

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.791:539.4

МИКРОСТРУКТУРА ВЫПОЛНЕННОГО ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ
СОЕДИНЕНИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ
И ТИТАНОВОГО СПЛАВА С МЕДНОЙ ВСТАВКОЙ

© 2019 г. Н. Б. Пугачева^{а, *}, Е. И. Сенаева^{а, с}, Е. Г. Волкова^б, А. В. Макаров^{а, б, с}, Л. С. Горулера^а

^аИнститут машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

^сУральский федеральный университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: nat@imach.uran.ru

Поступила в редакцию 22.01.2019 г.

После доработки 05.03.2019 г.

Принята к публикации 15.03.2019 г.

Исследована микроструктура полученного лазерной сваркой соединения хромоникелевой аустенитной стали и титанового сплава с промежуточной медной вставкой. Методами фазового рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, а также просвечивающей электронной микроскопии показано, что материал сварного шва состоит из твердого раствора на основе меди с частицами интерметаллидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{Ti}$ и Cu_3Ti размерами 10–50 мкм, которые первыми кристаллизуются в сварочной ванне, и $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{Ti}$ и Cu_4Ti размерами не более 30 нм, гомогенно выделившимися при охлаждении из пересыщенного на момент кристаллизации твердого раствора на основе меди. Разрушение соединения при испытаниях на растяжение происходит по диффузионной зоне на границе с титановым сплавом. Максимальное значение временного сопротивления отрыву составило 474 МПа.

Ключевые слова: сталь, титановый сплав, лазерная сварка, микроструктура, твердый раствор, интерметаллиды, дифракция, микротвердость, прочность

DOI: 10.1134/S0015323019080126

ВВЕДЕНИЕ

Стремление снизить вес современных высокоскоростных транспортных средств (автомобилей, катеров, железнодорожного и авиационного транспорта) ставит задачу сварки разнородных материалов, например, стали с алюминиевыми или титановыми сплавами [1]. Основными проблемами, связанными с соединением разнородных материалов, являются различия их теплофизических свойств (значений температур плавления, теплоемкости, теплопроводности и коэффициентов термического расширения), а также ограниченная растворимость одного металла в другом вследствие различий их кристаллического строения [2–4]. При кристаллизации расплава в сварочной ванне при сварке стали с титановым сплавом образуются интерметаллиды Fe_2Ti и FeTi , их частицы формируют сплошную прослойку в материале сварного шва (СШ), что приводит к образованию сквозной трещины при охлаждении и нарушению сплошности соединения [3, 5, 6]. Для

образования твердых растворов в СШ хромоникелевых сталей и титановых сплавов успешно используют промежуточные вставки, к которым предъявляются следующие требования [7–10]: 1) теплофизические свойства близкие по значению свойствам соединяемых материалов; 2) кристаллические решетки, максимально сопряженные с решетками соединяемых металлов; 3) температура плавления материала вставки должна быть ниже, чем у соединяемых металлов; 4) материал вставки должен иметь промежуточное значение коэффициента поглощения лазерного излучения. Наиболее подходящими вставками для сварки хромоникелевых сталей с титановыми сплавами принято считать Cu и Ni или их сплавы, Ag и его сплавы с Cu и Zn .

Для сварки разнородных материалов предпочтительно использовать высококонцентрированные источники энергии, такие как электронный луч и лазер, поскольку в этом случае минимизируются структурные изменения в зонах термиче-

ского влияния и формируются узкие швы с большой глубиной проплавления [2, 3]. В последнее десятилетие появилось много исследований влияния режимов лазерной и электронно-лучевой сварки на структурное состояние и прочность соединений хромоникелевых сталей с титановыми сплавами с различными промежуточными вставками [7–11]. Особый интерес представляет использование в качестве промежуточной вставки медной пластины, поскольку в этом случае формируются сварные швы, прочность которых находится на уровне титанового сплава [6, 10, 12]. Однако полученные данные о фазовом составе и строении таких соединений носят зачастую весьма противоречивый характер, кроме того, отсутствуют данные просвечивающей электронной микроскопии, позволяющие определить наличие наноразмерных упрочняющих частиц [13] и субструктуры материала всех зон сварного соединения.

Цель данной работы заключалась в проведении комплексного сравнительного анализа структурного состояния зон полученного лазером сварного соединения стали 12Х18Н10Т со сплавом ВТ20 через промежуточную медную вставку.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Лазерную сварку листов стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ20 толщиной 3 мм проводили на СО₂-лазере при мощности излучения 2.2 кВт и скорости сварки 1.0 м/мин с заглублением фокуса на 2 мм в Институте теоретической и прикладной механики имени С.А. Христиановича (г. Новосибирск) под руководством А.М. Оришича. Между листами в месте стыка устанавливали медную пластину толщиной 1 мм из сплава М1 (99.9 мас. % Cu). Сплав ВТ20 имел следующий химический состав, мас. %: 5.9 Al, 1.4 V, 1.8 Zr, 0.9 Mo, Ti – остальное. Химический состав стали, мас. %: 0.08 C; 17.6 Cr; 9.5 Ni; 1.2 Mn; 0.4 Ti; 0.37 Si; 0.2 Mo; Fe – остальное. Луч лазера был смещен в сторону стали таким образом, чтобы центр фокального пятна был направлен на границу медной пластины и стали. Ранее было установлено [12], что в этом случае реализуются наиболее благоприятные условия для формирования сварного соединения. Для защиты поверхности сварочной ванны и перегретых околошовных зон использовали смесь углекислого газа с воздухом в соотношении 1 : 7, давление газа составляло 12 торр.

Химический состав свариваемых материалов определен методом спектрального анализа на приборе SPECTROMAXx. Структурные исследования материала всех зон сварного соединения проведены на сканирующем электронном микро-

скопе TESCAN VEGA II XMU и просвечивающем электронном микроскопе JEM-200СХ. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 в монохроматизированном К α -излучении хромового анода в интервале углов дифракции 50°–85°. Микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью энергодисперсионной приставки фирмы OXFORD к сканирующему микроскопу.

Твердость по методу Виккерса и микротвердость измеряли на приборе LEICA VMHT AUTO при нагрузках 9.8 и 0.49 Н, соответственно, по требованиям ГОСТ 2999-75, ГОСТ 9450-76 и ГОСТ Р ИСО 6507-1–2007. Временное сопротивление при статическом растяжении определяли по ГОСТ 6996-66 (ИСО 4136-89) на разрывной испытательной машине INSTRON 88011 со скоростью растяжения 1 мм/мин. Образцы для испытания вырезали поперек сварного соединения так, чтобы шов располагался посередине рабочей части образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате лазерной сварки сформировался СШ, ширина которого на половине толщины листа составила 1.6 мм, в верхней части – 2 мм. Учитывая, что толщина медной пластины составляла 1 мм, можно считать, что в образовании сварочной ванны участвовали пограничные слои соединяемых материалов толщиной по 0.3 мм с каждой стороны. Интенсивное конвективное перемешивание расплава в сварочной ванне привело к тому, что через расплав происходит диффузионное перераспределение атомов расплавленного титана на всю ширину СШ вплоть до границы со сталью, а железа, хрома и никеля расплавленной стали – до титанового сплава. Материал СШ представляет собой твердый раствор легирующих элементов в кристаллической решетке меди и частицы интерметаллидов разных размеров (рис. 1а). По результатам фазового рентгеноструктурного анализа в СШ зафиксированы рефлексы от α -Ti, β -Ti (очень слабые), γ -Fe, меди и интерметаллидов хрома и железа с титаном (Fe_xCr_(1-x))₂Ti, где x может меняться от 0 до 1 (в дальнейшем по тексту этот интерметаллид обозначен (Fe,Cr)₂Ti), а также слабые рефлексы интерметаллида Cu₃Ti (рис. 1б). Частицы интерметаллида (Fe,Cr)₂Ti имеют размеры от 5 до 50 мкм. Частицы интерметаллида Cu₃Ti имеют размеры от 1 до 10 мкм. Наличие этих интерметаллидов подтверждено данными микрорентгеноспектрального анализа.

Известно, что процессы кристаллизации при лазерной сварке происходят при высоких скоро-

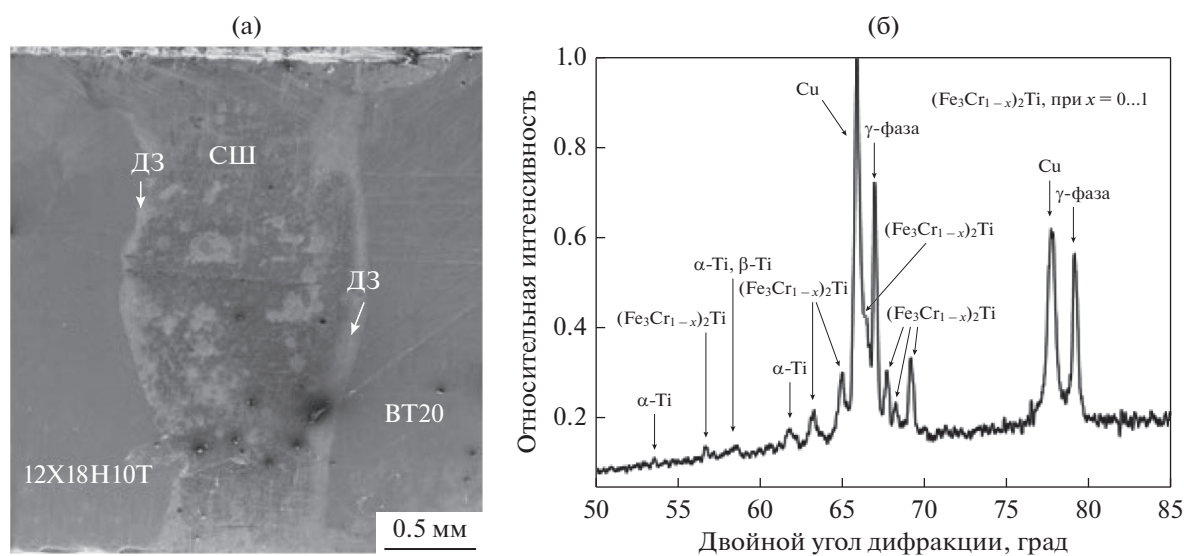


Рис. 1. Изображение макроструктуры сварного шва во вторичных электронах (а) и фрагмент дифрактограммы (б).

стях охлаждения [2, 3]. Первыми в сварочной ванне кристаллизуются частицы интерметаллидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{Ti}$ и Cu_3Ti размерами несколько микрометров, затем кристаллизуется пересыщенный твердый раствор на основе решетки меди, причем разрыв во времени кристаллизации этих фаз составляет доли секунды, поэтому твердый раствор пересыщен железом, титаном, хромом, не успевшими образовать интерметаллиды. В областях с недостаточным конвективным перемешиванием расплава в сварочной ванне могут образовываться крупные конгломераты размерами до 300 мкм, которые при небольших увеличениях выглядят, как крупные частицы (рис. 1а). При микрорентгено-носектральном анализе было обнаружено, что каждый такой конгломерат состоит из множества мелких частиц интерметаллидов разного размера, между которыми расположен твердый раствор на основе меди (рис. 2, табл. 1).

При электронно-микроскопическом анализе фольг на просвет было обнаружено, что в твердом растворе на основе меди присутствуют частицы $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{Ti}$ размерами от 6 до 30 нм, которые выделяются гомогенно (рис. 3), а также частицы интерметаллида Cu_4Ti размерами 10–20 нм (рис. 4). Очевидно, наноразмерные частицы интерметаллидов успевают образоваться при высокой скорости охлаждения из пересыщенного твердого раствора.

Среднее значение твердости материала СШ в центральной его части составило 300 HV 1, при этом значения микротвердости меняется от 250 до 700 HV 0.05 (рис. 5), что объясняется наличием как твердого раствора на основе меди, характеризу-

ющего невысокой твердостью (220–250 HV 0.05), так и частиц интерметаллидов (550–700 HV 0.05). Ближе к стали твердость материала СШ немного выше – среднее значение 380 HV 1.

Вблизи титанового сплава твердость материала СШ также немного увеличивается – 320 HV 1. Учитывая, что твердость сплава ВТ20 составила 250 HV 1, а стали 12Х18Н10Т – 350 HV 1, можно утверждать, что распределение твердости, определенной при нагрузке 9.8 Н, практически равномерно по ширине СШ, за исключением диффузионной зоны (ДЗ) на границе со сталью – 594 HV 1, в которой обнаружен мартенсит (рис. 6).

При микрорентгено-носектральном анализе было установлено, что на границе СШ и соединяемых материалов формируются диффузионные зоны шириной от 0.2 до 0.4 мм с каждой стороны (рис. 1а). Характер распределения элементов по ширине этих зон показан на рис. 7. Высокое содержание меди (30–40 мас. %) в ДЗ объяснимо присутствием наноразмерных частиц Cu_4Ti , гомогенно выделившихся из пересыщенного твердого раствора при охлаждении, подобно показанным на рис. 4. Появление мартенсита при быстром охлаждении прилегающего к СШ слоя стали очевидно обусловлено изменением ее химического состава – аустенит пересыщен титаном и медью (рис. 7б).

Прочность сварного соединения испытанных образцов существенно отличалась: значения временного сопротивления составили 266, 333 и 474 МПа. Во всех случаях разрушение произошло по ДЗ на границе с титановым сплавом (рис. 8а),

Таблица 1. Химический состав материала крупного конгломерата на участках, отмеченных на рис. 2а, мас. %

№	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Cu	Mo	Фазы
1	0.6	0	2.3	0	0.5	1.8	1.4	93.4	0	тв. р-р Cu
2	0	0.3	12.7	0.7	16.9	52.5	4.7	12.9	0	(Fe,Cr) ₂ Ti
3	0.4	0	1.8	0	1.7	3.5	1.1	91.5	0	Cu + (Fe,Cr) ₂ Ti
4	0.3	0	0.8	0	0.6	1.7	0.9	95.1	0	Cu
5	0	0.2	12.6	0	5.7	25.5	2.2	53.8	0	Cu + (Fe,Cr) ₂ Ti
6	0	0.8	21.6	0.7	13.1	52.4	3.3	7.4	0.7	(Fe,Cr) ₂ Ti
7	0	0.5	17.9	0.6	8.6	37.8	2.5	31.4	0.7	

при этом на поверхности изломов зафиксированы как участки вязкого разрушения, так и характерные для хрупкого разрушения участки сколов (рис. 8б). По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено, что участки вязкого разрушения соответствуют материалу СШ,

поскольку содержат в основном медь и частицы интерметаллидов, вокруг которых наблюдали отслоения (рис. 8в). Хрупкое разрушение с множественными вторичными трещинами соответствует ДЗ на границе СШ с титановым сплавом. Скорее всего, склонность материала ДЗ на границе со

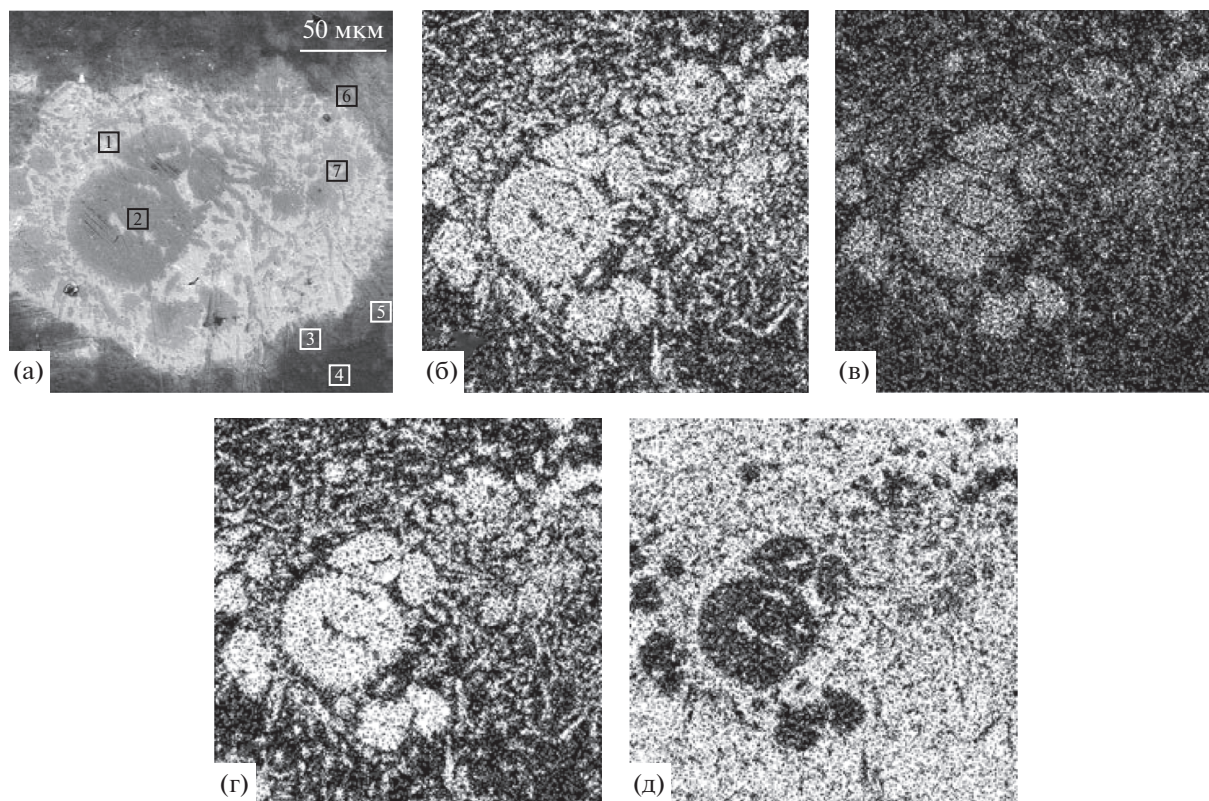


Рис. 2. Распределение элементов в крупном конгломерате: а – изображение во вторичных электронах с указанием точек микроанализа; б – изображение в характеристическом рентгеновском излучении Ti; в – Cr; г – Fe; д – Cu.

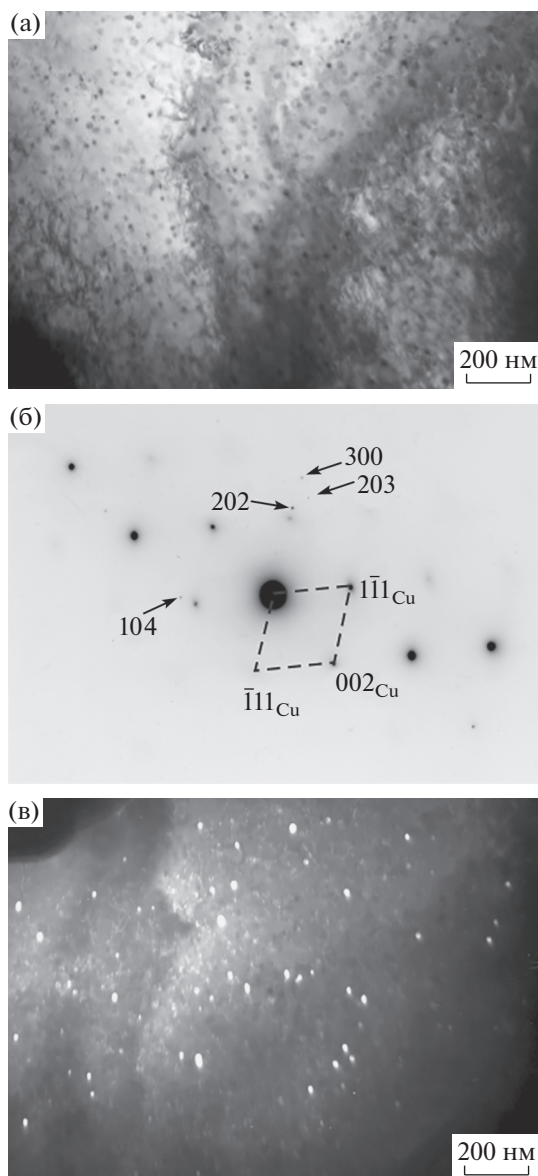


Рис. 3. Микроструктура материала СШ: а – снимок в режиме светлого поля, б – картина микродифракции ось зоны $[110]_{Cu}$, стрелками указаны рефлексы фазы $(Fe, Cr)_2Ti$, в – снимок в режиме темного поля в совместных рефлексах $Cu + (Fe, Cr)_2Ti$.

сплавом ВТ20 к хрупкому разрушению обусловлена тем, что при легировании этой зоны медью, железом, хромом и никелем (см. рис. 7а) увеличивается стабильность β -фазы, которая при высоких скоростях охлаждения превращается в мартенсит – α' - и α'' -фазы, которые, как известно [15–17], существенно охрупчивают титановые сплавы.

Различия значений временного сопротивления связано с тем, что разрушение произошло с разной степенью захвата материала СШ: для образца с минимальной прочностью ($\sigma_B = 266$ МПа)

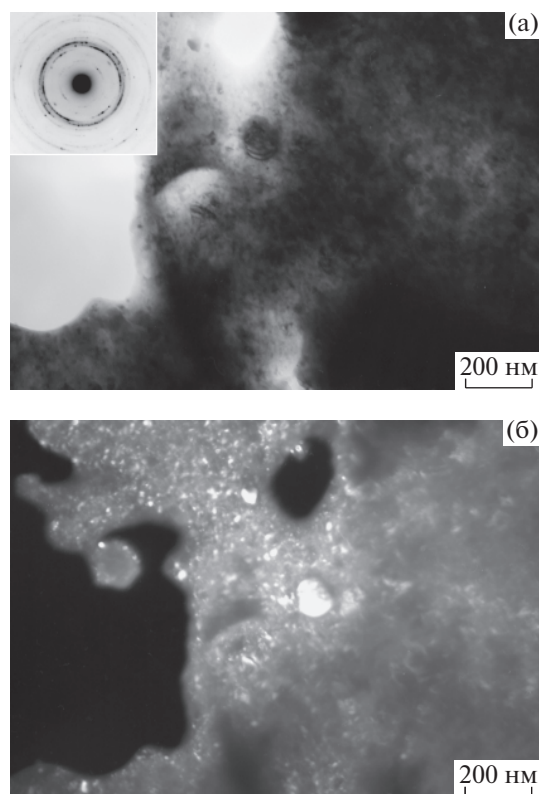


Рис. 4. Микроструктура материала СШ: а – снимок в режиме светлого поля и картина микродифракции; б – снимок в режиме темного поля в рефлексе $115 Cu_4Ti$.

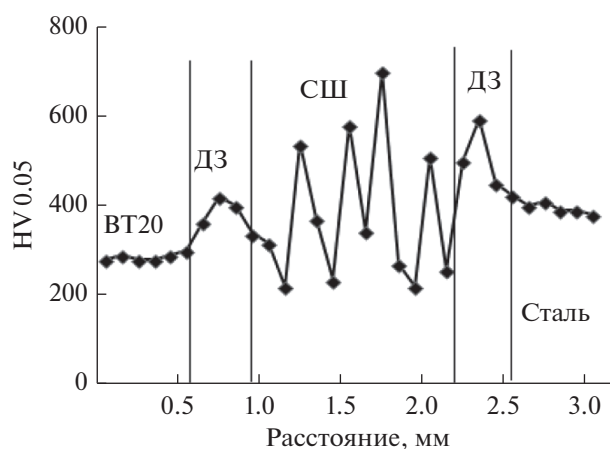


Рис. 5. Распределение значений микротвердости по ширине сварного соединения.

на поверхности разрушения преобладают участки хрупкого разрушения по ДЗ с титановым сплавом, а максимальное значение $\sigma_B = 474$ МПа соответствует излому с большей долей материала СШ.

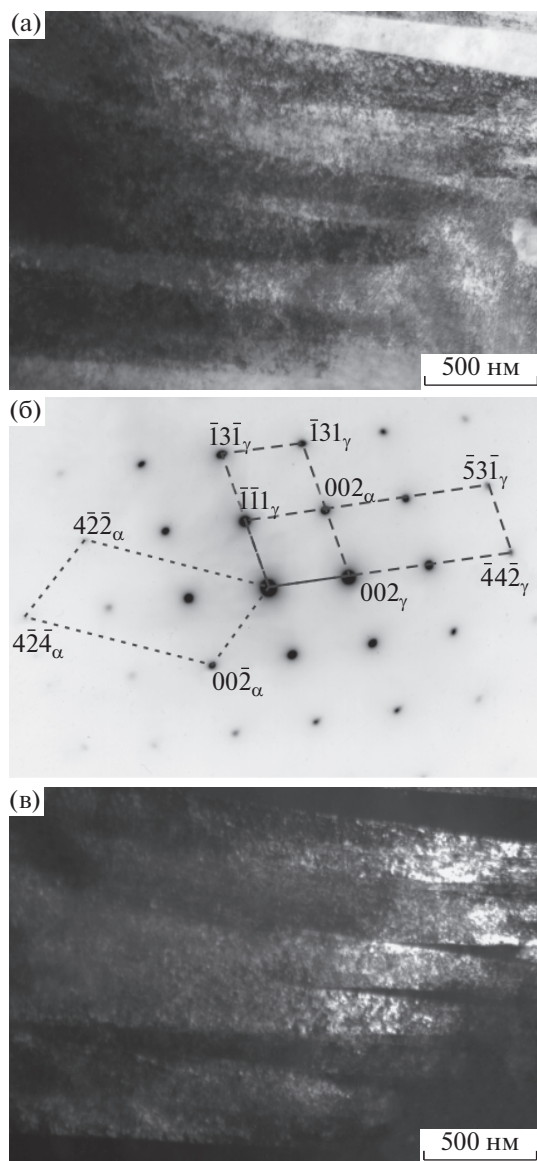


Рис. 6. Структура стали вблизи шва; а – снимок в режиме светлого поля; б – картина микродифракции, оси зон $[120]_{\alpha}$ и $[134]_{\gamma}$, $[130]_{\gamma}$; в – снимок в режиме темного поля в рефлексе 002_{α} .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что материал сварного шва стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ20 с промежуточной медной вставкой состоит из твердого раствора на основе меди и частиц интерметаллидов $(\text{Fe,Cr})_2\text{Ti}$ размерами от 5 до 50 мкм и Cu_3Ti размерами от 1 до 10 мкм, образовавшихся первыми при кристаллизации расплава в сварочной ванне. Микротвердость частиц интерметаллидов составляет 550–700 HV 0.05. При электронно-микроскопическом анализе фольг на просвет обнаружено, что в твердом растворе на основе меди при охлаждении

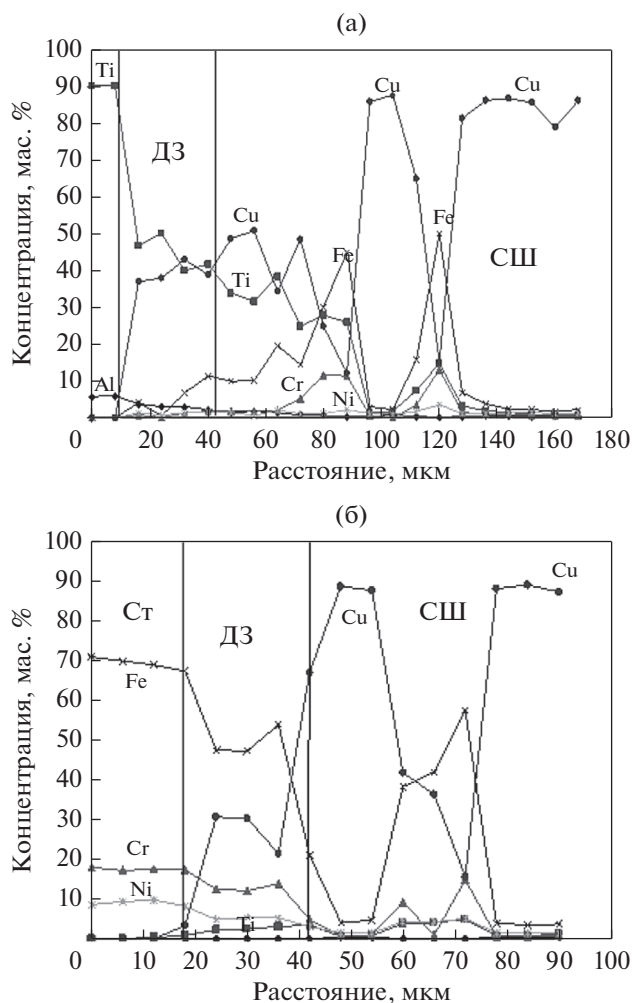


Рис. 7. Распределение элементов по ширине ДЗ на границе со сплавом ВТ20 (а) и сталью (б); —■— Ti; —▲— Cr; —×— Fe; —*— Ni; —●— Cu.

гомогенно выделились частицы $(\text{Fe,Cr})_2\text{Ti}$ и Cu_4Ti размерами 10–30 нм. Микротвердость твердого раствора на основе меди с наноразмерными частицами $(\text{Fe,Cr})_2\text{Ti}$ и Cu_4Ti составила 220–250 HV 0.05.

Показано, что на границе СШ и соединяемых материалов после лазерной сварки сформировались ДЗ шириной 0.2–0.4 мм с каждой стороны, в которых содержание меди достигает 30–40 мас. %. Материалы ДЗ представляют собой пересыщенные твердые растворы на основе железа или титана с гомогенно выделившимися при охлаждении наноразмерными частицами Cu_4Ti .

Значения твердости, определенные при нагрузке 9.8 Н, меняются плавно по ширине сварного соединения от 250 HV 1 в сплаве ВТ20 до 350 HV 1 в стали 12Х18Н10Т. В диффузионной зоне на границе со сталью твердость несколько вы-

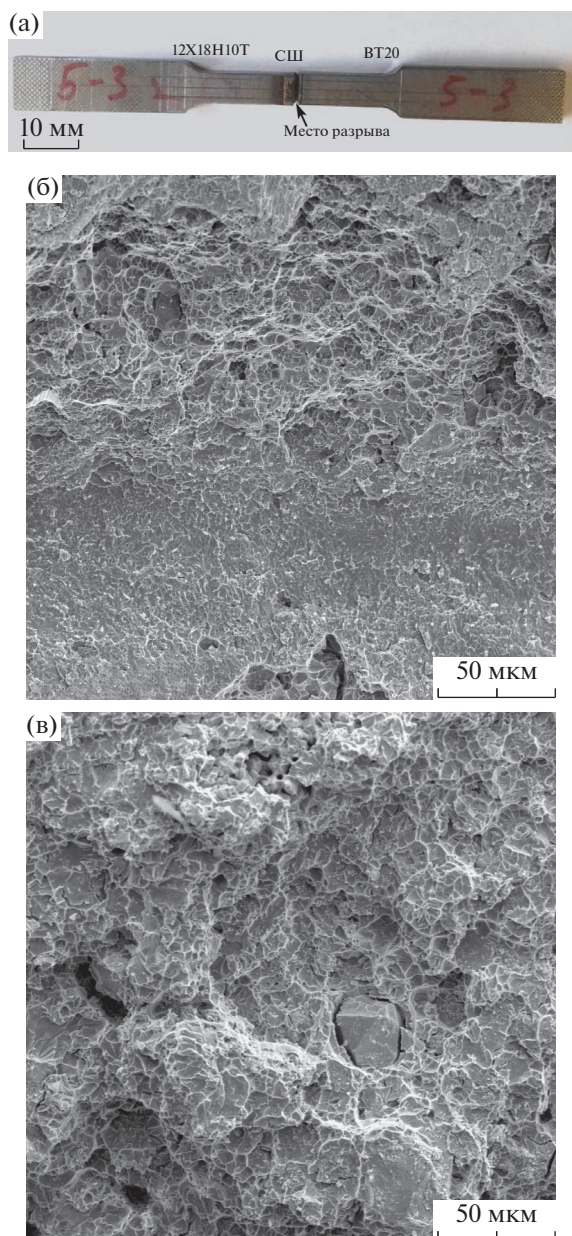


Рис. 8. Внешний вид образца после испытаний на растяжение (а), участок хрупкого и вязкого разрушения (б), поверхность разрушения по СШ с частицей $(\text{Fe,Cr})_2\text{Ti}$ (в), последняя указана стрелкой.

ше и составляет 594 HV 1, что обусловлено образованием мартенсита.

Значения твердости, определенные при нагрузке 9.8 Н, меняются плавно по ширине сварного соединения от 250 HV 1 в сплаве VT20 до 350 HV 1 в стали 12X18H10T. В диффузионной зоне на границе со сталью твердость несколько выше и составляет 594 HV 1, что обусловлено образованием мартенсита при быстром охлаждении обогащенного титаном и медью аустенита.

Разрушение образцов после испытаний на растяжение начинается в диффузионной зоне со стороны титанового сплава VT20 и развивается по материалу СШ. Различия значений временно-го сопротивления отрыву (от 266 до 474 МПа) объяснимы тем, что разрушение произошло с разной степенью захвата материала сварного шва: для образца с $\sigma_b = 266$ МПа на изломе преобладают участки хрупкого разрушения по титановому сплаву, а на изломе образца с $\sigma_b = 474$ МПа преобладает ямочное разрушение по материалу сварного шва.

Авторы выражают благодарность к. т. н. Д.И. Вичужанину за помощь в проведении механических испытаний на растяжение.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН и ЦКП ИФМ им. М.Н. Михеева УрО РАН в рамках выполнения государственного задания по темам № АААА-А18-118020790145-0 и “Структура” № АААА-А18-118020190116-6.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Катаяма С.* Справочник по лазерной сварке. Пер. с англ. под ред. Истоминой Н.Л. М.: “ТЕХНОСФЕРА”, 2015. 704 с.
2. *Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н.* Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. М.: “Машиностроение”, 1985. 496 с.
3. *Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н.* Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 5. Лазерная сварка металлов: учебник для вузов. М.: Высшая школа, 1988. 207 с.
4. *Зиновьев В.Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. М.: “Металлургия”, 1989. 384 с.
5. *Kundu S., Sam S., Chatterjee S.* Interface microstructure and strength properties of Ti–6Al–4V and microduplex stainless steel diffusion bounded joints // *Mater. Design*. 2011. V. 32. P. 2997–3003.
6. *Черепанов А.Н., Афонин Ю.В., Оришич А.М.* Лазерная сварка стали с титановым сплавом с применением промежуточных вставок и нанопорошковых инокуляторов // *Тяжелое машиностроение*. 2009. № 8. С. 24–26.
7. *Shuhai Chen, Mingxin Zhang, Jihua Huang, Chengji Cui, Hua Zhang, Xingke Zhao.* Microstructures and mechanical property of laser butt welding of titanium alloy to stainless steel // *Mater. Design*. 2014. V. 53. P. 504–511.
8. *Tomashchuk I., Sallamand P., Andrzejewski H., Grevey D.* The formation of intermetallics in dissimilar Ti6Al4V/copper/AISI 316 L electron beam and Nd:YAG laser joints // *Intermetallics*. 2011. V. 19. № 10. P. 1466–1473.
9. *Mitelea I., Groza C., Craciunescu C.* Copper interlayer contribution on Nd:YAG laser welding of dissimilar Ti–6Al–4V alloy with X5CrNi18–10 steel // *J. Mater. Eng. Perform.* 2013. V. 22. № 8. P. 2219–2223.

10. Черепанов А.Н., Оришич А.М., Пугачева Н.Б., Шанев В.П. Исследование структуры и свойств неразъемных соединений титан-нержавеющая сталь, полученных сваркой лазером с использованием промежуточных вставок и нанопорошков // Теплофизика и аэромеханика. 2015. Т. 22. № 2. С. 143–150.
11. Пугачева Н.Б., Мясникова М.В., Мичуров Н.С. Моделирование упругой деформации лазерных сварных соединений аустенитной коррозионностойкой стали и титанового сплава с промежуточной медной вставкой // ФММ. 2016. Т. 117. № 2. С. 204–212.
12. Isaev V.I., Cherepanov A.N., Shapeev V.P. Numerical study of Heat Modes of laser welding of dissimilar metals with an intermediate insert // Intern. J. Heat and Mass Transfer. 2016. V. 99. P. 711–720.
13. Пугачева Н.Б., Антенорова Н.П., Сенаева Е.И. Исследование структуры и свойств лазерных сварных соединений алюминиевого сплава Al–Mg–Li // ФММ. 2015. Т. 116. № 12. С. 1319–1329.
14. Michurov N.S., Veretennikova I.A., Pugacheva N.B., Smirnova E.O. The Structural State and Geometric Representation of a Laser-Welded Joint between a Corrosion-Resistant Steel and a Titanium Alloy with a Copper Insert // AIP Conf. Proc. 2017. V. 1909. P. 020137. <https://doi.org/10.1063/1.5013818>
15. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. Металловедение титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1992. 352 с.
16. Казанцева Н.В., Ежов И.В., Виноградова Н.И., Ильиных М.В., Фелелов А.С., Давыдов Д.И., Оленева О.А., Карабаналов М.С. Влияние геометрии построения образца в методе селективного лазерного сплавления на микроструктуру и прочностные характеристики сплава Ti–6Al–4V // ФММ. 2018. Т. 119. № 11. С. 1138–1146.
17. Илларионов А.Г., Гриб С.В., Илларионова С.М., Попов А.А. Связь структуры, фазового состава и физико-механических свойств в закаленных сплавах системы Ti–Nb // ФММ. 2019. Т. 120. № 5. С. 161–168.