

Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов

Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Ст. Халтурина 39, 450001 Уфа
E-mail: vimayev@mail.ru

Current status of γ -TiAl intermetallic alloys investigations and prospects for the technology developments

Imayev V.M., Imayev R.M., Oleneva T.I.

Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa, Russia

В статье рассмотрено современное состояние исследований интерметаллидных сплавов на основе γ -TiAl. Показано, что существующий научно-технический задел создает предпосылки для развития технологий γ -TiAl сплавов.

Ключевые слова: интерметаллид, структура, механические свойства.

The state of the art of γ -TiAl intermetallic alloys investigations is considered in the present paper. It is shown that the current scientific and technical knowledge is quite enough for developments of γ -TiAl technologies.

Keywords: intermetallic, structure, mechanical properties.

1. Введение

Повышение эффективности авиадвигателей и наземных энергетических установок в настоящее время невозможно без внедрения новых конструкционных материалов, например, таких как интерметаллидные сплавы на основе фаз γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al (далее γ -TiAl сплавы), обладающих высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести и жаростойкостью при повышенных температурах ($T=600\dots 850^\circ\text{C}$) [1]. Удельный модуль упругости этих сплавов выше, чем титановых и никелевых сплавов на 50–70%, и эта разница сохраняется при повышенных температурах (рис. 1а). По удельной прочности γ -TiAl сплавы в интервале температур $T=600\dots 850^\circ\text{C}$ могут превосходить (в зависимости от структурного состояния) все традиционные конструкционные материалы (рис. 1б). Предполагается, что γ -TiAl сплавы частично заменят жаропрочные никелевые сплавы в газотурбинном двигателе (ГТД), что позволит качественно увеличить соотношение «тягавес» летательного устройства. Из γ -TiAl сплавов могут изготавливаться лопатки, диски, элементы сопла и др.

Основным препятствием к внедрению γ -TiAl сплавов являются недостаточные технологические свойства. В первую очередь, это низкая пластичность в широком интервале температур, обусловленная остронаправленной ковалентной составляющей межатомной связи в γ -TiAl (сверхструктура $L1_0$) и α_2 -Ti₃Al (сверхструктура $D0_{19}$). Следует иметь в виду, что проблема заключается не просто в повышении пластичности - такая задача

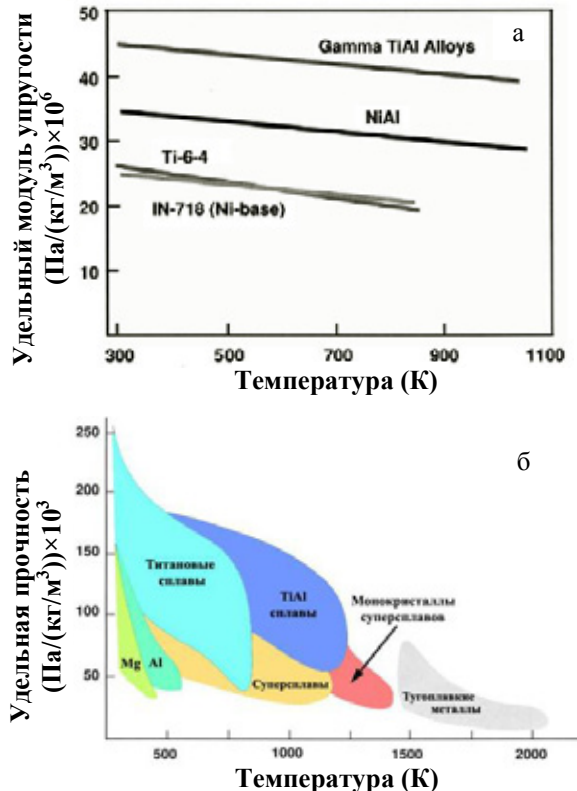


Рис. 1. Удельные механические свойства γ -TiAl сплавов в сравнении с традиционными конструкционными материалами [1].

решается получением в γ -TiAl сплавах дуплексной микроструктуры [2,3], а в достижении определенного со-

четания свойств – прежде всего, высокой прочности, сопротивления ползучести и окислению при повышенных температурах при приемлемой пластичности и вязкости разрушения.

Для этого необходимо оптимизировать химический состав и микроструктуру – выбрать между полностью пластинчатой и глобулярно-пластинчатой (дуплексной) микроструктурой. Отметим, что наиболее высокая жаропрочность в γ -TiAl сплавах, сравнимая с жаропрочностью известных никелевых сплавов, может быть достигнута только в случае полностью пластинчатой структуры с высокой плотностью когерентных, полуккогерентных γ/γ и γ/α_2 пластин. Однако в этом структурном состоянии, несмотря на повышенную вязкость разрушения ($K_{Ic} \approx 25-30 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$), γ -TiAl сплавы характеризуются весьма ограниченной пластичностью ($\delta < 0.5\%$) при комнатной температуре. Уменьшение размера колоний и особенно изменение морфологии структуры от пластинчатой к дуплексной ведут к росту пластичности ($\delta > 1.5\%$ при комнатной температуре), но при этом снижаются жаропрочность и вязкость разрушения ($K_{Ic} \approx 10-15 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$). Поэтому основное внимание исследователей γ -TiAl сплавов в последние два десятилетия было сконцентрировано на достижении оптимальной комбинации механических свойств с помощью варьирования микроструктуры от полностью пластинчатой до дуплексной с различным размером колоний/зерен и толщиной пластин. Для этого оптимизировали состав и термомеханическую/термическую обработку сплавов [2-4].

В настоящей статье рассматривается текущее состояние исследований, в том числе, проводимых в Институте проблем сверхпластичности металлов (ИПСМ) РАН, а также возможные пути развития технологий γ -TiAl сплавов.

2. Разработка сплавов. Структура и механические свойства γ -TiAl сплавов

В разработке γ -TiAl сплавов можно выделить несколько существенных этапов, которые определили развитие сплавов этой системы. Первая исследовательская программа по γ -TiAl сплавам была выполнена в Pratt and Whitney в 1975-1983 гг. В результате был разработан сплав Ti-48Al-1V-0.1C (ат. %) (табл. 1), механические свойства которого оказались низкими как в пластинчатом (литье и термическая обработка), так и в дуплексном состоянии (после термомеханической и термической обработки). В пластинчатом состоянии из-за крупного размера колоний сплав имел почти нулевую пластичность и низкую прочность при комнатной температуре, а в наиболее пластичном дуплексном состоянии – низкое сопротивление ползучести, недостаточную вязкость разрушения и жаростойкость [2].

Вторая исследовательская программа была выполнена в General Electric в 1986-1991-х годах, в результате были разработаны сплавы Ti-(47-48)Al-2(Cr или Mn)-2Nb и различные их модификации [2] (табл. 1). Благодаря легирующим элементам эти сплавы имели более высокую жаропрочность и жаростойкость, и, в отличие

от сплава Ti-48Al-1V-0.1C, в них можно было получать дуплексную структуру с размером зерен/колоний около 100 мкм, используя простую термическую обработку. В дуплексном состоянии указанные сплавы имели пластичность до $\delta \approx 1.5-2\%$ при комнатной температуре [2], однако наличие в такой структуре равноосной мелкозернистой составляющей существенно снижало как сопротивление ползучести (при $T > 650^\circ\text{C}$), так и вязкость разрушения (до величин $K_{Ic} \approx 10-15 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$). В пластинчатом состоянии (в слитках) разработанные сплавы имели грубозернистую структуру с протяженной зоной столбчатых кристаллов и размером колоний до миллиметров, что вело к низкой пластичности. И в пластинчатом, и в дуплексном состоянии, полученном термической обработкой, указанные сплавы имели сравнительно низкую прочность, обычно на уровне $\sigma_B = 400-450 \text{ МПа}$ [2].

В 90-ые годы большинством исследователей было признано, что для обеспечения желаемого сочетания свойств – высокой жаропрочности, приемлемой пластичности и вязкости разрушения, необходимо иметь равноосную пластинчатую структуру с малым размером колоний ($d = 30 \dots 100 \text{ мкм}$) [2]. Уменьшение размера зерен/колоний путем термомеханической обработки до уровня $d \approx 10 \text{ мкм}$ ведет к дальнейшему повышению пластичности при комнатной температуре, но при этом происходит смещение температуры хрупко-вязкого перехода (ХВП) с ≈ 800 до $600 \dots 700^\circ\text{C}$ и соответствующее снижение температуры потенциального использования γ -TiAl сплавов [2,3,5].

Таблица 1.

Основные этапы в разработке γ -TiAl сплавов.

Годы	Разработчик	Составы сплавов, ат. %
1975-1983	Pratt and Whitney, США	Ti-48Al-1V-0.1C
1986-1991	General Electric, США	Ti-(47-48)Al-2(Cr или Mn)-2Nb, RNT 650
1995-2000	GKSS, Германия	Ti-(45-46)Al-(5-10)Nb-(0-0.4)C,B
2000-2010	ИПСМ, РФ GKSS, Германия	Ti-(42-45)Al-(2.5-7)(Nb,Mo,Cr)-(0.2-0.4)B

Для достижения требуемого размера колоний использовали различные методы термомеханической обработки, а для повышения прочности, жаропрочности, жаростойкости использовали легирование элементами, замедляющими диффузию. В результате в конце 1990-х были разработаны так называемые TNB-сплавы, содержащие значительное количество ниобия – Ti-(45-46)Al-(5-10)Nb-(0-0.4)C,B (табл. 1), а также методы их высокотемпературной экструзии [4]. Благодаря ниобию в указанных сплавах существенно повысилась жаропрочность и жаростойкость по сравнению со сплавами типа Ti-48Al-2Cr-2Nb, а с помощью экструзии при температурах однофазной α -области стало возможно достигать пластинчатой микроструктуры с малым размером колоний ($d \leq 50 \text{ мкм}$), что повысило прочность, однако пластичность при комнатной температуре осталась на уровне $\delta < 0.5\%$, технологическая пластичность также сохранилась низкой [4]. Экструзия при температурах двухфазной ($\alpha+\gamma$)-области позволяет получить в этих

сплавах дуплексную структуру, которая обеспечивает повышенную прочность (до $\sigma_B \approx 1000$ МПа) и пластичность при комнатной температуре (до $\delta \approx 2\%$) в направлении экструзии при удовлетворительной жаропрочности до температуры $T=700^\circ\text{C}$ [6]. В литом состоянии TNB-сплавы характеризуются крупным размером колоний, обычно острой текстурой и выраженной дендритной ликвацией, не устранимой с помощью гомогенизационного отжига [4].

Для улучшения технологических свойств γ -TiAl сплавов с сохранением достигнутых в TNB-сплавах высокотемпературных свойств сотрудниками ИПСМ РАН совместно с коллегами из исследовательского центра ГКСС (Германия) была предложена концепция легирования, позволяющая получать более качественный литой материал [7]. Концепция основывается на понимании закономерностей эволюции микроструктуры при кристаллизации и охлаждении слитков γ -TiAl сплавов в зависимости от содержания алюминия, легирующих добавок и скорости охлаждения. Согласно этой концепции, для получения химически однородных объемных слитков с малым размером колоний ($d \leq 50$ мкм) и отсутствием острой текстуры необходимо обеспечить: i) затвердевание полностью через β -фазу, позволяющее избежать значительной химической неоднородности, вызванной перитектическими реакциями и способствующее реализации множества ориентационных вариантов α -зерен при $\beta \Rightarrow \alpha$ превращении; ii) повышение скорости гетерогенного зарождения зерен α -фазы при $\beta \Rightarrow \alpha$ превращении за счет добавок бора и снижение линейной скорости их роста благодаря легированию ниобием, молибденом и др. элементами с пониженной диффузионной подвижностью в γ - и α_2 -фазах; iii) повышение стабильности α -зерен при прохождении $\alpha/(\alpha+\beta)$ -области благодаря добавкам ниобия, молибдена, бора и углерода. В итоге были разработаны β -затвердевающие γ -TiAl сплавы - Ti-(42-45)Al-(2.5-7)(Nb,Mo,Cr)-(0.2-0.4)B, характеризующиеся в литом состоянии химически однородной микроструктурой с малым размером колоний и слабой текстурой [8]. В качестве примера на рис. 2 представлена макро- и микроструктура слитка сплава Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B (размер слитка - $\varnothing 60 \times 200$ мм) после высокотемпературного газостатирования (ВГО) и β -термической обработки. Структура исходного слитка однородна, средний размер колоний составляет $d \approx 50$ мкм. С помощью β -термической обработки удается уменьшить размер колоний до $d \approx 35$ мкм (рис. 2в). Исследования, выполненные в ИПСМ РАН, показывают, что новые сплавы в пластинчатом состоянии (литье + термическая обработка) демонстрируют не только высокий уровень отдельных механических свойств, но и хороший комплекс механических свойств в целом.

На рис. 3а представлены механические свойства на растяжение сплава Ti-48Al-2Cr-2Nb [2], TNB-сплава [6] и новых сплавов Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2, а на рис. 3б показана область хрупко-вязкого перехода для указанных сплавов и состояний. Если речь идет об использовании TiAl-сплавов в качестве жаропрочного материала, то, очевидно, что температурная область их применения будет ограничиваться хрупко-вязким переходом, который связан с развитием в

материале диффузионных процессов, ведущих к снижению прочности и сопротивлению ползучести. Видно, что дуплексное состояние TiAl-сплавов предпочтительнее с точки зрения пластичности и прочности при комнатной температуре, однако при этом снижаются жаропрочные характеристики сплавов, ограничивая температурную область их применения. Примерная максимальная рабочая температура указанных сплавов/состояний, исходя из температуры хрупко-вязкого перехода, представлена

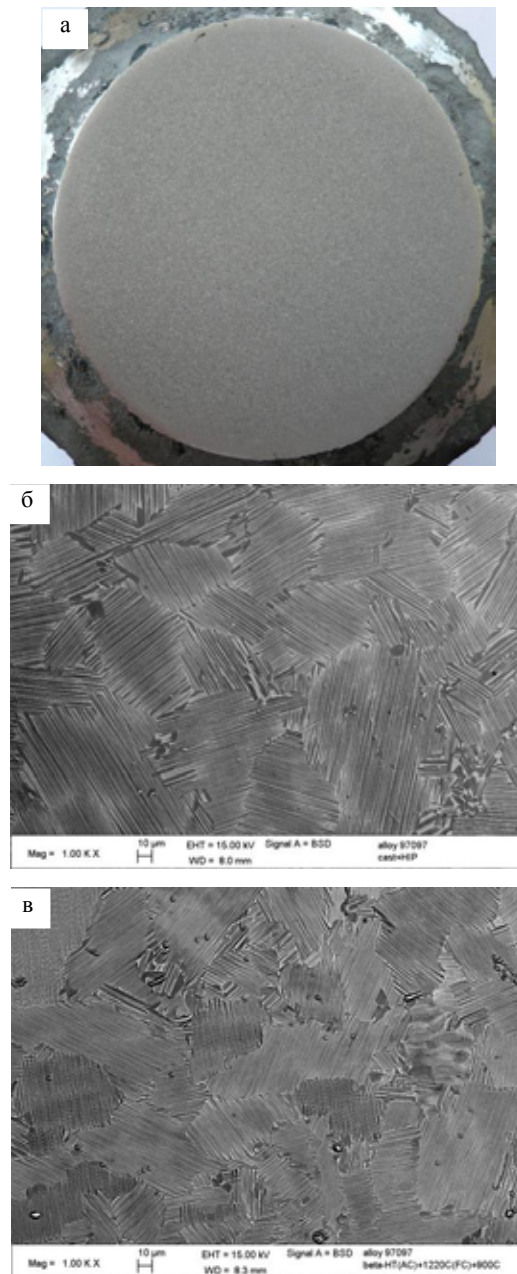


Рис. 2. Макро- (а) и микроструктура литого сплава Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B после: а, б – ВГО, в – дополнительной β -термической обработки.

в таблице 2.

С практической точки зрения наиболее интересным представляется достижение однородного полностью пластинчатого состояния с относительно малым размером колоний непосредственно в слитке или дуплексного состояния в высоколегированных TiAl-сплавах после термомеханической и термической обработки. В первом

случае требуемая жаропрочность будет достигаться за счет высокой плотности когерентных, полукогерентных границ пластин γ/γ и γ/α_2 и легирования. При этом желательно, чтобы уровень легирования такими элементами, как ниобий, не был слишком высок, поскольку это ведет к незавершенности фазовых превращений при охлаждении слитка из-за замедленности диффузионных процессов, к возникновению сегрегаций легирующих элементов, к повышению внутренних напряжений из-

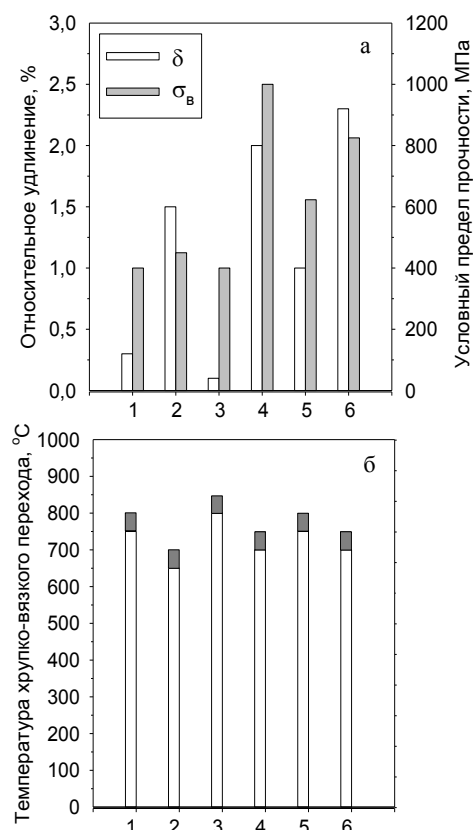


Рис. 3. Механические свойства на растяжение различных TiAl-сплавов/состояний (а) и температурные области ХВП этих сплавов (б): 1 – Ti-48Al-2Cr-2Nb в литом пластинчатом состоянии (после ВГО), 2 – Ti-48Al-2Cr-2Nb в дууплексном состоянии после термической обработки, 3 – TNB-сплав в литом пластинчатом состоянии (после ВГО), 4 – TNB-сплав в дууплексном состоянии, полученном после горячей экструзии и термической обработки (свойства получены в направлении экструзии), 5 – Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B в литом пластинчатом состоянии (после ВГО), 6 – Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B в дууплексном состоянии, полученном с помощью термомеханической и термической обработки.

за формирования пластин γ и α_2 фаз нанометрической толщины, что способствует снижению пластичности [8]. Во втором случае требуемая жаропрочность предположительно сохранится за счет высокого легирования элементами, замедляющими диффузию по границам зерен, где, прежде всего, развивается деформация в области хрупко-вязкого перехода [5]. Наличие сегрегаций и неоднородностей структуры слитка в этом случае не столь критично, поскольку слиток подвергается промежуточной термомеханической обработке [6].

По сравнению со сплавами типа Ti-48Al-2Cr-2Nb и TNB-сплавами новые сплавы в литом состоянии обладают следующими достоинствами: i) существенно ненулевой пластичностью в литом (пластинчатом) состоянии

при комнатной температуре ($\delta=0.5-1\%$), ii) улучшенной технологической пластичностью, iii) улучшенной механической обрабатываемостью [7,8].

Таблица 2.

Примерная максимальная рабочая температура γ -TiAl сплавов, исходя из температуры ХВП.

Сплав	Микроструктура	Макс. рабочая температура, °C
Ti-48Al-2Cr-2Nb	Пластинчатая (d~100-1000 мкм)	750
	Дууплексная (d~100 мкм)	650
TNB-сплав	Пластинчатая (d~1000 мкм)	800...850
	Дууплексная (d~20 мкм)	700
Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B	Пластинчатая (d~50 мкм)	750
Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B	Дууплексная (d~10-15 мкм)	700

В мелкозернистом состоянии они демонстрируют сверхпластические характеристики, сравнимые с обычными металлическими материалами, при относительно умеренных температурах [8]. Таким образом, улучшенные технологические свойства новых γ -TiAl сплавов могут существенно облегчить изготовление изделий как методами горячей деформации, так и с помощью механической обработки.

3. Измельчение структуры слитков γ -TiAl сплавов

Проблема измельчения структуры слитков γ -TiAl сплавов является ключевой, поскольку только через достижение однородной структуры с относительно малым размером колоний в слитке можно рассчитывать на улучшение технологических свойств. Измельчение структуры может быть достигнуто: i) горячей деформацией за счет развития в материале динамической рекристаллизации [8-10], ii) термической обработкой, основанной на закалке и развитии массивного превращения $\alpha \rightarrow \gamma_{\text{масс}}$ [11,12], iii) β -термической обработкой, основанной на использовании определенной кинетики $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в β -затвердевающих сплавах (рис. 2б,в), iv) непосредственно при затвердевании и охлаждении слитка в β -затвердевающих сплавах за счет рационального выбора легирующих элементов [7,8].

В отношении γ -TiAl сплавов наиболее разработаны методы горячей квазиизотермической экструзии в оболочке и квазиизотермической деформации сжатием в оболочке [9,10]. В первом случае механически обработанная литая заготовка сплава оборачивается в молибденовую фольгу и помещается в бесшовную трубу из нержавеющей стали, которая заваривается по торцам. Температура нагрева заготовки перед экструзией составляет обычно 1250-1350°C. Во втором случае литая заготовка помещается в оболочку из нержавеющей или высокоуглеродистой стали, которая затем подвергается квазиизотермической деформации на подогретых бойках. Температура подогрева заготовки обычно состав-

ляет 1100-1300°C, температура на бойках зависит от материала бойков (сталь или жаропрочный никелевый сплав). После деформации заготовка освобождается от оболочки и подвергается термической обработке. В целом, все деформационные методы обработки γ -TiAl слитков с грубозернистой структурой сопряжены с большими техническими трудностями, использованием дорогих расходных материалов и часто не обеспечивают получение однородной структуры [9]. Поэтому термическая обработка намного более привлекательна для измельчения структуры слитков γ -TiAl сплавов.

Массивное превращение при закалке с последующим старением применимо для γ -TiAl сплавов, затвердевающих через перитектические реакции и легированных элементами, замедляющими развитие диффузионных процессов. Недостатком этого метода является ограничение по объему получаемой заготовки из-за быстрого охлаждения, необходимость высокого легирования такими элементами, как ниобий или тантал, способствующими возникновению в материале сегрегаций этих элементов, и обычно неоднородность получаемой микроструктуры [11,12]. β -термическая обработка применима для сплавов, затвердевающих полностью через β -фазы. Она основана на использовании относительно быстрого охлаждения после выдержки в β -фазовой области и предполагает низкую линейную скорость роста α -зерен при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении и последующем охлаждении (рис. 2б,в).

Наиболее плодотворной представляется идея достижения структуры с малым размером колоний непосредственно при затвердевании и охлаждении слитка β -затвердевающего сплава [7,8]. Как отмечалось, предложенная концепция легирования β -затвердевающих сплавов позволяет достигать в объемных слитках γ -TiAl сплавов размера колоний на уровне $d \approx 50$ мкм и менее, что следует рассматривать, как прорывной результат. Анализ литературы показывает, что большинство исследователей считает этот подход наиболее перспективным [13].

4. Развитие технологий γ -TiAl сплавов

Литейные технологии. Параллельно с разработкой γ -TiAl сплавов и методов их обработки проводились и технологические разработки, направленные на изготовление деталей ГТД, (преимущественно лопаток), автомобильных клапанов и др. Решение данной проблемы прежде всего основывается на получении качественных исходных слитков. Работы, проводимые в течение многих лет фирмой GfE Metalle und Materialien (Германия), показали, что наиболее перспективной технологией изготовления слитков γ -TiAl сплавов является вакуумно-дуговой переплав, в то время как плазменная или электронно-лучевая плавка не обеспечивают достаточной химической однородности слитка [13-15]. В отношении различных γ -TiAl сплавов (табл. 1) было показано, что трудность выплавки объемных слитков возрастает при переходе к сплавам с пониженным содержанием алюминия и сложнолегированным сплавам. Это происходит, прежде всего, из-за проблемы растрескивания, вызванной сложными фазовыми превращениями и сопутствующими им объемными эффектами в ходе затвердевания

и охлаждения слитка. Кроме того, выплавка сложнолегированных сплавов с пониженным содержанием алюминия требует использования мастерских сплавов, что дополнительно усложняет процесс выплавки слитков [13-15].

Было установлено, что при изготовлении отливок лопаток (компрессорных и турбинных) обычным литьем (в форму) возникают трудноразрешимые технические проблемы такие как поро-, трещинообразование и даже хрупкое разрушение детали. При этом также часто имеет место и плохое наполнение формы. Наилучшие результаты дает центробежное литье по выплавляемым моделям, использующее в качестве исходных материалов слитки, полученные вакуумно-дуговым переплавом. Оно позволяет устранить обычные литейные дефекты и получить качественные отливки, например, компрессорных и бандажированных турбинных лопаток низкого давления [16-18]. Основные проблемы здесь связаны с недостаточными и/или анизотропными механическими свойствами. Использование новых β -затвердевающих γ -TiAl сплавов может устранить отмеченные проблемы. Исследования в этом направлении не проводились.

Деформационные технологии. Поскольку деформационные методы позволяют устранить металлургические дефекты литья, что очень важно применительно к таким ответственным деталям, как, например, лопатки ГТД, значительные усилия были направлены на разработку этих методов [16]. К настоящему времени использовали два подхода к получению лопаток. Первый подход включал в себя горячую экструзию в оболочке при температурах ниже α -трансуса, за которой следовали механическая, термическая обработки и электрохимическое травление для придания окончательной формы. При втором подходе из экструдированных прутков вырезались предзаготовки, которые подвергали далее закрытой изотермической ковке при температуре ниже эвтектоидной, термической обработке выше α -трансуса, электрохимическому травлению. Главным недостатком этих подходов является высокая стоимость получаемых лопаток. Вместе с тем использование новых технологичных β -затвердевающих сплавов может существенно упростить деформационную обработку. Например, возможно получение лопаток путем закрытой изотермической штамповки литых предзаготовок. В этом случае удастся устранить дефекты литья и избежать исключительно дорогостоящей операции экструзии. Работы в данном направлении не проводились.

Технологии изготовления листовых полуфабрикатов и изделий из них методами сверхпластической формовки и диффузионной сварки. Получение γ -TiAl сплавов в форме листа существенно расширяет ассортимент деталей, которые можно было бы изготовить из этих материалов. Из листов можно получать пустотелые ячеистые конструкции, термоэкраны для сверхзвуковых летательных аппаратов и др. Наибольшие успехи в листовой прокатке были достигнуты в Австрии (Plansee Gesellschaft) [19], где было налажено промышленное производство листового полуфабриката. Исследования показали, что получаемые листовые полуфабрикаты, несмотря на свои относительно низкие пластические свойства, поддаются

изотермической формовке, гибке, пайке, диффузионной сварке, что позволяет изготавливать опытные элементы сопла для ГТД, панели с ячеистым наполнителем и другие изделия [20]. Основные проблемы связаны с исключительно высокой стоимостью прокатанного листового полуфабриката и низким выходом годного продукта.

В ИПСМ РАН была предложена идея получения листового полуфабриката с помощью прокатки при более низких температурах (ниже температуры разупорядочения α_2 -фазы). Такая возможность существует, если в качестве исходного материала использовать один из новых β -затвердевающих γ -TiAl сплавов, подвергнуть его термомеханической обработке [10] и прокатывать в оболочке из нержавеющей стали при температурах (ниже температуры эвтектоидного превращения), при которых в сплаве кроме γ - и α_2 -фазы содержится метастабильная β -фаза. Этот метод позволяет иметь существенно лучшие технологические свойства в листовом полуфабрикате по сравнению со свойствами, получаемыми в Plansee [21]. Другая идея, опробованная в ИПСМ на лабораторном уровне, заключается в прокатке при температуре ниже эвтектоидной трехфазного литого интерметаллидного сплава, содержащего повышенное количество стабильной β -фазы при температуре прокатки (до 20-30 об. % и более), благодаря повышенному содержанию в сплаве β -стабилизирующих элементов, таких как молибден. Такой подход позволяет во много раз снизить стоимость листового полуфабриката (поскольку исключается дорогостоящая термомеханическая обработка) и обеспечить высокий выход годного продукта [8]. Исследования, выполненные в ИПСМ РАН, показали, что получаемые таким образом листовые полуфабрикаты поддаются сверхпластической формовке и диффузионной сварке (в том числе с разнородными сплавами на титановой основе) при относительно низких температурах и давлениях (рис. 4) [8].

Порошковые технологии. γ -TiAl принадлежат к труднодеформируемым и низкотехнологичным материалам, поэтому развитие порошковых γ -TiAl сплавов (по аналогии с жаропрочными никелевыми сплавами) может быть с практической точки зрения очень перспективным. Органическим недостатком порошковых γ -TiAl сплавов остается повышенный уровень загрязненности, прежде всего, примесями внедрения (кислородом, азотом и др.) и трудность в получении полностью консолидированного (беспористого) материала из-за затрудненности диффузионных процессов в интерметаллидных сплавах, что неблагоприятно сказывается на механических свойствах. Если бы удалось получить полностью консолидированный порошковый материал с низким уровнем примесей внедрения, однородной структурой и оптимизированным химическим составом, то удалось бы уйти от литейных проблем, трудоемкой термомеханической и механической обработки и сразу иметь требуемые свойства в полуфабрикате/изделии. Тем не менее, в некоторых работах были получены вполне обнадеживающие данные о механических свойствах порошковых γ -TiAl сплавов [19,22,23]. В частности, перспективным применением порошковых технологий представляется в отношении производства листовых полуфабрикатов из

γ -TiAl сплавов [19,22]. Работы в данном направлении в РФ практически не проводились.

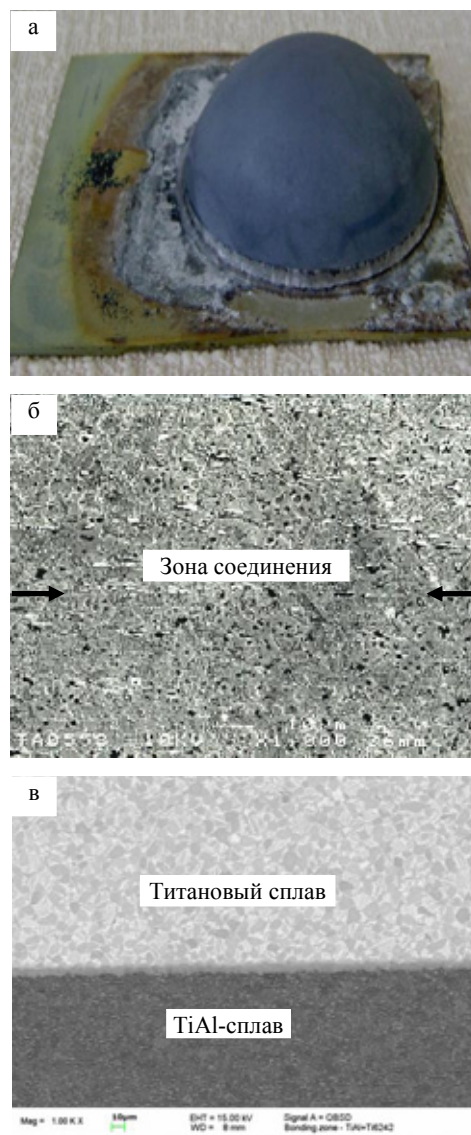


Рис. 4. а - Листовой образец сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B, успешно отформованный в полусферическую поверхность, б, в - электронно-микроскопические изображения области соединения листовых TiAl-образцов (б) и листовых TiAl-образца/титанового сплава (в).

5. Заключение

Современное состояние исследований, в том числе научный задел, созданный в ИПСМ РАН, создают предпосылки для развития новых технологий изготовления деталей из интерметаллидных γ -TiAl сплавов, как литейными методами, так и методами пластической/сверхпластической формовки/штамповки. Для развития технологий γ -TiAl сплавов в РФ целесообразным представляется следующее:

1) отработка технологии получения качественных слитков из γ -TiAl сплавов посредством вакуумно-дугового переплава;

2) сертификация γ -TiAl сплавов для изготовления конкретных деталей (определение комплекса физико-механических свойств);

3) отработка технологии изготовления деталей из специально разработанного литейного γ -TiAl сплава методом центробежного литья по выплавляемым моделям с последующим их испытанием;

4) отработка технологий штамповки/формовки, механической обработки деталей из специально разработанного деформируемого γ -TiAl сплава с последующим их испытанием.

Работа выполнялась при поддержке международного научно-технического центра (проекты МНТЦ №2312, 3073р) и в рамках Государственного контракта № 9411.1003800.18.01 на выполнение НИР «Разработка ключевых технологий в области авиационного газотурбинного двигателестроения, необходимых для реализации программы создания семейства перспективных двигателей для гражданской авиации тягой от 9 до 18 тонн».

Литература

- Dimiduk D.M. Mater. Sci. and Eng. 1999. V.A263. P.281-288.
- Kim Y.-W., Dimiduk D.M. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Nathal M.V. et al., the Minerals, Metals & Mater. Soc. 1997. P.531-543.
- Larsen J.M., Worth B.D., Balsone S.J., Jones J.W. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Wagner R., and Yamaguchi M., the Minerals Metals and Materials Society. 1995. P.821-834.
- Appel F., Öhring M., Paul J.D.H., and Lorenz U. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Hemker K.J. et al., the Minerals, Metals & Mater. Soc. 2001. P.63-72.
- Imayev V.M., Imayev R.M., Salishchev G.A. Intermetallics. 2000. V.8. P.1-6.
- Appel F., Öhring M., Paul J.D.H. Adv. Eng. Mater. 2006. V.8. P.371-376.
- Imayev R., Imayev V. Oehring M. Appel F. Intermetallics. 2007. V.15. P.451-460.
- Imayev V.M., Imayev R.M. Final report on ISTC project #3073p. Ufa. 2008. 57 p.
- Semiatin S.L., Chesnutt J.C., Austin C. et al. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Nathal M.V., et al., the Minerals Metals and Materials Society. 1997. P.263-276.
- Imayev V., Imayev R., Kuznetsov A., Öhring M., Appel F. The Physics of Metals and Metallography. 2005. V.100. N2. P.142-152.
- Hu D., Huang A.J., Wu X. Intermetallics. 2007. V.15. P.327-332.
- Imayev V., Khismatullin T., Oleneva T., Imayev R., Valiev R., Wunderlich R., Minkov A., Hecht U., and Fecht H.-J. Adv. Eng. Mater. 2008. V.10. P.1095-1100.
- Güther V. Oral presentation on the workshop «Equipment and technologies for manufacturing of details (castings) out of modern intermetallic titanium-based alloys (g-TiAl)». December 1, 2010. Moscow.
- Güther V. et al. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Clemens H., Rosenberger A.H., the Minerals Metals and Materials Society. 2003. P.241-247.
- Güther V. et al. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Hemker K.J. et al., the Minerals, Metals & Mater. Soc. 2001. P.167-173.
- Roth-Fagaraseanu D. Oral presentation on 3rd International Workshop on g-TiAl Technologies. Bamberg (Germany). May 29, 2006.
- Final report on IMPRESS project («Intermetallic Materials Processing in Relation to Earth and Space Solidification»), electronic version. 2009.
- Guntlin R. Oral presentation on the workshop «Equipment and technologies for manufacturing of details (castings) out of modern intermetallic titanium-based alloys (g-TiAl)», December 1, 2010. Moscow.
- Clemens H., Kestler H., Eberhardt N. and Knabl W. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Dimiduk D.M., Loretto M.H., the Minerals Metals and Materials Society. 1999. P.209-223.
- Tabernig B., Kestler H. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Clemens H., Rosenberger A.H., the Minerals Metals and Materials Society. 2003. P.619-625.
- Imayev V.M., Imayev R.M., Kuznetsov A.V. et al. Mat. Sci. & Eng. 2003. V.A348. P.15-21.
- Gerling R., Schimansky F.-P., Clemens H. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides. eds. Kim Y.-W., Clemens H., Rosenberger A.H., the Minerals Metals and Materials Society. 2003. P.249-255.
- Habel U., Das G., Yolton F., Kim Y.-W. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Clemens H., Rosenberger A.H., the Minerals Metals and Materials Society. 2003. P.297-304.