

УДК 669.295

П.В. Панин¹, Д.А. Дзунович¹

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРУ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАЮЩЕГО ОТЖИГА

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-4-4

Изучено влияние скорости охлаждения образцов из титанового сплава VT6 состава Ti–6,25Al–4,1V% (по массе) с температур наводороживающего отжига на процессы структурообразования, которые определяются механизмом и кинетикой превращений водородсодержащей β -фазы. Показано, что скорость охлаждения 1 К/с для образцов, наводороженных при температурах 850–900°C до концентрации 0,6% (по массе) H и более, позволяет полностью подавить диффузионные процессы распада водородсодержащей β -фазы и получить однофазное β -состояние при комнатной температуре, не свойственное сплаву VT6 в равновесных условиях.

Ключевые слова: титановый сплав VT6, наводороживающий отжиг, скорость охлаждения, фазовый состав, структура.

The effect of cooling rate on structure formation processes upon hydrogenating annealing of VT6 alloy (Ti–6,25Al–4,1V% wt.) has been studied, the mentioned processes being governed by mechanism and kinetics of transformations in hydrogen-containing β -phase. It has been shown that cooling rate of 1 K/s gives the opportunity to reduce diffusion-based decomposition of hydrogen-containing β -phase in the samples subjected to hydrogenation at 850–900°C to a concentration of 0,6% wt. H and higher. Thus a single-phase β -structure is formed at room temperature, which is uncommon for the VT6 alloy upon equilibrium conditions.

Keywords: titanium alloy VT6, hydrogenating annealing, cooling rate, phase composition, structure.

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

Введение водорода в титановые сплавы приводит к глубоким структурным изменениям, которые оказывают существенное влияние на свойства материала. С начала 1980-х годов, когда начали проводиться систематические исследования в области дополнительного легирования титановых сплавов водородом, к настоящему времени сформировалось целое научное направление – водородная технология титановых сплавов [1, 2]. Основная задача водородной технологии – осуществление рационального подбора температурно-концентрационных параметров наводороживающего и вакуумного отжигов с целью достижения положительных эффектов, основанных на обратимом легировании водородом [1–3]. При этом важно отметить, что под обратимостью легирования понимается только возможность контролируемого введения/удаления водорода, в то время как фазово-структурное состояние сплава изменяется необратимо, и открываются широкие возможности управления структурой и свойствами титановых сплавов, которые недостижимы традиционными способами термической или термомеханической обработки.

Для разработки технологических процессов, использующих обратимое легирование водородом, необходимо в первую очередь иметь информацию о механизме и кинетике фазовых и структурных превращений, происходящих в титановых сплавах при наводороживании и последующей дегазации, что требует уточнения фазовых и структурных диаграмм [4], которые позволяли бы определять необходимые параметры технологического процесса термоводородной обработки, обеспечивающие в итоге требуемый комплекс свойств.

Тип структуры, формирующейся при охлаждении после наводороживающего отжига, определяется тремя основными параметрами: концентрацией вводимого водорода, температурой нагрева и скоростью охлаждения [5]. Цель данной работы состояла в установлении термокинетических и концентрационных параметров наводороживающего отжига титанового сплава ВТ6, позволяющих зафиксировать однофазное β -состояние при комнатной температуре. Для достижения поставленной цели были последовательно решены задачи подбора режимов наводороживания и оптимальной скорости охлаждения после наводороживающего отжига.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [6–8].

Материалы и методы

Исходные слитки титанового сплава ВТ6 состава Ti–6,25Al–4,1V% (по массе) (ГОСТ 19807–91) для проведения термомеханической обработки и последующих исследований получали методом вакуумно-дуговой плавки по технологии, аналогичной описанной в работах [9, 10]. Исследования проводили на образцах размером 12×12×12 мм, вырезанных из горячекатаной плиты толщиной 12 мм после предварительного высокотемпературного вакуумного отжига.

Насыщение образцов водородом осуществляли в твердофазном состоянии термодиффузионным способом [1] посредством наводороживающего отжига при температурах 800, 850 и 900°C до концентраций 0,1–0,8% (по массе) H в лабораторной установке Сиверса по следующей технологической схеме: нагрев помещенных в вакуумную реторту образцов (при необходимости – выдержка при заданной температуре); напуск высокочистого молекулярного водорода и выдержка до его полного поглощения (продолжительность выдержки оценивается по остаточному давлению в реторте); охлаждение реторты с образцами до комнатной температуры со скоростью 1 К/с. Для реализации различных скоростей охлаждения наводороженные образцы нагревали в печи с воздушной атмосферой типа СНОЛ-1,6.2,5.1/9-И4 и охлаждали со скоростями 140; 70; 10; 3; 0,35 и 0,03 К/с в различных средах.

Концентрацию вводимого водорода контролировали по привесу образцов путем взвешивания на аналитических весах до и после наводороживающего отжига. Фазовый состав и структуру образцов изучали при комнатной температуре с помощью оптической микроскопии и рентгенодифракционного анализа. Температуру полиморфного превращения определяли методом пробных закалок.

Образцы для металлографического анализа готовили по стандартной методике: после удаления газонасыщенного слоя грубой шлифовкой образцы подвергали тонкой шлифовке на шлифовальных кругах различной зернистости и окончательной электролитической полировке в растворе электролита следующего состава: 4 объемн. ч. уксусной «ледяной» кислоты (СН₃СООН, плотность 1,05 г/см³) + 1 объемн. ч. хлорной кислоты (НСlO₄ выпаренная, плотность 1,6 г/см³). В качестве катода использовали

аустенитную нержавеющую сталь, анодом служил образец; напряжение на электродах 35–50 В. После окончания процесса электрополировки поверхность шлифа травили в стандартном растворе: 3 мл плавиковой кислоты (HF) + 6 мл азотной кислоты (HNO₃) + 141 мл дистиллированной воды.

Результаты

Изучению возможностей обратимого легирования титановых сплавов водородом посредством термоводородной обработки посвящено достаточно много работ [1–3, 11–16]. Их обобщенным результатом стало выделение нового научного направления – водородной технологии титановых сплавов.

Для титановых сплавов, дополнительно легированных водородом, открываются широкие возможности управления структурой и свойствами, которые недостижимы традиционными способами обработки. При этом следует отметить, что процессы структурообразования в наводороженных сплавах в процессе термического воздействия определяются механизмом и кинетикой превращений, которые испытывает водородсодержащая β -фаза [1, 5].

Отечественный сплав марки ВТ6 и его зарубежный аналог (сплав Ti-6-4) являются одними из самых широко применяемых промышленно освоенных титановых сплавов. Дополнительное легирование сплава ВТ6 водородом сопровождается известными преобразованиями его структуры [1, 5, 13, 17–22], связанными с сильным β -стабилизирующим действием водорода.

В данной работе исследованы закономерности формирования фазового состава и структуры в титановом сплаве ВТ6 после наводороживающего отжига при температурах ($\alpha+\beta$)-области и охлаждения с различными скоростями. Предварительно образцы из исследуемой плиты сплава ВТ6 отжигали в вакууме при температуре 980°C в течение 2 ч для получения крупнопластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры, содержащей ~15% (объемн.) β -фазы. Морфологически структура образцов после вакуумного отжига представлена крупными пластинами α -фазы, отделенными друг от друга тонкими прослойками β -фазы. Пластины собраны в колонии, располагающиеся внутри бывшего β -зерна, границы которого четко определяются « α -оторочкой» (рис. 1, а). Полученная в деформированном полуфабрикате крупнопластинчатая структура, характерная для литого материала, является наиболее наглядной с точки зрения последующего анализа фазовых и структурных превращений с помощью оптической металлографии.

Температура полного полиморфного превращения (A_{c3}) для отожженных образцов с исходным содержанием водорода 0,006% (по массе) составила 995°C. В соответствии с этим выбраны температуры наводороживающего отжига (800, 850 и 900°C), при которых наводороживаемые образцы находились бы в двухфазном ($\alpha+\beta$)-состоянии.

Проведенные исследования показали, что введение в сплав ВТ6 более 0,1% (по массе) Н при 900°C переводит сплав в однофазное β -состояние при температуре наводороживания. При последующем охлаждении до комнатной температуры со скоростью 1 К/с высокотемпературная β -фаза претерпевает мартенситное превращение, причем до концентрации 0,2% (по массе) Н образуется α' -мартенсит пластинчатой морфологии (рис. 1, б), а в интервале концентраций 0,3–0,7% (по массе) Н – α'' -мартенсит, который также имеет пластинчатую морфологию (рис. 1, в). Процесс перехода от α' - к α'' -фазе идентичен $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -превращению при легировании титана β -изоморфными стабилизаторами.

После наводороживающего отжига по режиму 850°C, 0,2% (по массе) Н в структуре при комнатной температуре сохраняется первичная α^I -фаза, что свидетельствует о том, что при температуре наводороживания инициированное водородом ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращение не протекает полностью и сплав находится в двухфазном состоянии. Введение большего количества водорода при данной температуре способствует завершению полиморфного превращения и переводит сплав в однофазное β -состояние. После охлаждения с температуры наводороживания до комнатной температуры со скоростью 1 К/с фазовый состав образцов с 0,3–0,7% (по массе) Н представлен крупными пластинами α'' -мартенсита на фоне β -матрицы.

С увеличением концентрации водорода с 0,3 до 0,7% (по массе) при температурах 850 и 900°C количество мартенсита в структуре уменьшается вследствие стабилизации β -фазы водородом. Так, при концентрациях выше 0,6% (по массе) Н β -фаза оказывается настолько стабилизированной, что при охлаждении со скоростью 1 К/с не претерпевает мартенситного превращения и при комнатной температуре фазовый состав сплава представлен практически только одной пересыщенной водородом и легирующими элементами β -фазой с небольшим (<5% (объемн.)) количеством α'' -мартенсита (рис. 1, з).

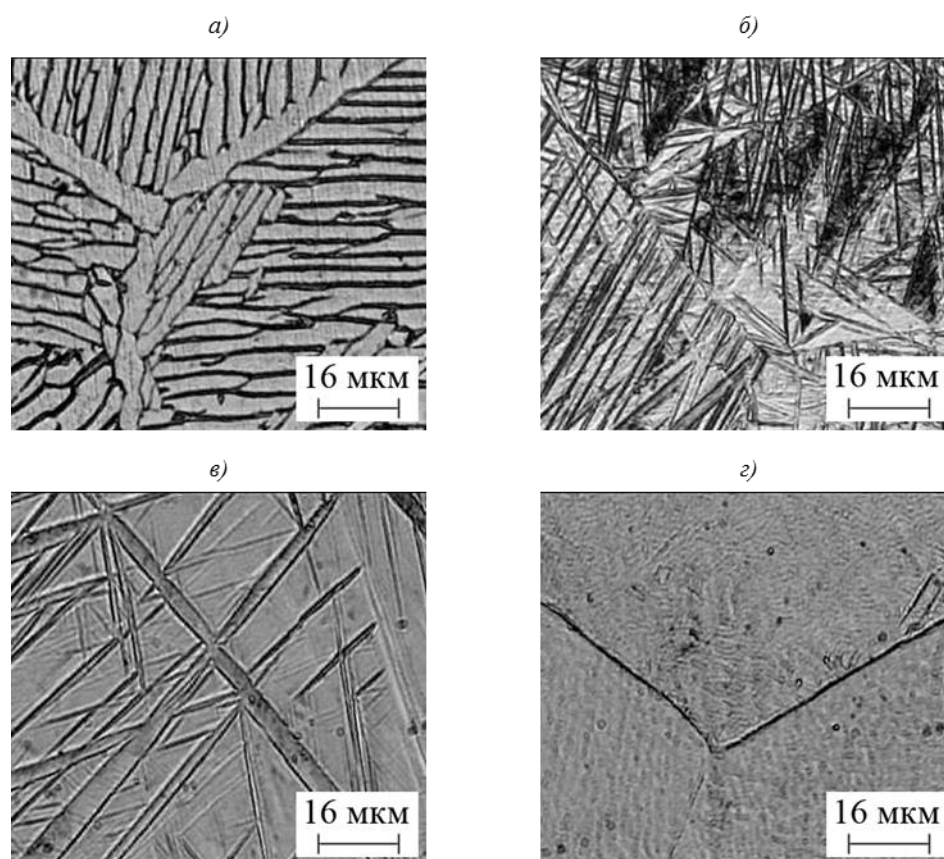


Рис. 1. Микроструктуры образцов из сплава ВТ6 после вакуумного отжига при 980°C (а) и после наводороживающего отжига по различным режимам: 900°C, 0,2% (по массе) Н (б); 900°C, 0,4% (по массе) Н (в); 850°C, 0,7% (по массе) Н (з)

В табл. 1 приведены основные результаты проведенных исследований – фазовый состав и параметры решеток фаз, а также объемная доля β -фазы, полученная методами количественного рентгенодифракционного анализа.

Таблица 1

**Фазовый состав и параметры решеток фаз сплава ВТ6
после наводороживающего отжига при различных температурах**

C_H^* , % (по массе)	Фазовый состав	Параметры решеток фаз, нм				Объемная доля β -фазы
		$\alpha, \alpha^I, \alpha', \alpha''$			a_β	
		a	$b/\sqrt{3}$	c		
Вакуумный отжиг при 980°C						
0,006	$\alpha+\beta$	0,293	–	0,469	0,322	0,16
Наводороживающий отжиг при 900°C						
0,22	$\alpha'+\beta$	0,293	–	0,467	0,332	0,09
0,43	$\alpha''+\beta$	0,295	0,289	0,467	0,333	0,44
0,60	$\alpha''+\beta$	0,295	0,288	0,466	0,333	0,87
0,80	β	–	–	–	0,334	0,95
Наводороживающий отжиг при 850°C						
0,19	$\alpha^I+\beta$	0,293	–	0,468	0,331	0,24
0,44	$\alpha''+\beta$	0,296	0,289	0,466	0,332	0,55
0,63	$\alpha''+\beta$	0,295	0,290	0,467	0,333	0,85
0,80	β	–	–	–	0,334	>0,99
Наводороживающий отжиг при 800°C						
0,23	$\alpha^I+\beta$	0,293	–	0,467	0,331	0,24
0,43	$\alpha^I+\beta$	0,295	–	0,467	0,332	0,42
0,59	$\alpha^I+\beta$	0,296	–	0,467	0,333	0,56
0,79	$\alpha^I+\beta+\alpha_2$	0,294	–	0,467	0,334	0,67

* C_H – фактическая концентрация введенного водорода.

Влияние скорости охлаждения на фазовый состав и структуру проявляется косвенно, так как скорость охлаждения определяет в первую очередь параметры диффузии. В работах [1, 5] показано, что если скорость охлаждения больше *первой критической скорости* ($V_{кр1}$), то в титановых сплавах формируются структуры, образованные метастабильными фазами, химический состав которых соответствует исходной β -фазе. Зарождение новых фаз при этом происходит гомогенно сдвиговым путем, а конечная структура формируется по бездиффузионному механизму и мартенситной кинетике путем перемещения когерентной межфазной границы. Если скорость охлаждения меньше *второй критической скорости* ($V_{кр2}$), то формируются структуры, представленные равновесными фазами, состав которых соответствует равновесной диаграмме состояния. При этом зарождение новых фаз также происходит сдвиговым путем, но гетерогенно, а рост новых фаз контролируется диффузией и происходит путем движения некогерентной границы.

Анализ структуры и фазового состава наводороженных при 850–900°C образцов из сплава ВТ6 позволяет сделать вывод о том, что увеличение концентрации водорода приводит к смене механизма превращения высокотемпературной β -фазы с диффузионного при введении до 0,1% (по массе) Н (скорость охлаждения 1 К/с является ниже $V_{кр2}$) на бездиффузионный в интервале концентраций 0,2–0,7% (по массе) Н (охлаждение происходит со скоростью уже больше $V_{кр1}$, вследствие чего диффузионные процессы подавляются и инициируются мартенситные превращения), а при концентрациях >0,7% (по массе) Н распад β -фазы полностью подавляется и в структуре при комнатной температуре фиксируется β -фаза неравновесного состава.

Для получения однородной структуры по всему сечению полуфабрикатов или готовых изделий обязательным условием является обеспечение скорости охлаждения не ниже $V_{кр}$. Однако в случае обработки крупногабаритных полуфабрикатов существует опасность получения неоднородной структуры по сечению полуфабриката вследствие недостаточной прокаливаемости. Для оценки величины первой критической скорости охлаждения при наводороживании до полного протекания ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращения в данной работе экспериментально реализованы различные скорости охлаждения.

Образцы, наводороженные до концентрации 0,6% (по массе) Н при температурах 900, 850 и 800°C, повторно нагревали уже в печи с воздушной атмосферой (в целях сохранения поверхностной оксидной пленки, препятствующей дегазации образцов) до температур, соответствующих температурам наводороживающего отжига; выдерживали в течение 1 ч и охлаждали в различных средах – воде, масле, направленном потоке воздуха от вентилятора, на спокойном воздухе, в песке и с печью, что позволило реализовать скорости охлаждения 140; 70; 10; 3; 0,35 и 0,03 К/с соответственно. Фазовый состав и структуру термообработанных образцов изучали при комнатной температуре.

Выбор температурно-концентрационных условий наводороживающего отжига для исследования скоростей охлаждения обусловлен следующим. При более низких температурах в принципе невозможно зафиксировать равновесную структуру в водородсодержащих сплавах при концентрациях водорода <0,6% (по массе). Выбор концентрации 0,6% (по массе) Н обусловлен тем, что при меньших концентрациях водорода при температурах 800–900°C диффузионные процессы протекают еще достаточно активно даже при больших скоростях охлаждения. Кроме того, концентрация 0,6% (по массе) Н, как показали описанные выше исследования, является минимально возможной, которая позволяет в широком диапазоне изменять фазовый состав и структуру сплава ВТ6 при изменении только температуры наводороживания. Результаты исследований влияния скорости охлаждения на фазовый состав и структуру наводороженных образцов обобщены в табл. 2.

Таблица 2

Влияние скорости охлаждения после наводороживающего отжига на фазовый состав и структуру титанового сплава ВТ6

Температура наводороживающего отжига, °С	Фазовый состав сплава при скорости охлаждения, К/с					
	0,03	0,35	3	10	70	140
900	$\alpha_n + \beta_n$	$\alpha'' + \beta$				
850	$\alpha_n + \beta_n$	$\alpha'' + \beta$				
800	$\alpha_n + \beta_n$	$\alpha^I + \beta$				

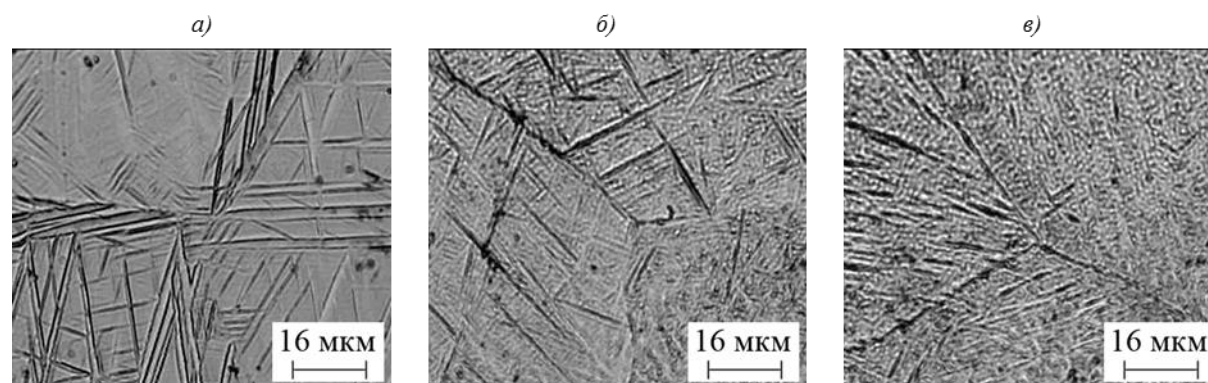


Рис. 2. Микроструктуры образцов, наводороженных при 900 (а, б) и 800°C (е) до 0,6% (по массе) Н, после охлаждения до комнатной температуры со скоростями 3 (а) и 0,03 К/с (б, е)

Исследования показали, что охлаждение с температур наводороживающего отжига 900 и 850°C со скоростями $>0,03$ К/с позволяет подавить диффузию основных легирующих элементов и зафиксировать при комнатной температуре ($\alpha''+\beta$)-метастабильную структуру (рис. 2, а). После охлаждения с печью со скоростью 0,03 К/с в структуре наблюдаются начальные этапы распада водородсодержащей β -фазы с выделением α -образных продуктов распада, близких по своей морфологии к морфологии мартенсита (рис. 2, б).

При нагреве до температуры 800°C в структуре вследствие неполного протекания ($\alpha\rightarrow\beta$)-превращения присутствуют частицы α^I -фазы. При последующем охлаждении при всех скоростях, кроме охлаждения с печью, эти частицы остаются в структуре. При самом медленном охлаждении β -фаза претерпевает диффузионный распад с образованием ($\alpha_n+\beta_n$)-структуры с неравновесным химическим составом фаз (рис. 2, в).

Обсуждение и заключения

Проведенные исследования показали, что с учетом реальных температурно-кинетических условий наводороживания введение в сплав ВТ6 0,6% (по массе) Н снижает первую критическую скорость охлаждения до 0,35 К/с. Вследствие этого максимально возможная и конструктивно реализуемая в лабораторной установке Сивертса скорость охлаждения 1 К/с для сплава ВТ6, наводороженного при температурах не ниже 850°C до концентрации 0,6% (по массе) Н и более, позволяет полностью подавить диффузионные процессы распада водородсодержащей β -фазы и зафиксировать при комнатной температуре однофазное β -состояние, благоприятное с точки зрения последующей обработки.

Благодарности

Авторы выражают благодарность одному из основоположников водородной технологии титановых сплавов в России академику РАН А.А. Ильину и сотрудникам его научной школы – д. т. н., профессору С.В. Скворцовой и д. т. н., профессору А.М. Мамонову – за помощь в получении и интерпретации экспериментальных результатов, обсуждение и критические замечания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСиС, 2002. 392 с.
2. Колачев Б.А., Ильин А.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Достижения водородной технологии титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2007. №3. С. 10–26.
3. Ильин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Фазовые и структурные превращения в титановых сплавах разных классов под действием водорода // Титан. 2007. №1. С. 32–37.
4. Панин П.В., Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б. Способы описания фазового состава титановых сплавов, дополнительно легированных водородом (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №3. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-3-3.
5. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994. 304 с.
6. 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.
7. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. научно-информационных материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.

8. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
9. 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 (31). С. 27–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33.
10. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С. Проблемы получения химически и структурно однородных слитков из жаропрочных сплавов на основе гамма-алюминидов титана // Матер. конф. «Проблемы производства слитков и полуфабрикатов из сложнолегированных и интерметаллидных титановых сплавов» (30 окт. 2015 г.). М.: ВИАМ, 2015. Ст. 03. 1 электрон. опт. диск (CD).
11. Овчинников А.В., Носов В.К., Афонин В.Е., Панин П.В. Основные закономерности деформации сплавов титан-водород // Технология легких сплавов. 2007. №3. С. 96–99.
12. Скворцова С.В., Ильин А.А., Бецофен С.Я., Филатов А.А., Дзунович Д.А., Панин П.В. Анизотропия механических свойств и текстура листовых полуфабрикатов из титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2006. №1–2. С. 81–87.
13. Панин П.В. Закономерности формирования фазового состава и структуры в титановых сплавах при термоводородной обработке и пластической деформации: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: МАТИ, 2009. 24 с.
14. Панин П.В., Дзунович Д.А., Засыпкин В.В. Создание двухфазной композитной структуры в альфа-сплаве Ti–6Al с помощью термоводородной обработки // Научные труды (Вестник МАТИ). 2012. №19 (91). С. 33–37.
15. Панин П.В., Дзунович Д.А., Лукина Е.А. Управление структурой и свойствами титановых сплавов при обратимом легировании водородом и пластической деформации // Сб. науч. тр. РКК «Энергия» им. С.П. Королева. Королев, 2012. Сер. XII. Вып. 1–2: Материалы XIX науч.-технич. конф. молодых ученых и специалистов. С. 103–107.
16. Панин П.В., Манохин С.С., Дзунович Д.А. Получение и исследование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах при обратимом легировании водородом и пластической деформации // Вопросы материаловедения. 2016. №4 (88). С. 7–17.
17. Скворцова С.В., Панин П.В., Ночовная Н.А., Грушин И.А., Митропольская Н.Г. Влияние водорода на фазовые и структурные превращения в титановом сплаве VT6 // Технология легких сплавов. 2011. №4. С. 35–40.
18. Панин П.В., Грушин И.А., Митропольская Н.Г. Исследование закономерностей изменения структурно-фазового состояния титанового сплава VT6 при дополнительном легировании водородом // Научные труды (Вестник МАТИ). 2013. №20 (92). С. 31–34.
19. Панин П.В., Ширяев А.А., Дзунович Д.А. Построение температурно-концентрационной диаграммы фазового состава титанового сплава VT6, дополнительно легированного водородом // Технология машиностроения. 2014. №3 (141). С. 5–9.
20. Панин П.В., Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б. Фазовый состав и структура титанового сплава VT6, дополнительно легированного водородом, после вакуумного отжига // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №2 (38). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-5-5.
21. Панин П.В., Дзунович Д.А., Ширяев А.А. Исследование термической стабильности структуры титанового сплава VT6 после термоводородной обработки // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №3 (39). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-6-6.
22. Дзунович Д.А., Шалин А.В., Панин П.В. Структура, текстура и механические свойства деформированных полуфабрикатов из сплава VT6, полученных по промышленным и опытным технологиям // Деформация и разрушение материалов. 2017. №6. С. 19–27.