

УДК 669.295

*Е.Б. Алексеев¹, Н.А. Ночовная¹, А.В. Новак¹, П.В. Панин¹***ДЕФОРМИРУЕМЫЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЙ
ТИТАНОВЫЙ ОРТО-СПЛАВ, ЛЕГИРОВАННЫЙ ИТТРИЕМ****Часть 1. Исследование микроструктуры слитка
и построение реологических кривых**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21

Приведены результаты исследований микроструктуры по сечению слитка из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием. Исследовано влияние термической обработки в двухфазной ($\beta/B2 + \alpha_2$)-области на микроструктуру слитка орто-сплава, легированного иттрием. Определены места предпочтительного выделения дисперсных частиц α_2 -фазы. Проведен термический анализ с построением кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), уточняющих температуры фазовых превращений исследуемого сплава. Построены реологические кривые осажженных цилиндрических образцов и установлено снижение усилий деформации при повышении температуры осадки с 850 до 1050°C. Показано, что легирование орто-сплавов редкоземельными элементами (РЗЭ) приводит к необходимости повышения температуры прокатки заготовок.

Ключевые слова: интерметаллидный титановый сплав, орто-фаза Ti_2AlNb , редкоземельные элементы (РЗЭ), иттрий, микроструктура, деформационная обработка, кривые дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), реологические кривые.

*Е.В. Alexeev¹, N.A. Nochovnaya¹, A.V. Novak¹, P.V. Panin¹***WROUGHT INTERMETALLIC TITANIUM
ORTHO ALLOY DOPED WITH YTTRIUM****Part 1. Research on ingot microstructure and rheological curves plotting**

The article contains the results of microstructure investigations in the cross section of an ingot from wrought intermetallic titanium ortho alloy doped with yttrium. The effect of heat treatment in a two-phase ($\beta/B2 + \alpha_2$)-area on microstructure of the yttrium doped ortho alloy ingot has been studied. Thermal analysis has been performed with differential scanning calorimetry (DSC) curves plotting which specify phase transformation temperatures of the alloy in focus. Rheological curves for the upset cylindrical samples have been plotted, which revealed deformation strain reduction with upsetting temperature increase from 850 to 1050°C. It has been shown that doping of ortho alloys with rare-earth elements (REE) results in rolling temperature increase.

Keywords: intermetallic titanium alloy, ortho phase Ti_2AlNb , rare-earth elements (REE), yttrium, microstructure, deformation treatment, differential scanning calorimetry curves (DSC), rheological curves.

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

Деформируемые интерметаллидные титановые сплавы на основе орторомбической фазы Ti_2AlNb , известные также как орто-сплавы, в настоящее время являются одними из наиболее перспективных материалов, применяемых для изготовления деталей

новых авиационных двигателей [1–4]. Максимальная рабочая температура орто-сплавов находится в диапазоне от 650 до 700°C, при этом они обладают более высокими прочностными и жаропрочными свойствами по сравнению с традиционными титановыми сплавами и повышенными значениями пластичности при комнатной температуре по сравнению с литейными титановыми γ -сплавами. Благодаря своим удельным характеристикам (плотность разработанных к настоящему времени орто-сплавов <5,4 г/см³) они способны заменить жаропрочные сплавы на основе никеля (с плотностью до 8,3 г/см³), что обеспечит существенный выигрыш в массе деталей (от 20 до 40%) и конструкций в целом.

В настоящее время деформируемые интерметаллидные титановые орто-сплавы, разработанные во ФГУП «ВИАМ», такие как ВТИ-4 и ВИТ1 [5–8], и детали, изготовленные из них, уже проходят стадию опробования в конструкции узлов современных авиационных двигателей. Однако в связи с возрастающими требованиями конструкторов к материалу, его механическим и эксплуатационным свойствам необходима дальнейшая разработка новых сплавов. Одним из возможных направлений повышения механических свойств материалов является введение редкоземельных элементов (РЗЭ) [9–18]. При этом следует отметить, что в данном направлении специалистами ФГУП «ВИАМ» проведены работы по легированию как традиционных титановых сплавов РЗЭ, так и интерметаллидных титановых сплавов гадолинием (Gd), которые показали достаточно хорошие результаты [19–21].

В работе проведено исследование микроструктуры по сечению слитка из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, а также для корректировки технологических параметров деформационной обработки определены температуры фазовых превращений и построены реологические кривые. Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 7.1. «Интерметаллидные сплавы на основе титана» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [22–24].

Материалы и методы

Исследования проводили на слитках и полуфабрикате из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного редкоземельным элементом – иттрием. Химический состав сплава представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием

Содержание легирующих элементов, % (по массе)									
Al	Nb	V	Mo	Zr	Ta	W	Si	Y	Ti
11,0	40,0			Σ=5,0			0,2	0,3	Основа

Слитки деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, выплавляли в вакуумно-дуговой печи VAR L200 фирмы ALD. Для изготовления катаной плиты использовали механически обработанный слиток тройного вакуумно-дугового переплава массой 30 кг, диаметром 154 мм, высотой 270 мм.

Термическую обработку заготовок под микрошлифы и образцы для механических испытаний проводили в камерной печи с каменной изоляцией NaberTherm LH 60/14 и муфельной лабораторной печи NaberTherm L(T) 15/12.

Съемку и анализ микроструктуры проводили на оптическом металлографическом микроскопе Leica DM IRM и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Количественный анализ выполняли при помощи компьютерной программы Image Expert Pro3x.

Дифференциальный термический анализ для построения ДСК кривых проводили на установке для измерения теплоемкости DSC 404 F1.

Реологические характеристики определяли при проведении испытаний на сжатие цилиндрических образцов размером $\varnothing 10 \times 15$ мм с проточенными по обоим торцам технологическими углублениями для графитовой смазки, применяемой для снижения сил трения. Образцы осаживали при температурах 850; 950 и 1050°C со скоростью 10^{-2} с^{-1} .

Осадку выплавленного слитка и его всестороннюю ковку на плиту толщиной 50–55 мм осуществляли на гидравлическом прессе с усилием 1600 тс с подогреваемыми до температуры 940–960°C штампами. Прокатку на плиту толщиной 35 мм проводили на прокатном стане «Шмитц».

Результаты и обсуждение

Выплавка первых деформируемых интерметаллидных титановых слитков на основе орторомбической фазы Ti_2AlNb , легированных РЗЭ, осуществлена несколько лет назад в вакуумно-дуговой печи VAR L200 фирмы ALD по стандартному для ортосплавов режиму, разработанному специалистами ФГУП «ВИАМ».

Для исследования структуры слитка из орто-сплава, легированного иттрием, выплавлен экспериментальный слиток массой 12 кг, диаметром 160 и высотой ~120 мм. Внешний вид продольного темплета, вырезанного из экспериментального слитка представлен на рис. 1.

Исследование структуры по сечению слитка орто-сплава, легированного иттрием, проводили в двух основных зонах (А и Б), отмеченных стрелками на рис. 1: по образующей поверхности (зоны А1–А5) и в центральной части слитка (зона Б).

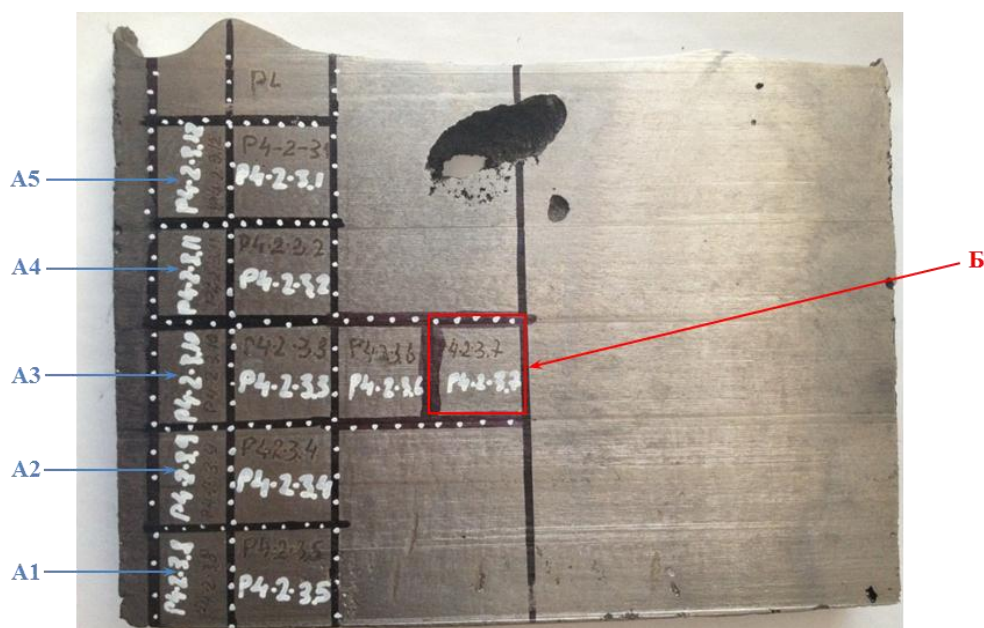


Рис. 1. Продольный темплет слитка из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием

Как видно из данных рис. 2, микроструктура по образующей поверхности слитка не сильно различается в зависимости от места вырезки образца и представлена вытянутыми β -зернами (размером от 100 мкм до нескольких миллиметров) с относительно редкими выделениями дисперсной α_2 -фазы, расположенными внутри и по границе β -зерен. При этом, в отличие от зоны А, в центральной части слитка наблюдается повышенное количество дисперсных частиц α_2 -фазы, что хорошо видно на рис. 3. Это

объясняется различной скоростью охлаждения слитка в двух исследуемых зонах, поскольку вследствие более медленного охлаждения центральной части слитка в ней успевает выделиться большее количество дисперсных частиц α_2 -фазы.

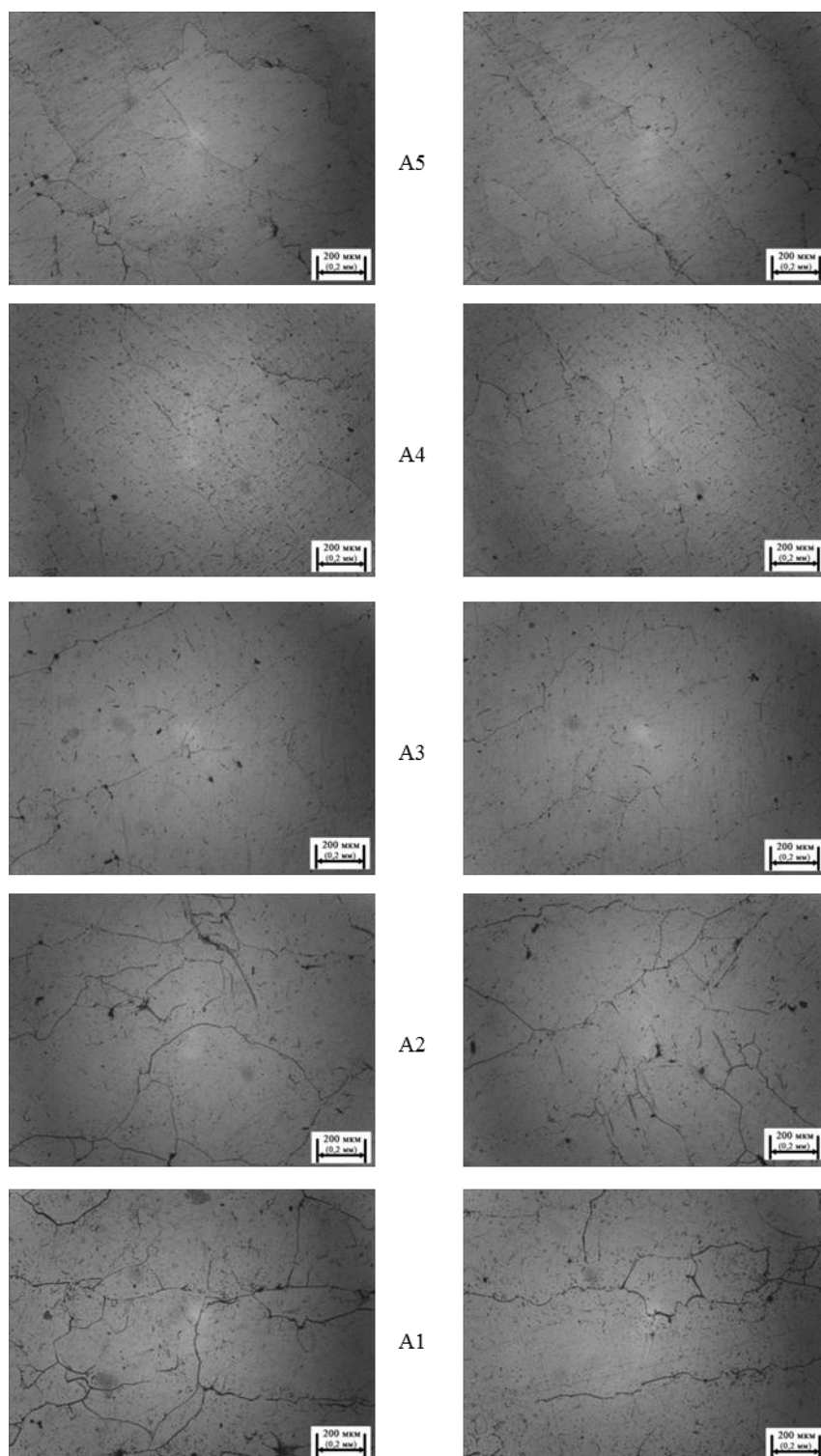


Рис. 2. Микроструктура по образующей поверхности слитка из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием ($\times 75$)

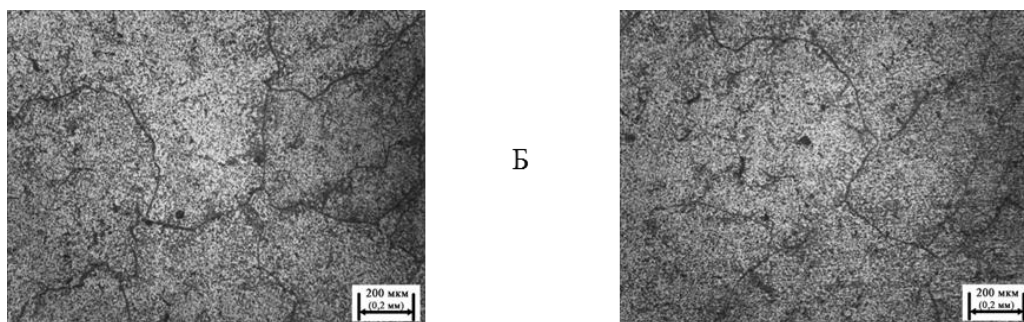


Рис. 3. Микроструктура в центральной части слитка из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием ($\times 75$)

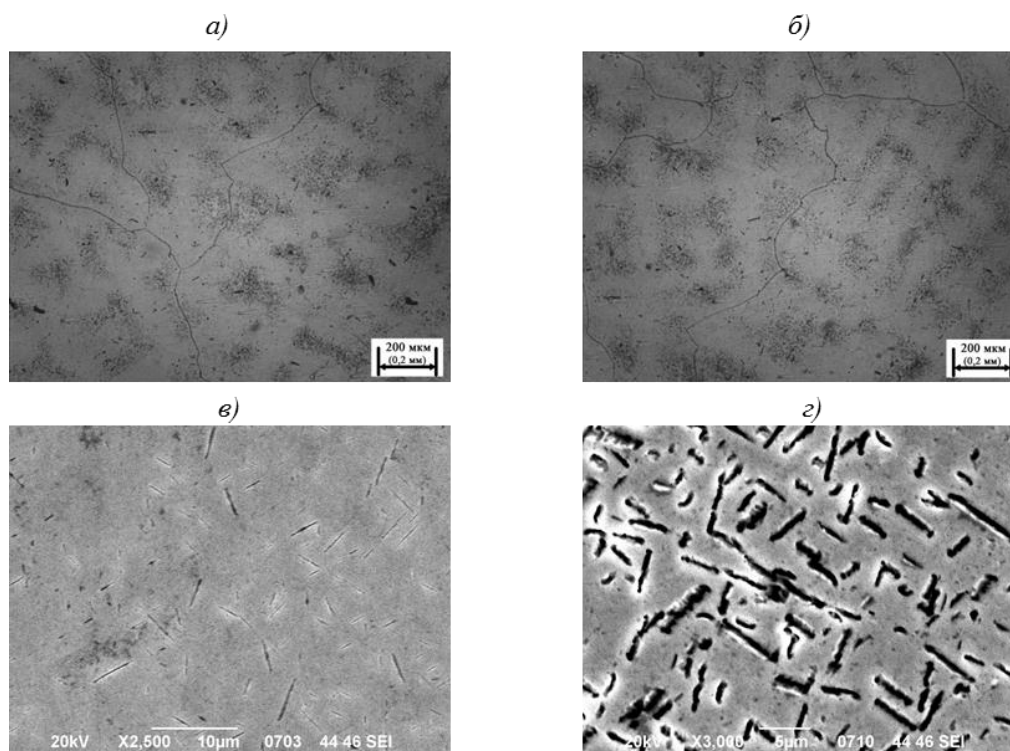


Рис. 4. Микроструктура образца, вырезанного из центральной части слитка деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, после термической обработки: *а, б* – оптическая микроскопия ($\times 75$); *в, г* – РЭМ

В качестве дополнительного эксперимента проведена термическая обработка образца, вырезанного из центральной части слитка (зона Б). Термическую обработку проводили в двухфазной ($\beta/\beta_2+\alpha_2$)-области по режиму: температура нагрева 1000°C , продолжительность выдержки 1 ч, охлаждение на воздухе. В результате проведения термической обработки произошло частичное растворение α_2 -фазы. На полученных после термической обработки снимках микроструктуры (рис. 4, *а, б*) по всей площади микрошлифа наблюдаются зоны, обогащенные (темные) и обедненные (светлые) дисперсными частицами α_2 -фазы. На photographs микроструктуры, сделанных на растровом электронном микроскопе (РЭМ) в режиме отраженных электронов при увеличениях $\times 2500$ – 3000 (рис. 4, *в, г*), видно, что дисперсные частицы α_2 -фазы (черные) представляют собой разориентированные пластины. Геометрические параметры частиц α_2 -фазы представлены в табл. 2 и на рис. 5. При этом на рис. 4, *в, г* вокруг частиц α_2 -фазы наблюдаются светлые зоны, что свидетельствует об их обогащении тугоплавкими элементами (контраст изображения структуры в отраженных электронах определяется средним атомным номером фазы: чем выше атомный номер, тем светлее данный участок).

Таблица 2

**Геометрические параметры частиц α_2 -фазы,
наблюдаемых в структуре деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава,
легированного иттрием, после термической обработки**

Параметр	Среднее значение	Отклонение значения
Максимальный диаметр Фере – длина, мкм	3,256	0,1203
Минимальный диаметр Фере – ширина, мкм	0,850	0,0209
Вытянутость	3,91	0,122
Параметр формы $[P/\sqrt{S}]^*$	7,70	0,119

* P и S – периметр и площадь частицы соответственно.

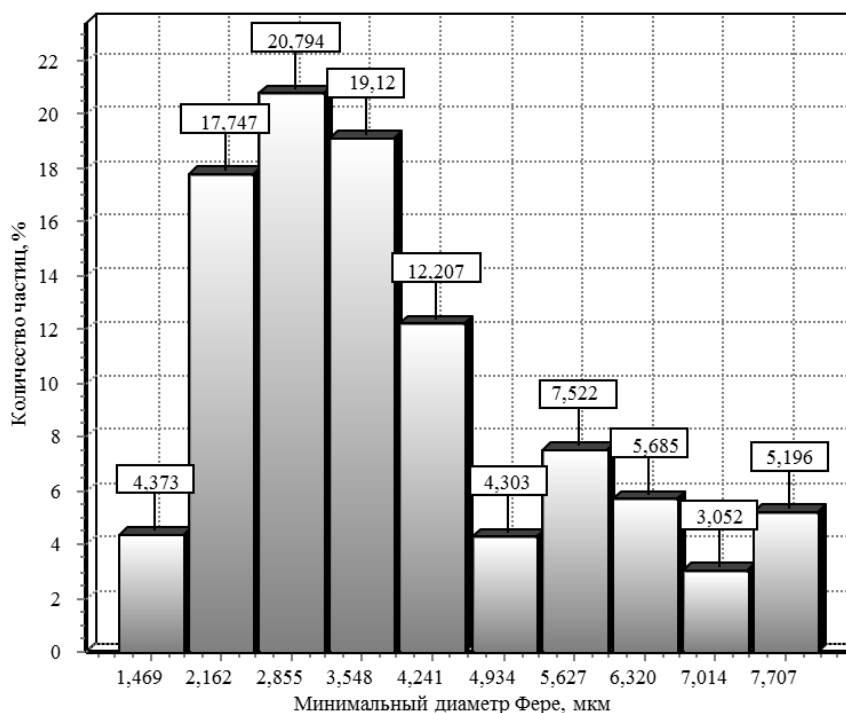


Рис. 5. Гистограмма распределения по длине частиц α_2 -фазы, наблюдаемых в структуре деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, после термической обработки

Светлые зоны, в которых α_2 -фаза практически отсутствует, являются осями дендритов, образовавшихся при кристаллизации слитка. При этом в начальный момент кристаллизации из жидкого расплава происходит выделение и рост первых кристаллов β -фазы, обогащенных тугоплавкими элементами, а в процессе кристаллизации состав расплава и кристаллов β -фазы обедняется тугоплавкими элементами и обогащается наиболее легкоплавкими элементами, в результате чего междендритные пространства, кристаллизующиеся в последнюю очередь, обогащены легкоплавкими элементами (в данном случае – алюминием). При охлаждении слитка эти междендритные зоны, обогащенные алюминием, являются наиболее благоприятными для повышенного выделения α_2 -фазы (темные зоны на рис. 4, а, б).

Таким образом, выявленные в результате проведения термической обработки зоны свидетельствуют о внутризеренной ликвационной неоднородности, возникающей в процессе кристаллизации слитка (дендритная ликвационная неоднородность). На это следует обращать внимание при выплавке промышленных крупногабаритных слитков

интерметаллидных титановых сплавов, поскольку технологический процесс получения таких слитков имеет свои особенности, такие как: повышенные значения силы тока и глубина ванны жидкого расплава, длительность самого процесса выплавки слитков и скорость их охлаждения. Все это создает дополнительные предпосылки для возникновения внутризеренной ликвации.

Данный вопрос требует дополнительных исследований, включая изучение возможности проведения для деформируемых интерметаллидных титановых сплавов на основе орто-фазы гомогенизирующего отжига, который для традиционных титановых сплавов практически не применяется, но нашел широкое использование для жаропрочных никелевых сплавов [25–28].

Для изготовления деформированного полуфабриката выплавлен второй слиток из интерметаллидного титанового сплава на основе орто-фазы, легированного иттрием. Масса выплавленного слитка составила 30 кг (рис. 6), а размеры слитка после механической обработки – диаметр ~154 мм, высота ~270 мм.



Рис. 6. Внешний вид слитка деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, до механической обработки

Перед проведением деформационной обработки слитка методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) построены кривые для уточнения температур фазовых превращений и проведены испытания на сжатие цилиндрических образцов для определения реологических характеристик орто-сплава, легированного иттрием.

Кривые, полученные с помощью ДСК, для деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, представлены на рис. 7.

Как видно из полученных данных, при нагреве образца (рис. 7, кривая 1) температура растворения O -фазы (переход из трехфазной $(O+\beta/V2+\alpha_2)$ -области в двухфазную $(\beta/V2+\alpha_2)$ -область) составляет 922°C , температура растворения α_2 -фазы (переход из двухфазной $(\beta/V2+\alpha_2)$ -области в однофазную $(\beta/V2)$ -область) составляет 1068°C .

Реологические кривые осажённых цилиндрических образцов (скорость осадки 10^{-2} с^{-1}) из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, представлены на рис. 8. По мере увеличения температуры испытаний с 850 до 1050°C напряжения уменьшаются с 740 до 84 МПа: $\sigma_{0,2}^{850^\circ} = 740$ МПа, $\sigma_{0,2}^{950^\circ} = 225$ МПа, $\sigma_{0,2}^{1050^\circ} = 84$ МПа. Разница между напряжениями при температурах испытания 850 и

1050°C составляет более чем 8,8 раза. Полученные значения хорошо согласуются с практическими результатами и технологией деформационной обработки: осадку слитков орто-сплавов начинают проводить с температур однофазной β -области (много >1050°C) с постепенным снижением температурыковки заготовок до границы перехода из двухфазной ($\beta/V2+\alpha_2$)-области в трехфазную ($O+\beta/V2+\alpha_2$)-область, которая находится выше температуры 850°C.

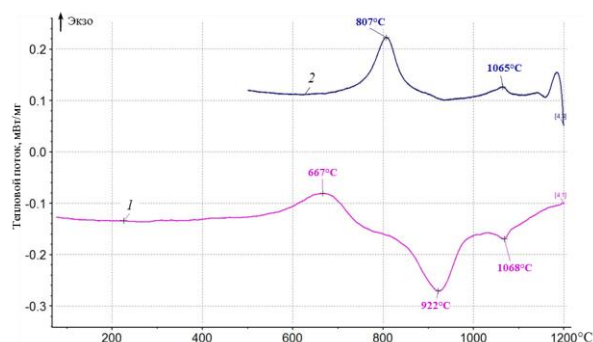


Рис. 7. ДСК кривые деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, при нагреве (1) и охлаждении (2)

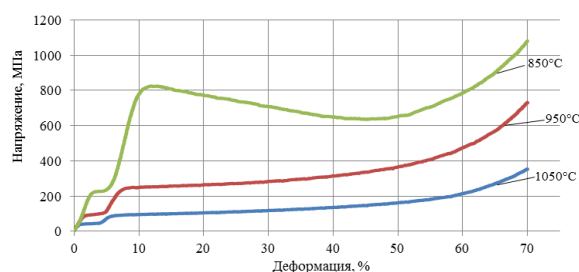


Рис. 8. Реологические кривые осажённых цилиндрических образцов из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием

Результаты проведенных исследований учитывали при выборе температуры многостадийной деформационной обработки слитка. Несмотря на это, при прокатке плиты толщиной 50 мм на толщину 35 мм в двухфазной ($\beta/V2+\alpha_2$)-области с промежуточными подогревами на поверхности появилась небольшая трещина. Следует отметить, что прокатка интерметаллидного орто-сплава ВТИ-4 (не содержащего РЗЭ) при аналогичных температурах не приводит к образованию трещин. Внешний вид катаной плиты из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, представлен на рис. 9.

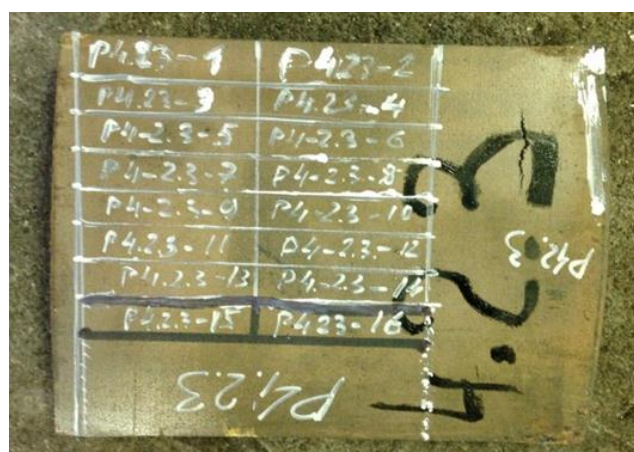


Рис. 9. Внешний вид катаной плиты из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием

Таким образом, необходимо отметить, что для деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, требуются более высокие температуры прокатки, чем для орто-сплавов без РЗЭ. Данный факт свидетельствует об уве-

личении сопротивления деформации орто-сплавов в двухфазной ($\beta/\beta_2+\alpha_2$)-области при введении РЗЭ и, как следствие, о повышении прочностных характеристик материала.

Заключения

1. Проведено исследование микроструктуры по сечению слитка деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием. Установлено, что в высотном направлении по образующей поверхности слитка микроструктура представлена вытянутыми β -зернами с редкими выделениями дисперсной α_2 -фазы, в то время как в центральной части слитка, в результате более медленного охлаждения при кристаллизации, наблюдается повышенное количество дисперсных частиц α_2 -фазы (длина – до 10 мкм, средняя длина ~3,3 мкм).

2. Выделение дисперсных частиц α_2 -фазы в центральной части слитка орто-сплава происходит предпочтительно в зонах междендритного пространства, обогащенных легкоплавкими элементами (в частности, алюминием).

3. Методом дифференциального термического анализа установлены температуры фазовых превращений в интерметаллидном титановом орто-сплаве, легированном иттрием: переход из трехфазной ($O+\beta/\beta_2+\alpha_2$)-области в двухфазную ($\beta/\beta_2+\alpha_2$)-область осуществляется при температуре 922°C, переход из двухфазной ($\beta/\beta_2+\alpha_2$)-области в однофазную β/β_2 -область – при температуре 1068°C.

4. По результатам испытаний на сжатие цилиндрических образцов из орто-сплава, легированного иттрием, построены реологические кривые. Установлено снижение уровня напряжений с 740 до 84 МПа при повышении температуры испытаний с 850 до 1050°C: $\sigma_{0,2}^{850^\circ} = 740$ МПа, $\sigma_{0,2}^{950^\circ} = 225$ МПа, $\sigma_{0,2}^{1050^\circ} = 84$ МПа.

5. По результатам прокатки плиты (с 50 до 35 мм) из деформируемого интерметаллидного титанового орто-сплава, легированного иттрием, выявлено, что введение РЗЭ приводит к увеличению сопротивления деформации орто-сплавов в двухфазной ($\beta/\beta_2+\alpha_2$)-области и, как следствие, к повышению температуры прокатки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
2. Titanium and Titanium Alloys: Fundamental Applications / ed. by C. Leyens, M. Peters. KGaA, Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2003. 513 p.
3. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti₂AlNb Alloys: Opportunities and Challenges // Advanced Materials and Processes. 2014. Vol. 172. No. 5. P. 23–27.
4. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
5. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2210612 Рос. Федерация; заявл. 24.09.01; опубл. 20.08.03.
6. Интерметаллидный сплав на основе титана: пат. 2405849 Рос. Федерация; заявл. 28.10.09; опубл. 10.12.10.
7. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И., Дзунович Д.А. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5.
8. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Иванов В.И., Панин П.В., Новак А.В. Исследование влияния алюминия на фазовый состав и термомеханический режим изотермической штамповки интерметаллидного сплава ВТИ-4 // Технология легких сплавов. 2015. №1. С. 57–61.
9. Zhang S.Z. et al. Phase transformation and microstructure evolution of differently processed Ti–45Al–9Nb–Y alloy // Intermetallics. 2012. Vol. 31. P. 208–216.

10. Liu Z.G., Chai L.H., Chen Y. Microstructure evolution in rapidly solidified Y added TiAl ribbons // *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. P. 160–164.
11. Zhao L.L., Li G.Y., Zhang L.Q. Influence of Y addition on the long time oxidation behaviors of high Nb containing TiAl alloys at 900°C // *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. P. 1586–1596.
12. Chen Y., Si Y., Kong F. Effects of yttrium on microstructures and properties of Ti–17Al–27Nb alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2006. Vol. 16. Issue 2. P. 316–320.
13. Li B., Kong F., Chen Y. Effect of yttrium addition on microstructures and room temperature tensile properties of Ti–47 Al alloy // *Journal of Rare Earths*. 2006. Vol. 24. Issue 3. P. 352–356.
14. Chen Y., Li B., Kong F. Microstructural refinement and mechanical properties of Y-bearing TiAl alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. Vol. 457. Issues 1–2. P. 265–269.
15. Chen Y., Li B., Kong F. Effects of minor yttrium addition on hot deformability of lamellar Ti–45Al–5Nb alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2007. Vol. 17. P. 58–63.
16. Si Y., Chen Y., Liu Z., Kong F. Influence of yttrium on microstructure and properties of Ti–23Al–25Nb alloy after heat treatment // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2006. Vol. 16. P. 849–853.
17. Chang X., Si J., Gao F., Jing Y., Zhang J. Effect of Gd addition on heat treatment microstructure of wrought TiAl // *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007. Vol. 14. P. 26–29.
18. Lia W., Inksonb B., Horitac Z., Xiaa K. Microstructure observations in rare earth element Gd-modified Ti–44 at% Al // *Intermetallics*. 2000. Vol. 8. P. 519–523.
19. Ширяев А.А., Анташев В.Г. Особенности разработки высокопрочного самозакаливающегося высокотехнологичного псевдо-β-титанового сплава // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №4. С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-23-30.
20. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Новак А.В. Исследование структуры и механических свойств деформируемого интерметаллидного титанового сплава ВИТ5, легированного гадолинием // *Титан*. 2017. №2. С. 21–29.
21. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния // *Материаловедение*. 2017. №3. С. 3–10.
22. 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. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
23. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 157–167.
24. Каблов Е.Н. Без новых материалов – нет будущего // *Металлург*. 2013. №12. С. 4–8.
25. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Фесенко Т.В., Колодочкина В.Г. Исследование влияния ликвационной неоднородности на структуру и долговечность интерметаллидных сплавов на основе никеля // *Материалы будущего*. 2014. №6. С. 7–12.
26. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Fesenko T.V., Kolodochkina V.G. Study of the effect of liquation on structure and durability of intermetallic alloys based on nickel // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. Vol. 6. No. 1. P. 5–10.
27. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Морозова Г.И., Тимофеева О.Б. Структура, химический и фазовый составы интерметаллидного сплава ВКНА-1В после высокотемпературных обработок и технологических нагревов // *Жаропрочные сплавы*. 2014. №5. С. 3–6.
28. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Булахтина М.А., Аргинбаева Э.Г., Антонова А.В., Морозов А.Е., Нефедов Д.Г. Влияние способов получения монокристаллов сплавов на основе Ni₃Al на макро- и микрооднородность распределения компонентов, структуру, свойства // *Металлы*. 2014. №3. С. 40–51.