



УДК 669.187.2

ПОВЕДЕНИЕ СИЛИЦИДОВ СИСТЕМЫ Ti–Zr–Si И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ПРЕССОВОЙ СВАРКИ

Г.М. Григоренко, Т.Г. Таранова, С.В. Ахонин,
О.М. Задорожнюк, В.К. Сабокарь

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследований сварных соединений титановых сплавов системы Ti–Si–X, выполненных способом прессовой сварки, интерес к которым обусловлен перспективностью их применения в судостроении (все возможные корпуса катализаторов и сами катализаторы, а также силовые элементы корпусов судов), химической промышленности и машиностроении. С помощью способа электромагнитной тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием изготовлены экспериментальные слитки высокопрочных титановых сплавов. Такой способ позволяет получить гомогенный расплав, после охлаждения — слитки, однородные по химическому составу. Методами световой металлографии, РЭМ, Оже-спектроскопии изучены структура и свойства высокопрочных титановых сплавов системы с дисперсионным упрочнением. Силицидные частицы обнаружены как в металле зоны контакта, так и в основном металле сварных соединений. Определены их объемная доля, размер и морфология. По границам зерен обнаружены выделения в виде крупных скоплений силицидов, блокирующих границы зерен и снижающих их пластичность. В результате термообработки выделения по границам зерен уменьшаются и коагулируют. При проведении термообработки в жаропрочных титановых сплавах увеличивается структурная однородность и понижается вероятность образования трещин, что благоприятно влияет на механические свойства сварных соединений. Библиогр. 17, табл. 2, ил. 12.

Ключевые слова: жаропрочные титановые сплавы; микроструктура; дисперсионное упрочнение; силициды; прессовая сварка; термообработка; механические свойства

Одним из прогрессивных направлений металлургического процесса является электронно-лучевая плавка, которая позволяет очищать эти материалы от летучих металлических примесей и обеспечивает получение изделий с качественно новыми физико-химическими и механическими свойствами. Поэтому опытные сплавы с $(\alpha + \beta)$ - и псевдо α -структурой выплавляли способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием.

Основными применяемыми в промышленности способами сварки титана являются электронно-лучевая, аргоно-дуговая с нерасходуемым электродом и давлением. В первых двух случаях основной металл претерпевает расплавление, а во втором, кроме того, используют еще и присадочную проволоку. В результате металл шва значительно отличается по составу и структуре от основного. При сварке дав-

лением соединение происходит в твердом состоянии, что позволяет сохранить физико-химические показатели металла, близкие к основному.

При всех способах сварки давлением пластическая деформация является основным процессом, определяющим развитие физического контакта и активацию контактных поверхностей. Требуемые для сварки интенсивность и продолжительность силового воздействия на свариваемые металлы, а также степень их пластической деформации определяются физико-химическими свойствами металлов, температурой и условиями осуществления процесса. Прессовую сварку по интенсивности деформации можно отнести к низкоскоростной сварке давлением.

В работе изучали соединения, полученные способом прессовой сварки давлением, которая нашла

© Г.М. ГРИГОРЕНКО, Т.Г. ТАРАНОВА, С.В. АХОНИН, О.М. ЗАДОРОЖНЮК, В.К. САБОКАРЬ, 2013



Таблица 1. Химический состав опытных жаропрочных титановых сплавов

№ сплава	Тип сплава	Массовая доля элементов, %								
		Al	Sn	Zr	Nb	Mo	V	Si	[O]	[N]
1	($\alpha + \beta$)	4,29	4,39	5,95	4,26	1,57	0,68	0,35	0,24	0,02
2	Псевдо α	5,22	3,33	4,24	0,77	0,13	0,61	0,57	0,10	0,02

свое применение в судостроении, химической промышленности, машиностроении.

Прессовую сварку образцов ($\alpha + \beta$)- и псевдо α -титановых сплавов осуществляли в вакууме с радиационным нагревом на установке У874 при температуре 800...810 °С. После достижения требуемой температуры образец с оправкой прогревали в течение 5 мин для выравнивания температурного поля. По истечении времени прогрева образцы сваривали путем сжатия давлением 200...230 МПа на протяжении 20 мин. Вакуум во время нагрева и сварки образцов составлял $1 \cdot 10^{-2}$ Па. После сварки их охлаждали в сварочной камере [1–3].

Сложилось определенные представления о типе структуры, которой должны характеризоваться жаропрочные двухфазные сплавы титана для получения повышенных значений характеристик служебных свойств в зависимости от условий их эксплуатации [4, 5], что касается исключительно особенностей α - и β -фаз. Роль интерметаллидных и силицидных частиц в формировании свойств однозначно не определена.

Поэтому цель данных исследований заключалась в изучении влияния образования частиц силицидов системы Ti–Zr–Si на структуру и свойства сварных соединений экспериментальных жаропрочных титановых сплавов, выполненных способом прессовой сварки.

В промышленных титановых сплавах силициды аналогично интерметаллидам образуются по эвтектоидной реакции: $\beta \rightarrow \alpha +$ интерметаллид. Однако эвтектоидное превращение далеко не всегда благоприятно сказывается на свойствах жаропрочных титановых сплавов, поэтому на практике целесообразно избегать развития эвтектоидной реакции в

результате либо соответствующей термической обработки, либо уменьшения концентрации эвтектоидообразующих элементов [6].

Кремний вводят для повышения жаропрочности вследствие легирования твердого раствора и образования частиц, которые обуславливают дисперсионное упрочнение. В работах [7, 8] показано, что в сплавах системы Ti–Zr–Si выделяются преимущественно силициды типа (Ti, Zr)₅Si₃, которые в литературе обозначают как S₁. Они аналогичны Ti₅Si₃, но с частичной заменой атомов титана атомами циркония. Согласно работе [9], предельная атомная доля циркония в силициде типа S₁ составляет 9 %. В литературе описывается также образование силицида (Ti, Zr)₆Si₃ [10], обозначаемого S₂ [8, 11].

В рамках данной работы проводили металловедческие исследования на световом и растровом электронных микроскопах, Оже-микросзонде JAMP-9500F фирмы «JEOL» и энерго-дисперсионном спектрометре OXFORD EDS INCA Energy 350.

Интегральный химический состав экспериментальных слитков жаропрочных титановых сплавов с дисперсионным упрочнением указан в табл. 1.

Приведены структуры ($\alpha + \beta$)-Ti (рис. 1, а) и псевдо α -титановых сплавов (рис. 1, б) с равномерным распределением мелкодисперсных силицидных частиц. Химический состав этих частиц дан табл. 2.

На рис. 2 представлены результаты металлографических исследований микроструктуры различных участков сварного соединения ($\alpha + \beta$)-титанового сплава, выполненного способом прессовой сварки. Данная микроструктура представляет собой общие зерна по линии контакта. Зерна в металле зоны соединения мельче и имеют более вытянутую

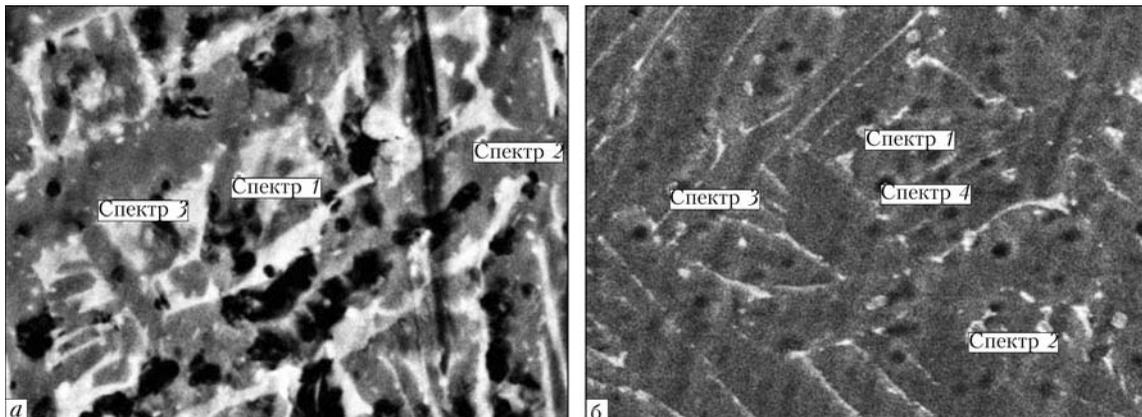


Рис. 1. Структура опытных титановых сплавов с равномерным распределением мелкодисперсных частиц: а – ($\alpha + \beta$)-титановый сплав, $\times 10000$; б – псевдо α -титановый сплав, $\times 7000$



Таблица 2. Химический состав силицидных мелкодисперсных частиц в $(\alpha + \beta)$ -титановом сплаве и псевдо α -титановом сплаве

№ спектра	Массовая доля элементов, %									
	C	O	Al	Si	Ti	V	Zr	Nb	Mo	Sn
<i>($\alpha + \beta$)-титановый сплав</i>										
Спектр 1	1,23	0	4,27	4,28	61,08	1,78	19,14	2,78	0,90	4,55
Спектр 2	0,81	0	5,09	2,11	67,27	0,93	12,72	4,75	2,29	4,04
Спектр 3	0,45	0	5,26	1,49	69,51	2,19	10,44	5,31	1,73	3,61
<i>Псевдо α-титановый сплав</i>										
Спектр 1	0,65	1,20	1,61	14,28	48,51	0,50	29,88	2,51	0,43	0,43
Спектр 2	0,59	2,36	1,17	12,09	46,04	1,25	30,21	3,01	1,14	2,14
Спектр 3	1,14	0,70	3,34	12,66	46,68	1,88	26,41	4,37	1,28	1,54
Спектр 4	0,74	1,93	5,66	0,48	82,49	0,60	4,18	0,63	0,65	2,64

форму, чем зерна основного металла (рис. 2, а). В металле переходной зоны микроструктура особо не отличается (рис. 2, б). Сварочных дефектов по линии контакта практически не обнаружено, что является признаком качественного сварного соединения. Характер распределения микротвердости $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава в зоне контакта равномерный и составляет 3800...3900 МПа. Ширина зоны контакта равняется примерно 120...150 мкм. По мере удаления от зоны контакта к основному металлу зафиксировано идентичное снижение твердости до 3840 МПа с обеих сторон сварного соединения.

Исследования микроструктуры сварного соединения псевдо α -титанового сплава показали, что структура зоны контакта представляет собой вытянутые зерна α -титана, расположенные перпендикулярно прикладываемой нагрузке (рис. 3). Необходимо отметить, что ширина этой зоны имеет переменное значение от 50 в центре образца до 120...150 мкм на периферии, где произошла большая степень деформации. Микротвердость металла линии соединения составляет 4200 МПа. При переходе в основной металл, где прошла рекристаллизация, отмечено резкое падение микротвердости в зо-

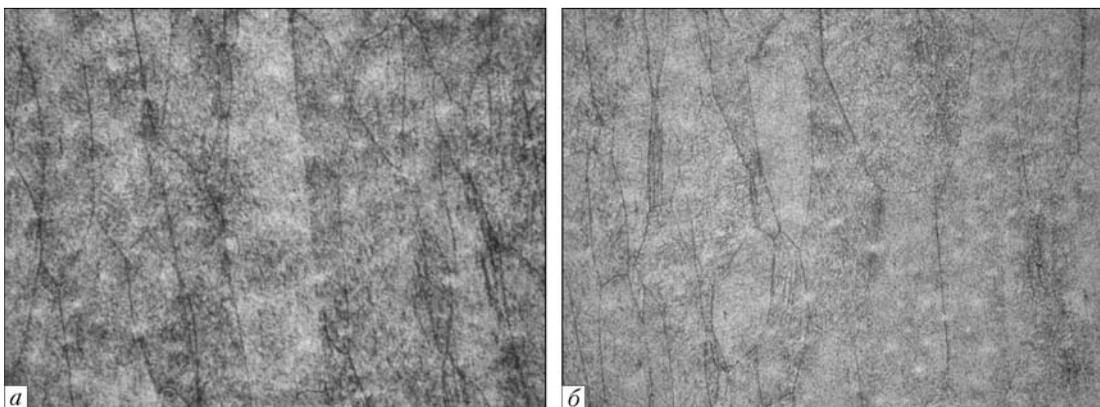


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) сварного соединения $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава: а — зона соединения; б — переходная зона

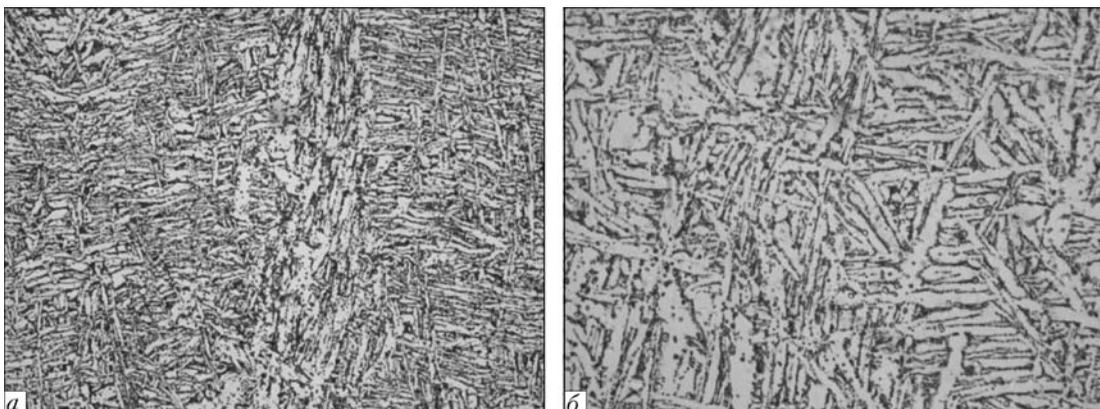


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) сварного соединения псевдо α -титанового сплава: а — зона контакта; б — основной металл

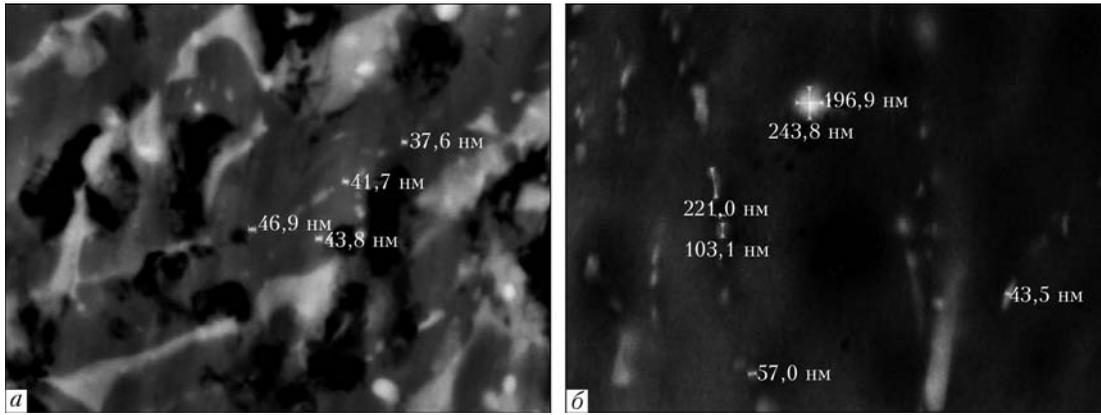


Рис. 4. Хаотическое распределение дисперсных силицидных частиц в зоне соединения, $\times 30000$: *a* – $(\alpha + \beta)$ -титановый сплав; *б* – псевдо α -титановый сплав

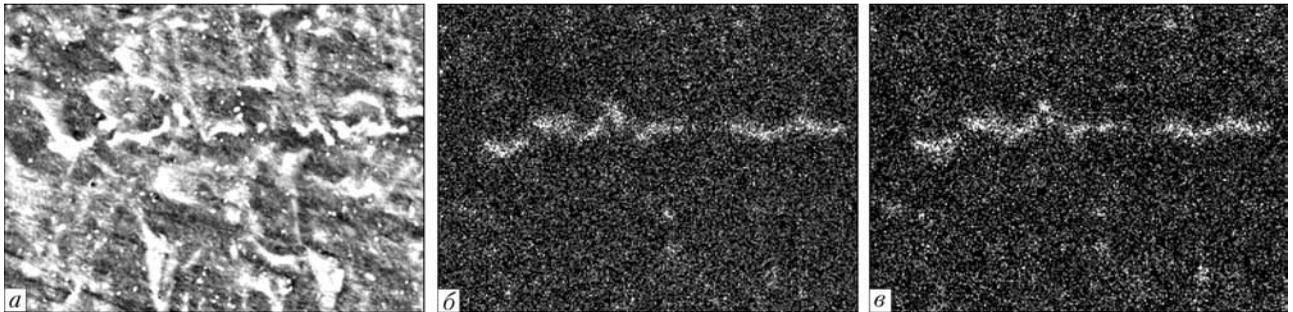


Рис. 5. Крупные скопления силицидов Ti-Zr-Si ($\times 10000$): *a* – изображение во вторичных электронах; *б* – карты элементов кремния и циркония, полученные при помощи ЭДС

не, где она не состоялась, микротвердость снижается плавно. В основном металле микротвердость составляет 4000 МПа.

Обнаруженные силициды системы Ti-Zr-Si в $(\alpha + \beta)$ -титановом сплаве распределены довольно равномерно в основном металле. Их объемная доля составляет 0,5...0,7 %, объемная доля карбидов TiC – 0,3 %. В зоне контакта объемная доля силицидов Ti-Zr-Si равняется 0,8 %, карбидов TiC – 0,5 %. Размер частиц на исследуемом участке составляет 40...50 нм, они имеют овальную форму в результате приложенного давления в процессе сварки (рис. 4, *a*).

В псевдо α -титановом сплаве обнаружены такие же повышающие жаропрочность силициды системы Ti-Zr-Si, которые распределены менее равномерно в основном металле. Их объемная доля составляет 0,3...0,4 %, а карбидов TiC – примерно 0,3 %. В зоне соединения объемная доля силицидов Ti-Zr-Si достигает 0,6 %, карбидов TiC – 0,5 %. Частицы в металле этого образца более крупные, на исследуемом участке их размер составляет 50...250 нм. Они имеют аналогичную овальную форму за счет приложенного в процессе сварки давления (рис. 4, *б*).

Обнаруженные силициды расположены внутри α -фазы и имеют эллипсоидальную форму, поэтому предположительно относятся к типу S_2 . Данные частицы не имеют когерентной связи с матрицей и плохо растворяются при нагреве. Это свидетельствует о том, что в составе частиц присутствуют элементы (олово, алюминий и др.), повышающие устойчивость решетки. Растворение их возможно только после нагрева в β -область [6].

По границам зерен в зоне соединения $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава обнаружены выделения в виде крупных скоплений силицидов Ti-Zr-Si, что может послужить причиной понижения пластичности. По всей видимости, это связано с неодинаковыми коэффициентами диффузии элементов при прессовой сварке (рис. 5).

В отличие от $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава, по границам зерен псевдо α -титанового сплава силицидные частицы скапливаются в меньшей степени, что обуславливает более высокие показатели их пластических свойств (рис. 6).

Термическая обработка является важнейшим способом придания сплаву оптимального комплекса физико-механических свойств. Основная цель термической обработки состоит в том, чтобы путем на-

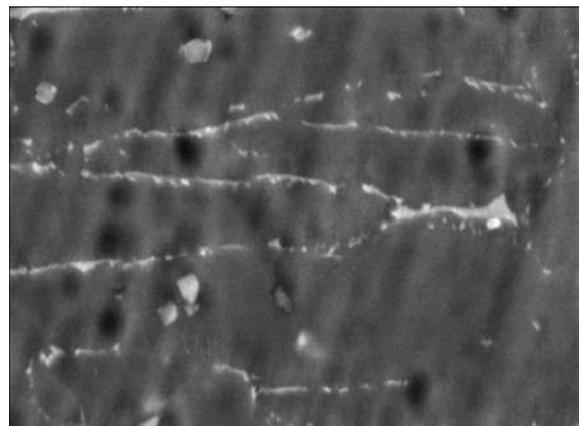


Рис. 6. Скопления силицидных частиц по границам зерен в псевдо α -титановом сплаве ($\times 10000$)

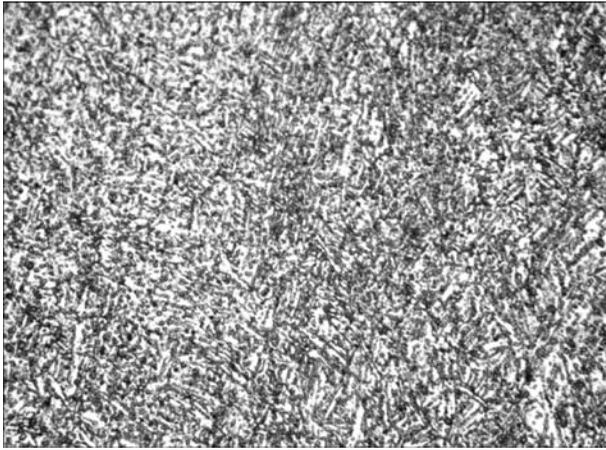


Рис. 7. Микроструктура ($\times 500$) сварного соединения ($\alpha + \beta$)-титанового сплава после ТО

грева до определенных температур и последующего охлаждения вызвать изменение строения металла и получить заданные свойства [12–14].

Для варьирования свойств сплава нужно, чтобы после термической обработки произошли остаточные изменения, обусловленные фазовыми превращениями. Режим термической обработки включает следующие параметры: температуру нагрева, время выдержки при данной температуре, скорость нагрева и охлаждения образца.

Анализ характера превращений при закалке, в зависимости от содержания β -стабилизаторов, имеет большое практическое значение с точки зрения

возможности упрочнения закаленных титановых сплавов при последующем старении.

С целью улучшения качества сварных соединений титановых сплавов проводили упрочняющую термическую обработку, состоящую из закалки с последующим старением. Сплавы нагревали до состояния β -фазы, закачивали и затем подвергали старению:

для ($\alpha + \beta$)-титанового сплава выполняли закалку в воде от $950\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч и старение при температуре $600\text{ }^\circ\text{C}$ (6 ч);

для псевдо α -титанового сплава осуществляли закалку в воду от $1000\text{ }^\circ\text{C}$ (1 ч) и старение (4 ч) при $600\text{ }^\circ\text{C}$.

При закалочных температурах β -фаза распадается по границам зерен с образованием пластинчатых кристаллов α -фазы, по мере распада такие пластинки возникают и внутри зерен β -фазы.

Металлографические исследования ($\alpha + \beta$)-титанового сплава после термообработки (ТО) показали, что по всей длине сварного соединения микроструктура однородная (рис. 7), возникли общие зерна, что свидетельствует о качественном сварном соединении. Образование общих зерен в зоне соединения происходит в результате миграции границ зерен, ориентированных вдоль первоначальной плоскости контакта. В результате ТО выделения по границам зерен уменьшаются и коагулируют (рис. 8), что положительно влияет на пластические свойства. Твердость в металле зоны повысилась

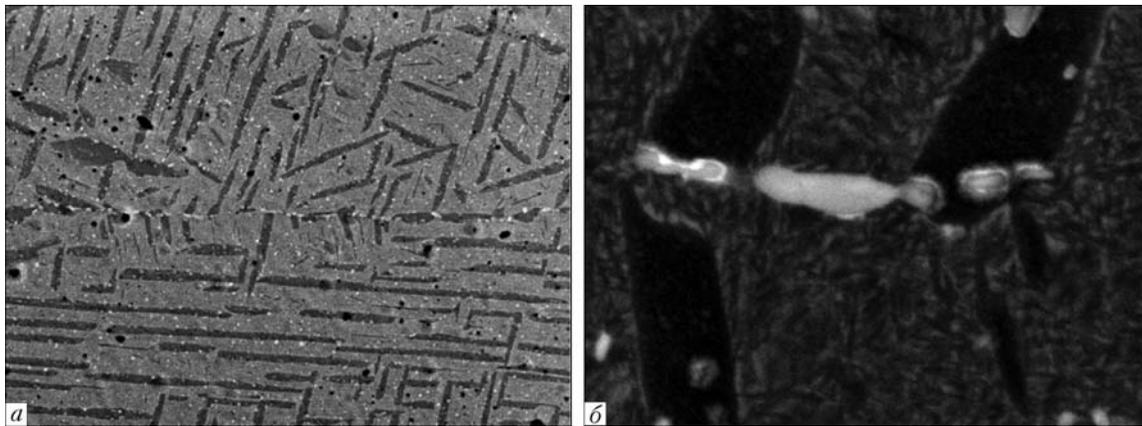


Рис. 8. Выделения силицидов по границе зерна ($\alpha + \beta$)-титанового сплава после ТО: *a* — $\times 2500$; *б* — $\times 30000$

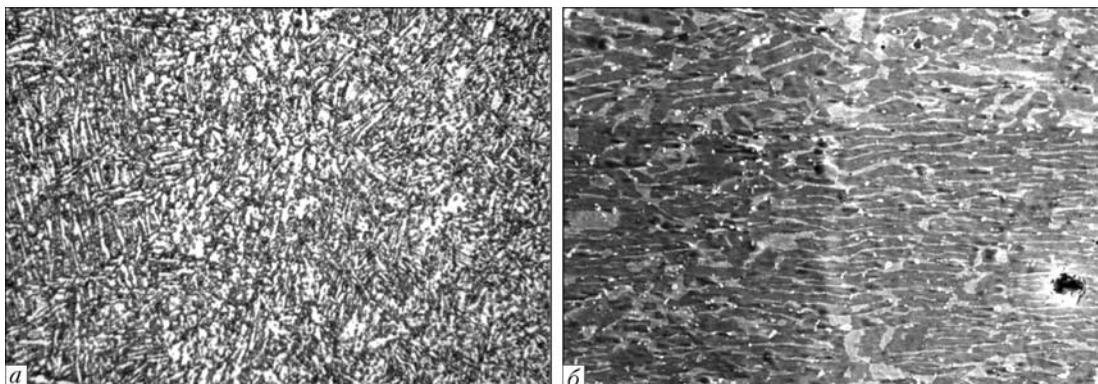


Рис. 9. Микроструктура сварного соединения псевдо α -титанового сплава после ТО: *a* — на световом микроскопе, $\times 500$; *б* — на РЭМ, $\times 1500$

примерно до 4000 МПа, по сравнению с твердостью основного металла, уменьшившейся до 3660 МПа.

Металлографические исследования псевдо α -титанового сплава показали, что часть зоны контакта состоит из дезориентированных зерен α - и β -титана с нечетко выраженной зоной перехода к основному металлу (рис. 9, а). Следует отметить, что после ТО зерна α -титана приобретают округлую форму и их количество увеличивается, в результате чего в зоне контакта повышается пластичность металла данного сварного соединения. Ширина зоны контакта в этой области составляет примерно 120...130 мкм. Прилегающие к зоне контакта области с одной стороны состоят из мелкодисперсных хаотически расположенных пластин α - и β -фаз, а с другой, пластины α - и β -фаз имеют четкую ориентировку.

В результате ТО твердость уменьшилась в зоне контакта псевдо α -титанового сплава до 3500, в основном металле — до 3660 МПа, по сравнению с твердостью сварного соединения непосредственно после сварки (4000...4200 МПа). В другой части зоны соединения отмечено полное отсутствие ее границы. Структура мелкодисперсная, однородная и практически не отличается от структуры основного металла, в ней появляется тенденция к сфероидизации пластинок α -фазы.

Этот процесс способствует упрочнению сварного соединения в зоне контакта, что подтверждается повышением твердости от 3700 до 3900 МПа. Через первоначальную линию соединения прорастают общие зерна (рис. 9, б). По границам зерен больше не скапливаются крупные силицидные выделения, приводящие к охрупчиванию (рис. 10).

Проведены рентроструктурные исследования образцов свидетелей после ТО. В ($\alpha + \beta$)-титановом сплаве объемная доля α -фазы увеличилась от 60,0 до 82,6, в то время как β -фазы уменьшилась от 40,0 до 12,1, что подтверждают результаты наших металлографических исследований. Параметры решетки β -фазы следующие: $a = 2,9264$ нм, $c = 4,6768$ нм, а β -фазы — $a = 3,2357$ нм. Также обнаружены частицы SiZr_2 (5,2 мас. %).

В псевдо α -титановом сплаве после ТО объемная доля α -фазы составила 94,7 %, а количество закалочных структур мартенситного типа β -фазы возросло до 5,3 %, что способствовало увеличению прочности. Параметры решетки α -фазы следующие: $a = 2,9184$ нм, $c = 4,6701$ нм, решетки β -фазы — $a = 3,2206$ нм.

После печной упрочняющей ТО проведены механические испытания на разрыв круглых образцов свидетелей. Для ($\alpha + \beta$)-титанового сплава предел текучести составил 1338, а временное сопротивление — 1346 МПа. В то же время временное сопротивление основного металла без ТО равняется 1422 МПа и предел текучести — 1331 МПа [15].

Для псевдо α -титанового сплава после ТО и механических испытаний на разрыв предел текучести

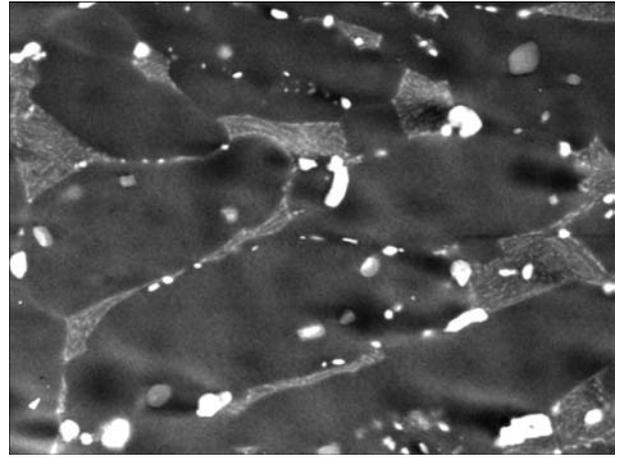


Рис. 10. Чистые границы псевдо α -титанового сплава после ТО, $\times 8500$

составил 1187 МПа, временное сопротивление — 1250 МПа, а для основного металла без ТО — $\sigma_T = 1130$ МПа, $\sigma_B = 1273$ МПа [15]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что после ТО в обоих образцах возросло значение предела текучести.

Полученные данные можно сопоставить с результатами фрактографических исследований образцов свидетелей после ТО.

Поверхность разрушения образца ($\alpha + \beta$)-титанового сплава транскристаллитная, некоторые зерна окружены вторичными межзеренными трещинами. Причиной такого характера разрушения является декогезия границ зерен вследствие структурных превращений и выделения включений в межзеренное пространство [16, 17].

При растяжении растягивающие напряжения вызывают неравномерность микропластической деформации зерен и концентрацию напряжений на их границах. Рост концентрации напряжений способствует возникновению условий облегченного зарождения микротрещин вдоль границ по механизму квазискола (рис. 11). Размеры силицидов в данном образце варьируются от 70 до 150 нм и имеют огранку, свидетельствующую об определенной когерентности матрицы и силицида и, как следствие, о су-

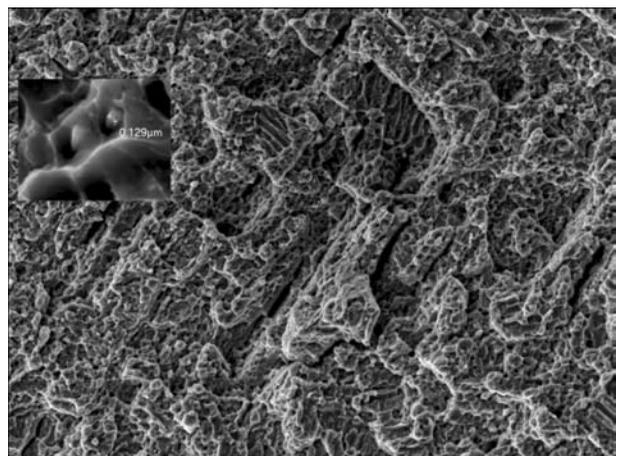


Рис. 11. Поверхность разрушения образца свидетеля ($\alpha + \beta$)-титанового сплава после ТО, $\times 16000$

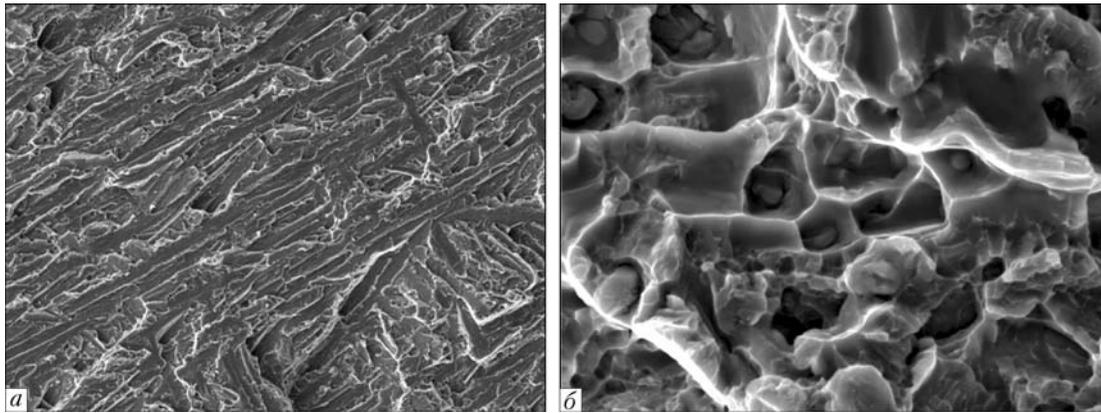


Рис. 12. Фрактограммы образца свидетеля псевдо α -титанового сплава после ТО: а — участок хрупкого разрушения, $\times 1000$; б — участок вязкого излома, $\times 10000$

ществовании полей упругих напряжений у границ раздела. Эти силициды относятся к типу $S_1-(Ti, Zr)_5Si_3$. Они почти всегда располагаются группами в виде строчек и «привязаны» к межфазной границе раздела [6].

Рельеф поверхности разрушения образца псевдо α -титанового сплава слабо выраженный, характер разрушения — смешанного типа. Разрушение сколом составляет 10...15 %, а вязкое разрушение в сочетании со слиянием микропор — 85...90 %.

На рис. 12, а представлен участок скола, полученный внутризеренным сколом через α - и β -фазы. По поверхности раздела фаз перпендикулярно плоскости скола образовались разрывы, что привело к слоистому виду структуры. Отмеченная слоистая поверхность разрушения возникает в результате разделения α - и β -фаз в направлении, нормальном плоскости скола. Участки вязкого излома образовались по механизму слияния микропор (рис. 12, б). Упрочняющие силициды системы Ti-Zr-Si, находящиеся в этих участках, расположены хаотически по поверхности. Они когерентны с матрицей, что способствует улучшению прочностных характеристик. Следует отметить увеличение размеров и количества частиц, расположенных в матрице.

В результате проведенной упрочняющей ТО (закалка + старение) не произошла полная прокаливаемость образца, вследствие чего внутренняя часть образца разрушилась по хрупкому, а по всему периметру — по вязкому механизму.

Выводы

1. Микроструктура $\alpha + \beta$ -титанового сплава представляет собой общие зерна по линии соединения, а для псевдо α -титанового сплава в микроструктуре обнаружены вытянутые зерна α -титана, расположенные перпендикулярно прикладываемой нагрузке. Размер зоны соединения составляет 120...150 мкм.

2. Распределение микротвердости металла зоны соединения в обоих сплавах относительно равномерное и незначительно отличается от микротвердости основного металла.

3. В зоне контакта, как и в основном металле экспериментальных сплавов, обнаружены повышаю-

щие жаропрочность силицидные частицы, определены их объемная доля, размер и морфология.

4. По границам зерен обоих сплавов обнаружены крупные скопления силицидов, блокирующие границы зерен и снижающие пластичность. В результате термообработки выделения по границам зерен уменьшаются, коагулируют (для $\alpha + \beta$ -титанового сплава) и полностью исчезают (для псевдо α -титанового сплава). Происходит полная рекристаллизация.

5. В ходе упрочняющей ТО в жаропрочных титановых сплавах через первоначальную границу раздела прорастают общие зерна, исчезают дефекты по линии соединения, увеличивается структурная однородность и понижается вероятность образования трещин, что благоприятно влияет на механические свойства.

6. Результаты механических испытаний свидетельствуют о том, что после ТО основного металла в обоих образцах повысилось значение предела текучести.

1. *Металлургия* и технология сварки титана и его сплавов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блащук и др. — 2-е изд., доп. и перераб. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
2. *Каракозов Э.С.* Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
3. *Диффузионная* сварка титана / Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков, В.И. Григорьевский. — М.: Металлургия, 1977. — 271 с.
4. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. — М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. — 520 с.
5. *Металловедение* титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов и др. — М.: Металлургия, 1992. — 352 с.
6. *Выделение* частиц силицидов в жаропрочных титановых сплавах / А.А. Попов, С.Л. Демаков, М.А. Попова и др. // Титан. — 2013. — № 1. — С. 4–13.
7. *Ramachandra C., Singh V.* Orientation relationship between α' titanium and silicide S_2 in alloy Ti-6Al-5Zr-0,5Mo-0,25Si // *Metal. Trans.* — 1985. — **A16**, № 1-3. — P. 435-455.
8. *Singh A.K., Ramachandra C.* Characterization of silicides in high-temperature titanium alloys // *J. of materials science.* — 1997. — **32**, is. 1. — P. 229-234.
9. *Flower H.M., Salpadoru N.H.* Phase equilibrium and transformations in a Ti-Zr-Si system. // *Metal. & Mater. Trans.* — 1995. — **A26**, № 2. — P. 243-257.
10. *Ramachandra C., Singh V.* Silicide phases in some complex titanium alloys // *Metal. Trans.* — 1992. — **A23**, № 2. — P. 689-690.
11. *McIntosh G., Baker T.N.* Composition of silicide phase in near-alpha titanium alloys // *Phase Transform.'87: Proc. conf. metal. sci. comm. Inst. metals (Cambridge, 6-10 July, 1988).* — London, 1988. — P. 115-118.



12. Колачев Б.А., Вишняков Д.Я., Лясоцкая В.С. // Металловед. и терм. обраб. — 1967. — № 2. — С. 21–24.
13. Хорев М.А., Гусев Ю.В., Грибова Н.К. Термическая обработка сварных соединений сплавов титана ОТ4 и ВТ20 // Автомат. сварка. — 1983. — № 7. — С. 19–23.
14. Влияние сварки и термообработки на структуру и свойства высокопрочных сплавов титана // Сплавы титана с особыми свойствами / М.Х. Шоршоров, Ф.Р. Куликов, Ю.Г. Кириллов и др. — М.: Наука, 1982. — С. 87–96.
15. Дисперсионно-упрочненные титановые сплавы системы Ti-Si-X / Г.М. Григоренко, С.В. Ахонин, Т.Г. Таранова и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 1. — С. 45–52.
16. Малевский Ю.Б., Габин В.Ф., Даровский Г.Ф. Атлас макро- и микроструктур сварных соединений. — М.: Машгиз, 1961. — 118 с.
17. Фрактография и атлас фрактограмм: Справочник / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.

Presented are the results of investigations of welded joints of titanium alloys of Ti-Si-X system, made by the press welding method, the interest to which was expired by their challenging application in shipbuilding (various bodies of catalysts and catalysts themselves, and also load-carrying elements of ship hulls), chemical industry and machine building. Using the method of electromagnetic crucible melting with an electromagnetic stirring, the experimental ingots of high-strength titanium alloys were manufactured. This method allows producing the homogeneous melt and, after cooling, the ingots, homogeneous in chemical composition. Using the methods of light metallography, SEM, Auger-spectroscopy, the structure and properties of high-strength titanium alloys of system with dispersion strengthening were examined. Silicide particles were revealed both in metal of contact zone, and also in base metal of welded joint. Their volume fraction, size and morphology were determined. Precipitations in the form of large clusters of silicides, blocking the grain boundaries and decreasing their plasticity, were revealed at the grain boundaries. As a result of heat treatment the structural homogeneity is increased in heat-resistant titanium alloys and probability of crack formation is reduced, that influences favorably the mechanical properties of welded joints. Ref. 17, Tables 2, Figs.12

Key words: heat-resistant titanium alloys; microstructure; dispersion strengthening; silicides; press welding; heat treatment; mechanical properties

Поступила 18.06.2013

«Крымский титан» планирует построить новый цех и удвоить производство

Крупнейшее промышленное предприятие Крыма — завод «Крымский титан» — планирует увеличить свою долю в мировом производстве диоксида титана более чем в 2 раза — до 4 %, построив новую линию мощностью 120 тыс. т диоксида титана в год, сообщает пресс-служба группы компаний Group DF, в которую входит «Крымский титан».

По данным пресс-службы, Group DF планирует к 2015 году вложить в создание новой производственной линии 300 млн дол. и производить на «Крымском титане» 240 тыс. т диоксида титана в год. Строительство линии начнется в этом году.

Group DF привлекла к разработке технико-экономического обоснования проектные институты Hatch (Канада) и TZMI Австралия. На новой производственной линии будет установлено современное европейское оборудование, позволяющее по качеству продукции опередить Китай, который сегодня наиболее активно развивает свое титановое производство, сообщает в пресс-релизе.

Программа инвестиций в «Крымский титан» — часть программы Group DF по развитию титановой отрасли Украины, для реализации которой группа планирует привлечь 2,5 млрд дол. до 2017 года. Доля двуокиси титана украинского производства на российском рынке составляет около 30 %.

Metaldaily.ru / Новости
www.advis.ru