

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33

*Д.Е. Каблов¹, П.В. Панин¹, А.А. Ширяев¹, Н.А. Ночовная¹***ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕЧИ ALD VAR L200
ДЛЯ ВЫПЛАВКИ СЛИТКОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА**

Приведены результаты оригинальных систематических исследований по отработке технологии выплавки слитков из опытных жаропрочных сплавов на основе TiAl и Ti₂AlNb методом многократного переплава в новой вакуумно-дуговой плавильной печи ALD VAR L200. По результатам работы даны рекомендации по выбору компонентов шихтовых смесей, режимам прессования расходных электродов и режимам выплавки слитков. Показано, что для получения химически и структурно однородных слитков массой до 30 кг достаточно проводить трехкратный переплав при условии обеспечения максимальной сплошности электродов по их образующей поверхности на глубину не менее 0,05D, где D – диаметр электрода.

Ключевые слова: жаропрочные интерметаллидные сплавы, алюминиды титана, вакуумно-дуговая плавка, расходный электрод, слиток, химический состав, структура.

The article contains the results of original research on ingots melting process optimization for pilot high-temperature TiAl and Ti₂AlNb base alloys by means of manifold remelting with the help of the new ALD VAR L200 vacuum-arc furnace. Recommendations have been given concerning the choice of charge components, consumable electrodes compaction, and ingots melting parameters. It has been shown that one should carry out a threefold remelting in order to obtain a chemically and structurally homogeneous 30 kg ingot wherein maximal density of electrodes along lateral surface thereof is to be provided to the depth of 0,05D, wherein D is electrode diameter.

Keywords: high-temperature intermetallic alloys, titanium aluminides, vacuum-arc melting, consumable electrode, ingot, chemical composition, structure.

¹ Федеральное 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 особое внимание исследователей-материаловедов привлекают жаропрочные интерметаллидные сплавы на основе титана, никеля и алюминия [1–4], которые специально разрабатываются для ответственных деталей (лопаток, дисков) ГТД и ГТУ нового поколения. Перспективность интерметаллидных сплавов обусловлена их уникальным комплексом свойств, принципиально недостижимым в традиционных жаропрочных сплавах с твердорастворным и/или дисперсионным упрочнением [5–7].

С точки зрения удельных характеристик наиболее перспективными жаропрочными материалами для авиационной и аэрокосмической техники считаются сплавы на основе алюминидов титана (TiAl и Ti₂AlNb) [8, 9].

Сплавы на основе интерметаллида γ -TiAl (γ -сплавы) обладают низкой плотностью ($\leq 4,1$ г/см³) наряду с высокой жаропрочностью и рабочими температурами до 850°C, что позволяет рассматривать их в качестве альтернативы жаропрочным сталям и никелевым суперсплавам с большей плотностью. Широкое практическое применение γ -сплавов сдерживается их высокой хрупкостью и низкими характеристиками малоциклового усталости. Решению этих проблем по-

священо достаточно много работ [10–16], в большинстве из которых подчеркивается необходимость горячей обработки давлением, что экономически невыгодно вследствие сложности применяемых методов (горячая экструзия в оболочке и др.) и низкой технологичности γ -сплавов.

Проблема неудовлетворительной технологичности частично решена в сплавах на основе орторомбической фазы Ti₂AlNb (так называемых ортосплавах), обладающих достаточным запасом пластичности как при комнатной, так и при повышенных температурах, что позволяет осуществлять их обработку давлением [17]. Кроме того, сплавы данного класса, дополнительно легированные вольфрамом и танталом, обладают повышенной жаростойкостью при температурах до 700°C [18]. Однако применение ортосплавов ограничено вследствие ряда недостатков, таких как повышенная плотность (5,1–5,4 г/см³), трудности при получении слитков [19], а также необходимости жесткого контроля технологических параметров горячей деформации [20, 21].

Таким образом, в настоящее время актуальными являются задачи по разработке технологий литья для γ -сплавов и термомеханической обработки для ортосплавов. В обоих случаях в качестве исходного полуфабриката используется сли-

ток, от качества которого во многом зависят свойства получаемых отливок, деформированных полуфабрикатов, а также готовых деталей. В свою очередь, выплавка химически однородных слитков интерметаллидных титановых сплавов представляет собой нетривиальную технологическую задачу, которая осложняется целым рядом факторов как физической (различные температуры плавления и плотности компонентов), так и термодинамической природы (нонвариантные превращения). В связи с этим в данной работе приведены результаты систематических исследований по отработке технологий выплавки слитков опытных композиций γ - и орто-сплавов с использованием новой вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200, функционирующей во ФГУП «ВИАМ» с 2013 г.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на модельных сплавах нескольких составов (табл. 1), выбор которых осуществлен на основании патентно-технических исследований с учетом патентной чистоты композиций. Кроме того, для исследования градиентов концентраций легирующих элементов выбран дополнительный модельный γ -сплав, содержащий все основные легирующие элементы в установленном номинальном количестве (по 2% (атомн.) каждого), а также микродобавки бора, углерода и гадолиния.

Исследования проведены с привлечением методов качественного и количественного металлографического анализа (оптическая микроскопия), рентгеноструктурного качественного фазового анализа, а также микрорентгеноспектрального анализа.

Экспериментальные слитки опытных сплавов массой ~30 кг получали методом многократной вакуумно-дуговой плавки в печи VAR L200 (рис. 1) производства фирмы ALD Vacuum Technologies GmbH (Германия). Печь оснащена компьютерной системой управления и позволяет осуществлять процесс плавки как в автоматическом, так и в ручном режимах.

Основные технические характеристики вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200:

Габарит (Д×Ш×В), мм	7500×3500×4500
Постоянный ток плавления (минимальное/максимальное значения), А600/5000
Максимальное рабочее напряжение, В	45
Вакуум для чистой, сухой и пустой камеры, Па	$1 \cdot 10^{-2}$
Рабочее давление в камере в процессе плавки, Па	1
Допускаемое натекание, Па·л/с	1
Диаметр кристаллизаторов, мм	100; 130; 160; 200
Максимальная длина слитка, мм	700
Максимальная масса слитка (для титановых сплавов), кг	95.

В качестве шихтовых материалов использовали: титан губчатый ТГ90, высокочистый алюминий А99, ванадий металлический ВнМ-1, цирконий иодидный ЦрИ, кремний КР-00, а также лига-

туры МФТА, АМТ-1, АНК, НТ47. Расходуемые электроды готовили на вертикальном прессе П454 с усилием 160 тс методом проходного прессования шихтовой смеси в конусную матрицу. После изготовления прессованные электроды выдерживали в сушильном шкафу при температуре 120–150°C.

Результаты и обсуждение

Практически для всех классов металлических материалов качество исходного полуфабриката (в том числе слитка) играет важную роль при последующей термомеханической обработке (например, для конструкционных сталей [22], титановых сплавов [23], а также жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана [17]).

Отмечено, что получение качественных слитков интерметаллидных титановых сплавов методом дуговой плавки с расходуемым электродом в вакууме является нетривиальной задачей. Так, при выборе основных технологических параметров плавки (ток и напряжение дуги, временные интервалы плавления и выведения усадочной раковины) необходимо учитывать следующие факторы:

- температуры плавления компонентов (сплавы на основе алюминидов титана содержат большое количество алюминия, температура плавления которого в несколько раз ниже температур плавления остальных легирующих элементов – ниобия, молибдена, ванадия и др.);
- плотности компонентов (плотность алюминия также в несколько раз меньше плотностей других компонентов сплава, что в большой степени провоцирует перманентное «расслаивание» расплава в ванне с последующим формированием химической неоднородности и сегрегаций);
- термодинамический фактор (протекание нонвариантных фазовых превращений – перитектического и эвтектоидного – в процессе затвердевания и последующего охлаждения).

В работе [19] авторами рассматривались особенности выплавки слитков из интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия с использованием вакуумно-дуговой печи ВД5М. Отмечено, что на подготовительной стадии возникают определенные трудности, связанные с опасностью разрушения прессованного электрода в процессе приварки и первого переплава вследствие недостаточного количества пластичного связующего (алюминия, титановой губки) и большой объемной доли хрупких Nb-содержащих лигатур в прессованных электродах. Предложенный способ решения данной проблемы – плавка сварных наборных электродов – не позволяет гарантировать сохранение целостности расходуемого электрода в рабочем пространстве печи в процессе плавки. Поэтому в работе [17] предложено увеличить удельное давление прессования при изготовлении электродов для орто-сплавов с целью увеличения сплошности прессованных компактов.

Для приготовления расходуемых электродов

γ -сплавов метод проходного прессования шихтовой смеси через конусообразную матрицу также представляет наибольший практический интерес, так как не требует дополнительной операции сварки в защитной атмосфере и позволяет достичь более равномерного объемного распределения легирующих элементов в готовом электроде (в том числе микродобавок РЗМ). Кроме того, наличие в шихтовой смеси γ -сплавов большого количества алюминия, выступающего в роли связующего, позволяет исключить возникновение описанных выше трудностей, связанных с достижением необходимой сплошности и прочности электродов. В данной работе плотность расходных электродов, приготовленных для выплавки γ -сплавов опытных композиций (см. табл. 1), составляла 0,7–0,8 от расчетной плотности интерметаллида TiAl; значение предела прочности при разрыве, выборочно определенного на некоторых электродах, составило не менее 200 МПа, что позволяет исключить возможность разрушения пресованного электрода длиной до 500 мм.

Экспериментальные слитки опытных орто- и γ -сплавов $\varnothing 160$ мм массой 30 кг получали методом тройного вакуумно-дугового переплава в печи ALD VAR L200. Кроме того, для изучения градиентов концентраций и степени однородности распределения легирующих элементов в модельном сплаве Ti–47Al–2Nb–2Mo–2V–2Zr–2Cr–0,2(B+C)–0,2Gd слитки трехкратного переплава разрезали вдоль на 4 четверти и осуществляли два дополнительных переплава. Так получены слитки четырех- и пятикратного переплава массой ~7,5 кг каждый.

Отработку режимов выплавки слитков в вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 проводили как в ручном, так и в автоматическом режимах, варьируя значения тока и напряжения, а также временные параметры процесса с целью исключения возможного появления поверхностных дефектов слитков [24, 25]. Во всех случаях осуществляли визуальный контроль процесса плавки в режиме реального времени. На рис. 2 представлены типичные кривые изменения удельного тока и напряжения в течение процесса плавки.

В процессе отработки режимов первого переплава установлено, что недостаточная сплошность пресованного электрода может провоцировать переход горения дуги на стенку кристаллизатора, что крайне негативно сказывается на качестве получаемого слитка. Кроме того, в результате разогрева державки существует опасность ее расплавления и падения непереплавленной части электрода в кристаллизатор, что, в свою очередь, приведет к неустраняемому браку. Описанные риски могут быть практически полностью исключены, если плотность поверхностного слоя переплавляемого электрода составляет $\geq 0,85$ от расчетной плотности соответствующей композиции сплава. Экспериментально установлено, что ми-

нимальная эффективная толщина поверхностного слоя при этом составляет $0,05D$ и более, где D – диаметр электрода.

В результате анализа качества слитков, полученных при разных соотношениях тока и напряжения, выбраны оптимальные режимы плавки и установлено, что для выплавки слитков орто-сплавов плотность тока необходимо поддерживать в интервале 19–21 А/см², а для γ -сплавов – в интервале 16–18 А/см². При этом во всех случаях при первом переплаве вследствие наличия несплошностей в пресованных электродах целесообразно поддерживать плотность тока на 15–20% ниже, чем на втором и последующих переплавах. С учетом выявленных особенностей плавки получены слитки тройного переплава $\varnothing 160$ мм массой 30 кг, имеющие достаточно высокое качество поверхности – без непроплавов, затеков и рыхлот (рис. 3).

Полученные экспериментальные слитки, имеющие минимальное количество поверхностных дефектов, подвергали механической обработке для удаления верхней и донной частей, а также обточке по образующей поверхности. После этого из различных сечений слитков вырезали образцы для проведения исследований.

Исследования макроструктуры показали, что периферийная зона слитков как орто-, так и γ -сплавов, состоит из крупных вытянутых макрозерен (рис. 4). Наличие пояса грубой макроструктуры является вполне типичным и объясняется условиями направленного теплоотвода в процессе кристаллизации, которая, в частности, для большинства γ -сплавов (за исключением так называемых β -затвердевающих) обязательно протекает через однофазную α -область, где скорость роста зерен достигает своего максимума вследствие благоприятных термодинамических условий.

Для проведения микрорентгеноспектрального анализа и изучения концентрационных градиентов легирующих элементов из слитков опытного γ -сплава после каждого переплава вырезали образцы из верхней, срединной и донной частей. Ранее было отмечено, что химическая неоднородность слитков вызвана многими причинами, однако основными являются существенные различия в плотности и температурах плавления компонентов сплава. Именно эти факторы оказывают наибольшее влияние на распределение легирующих элементов по сечениям слитка.

Исследования показали, что при традиционном подходе к выплавке слитков степень неоднородности химического состава по вертикальному сечению слитка после первого переплава достигает 5,3% (атомн.) для алюминия и 0,2–0,6% (атомн.) для ниобия, молибдена и ванадия (табл. 2).

Степень неоднородности распределения химического состава после второго переплава снижается практически в 2 раза по сравнению с первым переплавом.

Таблица 1

Композиции опытных сплавов на основе интерметаллидов TiAl и Ti₂AlNb

Условный номер сплава	Номинальный состав сплава, % (атомн.)	Примечание
1	Ti-44Al-Nb, V, Zr-0,1B	β-затвердевающий сплав
2	Ti-47Al-Nb, Mo, V-0,2(B+C)	Сплав типа TNM
3	Ti-49Al-V, Zr, Cr	Сплав содержит PЗМ (Gd)
4	Ti-25Al-23Nb-3,5(Zr+V+Mo+W)-1,2(Si+C)	Орто-сплав [18]
5	Ti-47Al-2Nb-2Mo-2V-2Zr-2Cr-0,2(B+C)-0,2Gd	Модельный сплав для исследования градиентов концентраций

Таблица 2

Химический состав слитков из опытного γ-сплава* после каждой стадии переплава в вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200

Переплав	Место анализа слитка	Содержание**, % (атомн.)							
		основных легирующих элементов						микродобавок	
		Al	Nb	Mo	V	Zr	Cr	B, C	Gd
Первый	Корона	49,5	1,75	1,78	1,94	Н/д	Н/д	Н/д	0,15
	Дно	44,2	2,42	2,36	2,14				0,23
Второй	Корона	48,1	1,92	1,85	2,01	Н/д	Н/д	Н/д	0,17
	Дно	45,4	2,23	2,30	2,08				0,23
Третий	Корона	47,5	1,98	1,93	1,98	1,97	1,97	0,12	0,19
	Дно	46,3	2,20	2,25	2,04	2,04	2,08	0,10	0,22
Четвертый	Корона	47,1	2,03	1,97	1,94	1,98	1,99	Н/д	0,19
	Середина	46,9	2,06	2,02	1,97	2,01	2,01		0,21
	Дно	46,3	2,16	2,19	2,00	2,04	2,05		0,22
Пятый	Корона	46,8	2,02	1,99	1,94	1,98	1,98	0,12	0,20
	Середина	46,5	2,02	2,04	1,95	2,00	2,01	0,11	0,20
	Дно	46,1	2,09	2,08	1,99	2,02	2,04	0,11	0,21

* Номинальный состав опытного γ-сплава в % (атомн.): Ti-47Al-2Nb-2Mo-2V-2Zr-2Cr-0,2(B+C)-0,2Gd.

** Н/д – нет данных (анализ не проводился).



Рис. 1. Внешний вид вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 (Германия), установленной в ВИАМ

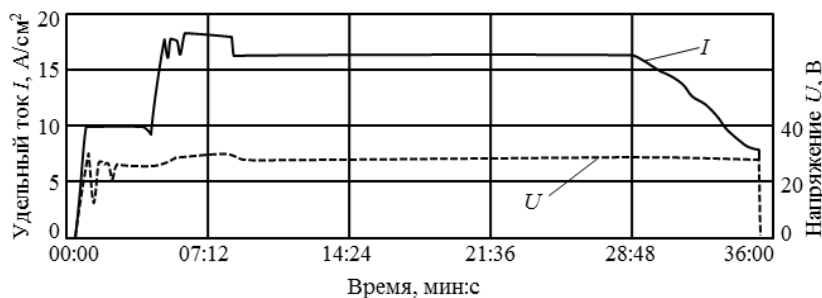


Рис. 2. Временная зависимость основных параметров процесса плавки γ-сплава

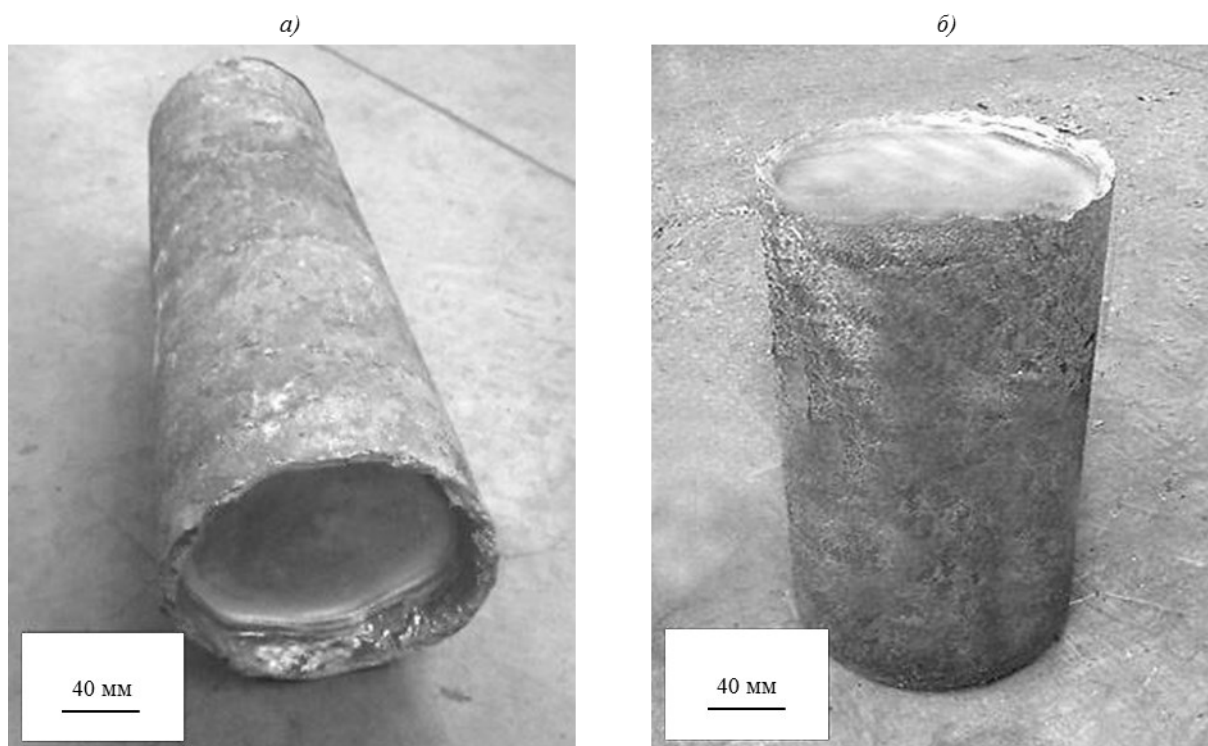


Рис. 3. Внешний вид экспериментальных слитков после тройного переплава:
a – орто-сплав Ti–25Al–23Nb–3,5(Zr+V+Mo+W)–1,2(Si+C);
б – γ -сплав Ti–47Al–2Nb–2Mo–2V–2Zr–2Cr–0,2(B+C)–0,2Gd



Рис. 4. Макроструктура слитка опытного γ -сплава в поперечном сечении после двойного переплава

Алюминий вследствие низкой плотности в большей степени сосредоточен в верхнем слое расплава – таким образом, в конечном итоге наблюдается обратный градиент концентрации алюминия по отношению к остальным легирующим элементам.

Ванадий также имеет склонность к выгоранию, однако в значительно меньшей степени, чем алюминий. Содержание ниобия и молибдена в сплаве даже после пятого переплава не выходит за рамки номинальных значений.

С точки зрения достижения оптимальных механических свойств литого материала немаловажную роль играет также степень однородности

микроструктуры. Исследования, проведенные с помощью оптической микроскопии, позволили выявить однозначную закономерность: с каждым последующим переплавом степень микроструктурной неоднородности уменьшается.

Морфология микроструктуры опытного орто-сплава состава Ti–25Al–23Nb–3,5(Zr+V+Mo+W)–1,2(Si+C) представлена пластинчатыми выделениями O-фазы в матрице β (B2)-фазы. После второго и последующих переплавов степень неоднородности микроструктуры практически не меняется (рис. 5): толщина пластин в верхней, срединной и донной частях слитка отличается не более чем на 15–20%.

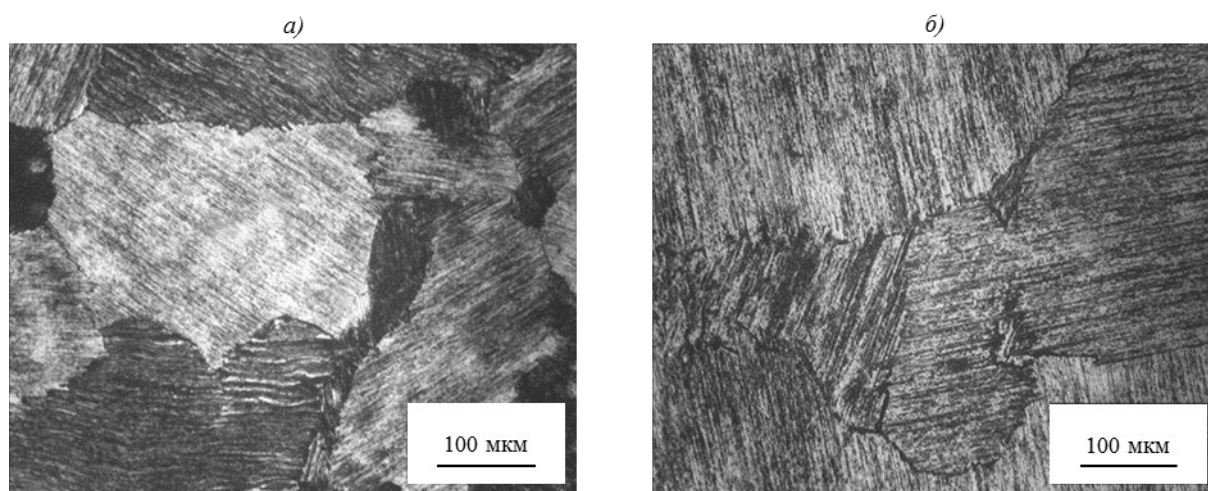


Рис. 5. Микроструктура образцов опытного орто-сплава после второго (а) и третьего (б) переделов (образцы вырезаны из центральной части слитка)

Зависимость, аналогичная описанной для орто-сплавов, справедлива и для γ -сплавов: степень микроструктурной неоднородности существенно снижается уже после второго передела, а после третьего передела достигает некоего предела структурной однородности, характерной для литой структуры.

Выводы

Экспериментально установлено, что для получения качественных слитков орто- и γ -сплавов в вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 необходимо поддерживать плотность тока в процессе плавки в интервалах 19–21 и 16–18 А/см² соответственно.

Для сохранения номинального баланса легирующих элементов количество переделов при выплавке слитков как орто-, так и γ -сплавов, не должно превышать четырех, так как при пятом и последующих переделах «выгорание» легких элементов (например, алюминия) при номинальной массе слитка от 30 кг и более начинает превышать погрешность измерения. При этом оптимальным следует считать трехкратный передел.

В целях исключения горения дуги между стенками кристаллизатора рабочей камеры печи и электродом при компактировании электрода следует поддерживать равномерное распределение плотности прессованной смеси в радиальном направлении и обеспечивать максимальную плотность по боковой поверхности на глубину не менее $0,05D$, где D – диаметр электрода.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №13-08-12036-офи м.

Экспериментальные результаты получены с участием сотрудников ВИАМ Е.Б. Алексева и А.С. Кочеткова.

Исследования проведены на оборудовании Испытательного центра ВИАМ (система сертификации по ГОСТ Р и АТ и ОГА; аттестат аккредитации №ИЛ-103; аттестат аккредитации №РОСС RU.0001.22НН06).

Обработка результатов проведена в рамках Центра компетенции на базе ВИАМ по разработке и производству сплавов на основе интерметаллидов титана для авиационных двигателей и наземных энергетических установок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
3. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
4. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34.
5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.
6. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 04 (viam-works.ru).

7. 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).
8. 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. №S. С. 196–206.
9. Kunal Kothari, Ramachandran Radhakrishnan, Norman M. Wereley. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques //Progress in Aerospace Sciences. 2012. V. 55. P. 1–16.
10. Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов //Письма о материалах. 2011. Т. 1. С. 25–31.
11. Appel F., Oehring M., Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys //Intermetallics. 2000. V. 8. P. 1283–1312.
12. Pather R. et al. The effect of high temperature exposure on the tensile properties of γ TiAl alloys //Intermetallics. 2003. V. 11. P. 1015–1027.
13. Xia Chang et al. Microstructure homogeneity of wrought TiAl //Proc. 11-th World Conf. on Titanium. 2007. V. II. P. 993–996.
14. Zhihai Deng et al. Hot deformation behavior of a β -solidified TiAl alloy //Proc. 12-th World Conf. on Titanium. 2012. V. II. P. 1486–1490.
15. Lin J.P. et al. Development of high temperature TiAl alloys //Proc. 12-th World Conf. on Titanium. 2012. V. II. P. 1357–1362.
16. Nochovnaya N., Panin P., 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 (ISGTA2014). San Diego. 2014. [www.programmaster.org].
17. Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Анищук Д.В., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Умарова О.З. Отработка технологии опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti₂AlNb //Титан. 2013. №4. С. 24–29.
18. Интерметаллидный сплав на основе титана: пат. 2405849 Рос. Федерация; опубл. 28.10.2009.
19. 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.
20. 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.
21. Alexeev E., Nochovnaya N., Panin P. Effect of thermo-mechanical treatment on properties variation of orthorhombic Ti₂AlNb based alloys /Proc. Int. Workshop on Gamma Alloy Technology (GAT2013). Toulouse. 2013. P. 16–17.
22. Панин П.В., Петров А.П., Еремеев В.В., Злыднев М.И., Цветков А.В. Влияние технологических параметров штамповки на структурообразование в стальных элементах бронезащиты //Технология машиностроения. 2013. №9. С. 9–16.
23. Ночовная Н.А., Скугорев А.В., Бурханова А.А., Изотова А.Ю. Эффективность применения изотермической деформации при изготовлении штамповок из титановых сплавов //Титан. 2013. №1. С. 31–34.
24. Heglei Qu et al. Defects easy occur in VAR titanium ingots //Proc. 12-th World Conf. on Titanium. 2012. V. I. P. 126–129.
25. ZhijunYang et al. The effect of VAR process parameters on beta flecks formation in Ti–10V–2Fe–3Al //Proc. 12-th World Conf. on Titanium. 2012. V. I. P. 601–604.