

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 620.791.011

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И МИКРОСТРУКТУРЫ
СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ AISI 321/Cu/Ta/Ti

© 2020 г. Н. Б. Пугачева^а, *, А. М. Оришич^б, А. Н. Черепанов^б, Е. И. Сенаева^а, Е. Б. Трушина^а

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

^бИнститут теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, Россия

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

Поступила в редакцию 16.06.2020 г.

После доработки 22.07.2020 г.

Принята к публикации 28.07.2020 г.

Исследованы химический состав и микроструктура сварного соединения AISI 321/Cu/Ta/Ti, полученного CO₂-лазером. Анализ химического состава показал, что пластина Ta, расположенная между пластиной Cu и Ti, является барьером для расплавления Ti в сварочной ванне. Материал сварного шва состоит из твердого раствора на основе меди, аустенита и частиц интерметаллидов (Ta,Ti)(Fe,Cr)₂ и (Ta,Ti)Cu₃ размерами 10–50 мкм. Тантал активно взаимодействует с расплавом на основе Fe. Вблизи границы титанового сплава и пластины Ta образуется диффузионная зона, состоящая из β-Ti и частиц интерметаллидов (Ti,Ta)₂Cu. Разрушение соединения при испытаниях на растяжение происходит по границе зоны (Fe + Cu) и пластины Ta, σ_в = 215 МПа.

Ключевые слова: сталь, титановый сплав, лазерная сварка, медь, тантал, диффузия, микроструктура, твердый раствор, интерметаллиды, микротвердость, прочность

DOI: 10.31857/S001532302011008X

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время накоплен достаточно большой опыт получения сварных соединений коррозионностойких сталей и титановых сплавов с промежуточными вставками [1–5]. Необходимость получения таких соединений продиктована требованием уменьшения веса конструкций высокоскоростных транспортных средств [6]. Использование промежуточных вставок позволяет решить проблемы, обусловленные существенными различиями теплофизических свойств этих материалов, а также в ограниченной растворимости железа и титана вследствие различий их кристаллического строения [5, 7]. При кристаллизации расплава сварочной ванны в процессе сварки стали и титанового сплава образуются интерметаллиды Fe₂Ti и FeTi, вызывающие образование сквозной трещины в сварном шве [1, 7]. При выборе металла в качестве промежуточной вставки руководствуются максимальной близостью теплофизических свойств, максимальным сопряжением кристаллических решеток соединяемых металлов. Наиболее подходящей вставкой для сварки хромоникелевых сталей с титановыми сплавами рекомендована медь. Однако, как показали исследования [2–5], в этом случае не удается избежать образования интерметаллидов, свойственных системе Ti–Cu, в сварном шве (СШ), что приводит к

хрупкому разрушению соединения и прочности не выше 350 МПа. Вставки на основе V, Zr, Nb, Mo, Ta, Hf привлекают внимание исследователей в силу того, что эти элементы не образуют химических соединений с титаном. Тантал является сильным стабилизатором β-Ti и образует с ним твердые растворы с неограниченной растворимостью [8]. В системе Fe–Ta существуют такие же интерметаллиды, как и в системе Fe–Ti [9, 10]. Интерес представляет исследование особенностей формирования СШ коррозионностойкой стали и титанового сплава с одновременным использованием двух промежуточных вставок Cu и Ta. В этом случае медь предназначена для образования твердых растворов в материале сварных швов, а тантал позволит уменьшить количество частиц интерметаллидов титана с медью на границе СШ/Ti.

Цель данной работы – исследование химического состава, микроструктуры и прочности сварного соединения AISI 321/Cu/Ta/Ti, полученного сваркой CO₂-лазером.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сварку листов стали AISI 321 и технического титана толщиной 3 мм проводили на CO₂-лазере

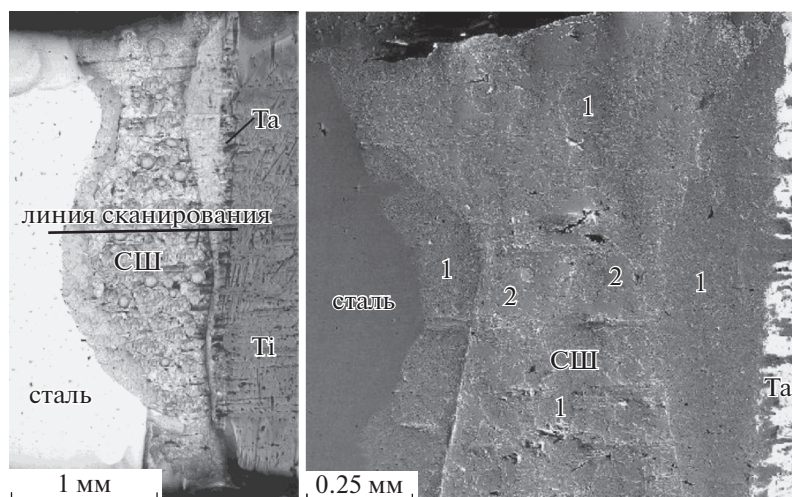


Рис. 1. Макроструктура СШ: а – оптическое изображение, б – изображение во вторичных электронах верхней части СШ, 1 – области на основе Fe, 2 – области на основе Cu.

постоянного действия с длиной волны 10.6 мкм и фокусирующей линзой ZnSe (фокусное расстояние 254 мм). 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. Между листами в месте стыка устанавливали медную пластину Cu (99.9 мас. % Cu) толщиной 0.5 мм и пластину Ta (99.9 мас. % Ta) толщиной 0.1 мм. Мощность лазера составила 1.8 кВт, ток разряда 1.0 А, скорость сварки 1.5 м/мин. Фокальное пятно было сдвинуто в сторону стали и расположено на границе сталь/Cu в соответствии с результатами численных расчетов с использованием трехмерной теплофизической модели [11]. Фокус был поднят над поверхностью соединяемых листов на 2 мм. Для защиты сварочной ванны и перегретых околошовных зон использовали смесь углекислого газа с воздухом в соотношении 1 : 7 при давлении 12 Торр.

Структурные исследования зон сварного соединения проведены на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU с энергодисперсионной приставкой OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 в монохроматизированном $K\alpha$ излучении хромового анода в интервале углов дифракции 50° – 85° . Микротвердость измеряли на приборе LEICA VMHT AUTO при нагрузке 0.249 Н. Временное сопротивление отрыву 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 после механической обработки шов располагался посередине его рабочей части.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе лазерной сварки по выбранному режиму полного расплавления пластины Ta не произошло, что объясняется существенным превышением температуры плавления этого металла по сравнению с остальными соединяемыми сплавами [8, 10]. В первую очередь начинает плавиться Cu. Образовавшийся расплав нагревает сталь, происходит диффузионное проникновение Cu в тонкий слой стали на границе сталь/Cu, образуется диффузионная зона (ДЗ1). Затем расплавляется часть металла ДЗ1, из которой конвективные потоки расплава, образующиеся при движении луча лазера и пульсации парогазового канала [12], “вырывают” отдельные фрагменты и перемещают их с расплавом Cu. В нижней части СШ, где интенсивность конвективного перемешивания существенно ниже, наблюдали не успевшие оторваться участки ДЗ1 (рис. 1а и 2).

Известно [9], что в системе Fe–Cu существует область расслоения расплавов этих металлов. Очевидно, такое расслоение успевает произойти при лазерной сварке. В центральной части СШ под воздействием конвективных потоков расплава происходит измельчение областей расплава на основе Fe. После кристаллизации области твердого раствора на основе Fe глобулярной или сферической формы достаточно равномерно распределены в твердом растворе на основе Cu (рис. 1б). Вблизи пластины Ta расплав на основе Fe образует сплошную прослойку (рис. 1). Пластина Ta с первых секунд попадания на нее расплава Fe начинает растворяться в нем путем контактного плавления. Об этом свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 2 и 3). Тантал не содержится в твердом растворе на ос-

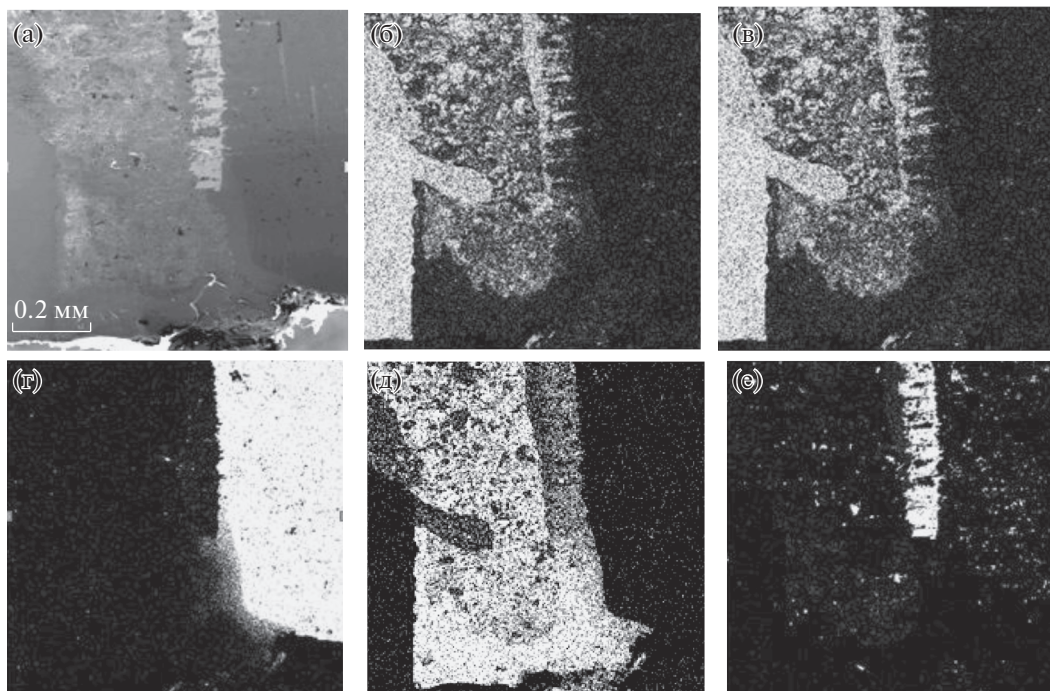


Рис. 2. Распределение элементов по сечению нижней части СШ: а – изображение во вторичных электронах; б – изображение в характеристическом рентгеновском излучении Fe; в – Cr; г – Ti; д – Cu; е – Ta.

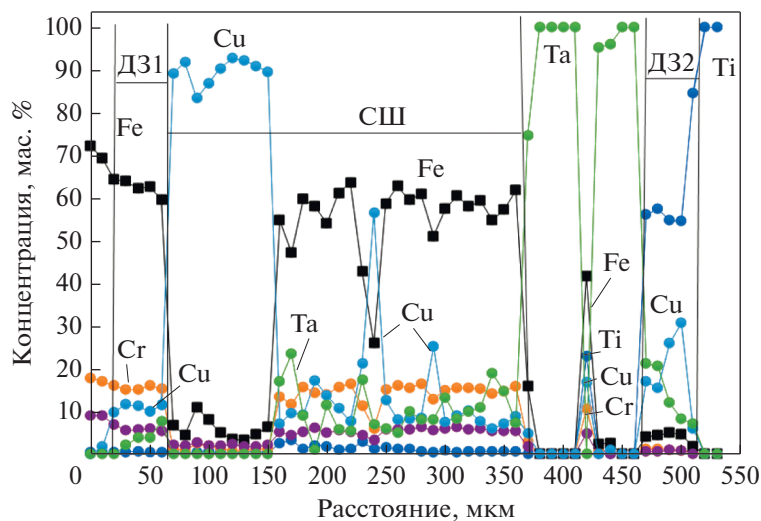


Рис. 3. Распределение химических элементов по ширине СШ (линия сканирования отмечена на рис. 1а).

нове Cu и присутствует только в твердом растворе на основе Fe (рис. 3). Содержание Ti в СШ не превышает его количество в стали AISI 321 (рис. 3).

Основу СШ составляет пересыщенный железом (до 5 ат. %), хромом (до 1.5 ат. %), никелем (до 1.5 ат. %) твердый раствор на основе меди. Области на основе Fe имеют зеренное строение, по границам зерен формируются тонкие медные прослойки. По данным фазового рентгенострук-

турного анализа в СШ кроме твердых растворов на основе Cu и Fe обнаружены дифракционные максимумы, соответствующие интерметаллидам $(Ti, Ta)(Fe, Cr)_2$ и $(Ti, Ta)Cu_3$ (рис. 4). На рис. 5а они обозначены цифрой 3 и имеют более светлый окрас по сравнению с твердыми растворами. Ранее было показано [13, 14], что в пересыщенном твердом растворе на основе Cu в СШ сталь/Cu/Ti гомогенно выделяются наноразмерные частицы

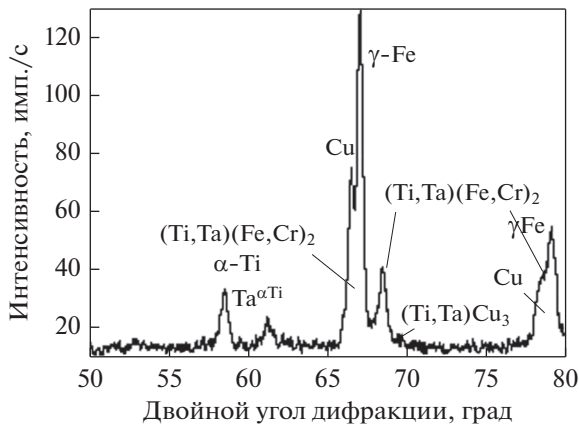


Рис. 4. Фрагмент дифрактограммы СШ.

$(\text{Ti,Ta})(\text{Fe,Cr})_2$. В исследованном СШ также вероятно образование таких частиц. В нижней части СШ не зафиксировано расплавление стали и поэтому СШ состоит из практически чистой меди (участок 8 в табл. 1). Здесь пластина Та расплавилась с торца, поэтому он содержится в точках 6 и 7.

В тонком поверхностном слое титанового сплава на границе с пластиной Та зафиксировано некоторое количество Cu, Ta и Fe, которые диффундируют из расплава. В результате формируются диффузионная зона Д32 на интерфейсе Та/Тi (участок 6 на рис. 5в и в табл. 1). Вглубь СШ веерообразно расходятся мелкодисперсные дендриты. Поскольку скорость кристаллизации при лазерной сварке достигает 1000 град/с [12], дендриты имеют только оси первого порядка с неразвитыми осями второго порядка. Оси дендритов обогащены Ti (участок 7 на рис. 5в и в табл. 1).

Как уже отмечали ранее, Та является одним из сильных β -стабилизаторов Ti, поэтому на границе титанового сплава со сварным швом формируется узкая прослойка β -Ti. В соответствии с диаграммой состояния системы Ti–Cu при содержании Cu 43,4 ат. %, как определено для участка 6 на рис. 5в, возможно образование интерметаллидов Ti_2Cu и TiCu по эвтектическому превращению $\text{L} \rightarrow \text{Ti}_2\text{Cu} + \text{TiC}$.

Граница между зоной твердого раствора на основе Fe и пластиной Та крайне неровная, наблюдали отдельные участки на основе Fe внутри пластины Та (рис. 6а). При лазерной сварке по выбранному режиму вблизи верхней поверхности соединяемых листов произошло образование узкой прослойки дендритного строения (рис. 6б). Оси дендритов обогащены Cu и содержит Fe, Cr, Ni (участок 9 на рис. 6б и в табл. 1).

Тантал слабо взаимодействует с титановым сплавом и хорошо растворяется в расплаве на основе Fe (участок 13 на рис. 6в и в табл. 1). Расплавленный Та перемешивается с расплавом на осно-

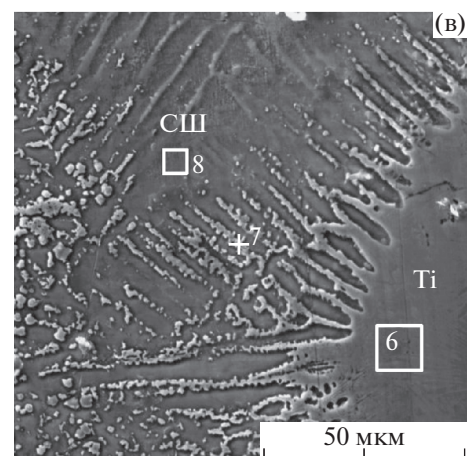
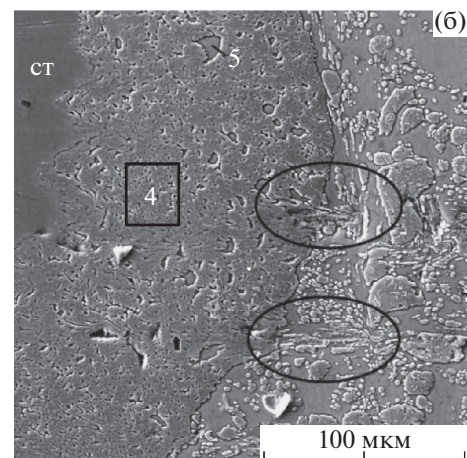
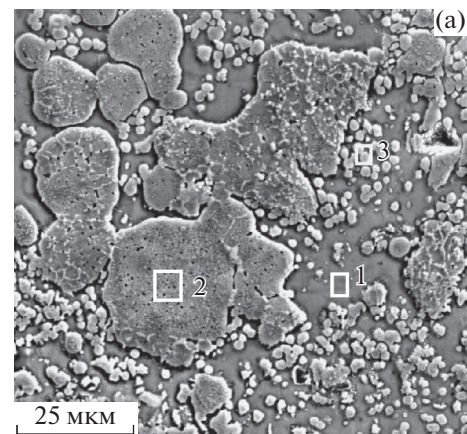


Рис. 5. Микроструктура СШ: а – верхняя часть СШ (участок 1 на рис. 1а), б – граница сталь/СШ (участок 2 на рис. 1а), в – граница СШ/Ti в нижней части СШ (участок 3 на рис. 1а).

ве Fe, но не растворяется в расплаве на основе Cu (участки 1 и 8 на рис. 5 и в табл. 1). В Д31 тантал не обнаружен, что подтверждает, что эта зона не участвует в образовании сварочной ванны и не перемешивается с расплавом меди.

Гетерофазное состояние исследованного СШ отразилось на распределении микротвердости по

Таблица 1. Химический состав фаз, ат. %

№	Ti	Cr	Fe	Ni	Cu	Ta	Mn	Si
Участки отмечены на рис. 5а								
1	0.8	1.0	4.4	2.2	91.6	0	0	0
2	1.9	9.7	36.3	4.3	44.9	1.6	0.6	0.7
3	3.1	17.2	62.5	5.6	7.1	4.6	0.7	0
Участки отмечены на рис. 5б								
4	0.6	16.3	62.5	6.6	12.9	0	0.6	0.4
5	0.4	10.9	39.7	4.9	43.9	0	0.2	0
Участки отмечены на рис. 5в								
6	52.4	0.8	4.5	1.2	43.4	0.8	0	0
7	37.4	2.0	13.3	2.5	39.0	0.8	0	0
8	0.8	0.7	0	0	98.5	0	0	0
Участки отмечены на рис. 6б								
9	33.7	2.9	11.0	2.0	39.4	11.1	0	0
10	53.8	1.9	6.0	1.0	33.0	4.4	0	0
11	0	0	0	0	0	100	0	0
Участки отмечены на рис. 6в								
12	3.1	4.0	13.9	2.2	0	76.4	0	0
13	0	6.3	30.9	3.3	5.3	54.2	0	0
14	8.2	14.4	56.2	5.3	5.3	8.3	0	1.3

его сечению (рис. 7). Значения 180–230 $HV_{0.025}$ соответствуют твердому раствору на основе Cu, а 400–450 $HV_{0.025}$ – твердому раствору на основе Fe. В исследованном СШ твердость прослойки Ta не превышала 420 $HV_{0.025}$ (рис. 7б). Поскольку в нижней части СШ не произошло перемешивание расплава, там присутствует практически чистая медь (рис. 2), значения микротвердости уменьшаются в корне шва (рис. 7а). Для областей на основе Fe значения твердости были значительно выше, чем у стали, несмотря на то, что в них растворена Cu. Упрочнение аустенита произошло, как было показано ранее [13] за счет гомогенного

выделения наноразмерных интерметаллидов и образования кристаллов мартенсита деформации. Повышение микротвердости в Д32 до 420 $HV_{0.025}$ связано с присутствием в этой зоне интерметаллидов Ti_2Cu .

Прочность сварного соединения составила 215 МПа. Разрушение произошло по границе СШ с пластиной Ta (линия разрушения показана на рис. 6в пунктирной линией) по смешанному механизму. Ямочный излом соответствовал твердому раствору на основе Fe, участки хрупкого скола с периодическими микротрещинами – областям на основе Ta. На поверхности разрушения образцов по-

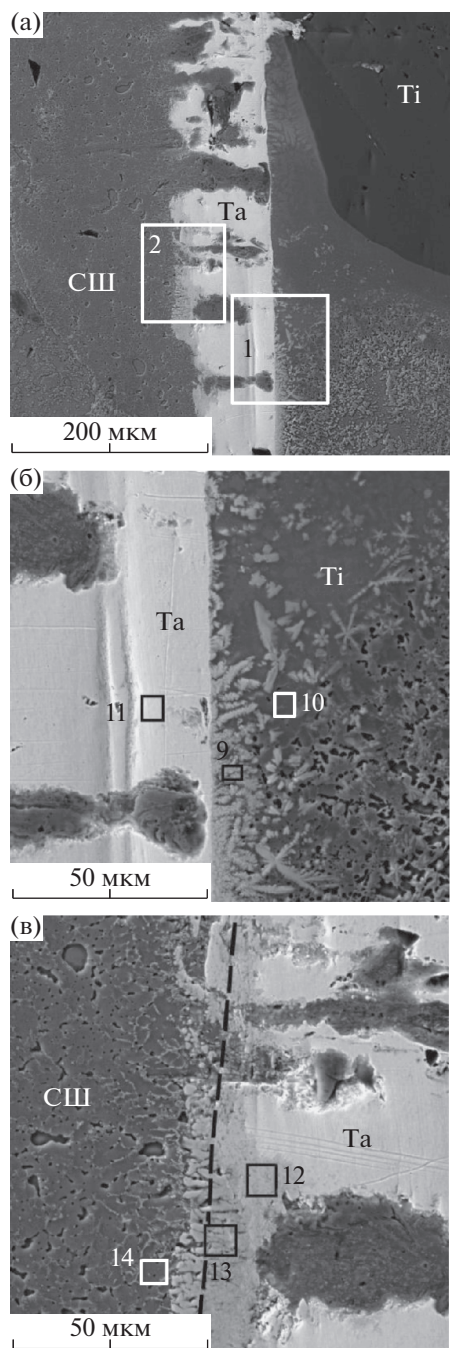


Рис. 6. Микроструктура СШ вблизи пластины Та: а – общий вид, б – граница Та/Тi (участок 1), в – граница СШ/Та (участок 2), пунктиром отмечена линия разрушения образца после испытаний на растяжение.

сле испытаний были видны единичные микропоры, свойственные литому металлу СШ (рис. 8а). На изломах присутствуют частицы интерметаллидов $(Ti, Ta)(Fe, Cr)_2$ и $(Ti, Ta)_2Cu$. Часть поверхности разрушения характеризуется квазипериодическими микротрещинами (рис. 8б).

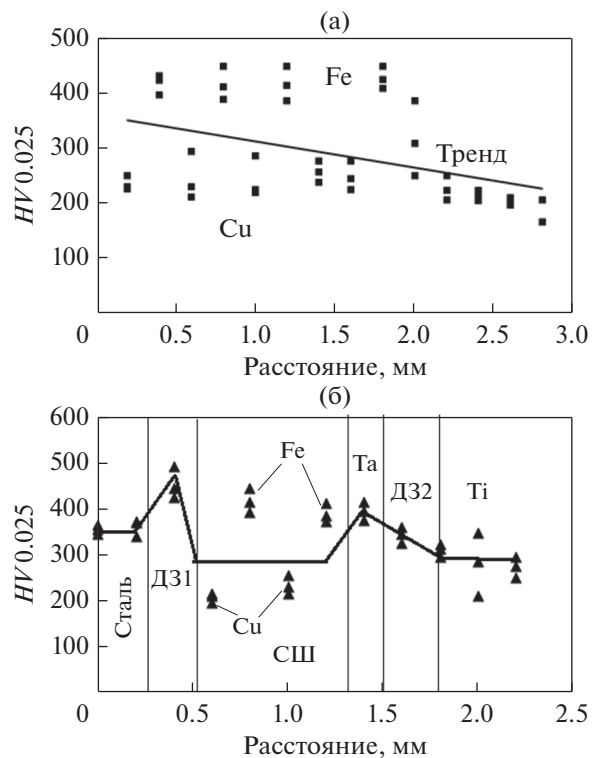


Рис. 7. Распределение микротвердости по высоте (а) и ширине (б) сварного соединения.

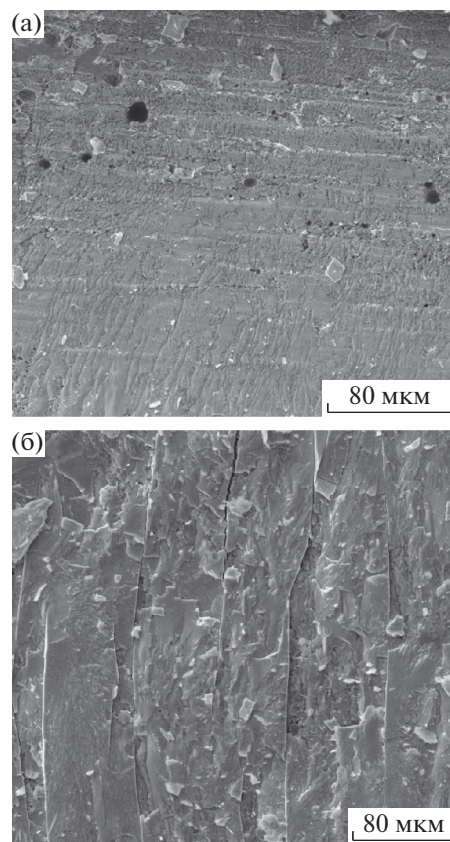


Рис. 8. Рельеф поверхности разрушения образца после испытаний на растяжение: а – микропоры; б – микротрещины.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При лазерной сварке разнородных сплавов AISI 321/Cu/Ta/Ti пластина Ta играет роль барьера для расплавления Ti в сварочной ванне. Основу сварного шва составляют пересыщенные твердые растворы на основе Cu и Fe, в которых хаотично расположены частицы интерметаллидов $(Ti, Ta)(Fe, Cr)_2$ и $(Ti, Ta)Cu_3$.

Диффузия Ta в Ti привела к стабилизации β -Ti на границе Ta/Ti, имеющей дендритное строение. Оси дендритов обогащены Ta и Cu и по химическому составу соответствуют интерметаллидам $(Ti, Ta)_2Cu$.

Разрушение образцов при испытаниях на растяжение произошло по интерфейсу СШ/Ta, имеющему дендритное строение с сеткой микропор. Временное сопротивление составило 215 МПа.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП "Пластометрия" ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием МИНОБРАЗОВАНИЯ России по темам № АААА-А18-118020790145-0 и № АААА-А17-117030610136-3.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tomashchuk I., Sallamand P., Andrzejewski H., Grevey D.* The formation of intermetallics in dissimilar Ti_6Al_4V /copper/AISI 316 L electron beam and Nd:YAG laser joints // *Intermetallics*. 2011. V. 19. № 10. P. 1466–1473.
2. *Пугачева Н.Б., Смирнов С.В., Вичужанин Д.И., Афонин Ю.В., Оришич А.М., Задворкин С.М., Горюлева Л.С.* Прочность и структура неразъемного соединения сплава ВТ1-0 и стали 12Х18Н10Т при различных режимах лазерной сварки // *Деформация и разрушение металлов*. 2012. № 7. С. 26–32.
3. *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. Performance*, 2013. V. 22. № 8. P. 2219–2223.
4. *Tomashchuk I., Grevey D., Sallamand P.* Dissimilar laser welding of AISI 316L stainless steel to Ti_6Al_4V alloy pure vanadium interlayer // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 622. P. 37–45.
5. *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.
6. *Катаяма С.* Справочник по лазерной сварке. Пер с англ. под ред. Н.Л. Истоминой. М. из-во "ТЕХНОСФЕРА", 2015. 704 с.
7. *Оришич А.М., Черепанов А.Н., Шанеев В.П., Пугачева Н.Б.* Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2014. 252 с.
8. *Белов С.П.* Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов; под ред С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. М.: Металлургия, 1992. 352 с.
9. *Лякишев Н.П.* Фазовые диаграммы двойных металл-лических систем М. Машиностроение, 2001.
10. *Ng C.H., Mok Edwin S.H., Man He C.* Effect of Ta in laser welding of NiTi to AISI 316L stainless steel // *J. Materials Processing Technology*. 2015. V. 226. P. 69–77.
11. *Черепанов А.Н., Оришич А.М., Пугачева Н.Б., Шанеев В.П.* Исследование структуры и свойств неразъемных соединений титан-нержавеющая сталь, получаемых сваркой лазером с использованием промежуточных вставок и нанопорошков // *Теплофизика и аэромеханика*. 2015. Т. 22. № 2. С. 143–150.
12. *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.
13. *Пугачева Н.Б., Сенаева Е.И., Волкова Е.Г., Макаров А.В., Горюлева Л.С.* Микроструктура выполненного лазерной сваркой соединения хромоникелевой стали и титанового сплава с медной вставкой // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 8. С. 845–852.