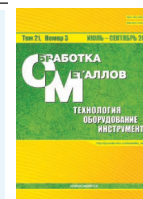




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)









Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Особенности формирования сварного соединения сплава ВТ1-0 сваркой трением с перемешиванием с использованием температуростойких инструментов

Алихан Амиров^{а, *}, Вероника Утяганова^б, Владимир Белобородов^с, Александр Елисеев^д

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-5143-8235>,  amirov@ispms.tsc.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>,  veronika_ru@ispms.tsc.ru,
^с  <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  vabel@ispms.tsc.ru, ^д  <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>,  alan@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

История статьи:

Поступила: 17 мая 2019

Рецензирование: 17 июня 2019

Принята к печати: 05 июля 2019

Доступно онлайн: 15 сентября 2019

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием
Титановый сплав ВТ1-0
Микроструктура
Сварочный инструмент
Износ инструмента
Фрактография

Финансирование

Работы выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

АННОТАЦИЯ

Введение. Технологический процесс изготовления изделий из титана зачастую осложняется низким качеством сварных соединений при операциях электродуговой или газопламенной сварки из-за больших остаточных напряжений и деформаций. Примером успешного разрешения указанной проблемы является разработка и внедрение таких высокотехнологичных процессов стыкового соединения металлов, как сварка трением с перемешиванием, которая не относится к методам соединения плавлением. Сварка трением с перемешиванием как передовая технология применяется для получения соединений «мягких» металлических материалов, например алюминий. Для «твердых» металлических материалов работа по сварке трением с перемешиванием была ограничена из-за высоких требований к сварочному инструменту. **Целью работы** является исследование возможности применения инструментов, изготовленных из диборида циркония с добавками карбида кремния и карбида вольфрама в кобальтовой связке при сварке трением с перемешиванием титанового сплава ВТ1-0, а также изучение формирования сварного шва, полученного в защитной атмосфере аргона с целью предотвращения окисления в приповерхностных слоях и изменения термического воздействия на материал. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической и сканирующей электронной микроскопии показано, что структура сварного шва является типичной для такого вида сварки (градиентной), состоящей из зоны термомеханического воздействия и зоны перемешивания с фрагментированной структурой. При варьировании параметров сварки было показано, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки, что обусловлено существенным различием в термическом воздействии на материал. Использование при сварке трением с перемешиванием титанового сплава защитной атмосферы аргона изменяет структуру металла в зоне трения и разогрева и устраняет крупные несплошности, образующиеся без защитной атмосферы аргона при низкой скорости сварки, кроме того, при его использовании отсутствует окисление титана, которое происходит в процессе сварки. Экспериментальные данные показывают, что использование инструмента из диборида циркония с добавками карбида кремния в качестве материала для инструмента сварки трением с перемешиванием может приводить к избыточному появлению инородных включений в зоне перемешивания, связанных с хрупким разрушением инструмента, что не наблюдается при использовании инструмента, изготовленного из карбида вольфрама.

Для цитирования: Особенности формирования сварного соединения сплава ВТ1-0 сваркой трением с перемешиванием с использованием температуростойких инструментов / А.И. Амиров, В.Р. Утяганова, В.А. Белобородов, А.А. Елисеев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 72–82. – DOI:10.17212/1994-6309-2019-21.3-72-82.

Введение

Сварка трением с перемешиванием (СТП) – это хорошо зарекомендованная, высокоэффективная сварочная технология, дающая возможность производить высококачественные швы с

превосходными эксплуатационными свойствами, благодаря чему она имеет высокий индустриальный потенциал. Однако из-за высоких требований к сварочному инструменту сварка трением с перемешиванием является относительно сложной, и до недавнего времени работа в этой области была недостаточной [1, 2]. Тем не менее продвижение технологий производства инструмента в последние несколько лет привело к росту интереса к сварке трением с перемешиванием титана. С учетом суровых рабочих усло-

*Адрес для переписки

Амиров Алихан Ильнурович, аспирант
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 (382) 249–11–60, e-mail: amirov@ispms.ru

вий сварочные инструменты для сварки трением с перемешиванием обычно изготавливаются из тугоплавких материалов, включая сплавы на основе вольфрама [3–11], кобальта [12–15], молибдена [16–18] и никеля [19]. Из-за сильного износа инструмент из поликристаллического нитрида бора не рекомендуется к использованию [20] вопреки его хорошей производительности при СТП стали.

Инструменты на вольфрамовой основе являются наиболее распространенными для сварки трением с перемешиванием титана и его сплавов. На данный момент четыре типа вольфрамовых сплавов используются для данного метода получения соединений – это вольфраморениевые сплавы, денсимет, вольфрамолантановые сплавы и карбиды вольфрама [3]. Вольфраморениевые инструменты характеризуются высокой температурой рабочего процесса, но их изготовление является сложным и дорогим [3]. Типовым химическим составом таких инструментов является W-25 мас. % Re, однако W-5 мас. % Re или даже W-3 мас. % Re также используются в некоторых случаях [4–6]. Денсимет – это композитный материал с высоким содержанием вольфрама (более 90 %) и никель-железной связывающей фазой. Рабочая температура инструмента из денсимета относительно низкая, его преимущества – легкая обрабатываемость и низкая стоимость [3]. Вольфрамолантановые инструменты представляют собой оптимальный баланс между жаропрочностью, обрабатываемостью и ценой [7]. Стандартный химический состав таких инструментов W-1 мас. % La_2O_3 [8–10]. Однако наиболее экономически эффективными с относительно хорошей обрабатываемостью и химической стабильностью являются инструменты из карбида вольфрама [11]. Поэтому в настоящей статье инструмент данного типа берется за основу. Диборид циркония с добавлением кар-

бида кремния является довольно твердым материалом, он также используется для образования защитного слоя на поверхности материала [21]. В процессе сварки трением с перемешиванием титан и его сплавы подвергаются значительному нагреву (более 1200 °C) и окислению, поэтому актуальной задачей для сваривания таких материалов является подбор термически стойкого и оптимального с точки зрения изготовления и конечной стоимости сварочного инструмента и технологических способов, позволяющих обеспечить формирование сварного соединения сплавов с высокой температурой перехода в пластичное состояние.

Методика исследований

Сварку проводили из листового проката титанового сплава ВТ 1-0 толщиной 2,5 мм, исходный марочный состав которого соответствовал ГОСТ 19807–91 и указан в табл. 1.

Сварку осуществляли с помощью инструментов, изготовленных из карбида вольфрама и диборида циркония с добавками карбида кремния, которые указаны на рис. 1, а и б соответственно.

Для проведения сварки в защитной атмосфере аргона установка дополнительно комплектовалась баллоном аргона, который подавался через сопло в зону сварки. В качестве подложки использовалась пластина из алюминиевого сплава АМг5 для более эффективного отвода тепла (рис. 2).

Сварку выполняли по режимам, которые выбирались с целью получения сварного соединения с минимальным количеством макродефектов в виде несплошностей и геометрических отклонений шва от нормального. Усилия инструмента при внедрении ($F_{\text{вн}}$) и в процессе сварки ($F_{\text{св}}$) варьировали в пределах от 600 до 800 кг, скорость сварки (V) изменяли от 100 до 180 мм/мин,

Таблица 1

Table 1

Марочный состав титанового сплава ВТ 1–0, % масс.
The element composition of Grade2 titanium alloy, % mass

Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Примеси Impurity
До 0,25	До 0,07	До 0,1	До 0,04	99,24...99,7	До 0,2	До 0,01	Прочих 0,3



a



б

Рис. 1. Инструмент СТП:

a – выполненный из карбида вольфрама; *б* – выполненный из диборида циркония с добавками карбида кремния

Fig. 1. FSW tool:

a – tungsten carbide; *б* – zirconium diboride with additives of silicon carbide

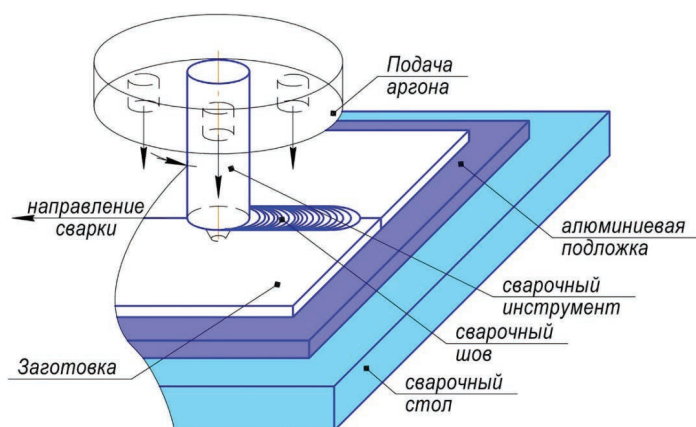


Рис. 2. Схема установки сварки трением с перемешиванием титана

Fig. 2. Scheme of friction stir welding

скорость вращения инструмента (ω) в процессе сварки составляла 800...950 об/мин, длина шва (L) была в пределах от 30 до 42 мм. При сварке в защитной атмосфере аргона усилие инструмента при его внедрении и в процессе сварки было 600 кг, скорость сварки изменяли в пределах от 160 до 200 мм/мин, скорость подачи аргона составляла 4...5 л/мин, скорость вращения инструмента в процессе сварки – 950 об/мин, длина шва (L) была в пределах от 20 до 40 мм. Так как инструмент диборида циркония с добавками карбида кремния быстро изнашивался, для сварки в защитной атмосфере аргона был изготовлен новый инструмент из данного материала с большей добавкой карбида кремния. Параметры

сварки трением с перемешиванием указаны в табл. 2 и 3.

Благодаря варьированию усилия и времени внедрения в процессе эксперимента предварительный разогрев был различным. Из полученных сварочных швов наилучшим качеством обладали образцы № 4 и 5, сваренные инструментом из карбида вольфрама, а инструментом из диборида циркония с добавками карбида кремния – образец № 3, выполненный в защитной атмосфере аргона. На остальных швах наблюдалось большее количество видимых дефектов (в виде грат, окисления и открытого непровара). Кроме того, данные образцы показали наилучшие результаты испытаний на статистическое растяжение. Поэтому далее приводятся примеры данных образцов.

Образцы для металлографических и рентгеноструктурных исследований вырезались из полученных швов в плоскости, расположенной перпендикулярно сварочному шву. Образцы шлифовались на абразивных бумагах и полировались алмазной пастой. Затем образцы травились для выявления микроструктуры двухпроцентным раствором плавиковой кислоты в течение двух минут и промывались в 40 %-м растворе азотной кислоты.

Качественный и количественный анализ микроструктуры изучали на металлографическом микроскопе Альтами MET-1С, конфокальном

Таблица 2

Table 2

Параметры сварки трением с перемешиванием
Friction stir welding parameters

№ п/п	$F_{\text{вн}}$ (кг) $F_{\text{пн}}$ (kg)	$F_{\text{св}}$ (кг) F_{w} (kg)	ω (об/мин) ω (rev/min)	V (мм/мин) V (mm/min)	L (мм) L (mm)	Инструмент Tool
1	800	800	800	100	42	WC
2	800	800	800	120	42	WC
3	800	800	800	150	42	WC
4	800	800	950	180	40	WC
5	700	700	950	180	41	WC
6	600	600	950	180	40	ZrB ₂ -15%SiC
7	650	650	950	160	40	ZrB ₂ -15%SiC
8	700	700	950	140	40	ZrB ₂ -15%SiC
9	700	700	900	150	30	ZrB ₂ -15%SiC
10	600	600	950	160	34	ZrB ₂ -15%SiC

Таблица 3

Table 3

Параметры СТП в защитной атмосфере аргона
FSW parameters in protection argon atmosphere

№ п/п	$F_{\text{вн}}$ (кг) $F_{\text{пн}}$ (kg)	$F_{\text{св}}$ (кг) F_{w} (kg)	ω (об/мин) ω (rev/min)	V (мм/мин) V (mm/min)	L (мм) L (mm)	Инструмент Tool
1	700	700	950	160	1	ZrB ₂ -20%SiC
2	600	600	950	160	20	ZrB ₂ -20%SiC
3	600	600	950	200	40	ZrB ₂ -20%SiC

микроскопе Olympus LEXT OLS4000, а также на растровом электронном микроскопе Microtrac SEM с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «IXRF systems». Структурный анализ металла образцов был выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием CoK α -излучения.

Испытания сварных соединений на статическое растяжение проводили на испытательной машине УТС 110М-100 при комнатной температуре. Для механических испытаний изготавливали плоские образцы, вырезанные поперек сварного соединения с расположением сварного шва посередине рабочей части образцов.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ структуры сварного шва исследованных образцов в поперечном сечении показал, что при всех режимах сварки общий вид шва и характерный вид сварных зон у всех образцов был одинаков, что показано на рис. 3 на примере образца № 3, выполненного в защитной атмосфере аргона инструментом из диборида циркония с добавками карбида кремния. В структуре сварного шва выделяются три типичные зоны: зона основного металла 1, зона термомеханического влияния (ЗТМВ) 2 и зона перемешивания (ЗП) 3, состо-

ящая из фрагментированных и рекристаллизованных зерен титанового сплава. Стоит отметить, что зона термомеханического влияния при сварке трением с перемешиванием титанового сплава относительно узкая по сравнению с соединениями других материалов. Толщина ЗТМВ в среднем около 0,25 мм. В целом геометрия структурных зон симметрична относительно оси сварного шва. Зону термического влияния, которая обычно присутствует в СТП-соединениях, не удалось выявить методами металлографии. В целом форма и размеры структурных зон СТП-соединений, полученных разными инструментами, аналогичны, толщина ЗТМВ отличается незначительно.

Подобная структура сварного шва наблюдается в образце № 4, полученном с помощью инструмента из карбида вольфрама, который показан на рис. 4.

Измерение микротвердости также не выявило зону термического воздействия. Распределение микротвердости по сечению сварного соединения (рис. 5) показало ее увеличение в зоне перемешивания сварного шва в образцах,

сваренных инструментом из диборида циркония с добавками карбида кремния, относительно показателей микротвердости основного металла, что обусловлено попаданием частиц инструмента в сварочный шов. При сварке инструментом из карбида вольфрама попадание частиц инструмента в сварочный шов не происходило, поэтому для образцов, выполненных этим инструментом, распределение микротвердости является стабильным и происходит без резких перепадов. Максимальное значение микротвердости у образца сварного соединения № 3, полученного в защитной атмосфере аргона, наблюдалось в зоне термомеханического воздействия на наступающей стороне шва и составляло более 4,2 ГПа. Данное значение выделяется из ряда значений, так как индентор попал на частицу диборида циркония. Для образца № 4, сваренного инструментом из карбида вольфрама, максимальное значение микротвердости составило 2,07 ГПа и наблюдалось в зоне перемешивания шва СТП.

У образца № 3, сваренного в защитной атмосфере аргона, по мере продвижения от центра шва к основному металлу микротвердость уменьша-

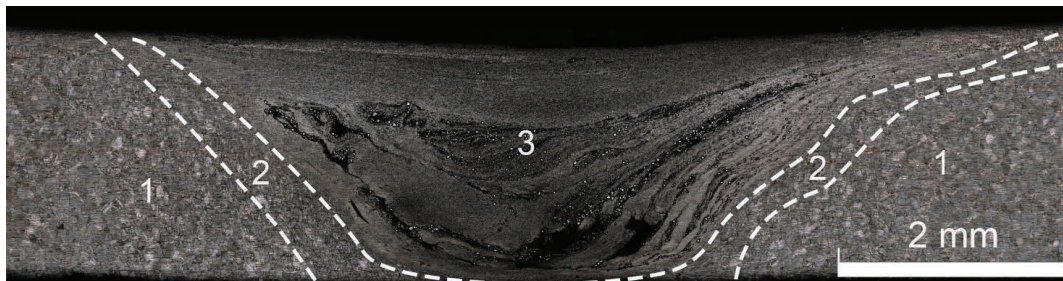


Рис. 3. Структура СТП-соединения титановой пластины ВТ 1-0 толщиной 2,5 мм образца № 3 (Arg)

Fig. 3. The structure of the friction stir welded joint of Grade2 titanium plate 2.5 mm thick, specimen No. 3 (Arg)

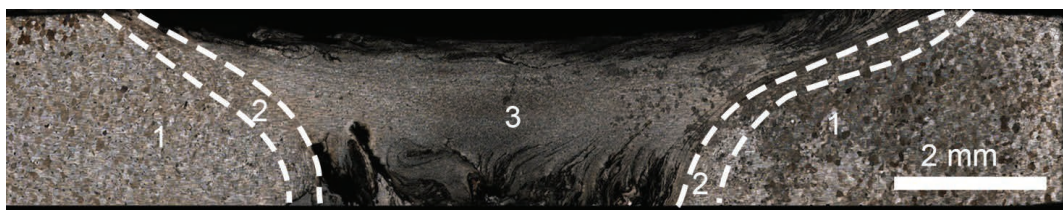


Рис. 4. Структура СТП-соединения титановой пластины ВТ 1-0 толщиной 2,5 мм образца № 4

Fig. 4. The structure of the friction stir welded joint of Grade2 titanium plate 2.5 mm thick, specimen No. 4

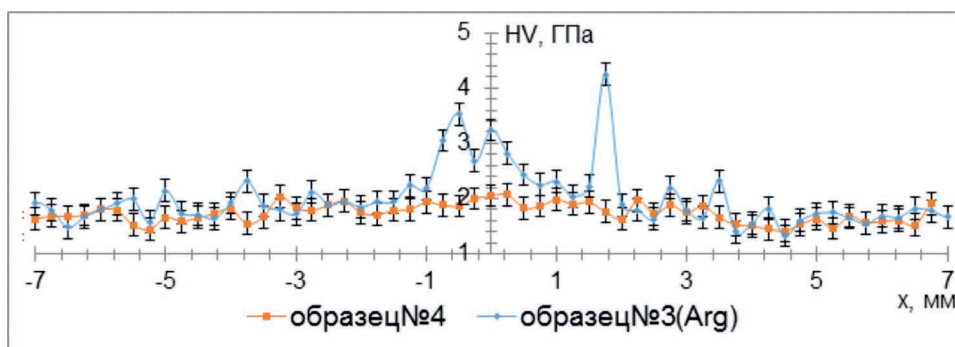


Рис. 5. Микротвердость сварных швов № 3(Arg) и № 4, полученных сваркой трением с перемешиванием листа толщиной 2,5 мм

Fig. 5. Microhardness of a welded joints No. 3(Arg) and No. 4 of plate 2.5 mm in thick obtained by friction stir welding

лась и постепенно достигала микротвердости исходного титанового сплава. В данном случае защитная атмосфера аргона выполняет функцию не только среды, препятствующей окислению титанового сплава, но и является агентом активного конвективного теплоотвода, что уменьшает тепловое воздействие на материал шва после отхода инструмента и препятствует росту зерна.

При испытаниях на статическое растяжение максимальный предел прочности для швов, сваренных инструментом из карбида вольфрама, был у образца № 5 и составил 323 МПа (рис. 6). У швов, сваренных инструментом из диборида циркония с добавками карбида кремния, максимальный предел прочности был у образца № 3, сваренного в защитной атмосфере аргона, он составил 271 МПа (рис. 6).

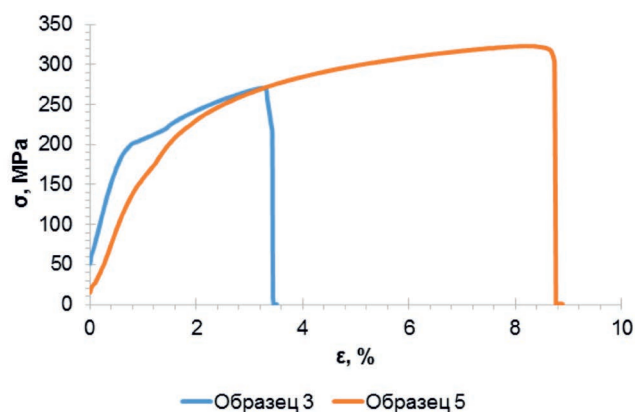


Рис. 6. Результат испытаний на статическое растяжение образцов № 5 и 3, сваренных в защитной атмосфере аргона

Fig. 6. The result of static strength test of specimens No. 5 and 3 welded in a protective atmosphere of argon

Фрактография образцов, сваренных инструментом из карбида вольфрама, показала, что при испытаниях на статическое растяжение происходило вязкое разрушение (рис. 7).

Однако на образцах, сваренных инструментом из диборида циркония, фрактография показала наличие частиц циркония и кремния различной дисперсности, которые являются частицами адгезионного износа инструмента, налипшими в процессе сварки трением с перемешиванием (рис. 8). Частицы износа по своему размеру не превышают 50 мкм, по форме приближаются к равноосной.

Кроме того, стоит отметить, что инструмент из диборида циркония с добавками карбида кремния очень быстро пришел в негодность (рис. 9), пройдя всего ≈ 61 мм. Износ происходил постепенно, без откалывания крупных кусков инструмента.

На рис. 10 представлены данные рентгенофазового анализа образца соединения № 5. На графике присутствуют пики алюминия, так как алюминиевая пластина использовалась в качестве подложки под свариваемые пластины титана при сварке трением с перемешиванием, и алюминиевая подложка приварилась к титану. Фазовых превращений исходной α -фазы титана не наблюдалось, как ожидалось в соответствии с работой [22]. Кроме того, рентгенофазовый анализ показывает, что присутствует небольшое количество интерметаллида на основе алюминия и титана Al_3Ti . Данный интерметаллид считается разупрочняющим. Несмотря на твердофазный характер СТП, образование интерметаллидов в титановых сплавах весьма вероятно ввиду их высокой химической активности.

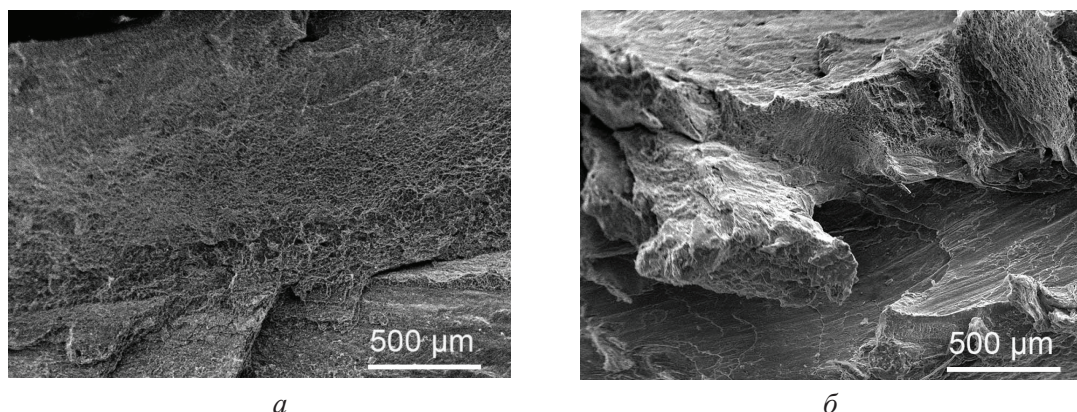


Рис. 7. Фрактография образцов № 4 (а) и № 5 (б), сваренных инструментом из карбида вольфрама

Fig. 7. Fractography of specimens No. 4 (a) and No. 5 (b), welded with tungsten-carbide tool

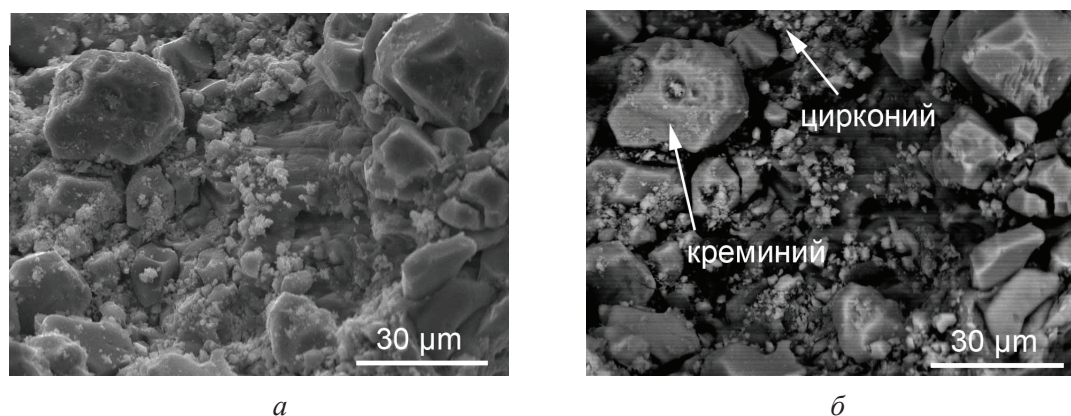


Рис. 8. Фрактография образца № 3 (Arg), сваренного в защитной атмосфере аргона инструментом из диборида циркония:

а – в режиме вторичных электронов; б – в режиме обратно рассеянных электронов

Fig. 8. Fractography of specimen No. 3(Arg), welded in a protective atmosphere of argon, with a zirconium diboride tool:

а – in secondary electron mode; б – backscattered electron mode

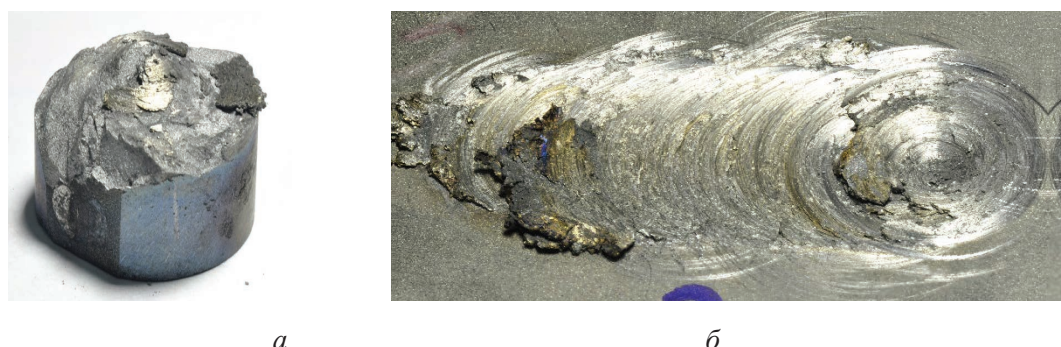


Рис. 9. Инструмент СТП:

а – Инструмент СТП из диборида циркония с добавками карбида кремния после сварки;
б – шов СТП, полученный данным инструментом

Fig. 9. FSW tool:

а – FSW tool made of zirconium diboride with additives of nitrogen carbide after the welding;
б – FSW joint obtained by this tool

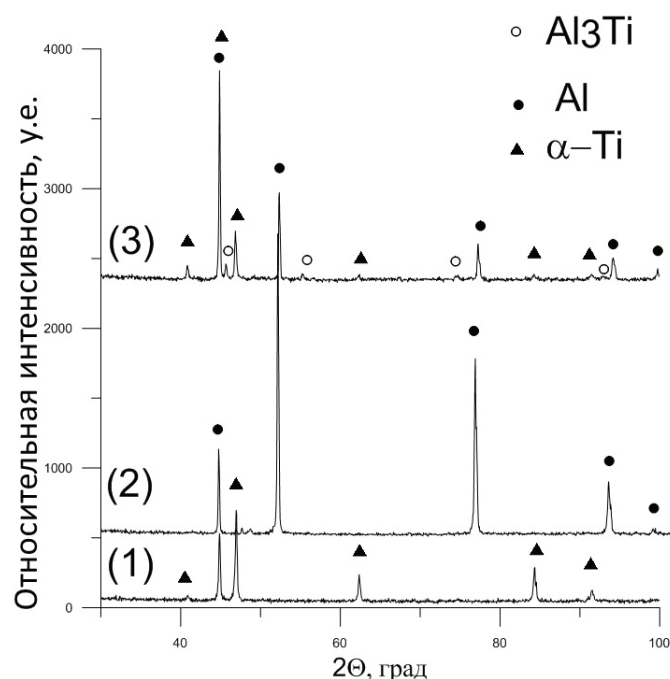


Рис. 10. Рентгенофазовый анализ образца № 5

Fig. 10. X-ray diffraction analysis of the specimen No. 5

Закключение

Изучение влияния возможных комбинаций технологических параметров режима сварки трением с перемешиванием титанового сплава BT1-0 на формирование структуры сварного шва и его прочность показало, что структура сварного шва является градиентной, состоящей из зоны термомеханического воздействия и зоны перемешивания с мелкозернистой структурой. При варьировании усилия инструмента, скорости вращения инструмента и скорости сварки было установлено, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки. Применение защитной атмосферы аргона при сварке трением с перемешиванием изменяет структуру металла в зоне перегрева за счет охлаждения и устраняет крупные поры, образующиеся без защитной атмосферы аргона при низкой скорости сварки. Кроме того, данные показывают, что использование инструмента из диборида циркония с добавками карбида кремния в процессе сварки трением с перемешиванием невозможно из-за его быстрого адгезионного разрушения. Установлено, что инструмент из карбида вольфрама пригоден для сварки титана.

Полученные результаты показали перспективность проведения дальнейших исследований

в этом направлении поиска технологических режимов воздействия защитной атмосферы аргона при сварке трением с перемешиванием титана, позволяющих препятствовать возникновению дефектов строения сварного шва.

Список литературы

1. Friction stir welding and processing / R.S. Mishra, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering R: Reports*. – 2005. – Vol. 50, iss. 1–2. – P. 1–78. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Nandan R., Debroy T., Bhadeshia H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and // *Progress in Materials Science*. – 2008. – Vol. 53, iss. 6. – P. 980–1023. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
3. Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti–6Al–4V / A. Farias, G.F. Batalha, E.F. Prados, R. Magnabosco, S. Delijaicov // *Wear*. – 2013. – Vol. 302, iss. 1–2. – P. 1327–1333. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.10.025.
4. Liu H.J., Zhou L., Liu Q.W. Microstructural evolution mechanism of hydrogenated Ti–6Al–4V in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 61, iss. 11. – P. 1008–1011. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.08.012.
5. Zhou L., Liu H.J. Effect of 0.5 wt.% hydrogen addition on microstructural evolution of Ti–6Al–4V alloy in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process // *Materials Characterization*. – 2011. – Vol. 62, iss. 11. – P. 1036–1041. – DOI: 10.1016/j.matchar.2011.07.016.
6. Achieving superior low-temperature superplasticity for lamellar microstructure in nugget of a friction stir welded Ti–6Al–4V joint / L.H. Wu, P. Xue, B.L. Xiao, Z.Y. Ma // *Scripta Materialia*. – 2016. – Vol. 122. – P. 26–30. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.05.020.
7. Surface modification of Ti–6Al–4V alloy via friction-stir processing: microstructure evolution and dry sliding wear performance / B. Li, Y. Shen, W. Hu, L. Luo // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 239. – P. 160–170. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.11.035.
8. Microstructure evolution during friction stir welding of mill-annealed Ti–6Al–4V / A.L. Pilchak, W. Tang, H. Sahiner, A.P. Reynolds, J.C. Williams // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 42, iss. 3. – P. 745–762. – DOI: 10.1007/s11661-010-0439-4.
9. A preliminary study of deformation behavior of friction stir welded Ti–6Al–4V / J. Wang, J. Su, R.S. Mishra, R. Xu, J.A. Baumann // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23, iss. 8. – P. 3027–3033. – DOI: 10.1007/s11665-014-1075-8.

10. Lippold J.C., Livingston J.J. Microstructure evolution during friction stir processing and hot torsion simulation of Ti-6Al-4V // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44, iss. 8. – P. 3815–3825. – DOI: 10.1007/s11661-013-1764-1.
11. Tool wear characteristics and effect on microstructure in Ti-6Al-4V friction stir welded joints / A. Fall, M. Fesharaki, A. Khodabandeh, M. Jahazi // *Metals*. – 2007. – Vol. 6, iss. 11. – P. 275. – DOI: 10.3390/met6110275.
12. Edwards P.D., Ramulu M. Comparative study of fatigue and fracture in friction stir and electron beam welds of 24mm thick titanium alloy Ti-6Al-4V // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 2016. – Vol. 39, iss. 10. – P. 1226–1240. – DOI: 10.1111/ffe.12434.
13. Role of microstructure on the fatigue crack propagation behavior of a friction stir welded Ti-6Al-4V / Muzvidziwa, M., Okazaki, M., Suzuki, K., & Hirano, S. // *Materials Science & Engineering A*. – 2016. – Vol. 652. – P. 59–68. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.065.
14. Yoon S., Ueji R., Fujii H. Effect of initial microstructure on Ti-6Al-4V joint by friction stir welding // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 1269–1276. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.128.
15. Wear of cobalt-based alloy tool during friction stir welding of Ti-6Al-4V Alloy / Y.S. Sato, S. Susukida, H. Kokawa, T. Otori, K. Ishida, S. Imano, S.H.C. Park, I. Sugimoto, S. Hirano // *Proceedings of 11th International Symposium on Friction Stir Welding*. – Cambridge, UK, 2016.
16. Crystallography of transformed b microstructure in friction stir welded Ti-6Al-4V alloy / S. Mironov, Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59, iss. 5. – P. 511–514. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.04.038.
17. Development of grain structure in b-phase field during friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy / S. Mironov, Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59, iss. 1. – P. 27–30. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.04.014.
18. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds / Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa, S.H.C. Park, S. Hirano // *Materials Science & Engineering A*. – 2008. – Vol. 485. – P. 448–455. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.051.
19. Performance of iridium containing nickel base superalloy tool for friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy / T. Nakazawa, K. Tanaka, K. Sakairi, Y.S. Sato, H. Kokawa, T. Otori, K. Ishida, S. Hirano // *Proceedings of 11th International Symposium on Friction Stir Welding*. – Cambridge, UK, 2016.
20. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti-6Al-4V / L.H. Wu, D. Wang, B.L. Xiao, Z.Y. Ma // *Materials Chemistry and Physics*. – 2014. – Vol. 146, iss. 3. – P. 512–522. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2014.04.002.
21. Fahrenholtz W.G. Thermodynamic analysis of ZrB₂-SiC oxidation: formation of a SiC-depleted region // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2007. – Vol. 90. – P. 143–148. – DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.01329.x.
22. Multiscale mechanism of fatigue fracture of Ti-6Al-4V titanium alloy within the mesomechanical space-time-energy approach / V.E. Panin, N.S. Surikova, A.M. Lider, Y.S. Bordulev, B.B. Ovechkin, R.R. Khayrullin, I.V. Vlasov // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21, iss. 5. – P. 452–463. – DOI: 10.1134/s1029959918050090.

Конфликт интересов

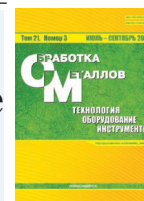
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science









Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Formation Features of a Welding Joint of Alloy Grade2 by the Friction Stir Welding using Temperature Resistant Tools

Alihan Amirov^{a,*}, Veronika Utyaganova^b, Vladimir Beloborodov^c, Aleksandr Eliseev^d

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5143-8235>,  amirov@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>,  veronika_ru@ispms.tsc.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  vabel@ispms.tsc.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>,  alan@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 May 2019

Revised: 17 June 2019

Accepted: 05 July 2019

Available online: 15 September 2019

Keywords:

Friction stir welding
 Titanium alloy Grade2
 Microstructure
 Welding tool
 Tool wear
 Fractography

Funding

This work was performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013-2020, line of research III.23.

ABSTRACT

Introduction. The technological process of manufacturing products made of titanium is often complicated by the low quality of welded joints during electric arc or gas-flame welding operations due to high residual stresses and strains. An example of a successful resolution of this problem is the development and implementation of such high-tech processes of butt welding of metals, such as friction stir welding, which is not related to fusion bonding methods. Friction stir welding as an advanced technology is used to produce compounds made of “soft” metallic materials, such as aluminum. For “hard” metallic materials, friction stir welding work was limited due to the high demands on the welding tool. **Goal of research.** The purpose of the work is to compare tools made of various materials used for friction welding with mixing of titanium, as well as to study the welds obtained by friction stir welding in a protective atmosphere of argon. **Results and discussion.** Optical and scanning electron microscopy results revealed gradient structure, of the weld that is consisted of a thermomechanical impact zone, and a stir zone with a fine-grained structure. When varying the welding parameters, it was shown that the welds defect structure is more influenced by the welding speed, which is caused by a significant difference in the thermal effect on the material. The use of a protective atmosphere of argon during friction stir welding with mixing of a titanium alloy changes the metal structure in the frictional heating zone and eliminates large discontinuities formed without the protective atmosphere of argon at a low welding speed, and there is no oxidation of titanium that occurs during welding. Experimental data show that the use of zirconium diboride tool with silicon carbide additives as a material for friction stir welding tool can lead to excessive occurrence of foreign inclusions in the mixing zone associated with brittle fracture of the tool, which is not observed when using a tungsten carbide tool.

For citation: Amirov A.I., Utyaganova V.R., Beloborodov V.A., Eliseev A.A. Formation features of a welding joint of alloy Grade2 by the friction stir welding using temperature resistant tools. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 72–82. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-72-82. (In Russian).

References

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2005, vol. 50, iss. 1–2, pp. 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Nandan R., Debroy T., Bhadeshia H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, iss. 6, pp. 980–1023. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
3. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco R., Delijaicov S. Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti–6Al–4V. *Wear*, 2013, vol. 302, iss. 1–2, pp. 1327–1333. DOI: 10.1016/j.wear.2012.10.025.
4. Liu H.J., Zhou L., Liu Q.W. Microstructural evolution mechanism of hydrogenated Ti–6Al–4V in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 61, iss. 11, pp. 1008–1011. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.08.012.

* Corresponding author

Amirov Alihan I., Post-graduate Student
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (382) 249–11–60, e-mail: amirov@ispms.ru

5. Zhou L., Liu H.J. Effect of 0.5 wt.% hydrogen addition on microstructural evolution of Ti–6Al–4V alloy in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process. *Materials Characterization*, 2011, vol. 62, iss. 11, pp. 1036–1041. DOI: 10.1116/j.matchar.2011.07.016.
6. Wu L.H., Xue P., Xiao B.L., Ma Z.Y. Achieving superior low-temperature superplasticity for lamellar microstructure in nugget of a friction stir welded Ti–6Al–4V joint. *Scripta Materialia*, 2016, vol. 122, pp. 26–30. DOI: 10.1116/j.scriptamat.2016.05.020.
7. Li B., Shen Y., Hu W., Luo L. Surface modification of Ti–6Al–4V alloy via friction-stir processing: microstructure evolution and dry sliding wear performance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 239, pp. 160–170. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.11.035.
8. Pilchak A.L., Tang W., Sahiner H., Reynolds A.P., Williams J.C. Microstructure evolution during friction stir welding of mill-annealed Ti–6Al–4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, vol. 42, iss. 3, pp. 745–762. DOI: 10.1007/s11661-010-0439-4.
9. Wang J., Su J., Mishra R.S., Xu R., Baumann J.A. A preliminary study of deformation behavior of friction stir welded Ti–6Al–4V. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, iss. 8, pp. 3027–3033. DOI: 10.1007/s11665-014-1075-8.
10. Lippold J.C., Livingston J.J. Microstructure evolution during friction stir processing and hot torsion simulation of Ti–6Al–4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, iss. 8, pp. 3815–3825. DOI: 10.1007/s11661-013-1764-1.
11. Fall A., Fesharaki M., Khodabandeh A., Jahazi M. Tool wear characteristics and effect on microstructure in Ti–6Al–4V friction stir welded joints. *Metals*, 2007, vol. 6, iss. 11, p. 275. – DOI: 10.3390/met6110275.
12. Edwards P.D., Ramulu M. Comparative study of fatigue and fracture in friction stir and electron beam welds of 24mm thick titanium alloy Ti–6Al–4V. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2016, vol. 39, iss. 10, pp. 1226–1240. DOI: 10.1111/ffe.12434.
13. Muzvidziwa M., Okazaki M., Suzuki K., Hirano S. Role of microstructure on the fatigue crack propagation behavior of a friction stir welded Ti–6Al–4V. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 652, pp. 59–68. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.065.
14. Yoon S., Ueji R., Fujii H. Effect of initial microstructure on Ti–6Al–4V joint by friction stir welding. *Materials and Design*, 2015, vol. 88, pp. 1269–1276. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.128.
15. Sato Y.S., Susukida S., Kokawa H., Omori T., Ishida K., Imano S., Park S.H.C., Sugimoto I., Hirano S. Wear of cobalt-based alloy tool during friction stir welding of Ti–6Al–4V Alloy. *Proceedings of 11th International Symposium on Friction Stir Welding*, Cambridge, UK, 2016.
16. Mironov S., Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H. Crystallography of transformed β microstructure in friction stir welded Ti–6Al–4V alloy. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, iss. 5, pp. 511–514. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.04.038.
17. Mironov S., Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H. Development of grain structure in β -phase field during friction stir welding of Ti–6Al–4V alloy. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, iss. 1, pp. 27–30. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.04.014.
18. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti–6Al–4V friction stir welds. *Materials Science & Engineering A*, 2008, vol. 485, pp. 448–455. DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.051.
19. Nakazawa T., Tanaka K., Sakairi K., Sato Y.S., Kokawa H., Omori T., Ishida K., Hirano S. Performance of iridium containing nickel base superalloy tool for friction stir welding of Ti–6Al–4V alloy. *Proceedings of 11th International Symposium on Friction Stir Welding*, Cambridge, UK, 2016.
20. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti–6Al–4V. *Materials Chemistry and Physics*, 2014, vol. 146, iss. 3, pp. 512–522. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2014.04.002.
21. Fahrenholtz W.G. Thermodynamic analysis of ZrB_2 –SiC oxidation: formation of a SiC-depleted region. *Journal of the American Ceramic Society*, 2007, vol. 90, pp. 143–148. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.01329.x.
22. Panin V.E., Surikova N.S., Lider A.M., Bordulev Y.S., Ovechkin B.B., Khayrullin R.R., Vlasov I.V. Multiscale mechanism of fatigue fracture of Ti–6Al–4V titanium alloy within the mesomechanical space-time-energy approach. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, iss. 5, pp. 452–463. DOI: 10.1134/s1029959918050090.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).