

УДК 621.791.14

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ТИТАНА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

С.Ф. Гнусов, А.М. Оришич*

Томский политехнический университет

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск

E-mail: gnusov@rambler.ru

Исследованы сварные соединения «титан – титан» и «титан – сталь 12Х18Н10Т», полученные с использованием лазерного излучения. Структура сварного шва титанового сплава ВТ1-0 имеет два характерных морфологических признака: β -фазу с крупными полиэдрическими зёрнами и α -фазу с пластинчатым характером внутризеренной структуры. Разрушение материала происходит по основному металлу и носит вязкий характер. При сварке титанового сплава с аустенитной нержавеющей сталью через медную прослойку происходит образование со стороны титанового сплава промежуточного слоя на основе интерметаллидных фаз толщиной 100...150 мкм.

Ключевые слова:

Лазерная сварка, аустенитная нержавеющая сталь, титановый сплав, микроструктура.

Key words:

Laser welding, austenitic stainless steels, titanium alloys, microstructure.

Введение

Титан, титановые сплавы и аустенитные нержавеющие стали являются важными термостойкими материалами, используемыми в космическом, авиационном, нефтехимическом машиностроении, а титан и титановые сплавы дополнительно используются и в медицине [1–3]. Сварка данных материалов является неотъемлемым процессом при производстве деталей и механизмов, в том числе и биметаллических (титановый сплав – нержавеющая сталь), что делает актуальным исследование структуры и свойств данных соединений для улучшения их качества. В большинстве случаев при получении биметаллических сварных соединений используются специальные технологические приемы, исключающие или существенно уменьшающие взаимодействие свариваемых материалов. Это, например, использование эффекта сверхпластичности при получении биметаллического инстумента [4], введение промежуточных вставок между свариваемыми материалами [5, 6], либо технологии сварки [7]. Успешному решению этой проблемы может способствовать развитие новых технологий, связанных с использованием высококонцентрированных лучевых источников сварочного нагрева (электронный и лазерный лучи) [8–10].

Особенностью лазерной обработки материалов является локальный характер теплового воздействия, минимальная термическая деформация, широкий диапазон регулирования энергетических характеристик лазерного луча, обеспечивающий жесткий термический режим с высокими скоростями нагрева и охлаждения, возможность получения качественных сварных швов и высокопрочных поверхностных слоев.

Целью данной работы явилось исследование структуры, фазового состава и свойств сварных соединений «титан – титан» и «титан – медь – сталь

12Х18Н10Т» полученных с использованием лучей лазера.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных образцов для лазерной сварки использовали пластины размером 100×100 мм толщиной 2 мм из титанового сплава ВТ1-0 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т. При формировании сварных соединений «титан – сталь 12Х18Н10Т» в качестве промежуточной вставки использовали медную пластину толщиной 1 мм.

Лазерную сварку исследуемых материалов в стык осуществляли с помощью непрерывного электроразрядного CO₂-лазера с максимальной мощностью излучения 8 кВт и площадью пучка 12 мкм² [11]. Излучение фокусировалось на нижнюю поверхность свариваемых пластин ZnSe линзой с фокусным расстоянием 254 мм. В качестве изолирующего газа использовался гелий с расходом 50 л/мин, который подавался как в верхнюю часть сварного соединения, так и в корень шва. Качество газовой экранировки определялось визуально по характерному белому свету полученного шва. Мощность излучения (3 кВт) и скорость сварки (1 м/мин) подбирались до полного проплавления металла.

Способ приготовления микрошлифов традиционный – механическое шлифование и механическое полирование на алмазных пастах различной дисперсности. Химическое травление производилось травителем: HF (1 об. часть) + HNO₃ (2 об. части) + H₂O (4 об. части); время травления – 10...15 с, температура – 20 °С.

Структуру сварных швов (на продольных и поперечных микрошлифах) исследовали с помощью оптического микроскопа (ОМ) Olympus GX 51, снабженного анализатором SIAMS 700, растрового электронного микроскопа (РЭМ) Philips SEM 515, снабженного микроанализатором EDAX ECON IV.

Фрактографию поверхностей разрушения после испытаний образцов со сварными швами на квазистатическое растяжение исследовали методами растровой электронной микроскопии.

Исследование фазового состава исходных образцов и сварных швом проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 с фильтрованным $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучением в режиме сканирования в интервале углов 2Θ от 30° до 100° с шагом $0,02^\circ$. При проведении качественного фазового анализа использовались хорошо известные картотеки. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий [12]. Из уширения дифракционных максимумов согласно [13] были получены размеры кристаллитов (областей когерентного рассеяния) и микроискажения ε кристаллических решеток основных фаз материалов. Истинное физическое уширение рентгеновских линий получали сравнением ширины рефлексов исследуемых кристаллитов с шириной рефлексов от эталонного образца, в качестве которого был взят крупнокристаллический α -кварц.

Распределение микротвердости H_V в поперечном сечении по отношению к оси шва измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 0,981 Н. Измерения производили в виде двух параллельных дорожек со смещением укулов индентора между дорожками 50 мкм. Расстояние между дорожками было 200 мкм. Это позволило построить график изменения микротвердости по толщине с шагом 50 мкм.

Результаты и их обсуждение

Сварное соединение «титан – титан». На основе анализа микроструктуры (ОМ, рис. 1, а) и РСА титановый сплав ВТ1-0 находится в однофазном состоянии. α -фаза имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с параме-

трами $a=0,29761$ нм и $c=0,47367$ нм. Средний размер зерна α -фазы равен 11,2 мкм, размер кристаллитов 20 нм, а уровень микроискажений кристаллической решетки $1,5 \cdot 10^3$.

В процессе сварки при охлаждении из высокотемпературной β -области структура сварного шва имеет два характерных морфологических признака: крупные полиэдрические зерна «превращенной» β -фазы со средним размером 87 мкм и пластинчатый характер внутризеренной структуры α -фазы (рис. 1, б).

Данные структурные изменения приводят к увеличению средней величины микротвердости в области сварного шва с 1450 до 1816 МПа с одновременным увеличением дисперсии распределения 127 МПа (рис. 2, а). Разрушение материала при испытании образцов со сварным швом на квазистатическое растяжение происходит по основному металлу и носит вязкий характер (рис. 3, а). Прочность на растяжение (500 МПа) и относительное удлинение (25 %) соответствуют исходному материалу ВТ1-0 [1].

Сварное соединение «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т». На рис. 4 представлена микроструктура различных участков сварного шва «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т». В центральной части наплавленного металла его микроструктура представляет композиционный материал, состоящий из медной матрицы и пластинчатых выделений (рис. 4, а). В корневой части сварного соединения упрочняющие частицы представлены в двух морфологических формах: пластинчатые и округлые выделения (рис. 4, б). Данный композиционный материал имеет повышенный уровень микротвердости по сравнению с титановым сплавом и сталью 12Х18Н10Т (рис. 2, б). Значительный разброс в значениях микротвердости в области сварного шва связан, по-видимому, с резким различием в твердостях структурных элементов составляющих композиционный материала.

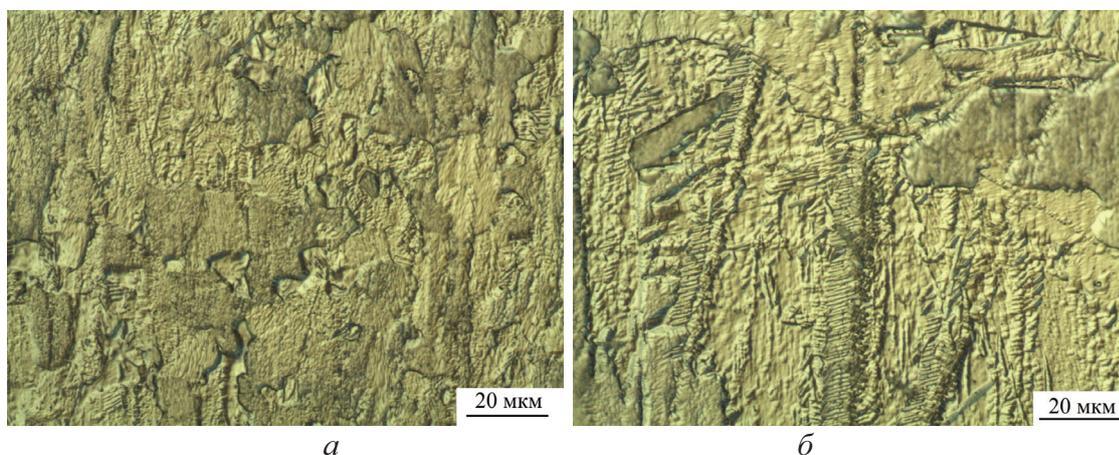


Рис. 1. Микроструктура (ОМ) титанового сплава ВТ1-0 в исходном состоянии (а) и после лазерной сварки в области сварного шва (б)

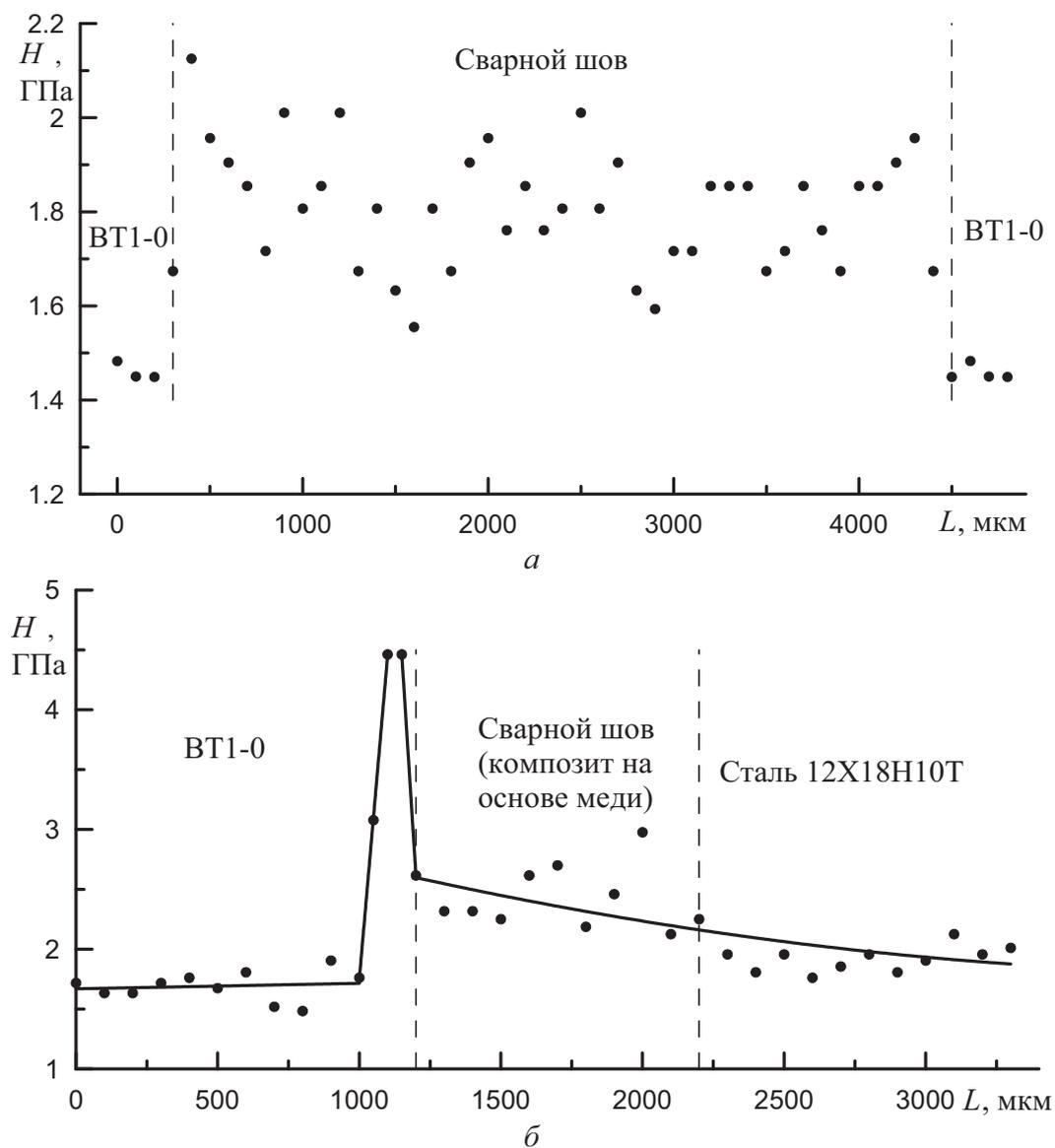


Рис. 2. Распределение микротвердости в области сварного шва «титан – титан» (а) и «титан – медь – сталь 12X18H10T» (б)

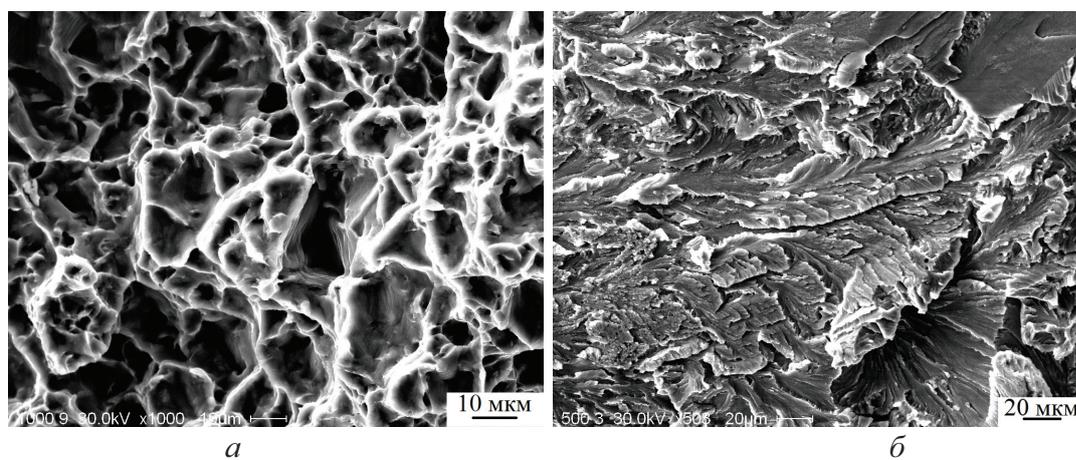


Рис. 3. Фрактография поверхностей разрушения образцов со сварным швом после испытания на квазистатическое растяжение: а) «титан – титан»; б) «титан – медь – сталь 12X18H10T»

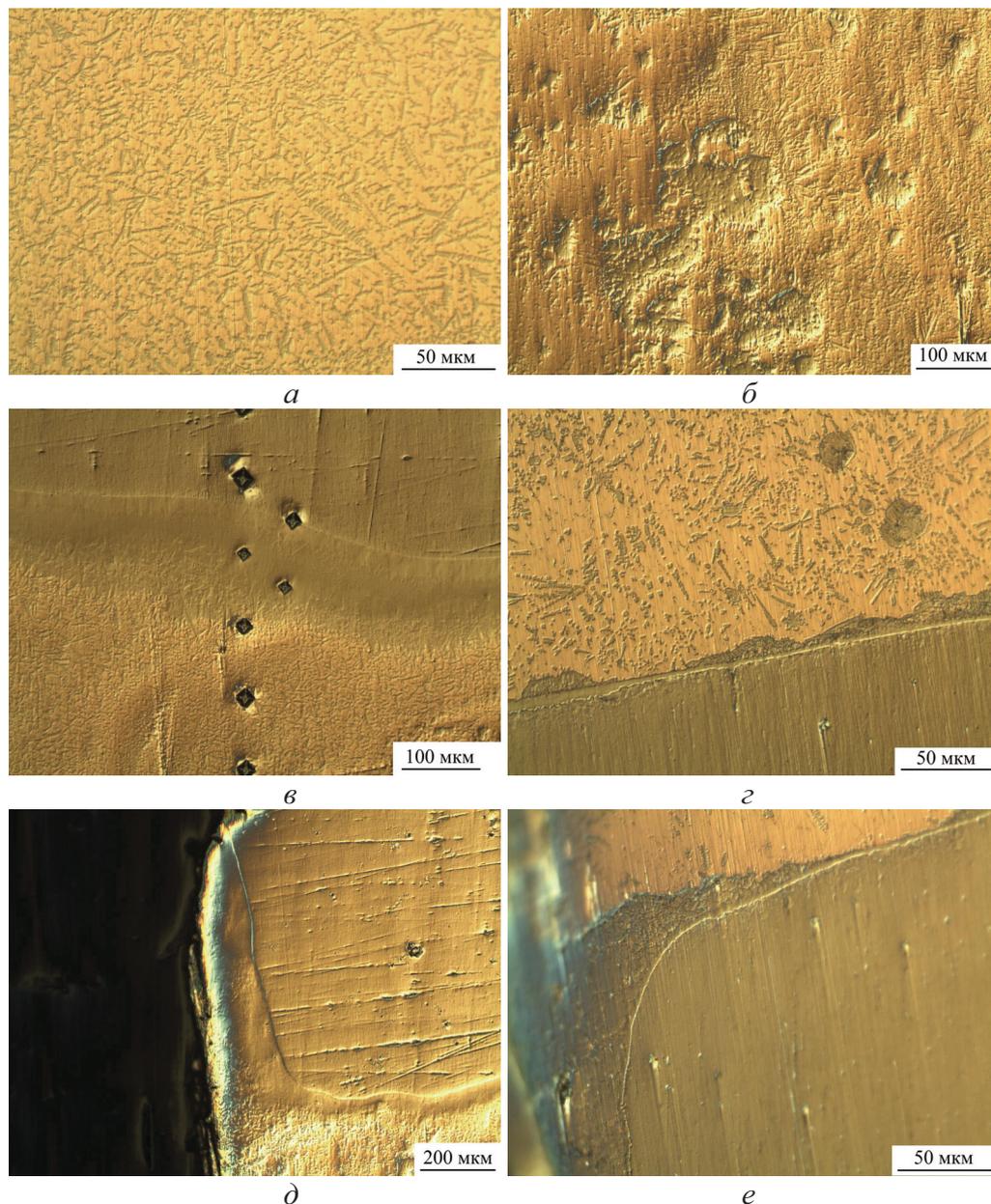


Рис. 4. Микроструктура (ОМ) сварного шва «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т»

Со стороны титанового сплава между основным металлом и наплавленным композиционным материалом явно просматривается промежуточный слой толщиной 100...150 мкм (рис. 4, в), который имеет повышенный уровень микротвердости (4500 МПа) (рис. 2, б). Со стороны нержавеющей аустенитной стали просматривается тонкий (2...5 мкм) промежуточный слой на котором со стороны наплавленного металла видны «выпучины» (рис. 4, з). Внутри данных «выпучин» хорошо просматриваются отдельные округлые включения меди. Данные «выпучины» в ходе процесса сварки растворяются в жидкометаллической ванне, образуя пластинчатые выделения, либо отрываются от границы как целое, формируя округлые выделения (рис. 4, з). Оба промежуточных слоя

в области формирования корня шва имеют грибовидную форму (рис. 4, д, е).

Согласно данным рентгеноструктурного анализа фазовый состав наплавленного композиционного материала содержит: α -фазу (Ti), имеющую гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с параметрами $a=0,29269$ нм и $c=0,46343$ нм; медь с параметром решетки $a=0,36216$ нм; α - и γ -твердые растворы на основе железа. Размер областей когерентного рассеяния для α -титана уменьшается в два раза по сравнению с исходным состоянием, а уровень микроискажений кристаллической решетки увеличивается в 2,5 раза ($\epsilon=4,0 \cdot 10^3$). Уменьшение размера кристаллитов и рост микроискажений, вероятнее всего, связан с быстрой кристаллизацией наплавляемого металла.

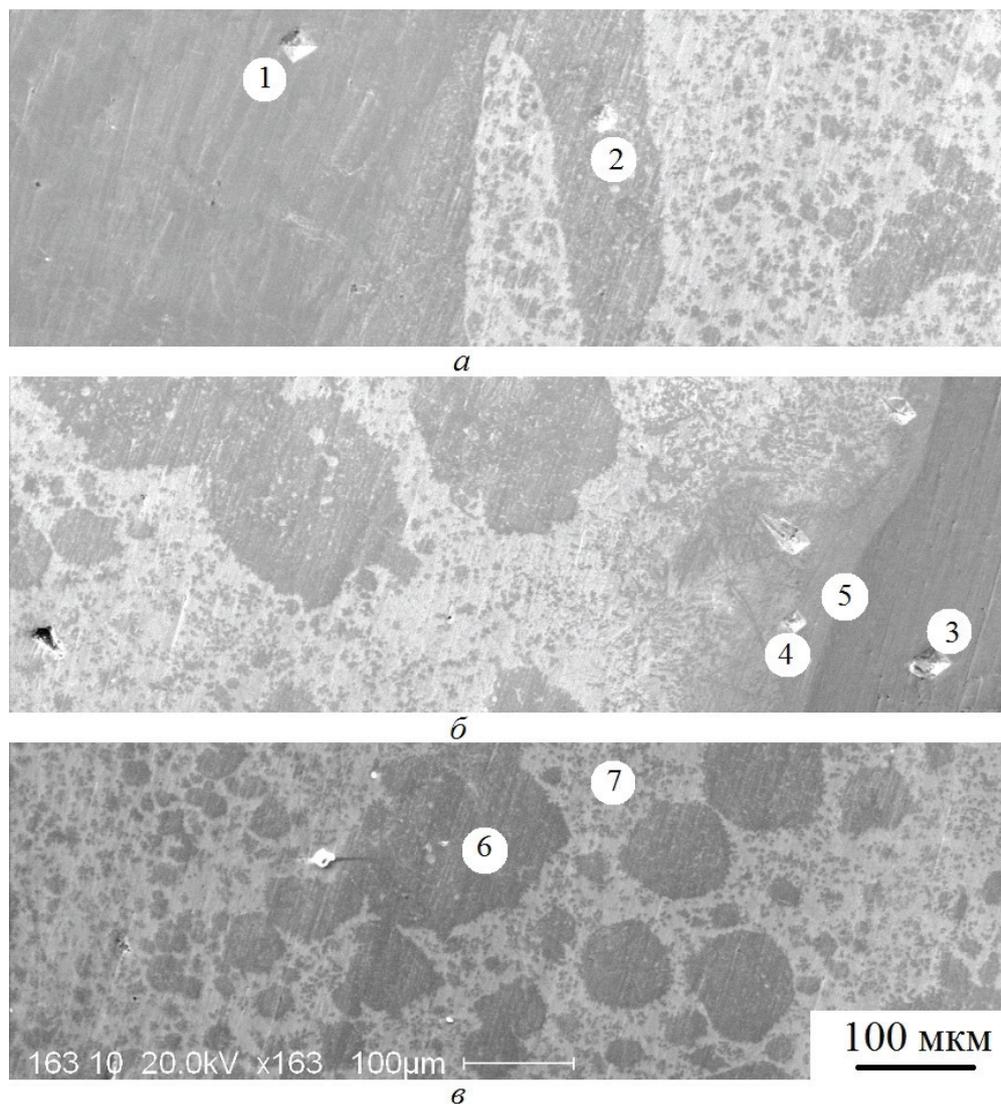


Рис. 5. Микроструктура (РЭМ) сварного шва «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т»: а) граница раздела «сталь 12Х18Н10Т – наплавленный металл»; б) граница раздела «наплавленный металл – сплав ВТ1-0»; в) наплавленный металл. Цифрами обозначены места, где был проведен элементный анализ материала

Количество соответствующих фаз равно: α -титан – 2,3 %; медь – 30,6 %; γ -твердый раствор – 8 %; α -твердый раствор – 59 % (объем). Следовательно, в ходе сварки происходит значительное растворение аустенитной стали в жидкометаллической медной матрице, перераспределение легирующих элементов по сравнению с исходным материалом, рис. 5 и таблица (точки 1, 2, 4, 6, 7), с последующей быстрой ее кристаллизацией и охлаждением. Это приводит к закалке α -твердого раствора и, следовательно, к повышению уровня твердости (рис. 2, б). Данный метод лазерного воздействия может быть применен для формирования композиционного материала с бимодальным распределением упрочняющих частиц по размерам в медной матрице имеющего самостоятельное применение.

Дополнительный рост микротвердости в промежуточном слое толщиной 100...150 мкм (рис. 4, в, и рис. 2, б) между сплавом ВТ1-0 и наплавленным

композиционным материалом связан с образованием хрупких интерметаллидных фаз. Образованию этих фаз способствовало растворение аустенитной стали и титанового сплава в меди и значительное перемешивание жидкометаллической ванны под воздействием лазерного луча, рис. 5, таблица (точки 3–5).

Наличие данной твердой прослойки приводит к хрупкому разрушению образцов со сварным соединением при их испытании на квазистатическое растяжение. Разрушение происходит только по данной твердой прослойке без видимых следов пластической деформации. Исследования поверхности разрушения показали, что изломы имеют типично хрупкий характер, видны участки хрупкого расслоения в результате распространения вторичных трещин (рис. 3, б).

Таким образом, при формировании сварного соединения «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т» наблюдается значительное растворение и перемешивание ос-

новых свариваемых материалов в жидкометаллической медной прослойке. Высокая скорость охлаждения сварного соединения способствует формированию метастабильных хрупких фаз, особенно со стороны титанового сплава. Для предотвращения значительного растворения свариваемых материалов можно предусмотреть несколько подходов. Это, например, изменение геометрического положения свариваемых материалов по отношению к лазерному лучу.

Таблица. Химический состав (мас. %) сварного шва «титан – медь – сталь 12Х18Н10Т» в исследуемых точках, обозначенных цифрами на рис. 5

Элемент	Номер исследуемой точки						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	–	3,1	99,5	46,1	58,2	2,9	3,3
Cu	–	8,7	–	38,0	33,4	9,4	20,6
Ni	9,6	7,1	–	2,1	1,7	5,3	6,6
Cr	18,2	16,5	–	2,0	0,7	14,0	15,7
V	–	0,2	–	–	–	0,2	0,3
Al	–	–	0,5	–	–	0,3	–
Fe	72,2	64,4	–	11,8	6,0	67,9	53,5

В [7] при сварке меди со сталью для ограничения растворения меди в стали лазерный луч в основном фокусировали на стальном образце. В [14] на основе изменения параметров импульсного лазера (форма импульса, энергия, продолжительность воздействия и т. д.) при сварке титановых сплавов авторам удалось получить равнопрочные сварные соединения образцов толщиной 3 мм с высоким сопротивлением коррозии. С другой стороны возможным решением данной проблемы могло бы быть использование в качестве промежуточного слоя материала, образующего непрерывный ряд твердых растворов с титаном [1], что исключает формирование хрупких интерметаллидных фаз в сварном соединении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Полмеар Я. Легкие сплавы. От традиционных до нанокристаллов. – М.: Техносфера, 2008. – 464 с.
2. Редчиц В.В., Фролов В.А., Лукин В.И., Казаков В.А. Пористость при сварке цветных металлов. – М.: Технология машиностроения, 2002. – 448 с.
3. Масленков С.Б. Жаропрочные стали и сплавы: Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 191 с.
4. Гнюсов С.Ф., Хазанов И.О., Советченко Б.Ф., Дегтяренко Е.А., Киселев А.С., Трущенко Е.А., Азаров Н.А., Советченко П.Б. Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 240 с.
5. Способ диффузионной сварки тугоплавкого металла: пат. № 2215627 Рос. Федерация; заяв. 04.02.02; опубл. 10.11.03, Бюл. № 32. – 4 с.
6. Кучук-Яценко С.И., Швец Ю.В., Кавуниченко С.Д., Швец В.И., Татаренко С.Д., Прошенко В.А. Влияние ширины вставки из нержавеющей стали на эксплуатационные свойства соединений железнодорожных крестовин с рельсовыми оконечаниями // Автоматическая сварка. – 2007. – № 3. – С. 3–7.
7. Chengwu Yao, Binshi Xu, Xiancheng Zhang, Jian Huang, Jun Fu, Yixiong Wu. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint // Optics and Lasers in Engineering. – 2009. – V. 47. – P. 807–814.

Выводы

1. Установлено, что в процессе лазерной сварки образцов из титанового сплава ВТ1-0 с использованием непрерывного электроразрядного CO₂-лазера с мощностью излучения 8 кВт и площадью пучка 12 мкм² при охлаждении из высокотемпературной β-области структура сварного шва имеет два характерных морфологических признака: β-фазу с крупными полиэдрическими зёрнами и α-фазу с пластинчатой внутризёрненной структурой. Это обеспечивает повышение средней микротвердости в области шва с 1450 до 1816 МПа. Разрушение материала при квазистатическом растяжении происходит по основному металлу и носит вязкий характер.
2. При сварке титанового сплава с аустенитной нержавеющей сталью через медную прослойку происходит растворение стали в жидкометаллической медной ванне с образованием матричного композиционного материала, в котором упрочняющими частицами выступают пластинчатые выделения α-фазы (мартенсит). Со стороны титанового сплава образуется промежуточный слой на основе интерметаллидных фаз толщиной 100...150 мкм с повышенным уровнем микротвердости (4500 МПа). Наличие прослойки приводит к хрупкому разрушению образцов со сварным соединением при испытании на растяжение.
3. Лазерный луч как локальный источник теплового воздействия может быть применен для формирования композиционного материала с бимодальным распределением упрочняющих частиц по размерам в медной матрице.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 8.3664.2011.

8. Cao X., Jahazi M. Effect of welding speed on butt joint quality of Ti–6Al–4V alloy welded using a high-power Nd: YAG laser // Optics and Lasers in Engineering. – 2009. – V. 47. – P. 1231–1241.
9. Yunlian Qi, Deng Ju, Hong Quan, Zeng Liying. Electron beam welding, laser beam welding and gas tungsten arc welding of titanium sheet // Materials Science and Engineering. – 2000. – V. A280. – P. 177–181.
10. Abdel-Monem El-Batahy. Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels // Materials Letters. – 1997. – V. 32. – P. 155–163.
11. Афонин Ю.В., Голышев А.П., Иванченко А.И., Малов А.Н., Оришич А.М., Печурин В.А., Филев В.Ф., Шулятьев В.Б. Генерация излучения с высоким качеством пучка в непрерывном CO₂-лазере мощностью 8 кВт // Квантовая электроника. – 2004. – Т. 34. – № 4. – С. 307–309.
12. Лысак А.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали. – Киев: Техника, 1975. – 304 с.
13. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
14. Akman E., Demir A., Canel T., Sinmazçelik T. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – V. 209. – P. 3705–3713.

Поступила 05.09.2011 г.