

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ МЕДНОЙ ПЛАСТИНОЙ*

В современных конструкциях довольно часто возникает необходимость получения неразъемных соединений титанового сплава с аустенитной сталью. Каждый из этих материалов характеризуется склонностью к образованию трещин как сразу после сварки, так и в процессе длительного хранения. Использование лазерной технологии, обеспечивающей высокие скорости нагрева и охлаждения материала сварного шва, не устраняет полностью эту проблему. При сварке титановых сплавов и аустенитных сталей возникают дополнительные технологические сложности, связанные с существенными различиями теплофизических свойств соединяемых материалов, например температуры плавления. Для получения качественных швов при сварке титанового сплава с нержавеющей сталью используют промежуточные слои, позволяющие сгладить различия между соединяемыми материалами, например, медные пластины.

Целью данной работы было исследование особенностей макро- и микроструктуры неразъемных соединений листов (толщина 3 мм) титанового сплава BT1-0 и стали 12X18H10T, полученных с помощью CO₂-лазера с использованием промежуточной пластины меди. Сварка выполнена в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск) по нескольким режимам (см. табл.). Методами оптической металлографии, а также растровой электронной микроскопии на приборе TESCAN VEGA II XMU (Чехия), оснащенном системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором фирмы OXFORD (Великобритания) и программным обеспечением INCA исследованы микроструктура, распределение элементов, локальный химический состав материала сварных швов и прилегающих к ним диффузионных зон. Фазовый состав

* Работа выполнена в рамках интеграционного проекта ИМАШ УрО РАН и ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН.

сварных швов определяли с поверхности поперечных шлифов на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-700 в монохроматизированном k_α -излучении хромового анода в интервале двойных углов дифракции 50–80 градусов. Измерения значений микротвердости по сварному шву проведены на приборе LEICA VMHT AUTO (Германия) при нагрузках от 10 до 50 г. Испытания на статическое растяжение с определением значений временного сопротивления σ_B осуществляли на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801 со скоростью растяжения 1 мм/мин.

При использовании медной пластины в качестве промежуточного слоя сварной шов состоит из пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в меди, в котором выделяются интерметаллиды $Ti(Fe,Cr)_2$ размерами от 5 до 500 мкм, и интерметаллиды $TiCu_3$, которые имеют гораздо меньшие размеры и равномерно распределены в твердом растворе на основе меди (на рис. 1а наиболее светлые частицы). Микроструктура шва определяет неравномерный характер распределения значений микротвердости: от HV 0,5 250 в твердом растворе до HV 0,5 600 в интерметаллидах.

Таблица

Режимы лазерной сварки и прочность соединений

№ образца	σ_B , МПа	Режим сварки
1	335	V*=1 м/мин.; I=12 А; P=2,35 кВт; F=-2
2	319	V = 1 м/мин.; I = 12 А; P = 2,35 кВт; F=-2; отжиг пропановой горелкой
3	229	V = 1 м/мин.; I = 12 А; P = 2,4 кВт; F = +1
4	0,8	V = 1 м/мин.; I = 10 А; P = 1,7 кВт; F = 0
5	275	V = 0,6м/мин.; I = 10 А; P = 1,7 кВт; F = -2
6	217	V = 0,4 м/мин.; I = 8 А; P = 1,2 кВт; F = -2
7	179	V = 0,3 м/мин.; I = 7 А; P = 1 кВт; F = -2
8	485	Образец вырезан из листа сплава ВТ1-0
9	690	Образец вырезан из листа стали 12Х18Н10Т

*V – скорость движения луча; P – мощность лазерного излучения; I – сила тока источника; F – расстояние между образцом и фокусом линзы (> 0 – образец выше фокуса, < 0 – ниже фокуса).

На границе с нержавеющей сталью и титановым сплавом образуются диффузионные зоны, которые способствуют плавному перераспределению свойств между соединенными материалами (рис. 2). Через расплав происходит диффузионное перераспределение титана до нержавеющей стали, и железа – до титанового сплава. На границе с титановым сплавом

диффузионная зона содержит от 20 до 56 мас. % титана, от 3 до 22 мас. % железа, около 1,5 мас. % никеля, около 1,5 мас. % хрома и от 30 до 72 мас. % меди. По данным локального химического анализа, эта диффузионная зона образовалась главным образом за счет растворения меди в титане, что привело к увеличению параметров решетки последнего. Диффузионная зона на границе с нержавеющей сталью представляет собой твердый раствор меди и титана в железе, параметр решетки аустенита при этом увеличился на 0,003 Å по сравнению с основой стали вне зоны соединения. Концентрация железа по толщине диффузионной зоны уменьшается при удалении от границы с нержавеющей сталью до 48 мас. %, хрома – до 10 мас. %, никеля до 4 мас. %, а меди и титана увеличивается до 17 и 13 мас. %, соответственно.

Прочность сварного соединения, полученного по режиму 1, несколько ниже по сравнению со сплавами вне зоны шва (см. в табл. режимы № 1 и 8). При фрактографическом анализе рельефа поверхности разрушения сварных швов после испытаний на растяжение выделены существенные различия по сравнению с образцами из соединяемых сплавов. Если поверхности разрушения образцов из сплава ВТ1-0 и стали 12Х18Н10Т имеют характерный для вязкого разрушения ямочный излом, то на поверхности разрушения сварного шва с промежуточной медной пластиной наблюдали как ямки, так и фасетки скола с ручьистым узором или квазискола, причем последние преобладают.

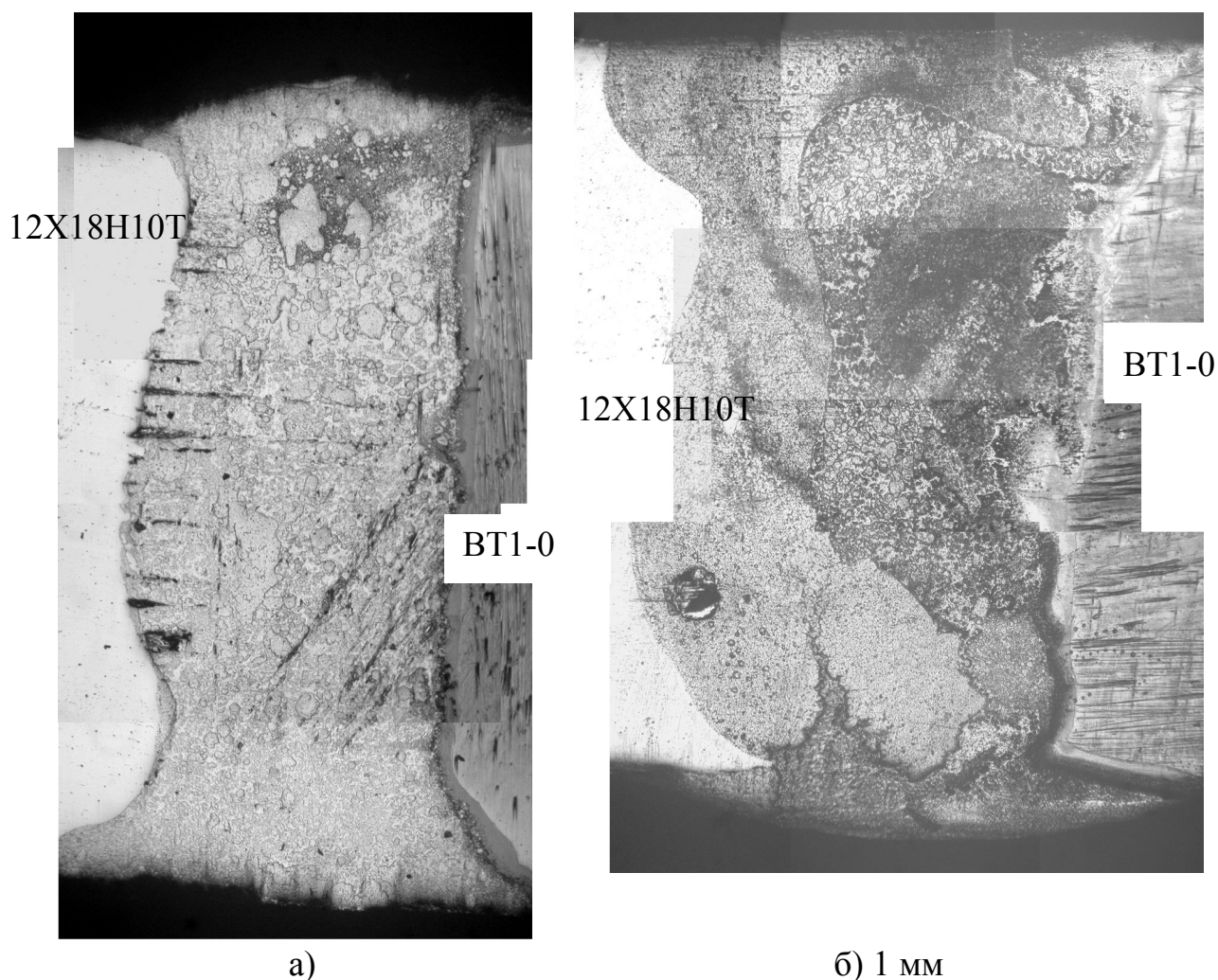


Рис. 1. Макроструктура сварных соединений: *а)* – сварка по режиму 1; *б)* по режиму 6 (табл.)

Микрорентгеноспектральный анализ поверхности показал, что участки вязкого разрушения обогащены медью, т.е. соответствуют областям твердого раствора на основе меди, а фасетки скола или квазискола – участкам интерметаллидов или твердого раствора на основе титана в переходной диффузионной зоне. Низкая пластичность диффузионной зоны на границе со сплавом BT1-0 явилась причиной более низкой прочности сварного шва по сравнению с основными материалами.

Максимально однородные по химическому составу и распределению значений микротвердости швы образуются после отжига пропановой горелкой, однако значения временного сопротивления немного ниже ($\sigma_b = 319$ МПа), чем до отжига ($\sigma_b = 335$ МПа). Среднее значение микротвердости материала сварного шва после отжига снизилось до HV 0,05 300, а диффузионной зоны на границе с титановым сплавом практически не изменилось (HV 0,05 535 до отжига и 510 после отжига). После отжига произошло частичное растворение интерметаллидов и переход элементов в твердый раствор. В диффузионной зоне на границе с

аустенитной сталью процессы растворения интерметаллидов более заметны, это отразилось на выравнивании значений микротвердости по ширине и высоте диффузионной зоны: среднее значение микротвердости материала этой зоны составило HV 0,05 536 без отжига и 512 после отжига.

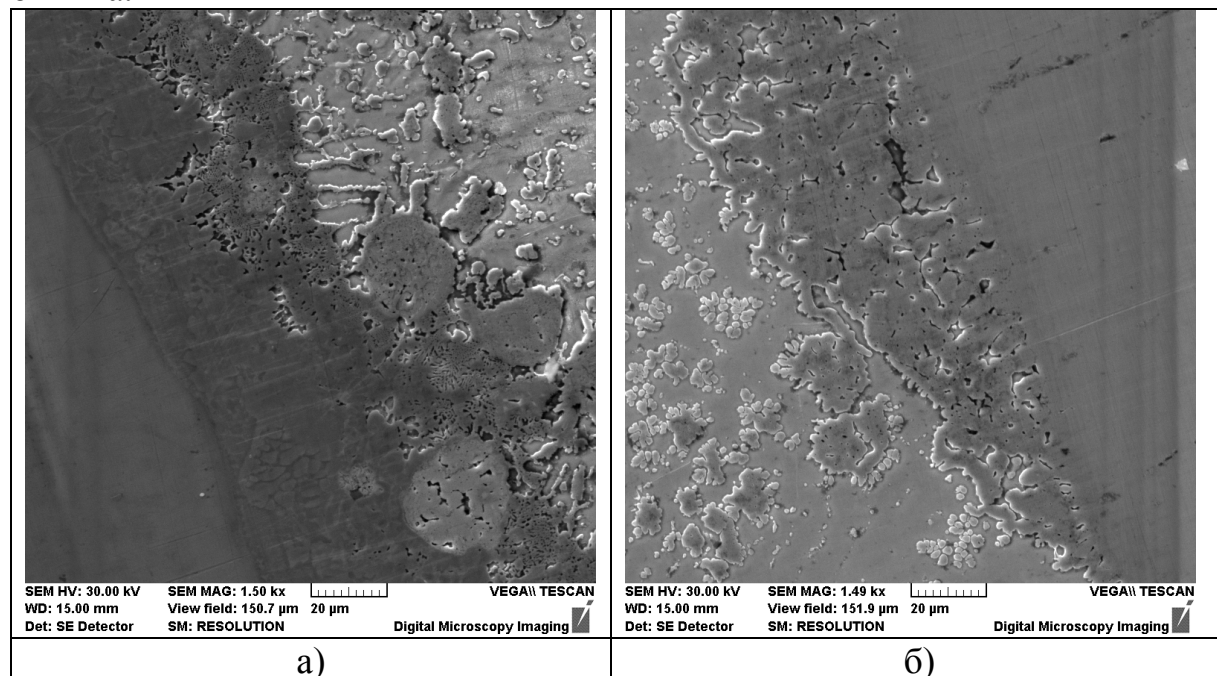


Рис. 2. Микроструктура сварного шва, полученного по режиму сварки 1: а) граница с титановым сплавом VT1-0; б) граница со сталью 12X18H10T

Уменьшение мощности, тока и скорости прохождения луча привело к формированию неоднородных по химическому составу сварных швов с изогнутыми границами, ширина которых существенно изменяется по высоте (рис. 1б). При таких режимах сварки в материале швов диффузионное взаимодействие соединяемых материалов менее интенсивно по сравнению с режимом № 1. Прочность этих соединений значительно ниже по сравнению с полученными лазерным лучом большей мощности (см. табл.).

Выводы

Проведенные исследования показали перспективность использования в качестве промежуточного переходного слоя медных пластин для лазерной сварки титановых сплавов с нержавеющей сталью. Основу материала таких швов составляет пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в меди с дисперсными частицами интерметаллидов $Ti(Fe,Cr)_2 \cdot TiCu_3$, оказывающих упрочняющее действие. Слабым звеном соединения является переходная зона на границе с титаном.