

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ДИСПЕРСИОННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ ПРИ АДС

Г. М. ГРИГОРЕНКО, С. В. АХОНИН, О. М. ЗАДОРЖНЮК, И. Н. КЛОЧКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: livoxana@i.ua

Дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде аргона остается наиболее распространенным, относительно простым и универсальным способом изготовления конструкций из титановых сплавов. Сварку можно осуществлять в различных пространственных положениях и достаточно быстро перенастраивать оборудование при изменении типа соединения и толщины свариваемого металла. Целью данной работы являлось изучение и сравнение структуры и механических свойств проплавленного металла высокопрочных титановых сплавов с дисперсионным упрочнением и без, выполненных аргонодуговым способом. Показано, что в сравнении с титановым сплавом ВТ23, у опытного дисперсионно-упрочненного сплава показатели прочности проплавленного металла выше, но пластичность и ударная вязкость крайне низкие, поэтому для него этот вид сварки и термообработки не рекомендуются. Библиогр. 11, табл.6, рис.16.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, ТИГ, структура, дисперсионное упрочнение, силициды титана, механические свойства, термообработка

Конструкционные высокопрочные сплавы на основе титана благодаря своим уникальным характеристикам, таким как высокая удельная прочность при сохранении удовлетворительной пластичности и высокая коррозионная стойкость, нашли широкое применение в самолето- и ракетостроении, а также в производстве газотурбинных двигателей. Так, например, в конструкции планеров современных пассажирских самолетов сложнотитановые сплавы по массе составляют около 15 %, а в военных самолетах — до 40 %. Дальнейшее развитие авиационной и ракетной техники требует существенного повышения эксплуатационных характеристик титановых сплавов. Одним из путей повышения предела прочности таких сплавов является дисперсионное упрочнение металла за счет выделения дисперсных частиц из твердого раствора [1–5].

Дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде аргона до сих пор остается наиболее распространенным, относительно простым и универсальным способом изготовления конструкций из титановых сплавов [6].

Помимо экспериментального ($\alpha+\beta$)-сплава (близкого по составу к известному Ti-1008) [7] (табл. 1), были исследованы структура, фазовый состав и механические свойства соединений про-

мышленного высокопрочного сплава ВТ23, выполненного аргонодуговой сваркой. Это среднелегированный ($\alpha+\beta$)-сплав мартенситного класса, который после закалки из β -фазы переходит в α -мартенситную форму. Этот сплав отличается от других повышенной технологической пластичностью, что позволяет в процессе изготовления деталей использовать прокатку, вальцовку, вытяжку, ковку, штамповку, отбортовку и др. операции, связанные с обработкой давлением [8].

При увеличении степени легирования сплавов повышается их чувствительность к термическому циклу сварки и опасность хрупкого разрушения сварных соединений из-за пониженной пластичности. Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы титана значительно повышают прочностные характеристики после старения и закалки. Однако высокую прочность этих сплавов, за редким исключением, не удается реализовать в сварных конструкциях, что обусловлено трудностями, возникающими в процессе закалки и старения конструкций, и главным образом пониженной пластичностью сварных соединений в термически упрочненном состоянии [9].

Целью данного исследования являлось изучение влияния ТИГ-метода сварки на свариваемость титановых сплавов с дисперсионным упрочнением. Результаты исследования структуры, фазового состава

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов, мас. %

Сплав	Тип сплава	Al	Sn	Zr	Nb	Mo	V	Cr	Fe	Si
№ 6	($\alpha + \beta$)	4,29	4,39	5,95	4,26	1,57	0,68	0,00	0,00	0,35
ВТ23	($\alpha + \beta$)	4,55	0,00	<0,35	<0,15	2,05	4,50	1,2	0,60	<0,15

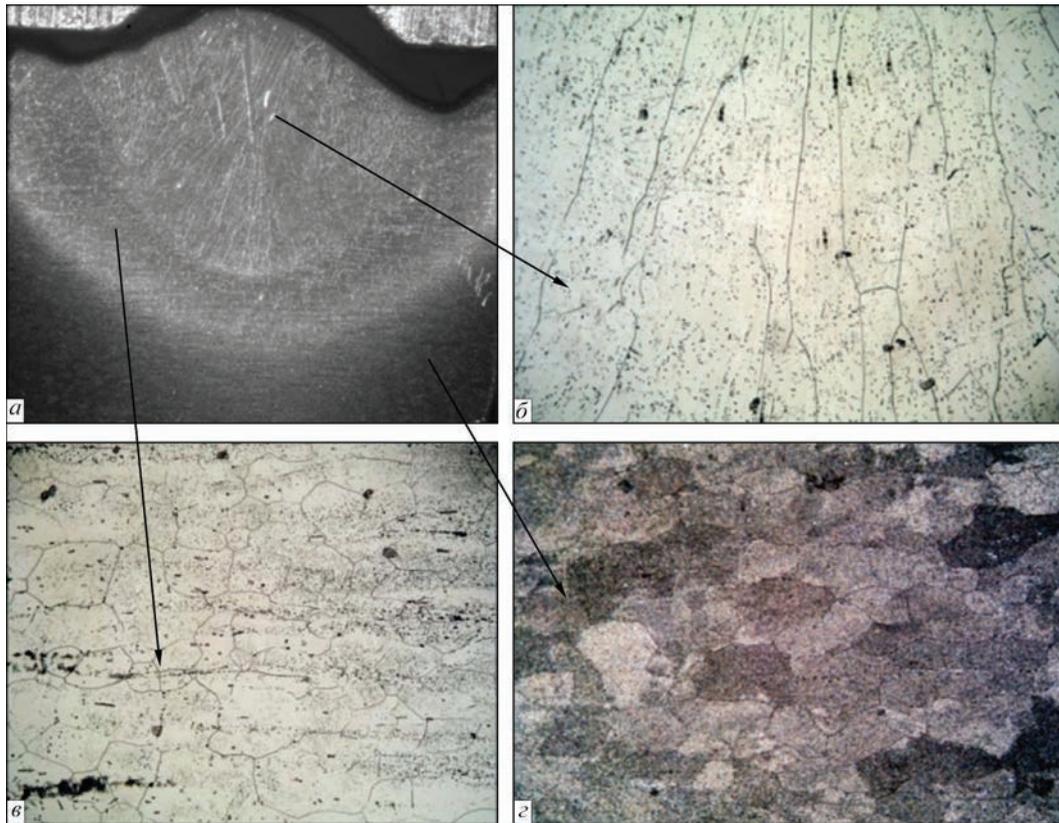


Рис. 1. Различные участки сплава № 6 с проплавленным металлом, $\times 10$ (а); микроструктура проплавленного металла, $\times 100$ (б); микроструктура металла ЗТВ, $\times 100$ (в); микроструктура основного металла, $\times 100$ (з)

и механических свойств основного металла опытного сплава подробно описаны в работе [7].

Сварочный нагрев выполнялся вольфрамовым неплавящимся электродом (присадочная проволока отсутствует) без сквозного проплавления металла. Ток сварки составлял 350 А, скорость сварки 10 м/ч, напряжение дуги 12 В.

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

Микроструктура проплавленного металла экспериментального сплава № 6 представляет собой крупные вытянутые зерна по нормали к линии сплавления (рис. 1). Структура и фазовый состав определяются термическим циклом аргонодуговой сварки (рис. 2).

Микротвердость проплавленного металла составила 3680 МПа, в то время, как в металле ЗТВ она снизилась до 3430 МПа, и затем к основному металлу ее значение возросло до 4010 МПа. При исследованиях на СЭМ установки JAMP 9500F было обнаружено, что в шве дисперсные частицы сложных силицидов, которые были обнаружены в основном металле опытного сплава [7], в процессе проплавления металла практически полностью растворились, вследствие чего не было возможности их идентифицировать. Найдено некоторое количество наночастиц алюмосилицидов титана, расположенных по границам зерен (рис. 3, а). Это объясняет понижение микротвердости в про-

плавленном металле по сравнению с основным металлом.

На участке сплавления проплавленного металла с основным металлом данного образца наблюдается чередование полос шириной порядка 150 мкм без частиц и полос шириной около 83 мкм со значительным количеством дисперсных частиц (рис. 3, б). В данной области происходят основные фазовые превращения (температурный интервал 890...1668 °С на рис. 2). Микротвердость этого участка у линии сплавления составляет 3730 МПа, что, по-видимому, связано с наличием упрочняющих частиц алюмосилицидов титана в месте измерения микротвердости.

В отличие от структуры проплавленного металла, в металле ЗТВ наблюдается значительное увеличение количества частиц. Размеры частиц сложных силицидов колеблются от 50 нм до 1 мкм. Они расположены преимущественно равномерно как по телу зерен, так и по границам. Форма зерен приближается к равновесной, образуя тройную границу в вершине их соприкосновения (рис. 4).

В основном металле наблюдается наиболее равномерное распределение частиц и максимальная микротвердость (до 4010 МПа). Эти частицы также расположены как по телу зерен, так и по границам. Размеры частиц варьируются в пределах 70...150 нм (рис. 5).

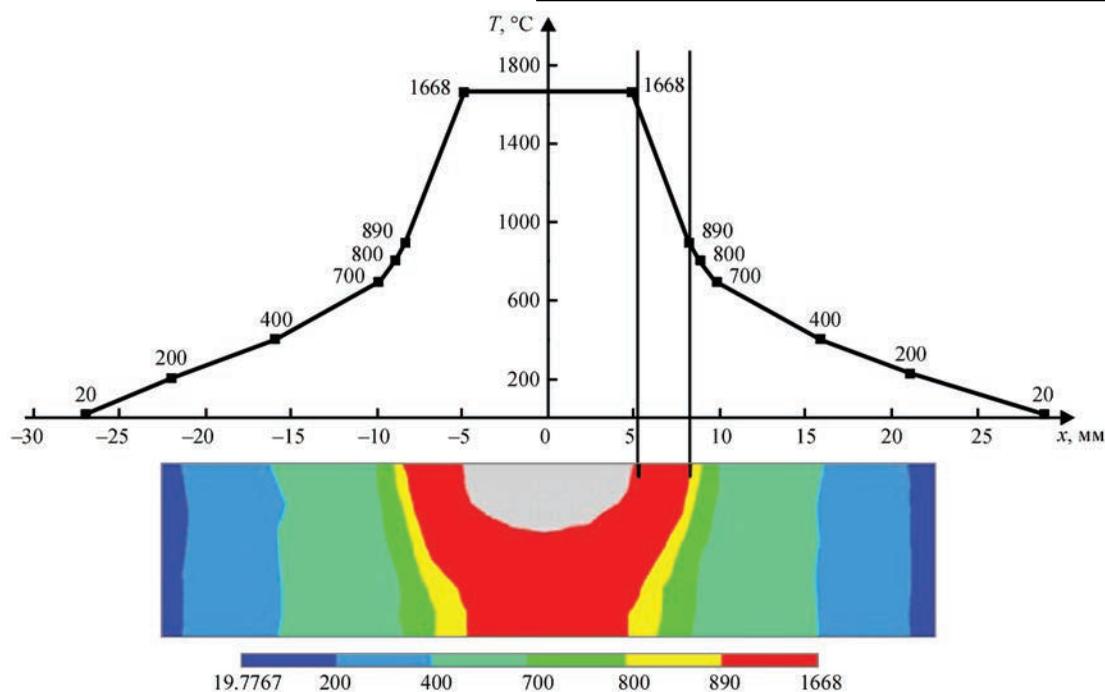


Рис. 2. Термический цикл аргонодуговой сварки $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов

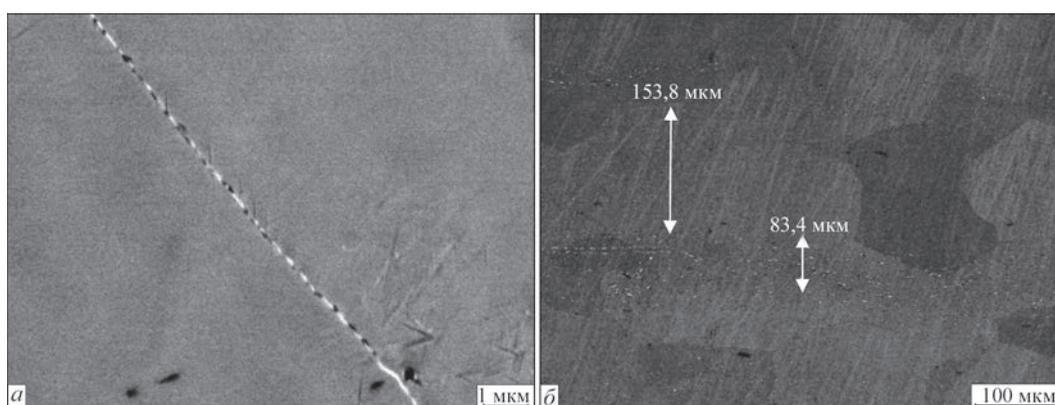


Рис. 3. Микроструктура проплавленного металла опытного сплава: *a* — граница зерен в участке проплавленного металла, $\times 10000$; *b* — участок линии сплавления, $\times 200$

С помощью программного обеспечения STIMAN была посчитана объемная доля частиц. Как было показано выше, в шве частицы практически отсутствуют. По линии сплавления их объемная доля составила 0,9 %. В металле ЗТВ их

размеры и количество возросло до 1,4 %, а в основном металле — 1,9 %.

Для качественного определения фазового состава был выбран участок, содержащий все структурные составляющие. Химический состав дис-

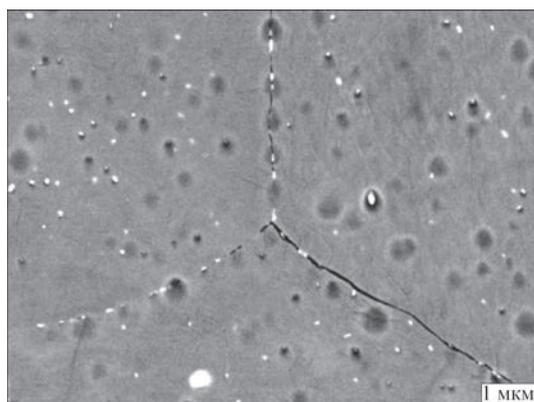


Рис. 4. Тройная граница зерен в металле ЗТВ опытного сплава, $\times 5000$

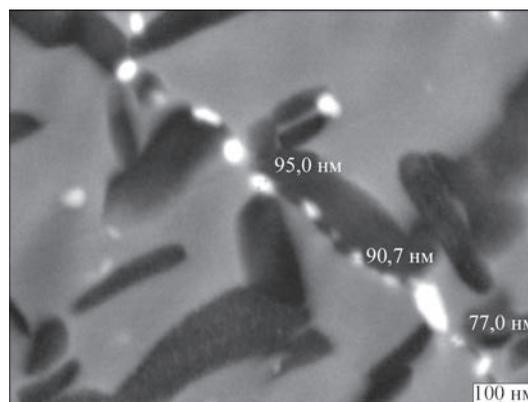


Рис. 5. Характер расположения частиц по границе зерен основного металла опытного сплава, $\times 30000$

Таблица 2. Химический состав фазовых составляющих опытного сплава (мас. %)

Участок анализа (номер спектра)	Al	Si	Ti	V	Zr	Nb	Mo	Sn	Всего
1	4,24	5,36	38,70	0,00	27,24	4,61	2,50	4,28	100,00
2	3,71	1,98	51,78	0,86	15,11	6,31	8,32	4,00	100,00
3	2,97	0,31	58,05	5,19	7,34	9,53	13,17	2,17	100,00
4	9,40	0,18	67,15	0,67	6,73	4,07	1,33	7,42	100,00

персных упрочняющих частиц, α -фазы и β -фазы сварного соединения опытного сплава приведен в табл. 2. Характеристические спектры собирались с участков анализа, отмеченных на рис. 6.

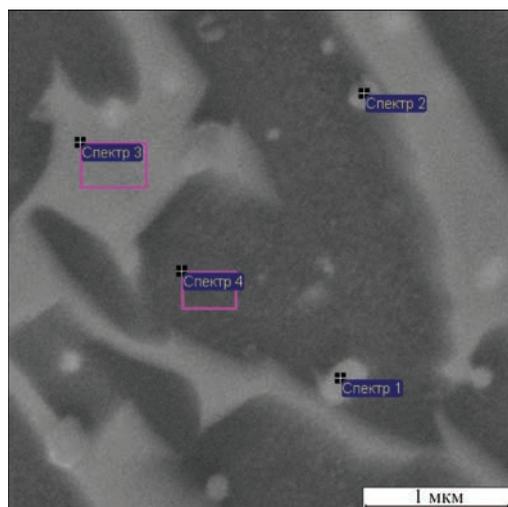


Рис. 6. Электронное изображение участков анализа для энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), $\times 20000$

Как показывают результаты микрорентгеновского анализа, анализ спектров 1 и 2 проводился в участках сложных силицидов (повышенное содержание кремния и циркония), спектра 3 — в участке β -фазы (повышенное содержание тяжелых элементов ниобия, молибдена и ванадия, которые отличаются светлой окраской на изображении СЭМ), а спектра 4, соответственно, в участке α -фазы с повышенным содержанием алюминия.

После проведенных исследований структуры и фазового состава проплавленного металла опытного сплава выполнялась имитация послесварочной печной термической обработки (ТО). Режим нагрева: до температуры 1000 °С (1 ч), охлаждение до 600...650 °С (1 ч) с последующим охлаждением до комнатной температуры.

Микроструктура проплавленного металла опытного сплава после ТО представляет собой такие же крупные вытянутые зерна, как и до ТО, но в проплавленном металле обнаружена трещина (рис. 7).

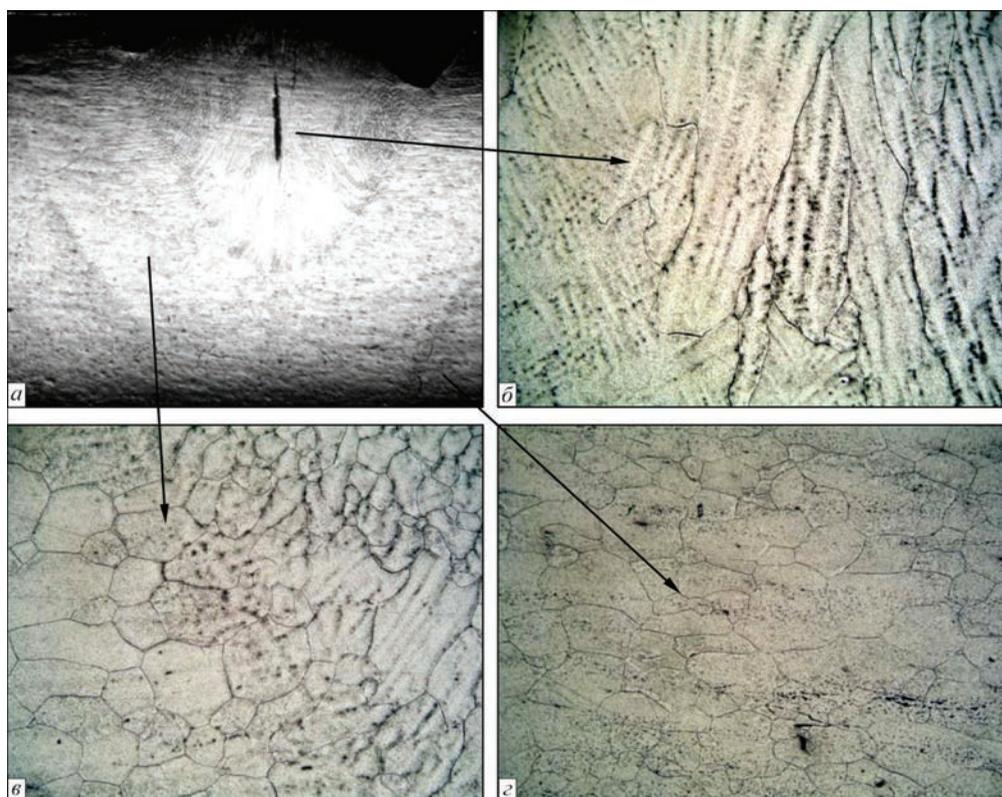


Рис. 7. Макроструктура проплавленного металла опытного сплава после ТО, $\times 10$ (а); микроструктура участка проплавленного металла, $\times 100$ (б); микроструктура металла ЗТВ, $\times 100$ (в); микроструктура основного металла, $\times 100$ (г)

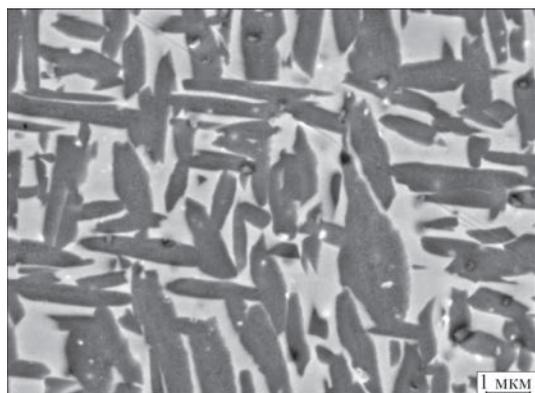


Рис. 8. Распределение дисперсных частиц сложных силицидов на поверхности шлифа опытного сплава после ТО, $\times 10000$

Микротвердость проплавленного металла составляет 3860 МПа, в то время как в металле ЗТВ она снижается до значений 3600...3200 МПа, а в основном металле незначительно возрастает до

значения 3580 МПа. Таким образом, проплавленный металл после ТО характеризуется максимальной твердостью и прочностью, но при этом низкой пластичностью, что приводит к образованию трещины.

На участке проплавленного металла после термообработки обнаружено значительное количество равномерно расположенных упрочняющих дисперсных частиц разного размера (рис. 8), что обеспечивает повышенное значение микротвердости по сравнению с ЗТВ и основным металлом.

В ЗТВ частицы обнаружены в меньшем количестве и меньшего размера. В основном металле наблюдаются частицы более крупных размеров. Объемная доля частиц на участке проплавленного металла составляет 1,9 %, в ЗТВ — 1,7 %, а в основном металле 2,1 %. Это, возможно, свидетельствует о том, что большое количество частиц в проплавленном металле увеличиваются в разме-

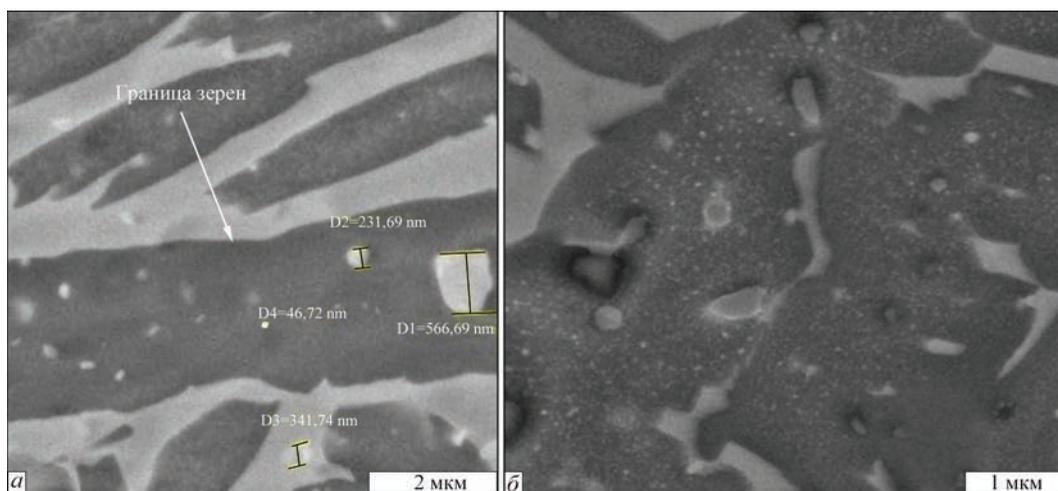


Рис. 9. Изображение в обратнорассеянных электронах границы зерен на участке проплавленного металла сплава № 6 после ТО: *a* — участок границы зерен с частицами, $\times 7000$; *б* — коагулированные силициды по границе зерен, $\times 20000$

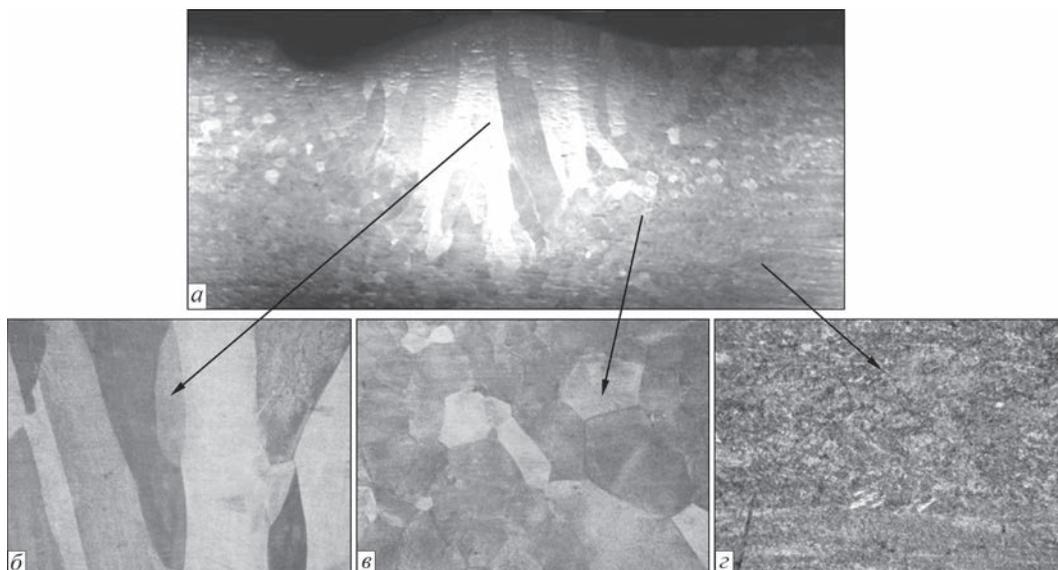


Рис. 10. Макроструктура проплавленного металла сплава ВТ23, $\times 10$ (*a*); микроструктура в центре проплавленного металла, $\times 50$ (*б*); микроструктура участка металла ЗТВ, $\times 50$ (*в*); микроструктура основного металла, $\times 100$ (*г*)

Таблица 3. Химический состав α - и β -фаз проплавленного металла сплава ВТ23 (мас. %)

Участок анализа (номер спектра)	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Mo	Всего
1	4,21	0,20	82,03	5,63	1,23	0,65	3,92	100,00
2	3,51	0,34	76,22	8,06	2,20	2,20	5,04	100,00

рах за счет высокой температуры в процессе ТО. В основном металле их объемная доля несколько выше вследствие укрупнения их размеров.

Исследования границ зерен и химического состава частиц опытного сплава после ТО проводились на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения TESCAN MIRA 3 LMU с системой микроанализа OXFORD INSTRUMENTS INCA ENERGY+.

По границам зерен шва наблюдается значительное скопление упрочняющих частиц сферической формы. Их размеры варьируются в широких пределах — от 50 нм до 1 мкм (рис. 9, а). Также по границам обнаружены коагулированные силициды (рис. 9, б). Такие конгломераты по границам зерен вызывают большие внутренние напряжения, что возможно, является причиной образования трещины.

Результаты исследований проплавленного металла экспериментального двухфазного сплава сравнивали с результатами исследований промышленного сплава ВТ23.

Макроструктура проплавленного металла сплава ВТ23 практически не отличается от макроструктуры экспериментального сплава (рис. 10, а). Наблюдаются аналогичные вытянутые крупные зерна по нормали к линии сплавления (рис. 10, б). Микротвердость участка проплавленного металла составляет 3550...3560 МПа. При переходе в ЗТВ наблюдаются также участки крупного зерна, но уже более равноосного типа (рис. 10, в). Микротвердость в металле ЗТВ повышается до значений 3750...3950 МПа. В основном металле сварного соединения сплава ВТ23 наблюдаются

двухфазная структура (рис. 10, з) со значением микротвердости порядка 3200 МПа. Такое распределение микротвердости связано с тем, что в проплавленном металле и металле ЗТВ образуется метастабильная α'' -фаза мартенситного типа, которая отличается высокой твердостью. Помимо этого, в проплавленном металле имеет место выделение α_n -фазы (низкотемпературной модификации α -фазы), которая более пластична [10].

Исследования структуры проплавленного металла промышленно освоенного сплава ВТ23, проведенные на СЭМ TESCAN MIRA 3 LMU, показали, что и на участке проплавленного металла, и в ЗТВ, и в основном металле наблюдаются чистые границы зерен без охрупчивающих выделений, пор и микротрещин (рис. 11).

Также как и в случае опытного сплава был проведен анализ химического состава проплавленного металла сплава ВТ23 (табл. 3 по рис. 11).

Проплавленный металл титановых сплавов № 6 и ВТ23 после имитации аргонодуговой сварки подвергался испытаниям на растяжение и ударную вязкость. Результаты механических испытаний приведены в табл. 4.

Образец сплава № 6 при испытании на растяжение цилиндрических образцов разорвался в месте захвата. Это, возможно, связано с тем, что вся нагрузка пришлось на участок с микротрещинами. Вследствие этого была получена низкая, нехарактерная для данного сплава прочность. Поэтому были проведены дополнительные испытания на сжатие (на испытательной машине UTM-100 с максимальной нагрузкой 100 кН). Результаты механических испытаний на сжатие приведены в табл. 5.

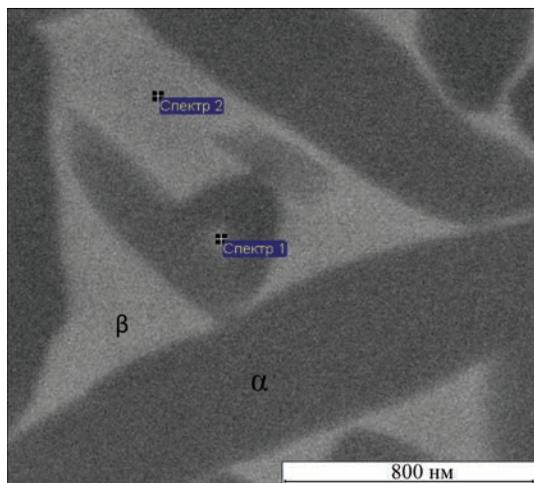


Рис. 11. Изображение в обратнорассеянных электронах микроструктуры границы зерен в шве сварного соединения ВТ23, $\times 30000$

Таблица 4. Механические свойства основного металла и проплавленного сплавов № 6 и ВТ23

Сплав		σ_{rp} МПа	$\sigma_{в\beta}$ МПа	KCV , Дж/см ²	δ , %
ВТ23	ОМ	1050	1200	42	5
	Проплавленный металл	1084	1128	29,6	1,3
№ 6	ОМ	1330	1420	4	1
	Проплавленный металл	-	560	< 1	< 1

Таблица 5. Механические свойства основного металла и проплавленного сплава №6 при испытании на сжатие

Сплав		σ_{rp} МПа	$\sigma_{в\beta}$ МПа	ψ , %
№ 6	ОМ	1220	1850	6
	Проплавленный металл	1315	1440	2,5

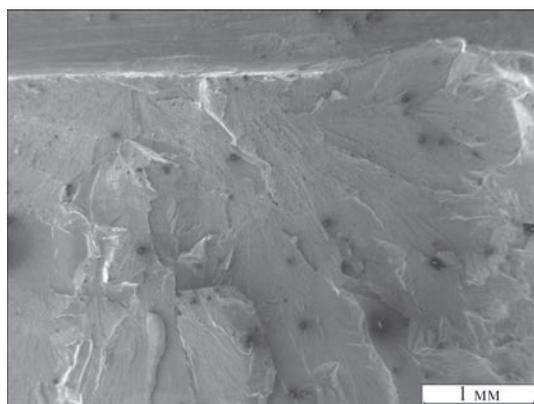


Рис. 12. Поверхность разрушения проплавленного металла опытного сплава, $\times 25$

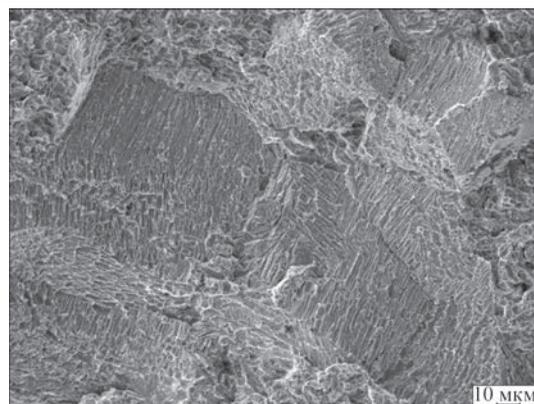


Рис. 14. Поверхность излома образца опытного сплава после ТО, $\times 500$

Таблица 6. Химический состав структурных составляющих излома проплавленного металла сплава № 6 после ТО, мас. % (по рис. 15, а)

Участок анализа (номер спектра)	Al	Si	Ti	V	Zr	Nb	Mo	Sn	Всего
1	3,83	8,45	38,89	1,21	35,63	3,48	1,38	4,77	100,00
2	3,72	9,44	38,94	0,38	38,75	1,84	0,43	4,57	100,00
3	8,50	0,24	70,43	1,52	6,10	3,55	0,73	7,79	100,00

Таким образом, при испытании на сжатие получили предел прочности проплавленного металла, который составляет 80 % предела прочности основного металла ($K_b = 0,8$), а предел текучести проплавленного металла даже превысил показатели основного металла.

Поверхность разрушения после испытаний на ударную вязкость образцов Шарпи в области проплавленного металла представляет собой локальный участок, образованный по механизму микроскопа (рис. 12). Его наличие свидетельствует о квазихрупком характере разрушения данного участка металла. При больших увеличениях видны микротрещины (рис. 13).

Как и в случае исследования шлифа, на поверхности излома не были обнаружены дисперсные частицы алюмосилицидов титана. Это подтверждает ранее высказанную мысль о том, что вследствие высокой температуры и длительности процесса аргонодуговой сварки эти частицы частично растворяются и мы не можем их идентифицировать. Это согласуется с возможностью об-

ратимого течения дисперсионного механизма [11]. Химический состав участка проплавленного металла соответствует составу матрицы, и частицы не обнаружены.

После проведения ТО проплавленного металла сплава № 6 также подвергался механическим испытаниям на ударную вязкость и растяжение. При небольших увеличениях видны скользящие участки с равноосной крупнозеренной структурой (рис. 14).

Если непосредственно после аргонодуговой имитации сварки были обнаружены только микротрещины при больших увеличениях, то тут отчетливо видны вторичные межзеренные трещины даже при увеличении 500 крат. Это указывает на высокую чувствительность данного сплава к нагреву в процессе ТО.

При больших увеличениях обнаружено значительное количество дисперсных упрочняющих частиц, а также микротрещин, которые идут как по границам, так и по телу зерен. В процессе ТО частицы увеличились в размерах до значений, кото-

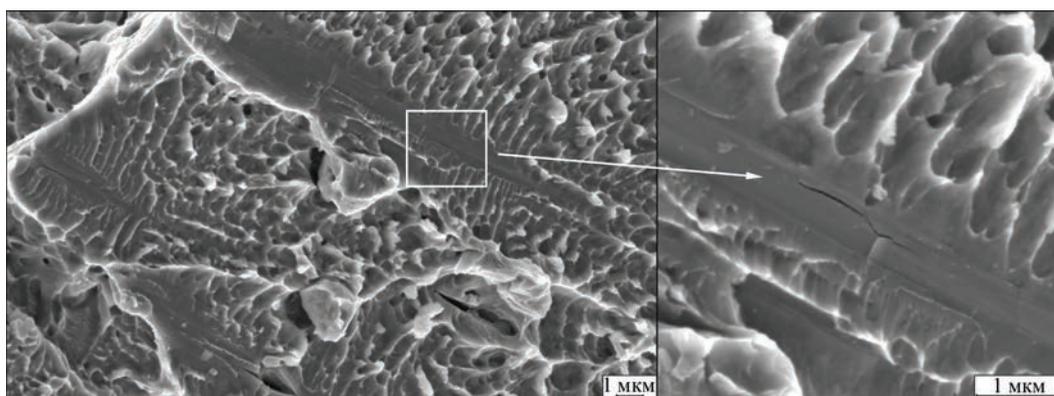


Рис. 13. Участок излома опытного сплава с микротрещинами, $\times 5000$ ($\times 20000$)

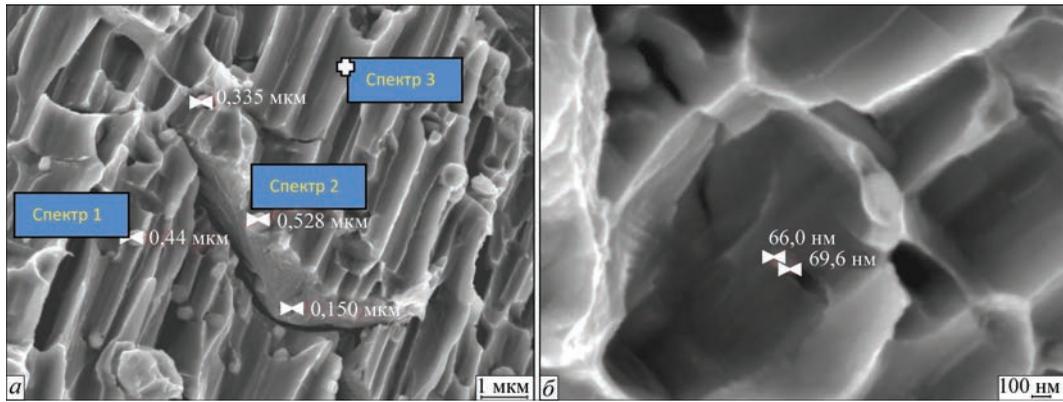


Рис. 15. Излом проплавленного металла опытного сплава после ТО: *a* — упрочняющие частицы и микротрещины, $\times 10000$; *b* — наночастицы в ямке излома и наноразмерные трещины, $\times 40000$

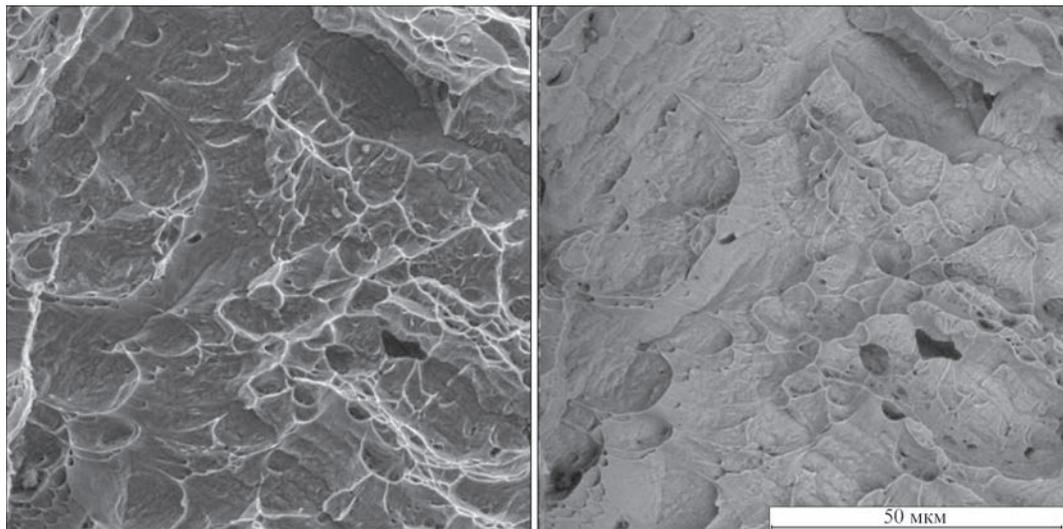


Рис. 16. Излом проплавленного металла сплава ВТ23: *a* — во вторичных электронах; *b* — в обратнорассеянных, $\times 4000$

рые можно идентифицировать с помощью СЭМ. Они расположены в ямках излома, что указывает на более вязкий тип разрушения металла. Низкий уровень пластичности данного материала может быть связан с увеличением количества и протяженности микротрещин вследствие градиента температур при нагреве во время ТО. Обнаруженные частицы имеют разные размеры — от 1 мкм до 50 нм. Характер распределения частиц и химический анализ фазовых составляющих представлены на рис. 15 и в табл. 6 (по рис. 15, *a*).

Результаты химического анализа показывают, что все частицы, которые обнаружены на поверхности излома сплава после ТО — алюмосилициды титана. ТО способствует увеличению их размеров до 50 нм и выше.

После механических испытаний промышленного высокопрочного сплава ВТ23 также выполняли фрактографический анализ поверхности разрушения.

Поверхность излома менее хрупкая в сравнении с экспериментальным сплавом (рис. 16), что подтверждает более высокие показатели ударной вязкости и пластичности.

Таким образом, после изучения проплавленного металла экспериментального дисперсионно-упрочненного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава и промышленного высокопрочного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава ВТ23, выполненных ТИГ-методом, можно заключить следующее:

- непосредственно после имитации сварки дисперсные упрочняющие алюмосилициды титана на участке проплавленного металла частично растворяются вследствие длительного воздействия высокой температуры, т. е. после ТИГ проплавленный металл экспериментального сплава является не дисперсионно-упрочненным, а твердорастворным упрочнением. Помимо этого, при больших увеличениях наблюдаются микротрещины, обусловленные послесварочными напряжениями;

- после ТО происходит укрупнение упрочняющих частиц за счет коагуляционных процессов. Эти частицы обуславливают более вязкий излом по ямочному механизму отрыва. Микротрещины увеличиваются в размерах и в количестве и приводят к трещине по центру проплавленного металла.

Это происходит вследствие градиента температур при нагреве во время ТО;

– в сравнении с промышленным высокопрочным ($\alpha+\beta$)-титановым сплавом ВТ23, у опытного дисперсионно-упрочненного сплава показатели прочности выше, но пластичность и ударная вязкость крайне низкие, поэтому для него нельзя рекомендовать этот вид сварки и ТО.

1. Гольдштейн М. И. Специальные стали: учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Ржевская С. В. Материаловедение: учебник / С. В. Ржевская. – [4-е изд.]. – М.: Логос, 2004. – 413 с.
3. Металлы и сплавы. Справочник: под ред. Ю. П. Солнцева; С.-Пб: НПО «Профессионал», 2003. – 1066 с.
4. Трефилов В. И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В. И. Трефилов, 1987. – 248 с.
5. Повышение прочности или упрочнение материалов [Электронный ресурс] / А. А. Бочвар. – 2012. – Режим

- доступа к статье: <http://do.gendocs.ru/docs/index-223261.html>
6. Замков В. Н. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / В. Н. Замков. – [2-е изд.]. – К.: Наукова думка, 1986. – 240 с.
 7. Дисперсионно-упрочненные титановые сплавы системы Ti-Si-X / Г. М. Григоренко, С. В. Ахонин, Т. Г. Таранова [и др.] // Современная электрометаллургия. – 2012. – № 1. – С. 45–53.
 8. НПО «Титан». Справка. [Электронный ресурс]. – Режим доступа к справочнику: <http://www.npctitan.ru/spravka/alloys/23/>.
 9. Глазунов С. Г. Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев. – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
 10. Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке ТИГ / С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, А. Ф. Мужиченко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – № 3. – С. 26–29.
 11. Григоренко Г. М. Дисперсионное упрочнение – путь к повышению прочностных свойств титановых сплавов нового поколения (Обзор) / Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк // Современная электрометаллургия. – 2012. – № 4. – С. 42–50.

Поступила в редакцию 12.04.2016



Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Международная Ассоциация «СВАРКА»

Международная конференция СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ — СЕГОДНЯ И В БУДУЩЕМ

Посвящается 100-летию Национальной академии наук Украины

5–6 декабря 2018 г.

г. Киев

Научные направления конференции

- ◆ Технологии, материалы и оборудование для сварки и родственных процессов
- ◆ Прочность сварных конструкций, теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированных состояний
- ◆ Усовершенствование сварных конструкций, автоматизация их расчетов и проектирования, оценка и продление ресурса
- ◆ Новые конструкционные материалы
- ◆ Неразрушающий контроль и техническая диагностика
- ◆ Инженерия поверхности
- ◆ Сварка в медицине — технологии, оборудование; наноматериалы и нанотехнологии
- ◆ Проблемы экологии сварочного производства
- ◆ Специальная электрометаллургия
- ◆ Стандартизация, сертификация продукции сварочного производства; подготовка и аттестация специалистов

Тезисы докладов направлять до **01.11.2017 г.** в адрес оргкомитета:

E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com