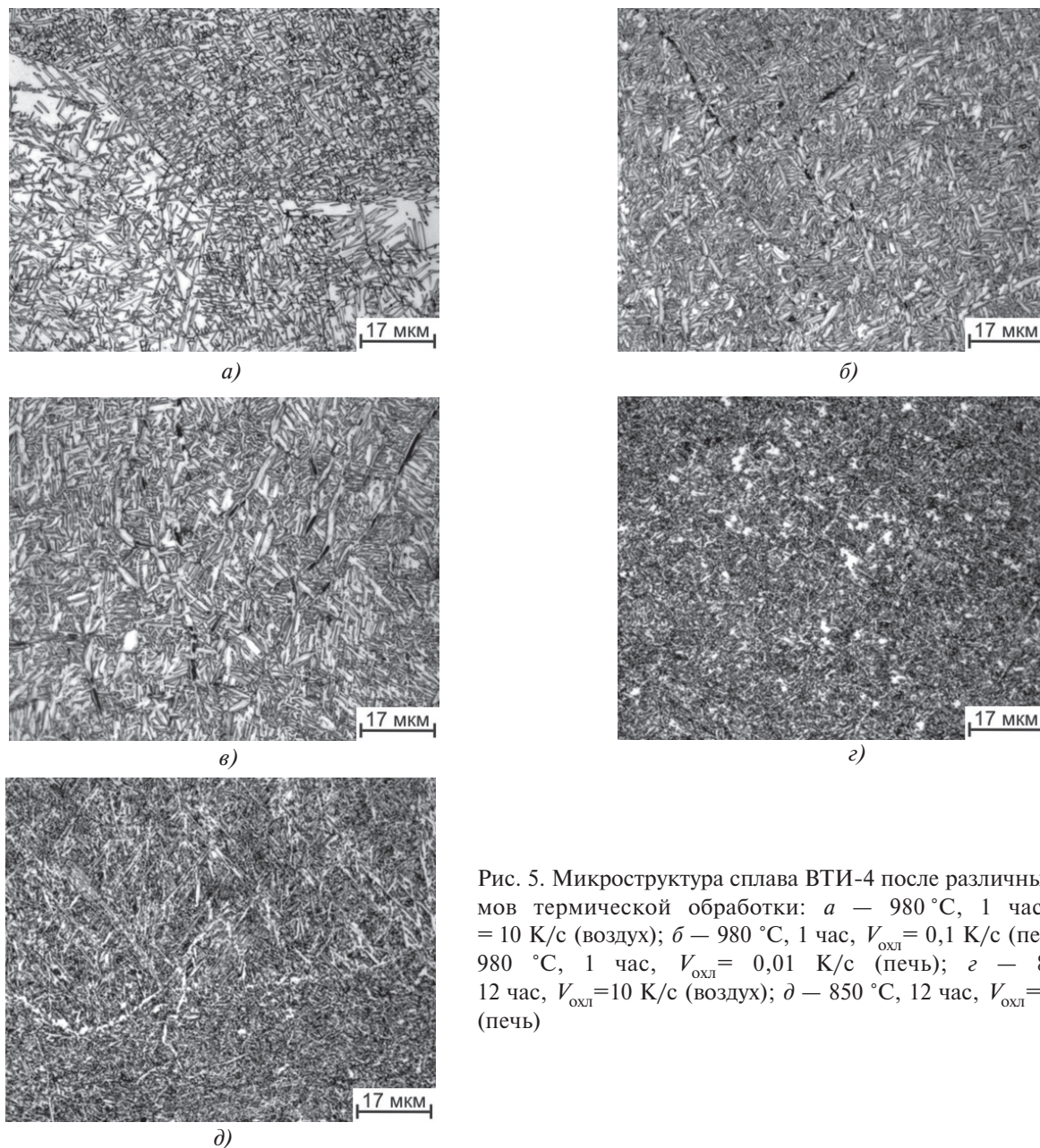


Рис. 5. Микроструктура сплава ВТИ-4 после различных режимов термической обработки: *a* — 980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}} = 10$ К/с (воздух); *b* — 980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}} = 0,1$ К/с (печь); *в* — 980 °С, 1 час, $V_{\text{охл}} = 0,01$ К/с (печь); *г* — 850 °С, 12 час, $V_{\text{охл}} = 10$ К/с (воздух); *д* — 850 °С, 12 час, $V_{\text{охл}} = 0,1$ К/с (печь)

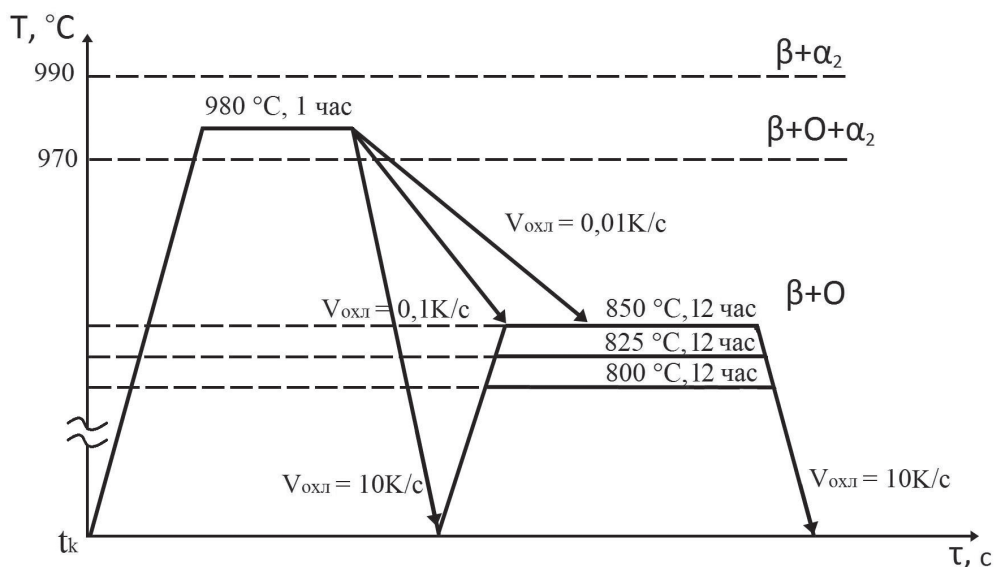


Рис. 6. Схема двухступенчатой термической обработки сплава ВТИ-4

Таблица 2

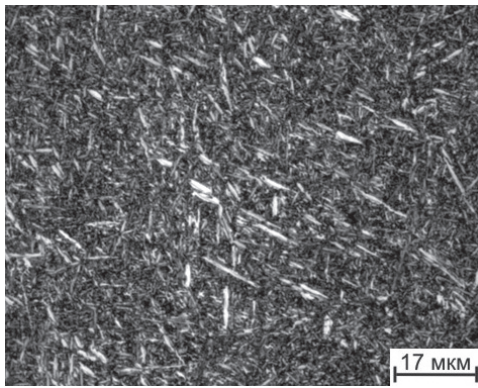
Влияние скорости охлаждения после первой ступени двухступенчатой термической обработки (980 °С) на механические свойства образцов из сплава ВТИ-4*

Скорость охлаждения	Механические свойства			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
10 К/с (воздух)	1090	960	5,0	7,0
0,1 К/с (печь)	1010	830	8,0	10,0
0,01 К/с (печь)	990	790	10,0	9,0

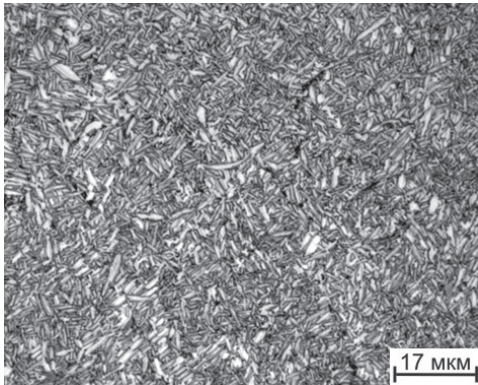
* После охлаждения с первой ступени образцы подвергались выдержке в течение 6 час при температуре 850 °С.

ступени обработки — увеличение скорости охлаждения приводит к увеличению прочности и снижению пластических свойств. Скорость охлаждения после низкотемпературной изотермической выдержки мало влияет на структуру и свойства полуфабриката.

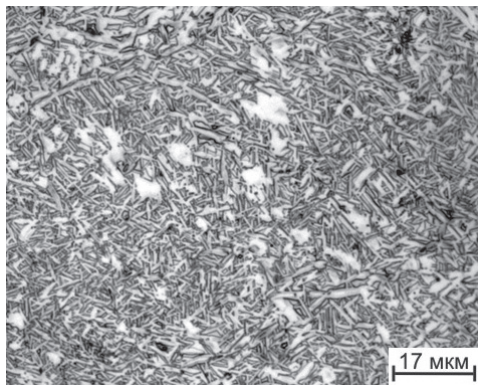
Влияние температуры изотермической выдержки (второй ступени обработки) на механические свойства сплава ВТИ-4 исследовалось на образцах, которые после нагрева и выдержки при температуре 980 °С подвергались охлаждению на воздухе. Микроструктура образцов после выдержки при температурах 825 °С и 800 °С представлена на рис. 8.



a)



b)

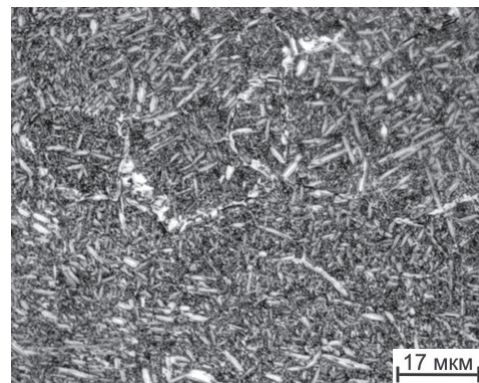


v)

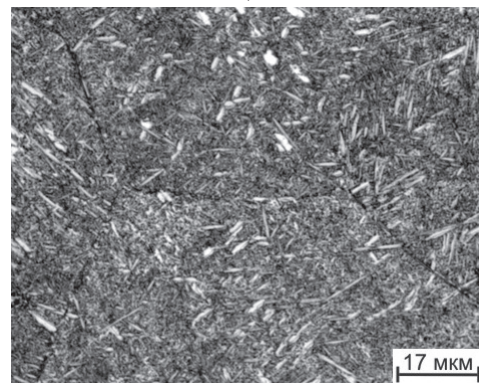
Рис. 7. Микроструктура сплава ВТИ-4 после двухступенчатой термической обработки: нагрев до 980 °С, выдержка 1 час, охлаждение со скоростью 10 К/с до комнатной температуры (a), охлаждение со скоростью 0,1 К/с (b) и 0,01 К/с (v) до второй ступени и изотермическая выдержка в течение шести часов при 850 °С с последующим охлаждением на воздухе

симален и составляет 1090 МПа при пластичности на уровне 4—6% (табл. 2), что является удовлетворительным показателем для прутков из орто-сплавов. С уменьшением скорости промежуточного охлаждения происходит укрупнение структурных составляющих β - и O -фаз (рис. 7, б, в), в результате чего пластичность постепенно возрастает до 10%, а прочность снижается до 990 МПа.

Таким образом, большое влияние на структуру и свойства полуфабриката из сплава ВТИ-4 оказывает скорость охлаждения с высокотемпературной



a)



b)

Рис. 8. Микроструктура образцов из сплава ВТИ-4 после изотермической выдержки в течение 6 час при температурах 825 °С (a) и 800 °С (b). Предварительно образцы были охлаждены на воздухе с температуры 980 °С

Изотермическая выдержка при температуре 825 °С в течение 6 час приводит к повышению прочности до 1120 МПа и небольшому снижению пластичности до 4,0%) (табл. 3) по сравнению со значениями, полученными после выдержки при 850 °С (см. табл. 2), за счет формирования мелкодисперсной О-фазы в процессе изотермической выдержки на второй ступени (рис. 8,а).

Понижение температуры изотермической выдержки до 800 °С приводит к увеличению прочности до 1170 МПа, сопровождающемуся снижением относительного удлинения до 3,0% (табл. 3), за счет еще большей диспергации структуры (рис. 8,б).

Выводы

Апробированные результаты испытаний режимов термической обработки позволили сформировать в сплаве структуру с различным размером структурных составляющих, что оказывает существенное влияние на свойства полуфабриката, и должны применяться в зависимости от дальнейших операций формоизменения. Так, за счет увеличения скорости охлаждения до 10 К/с между высокотемпературной и низкотемпературной ступенями обработки удается получить высокий уровень прочностных свойств с сохранением удовлетворительного уровня пластичности (~4–6%). А для достижения более высоких пластических свойств (~10%) скорость охлаждения между ступенями следует уменьшить до 0,01К/с. Также установлено, что понижение температуры изотермической выдержки на низкотемпературной ступени обработки способствует диспергации структуры за счет выделения мелкодисперсной О-фазы, что дает увеличение прочности и снижение пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (постановление Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 218, ГК № 02.G25.31.0104) на оборудовании ЦКП «АКМиТ» МАИ.

Библиографический список

1. *Полькин И.С., Гребенюк О.Н., Саленков В.С.* Интерметаллиды на основе титана // *Технология легких сплавов.* 2010. № 2. С. 5-15.
2. *Каблов Е.Н.* Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии.* 2012. № 5. С. 7-17.
3. *Monicault J.-M., Guedou J.-Y., Belaygue P., Andre V.* Issues and Progress in Manufacturing of Turbo-engines Titanium Parts // *Proceedings of 11th World*

Таблица 3

Влияние температуры изотермической выдержки на механические свойства образцов из сплава ВТИ-4*

Температура изотермической выдержки, °С	Механические свойства			
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
850	1090	960	5,0	7,0
825	1120	1010	4,0	4,0
800	1170	1080	3,0	4,0

* Предварительно образцы охлаждались на воздухе после выдержки в течение 1 часа при температуре 980 °С.

- Conference on Titanium (June 3-7, 2007, Kyoto: KICC). Vol. 2, pp. 1301-1308.
4. *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. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20
5. *Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B.* Development of Ti₂AlNb Alloys: Opportunities and Challenges // *Advanced Materials & Processes.* May 2014. Vol. 172. No. 5, pp. 23-27.
6. *Казанцева Н.В., Гринберг Б.А.* Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов Ti₂AlNb. Часть 1: Образование полидоменной структуры // *Физика металлов и металловедение.* 2002. Т. 93. № 3. С. 83-92.
7. *Попов А.А., Илларионов А.Г., Демаков С.Л. и др.* Фазовые и структурные превращения в сплаве на основе орторомбического алюминид титана // *Физика металлов и металловедение.* 2008. Т. 106. № 4. С. 414-425.
8. *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 Ti₂AlNb // *Титан.* 2013. №4. С. 24-29.
9. *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 Ti₂AlNb // *Титан.* 2014. №2. С. 34-39.
10. *Илларионов А.Г., Попов А.А.* Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: Учебное пособие. — Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2014. — 137 с.
11. *Глазунов С.Г., Моисеев В.Н.* Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.
12. *Истракова А.Р., Кашапов О.С., Калашников В.С.* Исследование влияния режимов отжига на структуру и фазовый состав штамповок моноколес из сплава ВТ8-1 // *Вестник Московского авиационного института.* 2015. Т. 22. № 2. С. 142-151.

13. Колачёв Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: МИСиС, 2005. — 432 с.
14. Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Сплавы цветных металлов для авиационной техники. — Рыбинск: РГАТА, 2002. — 219 с.
15. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Грушин И.А., Азаркова Е.О. Влияние термической обработки на структурно-фазовый состав и механические свойства титанового сплава на основе орто-фазы // Титан. 2014. № 4. С. 45-49.

STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT-RESISTANT ALLOY BASED ON TITANIUM ALUMINIDE UNDER HEAT TREATMENT

Umarova O.Z.^{*}, Pozhoga V.A.^{**}, Buranshina R.R.^{***}

*Moscow Aviation Institute (National Research University),
MAI, 4, Volokolamskoe shosse, Moscow, A-80, GSP-3, 125993, Russia*

^{*} e-mail: umarovaoz2014@gmail.com

^{**} e-mail: vasi89@mail.ru

^{***} e-mail: buranshina2012@yandex.ru

Abstract

Titanium intermetallic Ti_2AlNb (orthorhombic phase) based alloys are promising materials for gas-turbine engine elements manufacturing operating at the temperatures of 650–700°C instead of heat-resistant steel due to their high specific properties, and also intermetallic super- α_2 - and γ -alloys possessing low technological plasticity.

Orthorhombic alloys phase composition and structure strongly affect the final mechanical and technological properties of semi-finished products, which can be controlled by certain of thermo-mechanical and thermal treatment modes. Thus, the purpose of this study consisted in studying the effect of heat treatment on the structure and properties of heat-resistant alloy based on Ti_2AlNb titanium intermetallic.

In this work, the effect of various heat-treatment modes on the structure, hardness and mechanical properties of the VTI-4 alloy based on Ti_2AlNb titanium aluminide was studied. The samples were subjected to heat treatment, X-ray diffraction and metallographic analyses. Besides, the hardness of samples was measured by Rockwell method, and mechanical tensile tests were carried out at room temperature.

Based on conducted studies, data on the temperature ranges of phase regions in the alloy was obtained, and a scheme for the two-stage heat treatment was designed. It was stated, that the structure and hardness of the alloy are greatly affected by the cooling rate between the first (high-temperature) and the second (low-temperature) treatment stages. Increasing of the cooling rate from 0.01

K/sec to 10 K/sec resulted in fine-dispersed orthorhombic phase formation; the alloy hardness increased by 5 HRC units, and the strength grew by 100 MPa while maintaining a satisfactory level of 4–6% for the plastic properties. The cooling rate after the low-temperature stage had no effect on the alloy structure and hardness.

It was shown also, that temperature reduction of isothermal holding in the low-temperature stage by 50°C resulted in the tensile strength increase by 80 MPa, and plasticity decrease by 3%.

Designed VTI-4 alloy heat treatment modes on the example of rod semi-finished product allowed form in the alloy structure with different size of structural components. The obtained results allow also predict changes in the strength and plastic properties of other types of VTI-4 alloy semi-finished products according to the need for further forming operations.

Keywords: titanium aluminide, Ti_2AlNb , orthorhombic alloy heat treatment, titanium aluminide structure and phase composition.

References

1. Pol'kin I.S., Grebenyuk O.N., Salenkov V.S. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 2010, no. 2, pp. 5–15.
2. Kablov E.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 7–17.
3. Monicault J.-M., Guedou J.-Y., Belaygue P., Andre V. Issues and Progress in Manufacturing of Turbo-engines Titanium Parts. *Proceedings of 11th World Conference on Titanium (June 3-7, 2007, Kyoto: KICC)*. Vol. 2, pp. 1301–1308.

4. Kashapov O.S., Novak A.V., Nochovnaya N.A., Pavlova T.V. *Trudy VIAM*, 2013, no.3, available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20
5. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti₂AlNb Alloys: Opportunities and Challenges. *Advanced Materials & Processes*, May 2014, vol. 172, no. 5, pp. 23–27.
6. Kazantseva N.V., Grinberg B.A. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2002, vol. 93, no. 3, pp. 83–92.
7. Popov A.A., Illarionov A.G., Demakov S.L. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2008, vol. 106, no. 4, pp. 414–425.
8. Nochovnaya N.A., Skvortsova S.V., Anishchuk D.S., Alekseev E.B., Panin P.V., Umarova O.Z. *Titan*, 2013, no. 4, pp. 24–29.
9. Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Skvortsova S.V., Panin P.V., Umarova O.Z. *Titan*, 2014, no. 2, pp. 34–39.
10. Illarionov A.G., Popov A.A. *Tekhnologicheskie i ekspluatatsionnye svoistva titanovykh splavov* (Technological and operational properties of titanium alloys), Ekaterinburg, Ural'skii universitet, 2014, 137 p.
11. Glazunov S.G., Moiseev V.N. *Titanovye splavy. Konstruktsionnye titanovye splavy* (Titanium alloys. Constructional titanium alloys), Moscow, Metallurgiya, 1974, 368 p.
12. Istrakova A.R., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*, 2015, vol. 22, no. 2, pp. 142–151.
13. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* (Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys), Moscow, MISiS, 2005, 432 p.
14. Vozdvizhenskii V.M., Zhukov A.A., Postnova A.D., Vozdvizhenskaya M.V. *Splavy tsvetnykh metallov dlya aviatsionnoi tekhniki* (Alloys of non-ferrous metals for aircraft), Rybinsk, RGATA, 2002, 219 p.
15. Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Skvortsova S.V., Grushin I.A., Agarkova E.O. *Titan*, 2014, no. 4, pp. 45–49.