



УДК 621.791.4:539.378.3

ДИФфуЗИОННАЯ СВАРКА СТАЛИ С ОЛОВЯННОЙ БРОНЗОЙ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ПРОСЛОЙКИ НИКЕЛЯ И МЕДИ

**А.И. УСТИНОВ, Ю.В. ФАЛЬЧЕНКО, Т.В. МЕЛЬНИЧЕНКО, Л.В. ПЕТРУШИНЕЦ,
К.В. ЛЯПИНА, А.Е. ШИШКИН, В.П. ГУРИЕНКО**

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Узлы трения с биметаллической структурой на основе стали и бронзы широко используются во многих механических системах. Соединения стали и бронзы получают методом диффузионной сварки при температурах 750...850 °С. Образование дефектов в зоне соединения в ряде случаев связывают с высокой температурой сварки. На примере получения неразъемных соединений стали (20ХЗМВФ) и бронзы (БрОСН 10-2-3) в работе рассмотрена возможность снижения температуры диффузионной сварки путем применения промежуточных прослоек. В качестве промежуточных прослоек использованы пористые фольги никеля и меди, полученные вакуумным осаждением. Показано, что применение таких промежуточных пористых прослоек позволяет снизить температуру сварки до 660...700 °С. Снижение температуры сварки предотвращает рост ликвационных образований олова и свинца в области зоны соединения, что снижает вероятность образования дефектов. Полученные таким образом соединения стабильны при кратковременном нагреве до температур 800...850 °С, что позволяет в последующем проводить термическую обработку стали в составе композиционного материала для повышения ее прочностных свойств. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: биметаллические соединения, сталь, бронза, пористые прослойки, диффузионная сварка, режимы сварки, структура соединения

Биметаллические материалы, состоящие из стали и оловянной бронзы, полученные диффузионной сваркой, широко применяются в механических системах (узлах трения). Такая композиционная структура материала позволяет обеспечить деталям сочетание высокой прочности и низкого коэффициента трения. Надежность и долговечность эксплуатации деталей с биметаллической структурой зависит от качества соединения компонентов стали и оловянной бронзы.

Согласно данным работы [1] структура оловянной бронзы БрОСН10-2-3 состоит из α -твердого раствора и включений эвтектоида $\alpha + \text{Cu}_3\text{Sn}$ (или $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$). В ее состав входит также никель и олово. Никель, добавляемый в бронзу, увеличивает количество эвтектоида, но не образует новых фаз, находясь в составе твердого раствора. Свинец, нерастворимый в меди, присутствует в виде отдельных включений. Затруднения при сварке стали и оловянной бронзы, легированной свинцом, связывают с повышенной склонностью бронзы к ликвации, оплавлением поверхности бронзы уже при температуре 760...780 °С вследствие наличия свинца, а также вероятностью возникновения «эффекта Ребиндера» при проникновении меди в межкристаллитное пространство стали.

Известна технология сварки оловянной бронзы со сталью в режиме твердо-жидкого состояния при температурах $T_{\text{св}} = 870...880$ °С и выдержке в течение $t_{\text{св}} = 15$ мин [2].

Авторы работы [3] для получения соединений бронзовой втулки с корпусом подшипника скольжения разработали технологию, которая предусматривает запрессовку втулки в стальной корпус с последующим дорнированием, что обеспечивает на границе сталь-бронза протекание локализованной пластической деформации. Затем проводят диффузионную сварку при $T_{\text{св}} = 750$ °С, $t_{\text{св}} = 30$ мин.

Известны технологии сварки стали с бронзой с применением промежуточных прослоек из меди и никеля или гальванических покрытий никеля. Так, например, при сварке стали 40Х с бронзой БрОСН10-2-3 рекомендуется наварка медной прослойки (толщиной 1 мм) к стали при $T_{\text{св}} = 900$ °С, $P_{\text{св}} = 10$ МПа, $t_{\text{св}} = 20$ мин, а затем приварка сборки к бронзе при $T_{\text{св}} = 750$ °С, $P_{\text{св}} = 5$ МПа, $t_{\text{св}} = 10$ мин, что позволяет получить сварные соединения с прочностью на отрыв 229 МПа [4].

Из проведенного анализа видно, что соединения стали и бронзы получают в процессе диффузионной сварки при повышенных температурах, что может способствовать увеличению ликвационных неоднородностей в бронзе или формированию жидкой фазы в зоне соединения. Это приводит к снижению прочности соединения и зависимости его качества от исходного состояния бронзы. Одним из путей предотвращения развития негативных процессов может быть снижение температуры сварки. Однако даже в случае активации диффузионных процессов в зоне соединения путем совместной деформации свариваемых образцов при



прокатке не удается обеспечить соединение материалов при температуре ниже $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ [5].

Вместе с тем в ряде работ показано, что применение промежуточных прослоек на основе пластичных материалов может способствовать смягчению условий получения неразъемных соединений [6]. В качестве таких промежуточных прослоек могут быть использованы также и пористые материалы [7]. С учетом этих результатов в работе рассмотрена возможность снижения температуры диффузионной сварки стали и оловянной бронзы через промежуточные прослойки никеля и меди с пористой структурой и изучены особенности формирования микроструктуры зоны соединения.

Материалы и методы исследования. Диффузионную сварку в вакууме образцов стали 20ХЗМВФ (в дальнейшем сталь) и оловянной бронзы БрОСН 10-2-3 (в дальнейшем бронза) проводили по методике, описанной в работе [8]. Параметры процесса сварки были следующие: температуру сварки изменяли в диапазоне $T_{\text{св}} = 600 \dots 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, продолжительность сварки $t_{\text{св}} = 5 \dots 20$ мин, сварочное давление $P_{\text{св}} = 10 \dots 20$ МПа, вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па.

Тонкие фольги никеля и меди получали электронно-лучевым вакуумным осаждением по методике, детально описанной в работе [9].

Анализ структурных характеристик фольги и сварных соединений проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа CAMSCAN 4, оснащенного системой энергодисперсионного анализа Oxford Inca Energy 200 для определения химического состава на плоских образцах. Для этого по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального оборудования фирмы «Struers» были приготовлены шлифы поперечного сечения фольг и сварных соединений. Деформационное поведение тонких фольг в процессе нагрева в условиях постоянно действующих растягивающих нагрузок оценивали с помощью дилатометрической установки, оснащенной специальным устройством [10]. Величину нагрузки выбирали как 1/10 от приложенного давления, что составляет порядка $2 \dots 4$ МПа при диффузионной сварке под давлением $20 \dots 40$ МПа.

Измерение микротвердости сварных соединений по методу Виккерса проводили с использованием оптического микроскопа PolivarMet, оснащенного приставкой для измерения микротвердости, при нагрузке на индентор $P = 0,098$ Н.

Экспериментальные результаты и обсуждение. Согласно данным работы [11], одним из способов производства биметаллических блоков цилиндров гидромашин является диффузионная сварка деталей из оловянной бронзы и стали, ко-

торую выполняют при температуре $870 \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 50 мин под постоянным давлением при погружении сборок в соляную ванну. После завершения процесса сварки детали подвергают закалке в масло, что позволяет повысить твердость стали до необходимого уровня.

На рис. 1 приведена типичная микроструктура дефектного сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой при $T_{\text{св}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующей закалкой. Высокая температура сварки приводит к ликвации олова и свинца по границам зерен бронзы с последующим их испарением, что наряду с термическими напряжениями, возникающими при закалке соединения от температуры сварки, способствует появлению разрывов и несплошностей в области сварного шва. В работе [12] на примере нержавеющей стали нами было показано, что применение пористой фольги никеля позволяет снизить температуру диффузионной сварки.

Характеристика пористых фольг. В работе использовали пористые фольги никеля и меди, полученные электронно-лучевым осаждением из паровой фазы. Характерная микроструктура поперечного сечения фольг представлена на рис. 2. Видно, что микроструктура фольг после осаждения (рис. 2, а, в) характеризуется столбчатой структурой зерен, поперечное сечение которых составляет порядка $2 \dots 3$ мкм, на границе которых наблюдаются открытые поры вытянутой формы, проходящие через всю толщину фольги.

В работе [12] на примере вакуумных конденсатов никеля было показано, что условия получения таких фольг (низкая температура осаждения $T_o, T_o < 0,3T_{\text{пл}}$, где $T_{\text{пл}}$ — температура плавления осаждаемого металла) способствуют формированию в ней структурно-неравновесного состояния. Поэтому при незначительном нагреве таких фольг в них наблюдаются структурные изменения, сопровождающиеся процессами коалесценции и залечивания пор. В результате протекания этих процессов характеристики пористой структуры

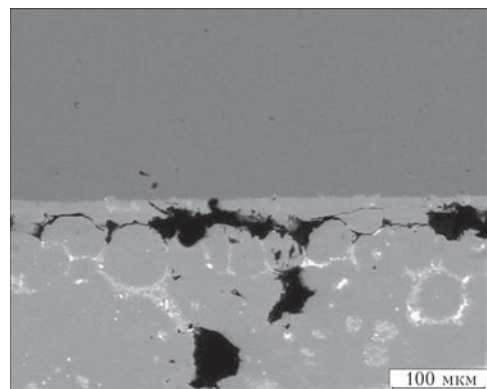


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой при температуре $T_{\text{св}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ + закалка

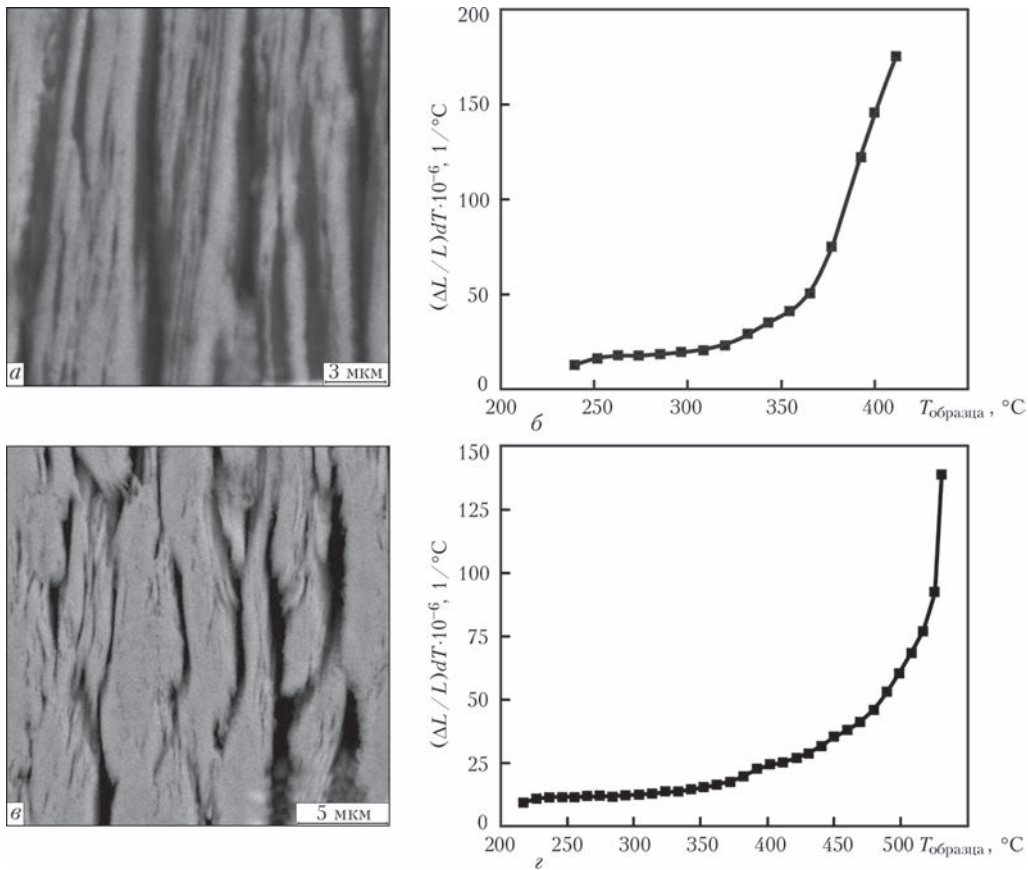


Рис. 2. Микроструктура и скорость деформации образцов пористой фольги на основе меди (пористость 30 % об.) (а, б) и никеля (пористость 25 % об.) (в, з)

изменяются — наблюдается переход от открытой к закрытой пористости, а форма пор изменится с вытянутой на сферическую.

Исследования деформационного поведения пористой фольги никеля и меди при нагреве в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (порядка 2...4 МПа) показали, что скорость пластического течения фольги немотонно зависит от температуры. Как видно из рис. 2, б, з скорость деформации фольг при повышении температуры изменяется следующим образом: до температуры 380 и 450 °С для фольг меди и никеля соответственно, она остается на уровне коэффициента термического расширения металла (растягивающие напряжения ниже предела текучести фольги), а выше указанных температур скорость их деформации резко возрастает и приобретает экспоненциальную зависимость. Такое деформационное поведение фольг при нагреве характерно для материалов при переходе их в сверхпластичное состояние, при котором пластическая деформация осуществляется преимущественно по механизму межзеренного проскальзывания. В случае чистых металлов структурная сверхпластичность проявляется при их нагреве выше $0,5T_{пл}$. Локализация пластической деформации по границам зерен в процессе сверхпластического течения материалов сопровождается образова-

нием пор, что, в свою очередь, способствует межзеренному проскальзыванию [13]. Основываясь на этом, можно предположить, что более низкая температура перехода пористой фольги в сверхпластичное состояние, по сравнению с массивными материалами, может быть обусловлена наличием в них пор.

Исходя из этого, предположили, что промежуточные прослойки с пористой структурой будут способствовать развитию пластических деформаций в зоне соединения при более низких температурах по сравнению с температурами, при которых становится возможным протекание пластической деформации стали или бронзы, что является необходимым условием для установления физического контакта между соединяемыми поверхностями и активизации в них диффузионных процессов, а это, в свою очередь, будет способствовать снижению температуры сварки. Кроме того, на снижение температуры сварки может оказывать влияние и повышенная структурная неустойчивость вакуумных конденсатов.

Характеристика сварных соединений. На рис. 3 представлены микроструктуры сварных соединений сталь/бронза, полученных через пористую фольгу никеля с пористостью 25 % об. и толщиной 50 мкм при различных режимах сварки. Видно (рис. 3, а), что применение пористой про-



слойки никеля обеспечивает формирование соединения сталь/бронза уже при температуре сварки 660 °С. Можно заметить, что температура сварки несколько выше, чем температура перехода пористой фольги никеля в сверхпластичное состояние (450...500 °С). Учитывая, что для формирования неразъемных соединений при диффузионной сварке необходимо обеспечить условия для взаимопроникающего роста зерен между свариваемыми поверхностями, можно предположить, что при температуре перехода промежуточной прослойки в сверхпластичное состояние скорость протекания диффузионных процессов является недостаточной для обеспечения этих условий. В пользу такого за-

ключения свидетельствуют и результаты исследования микроструктуры зоны соединения.

Из фазового контраста на изображении микроструктуры области соединения можно видеть, что при температуре сварки происходит взаимная диффузия компонентов свариваемых образцов и фольги. В результате диффузионного взаимодействия никелевой фольги со свариваемыми поверхностями она насыщается атомами железа со стороны стали, а со стороны бронзы – атомами меди (рис. 3, б). В области соединения формируется диффузионная зона, неоднородная по химическому составу. Кроме того, в диффузионной зоне наблюдаются поры.

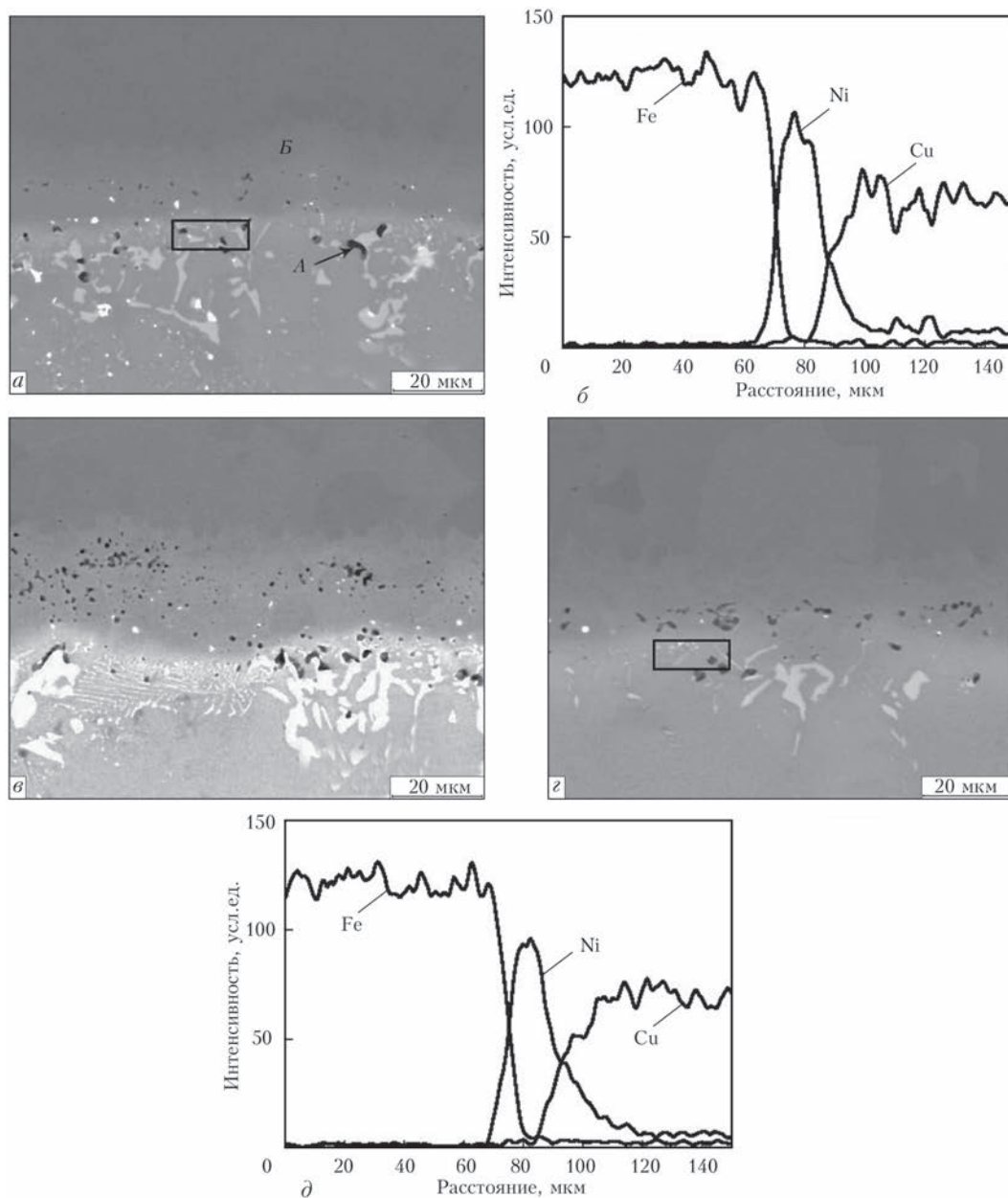


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки пористого никеля (пористость 25 % об., толщина 50 мкм) на режимах: а — $T_{св} = 660$ °С, $t_{св} = 30$ мин; б — распределение основных компонентов материалов в области соединения; в — $T_{св} = 700$ °С, $t_{св} = 5$ мин; г — $T_{св} = 700$ °С, $t_{св} = 20$ мин; д — распределение основных компонентов в области соединения, указанной на рис. 3, в

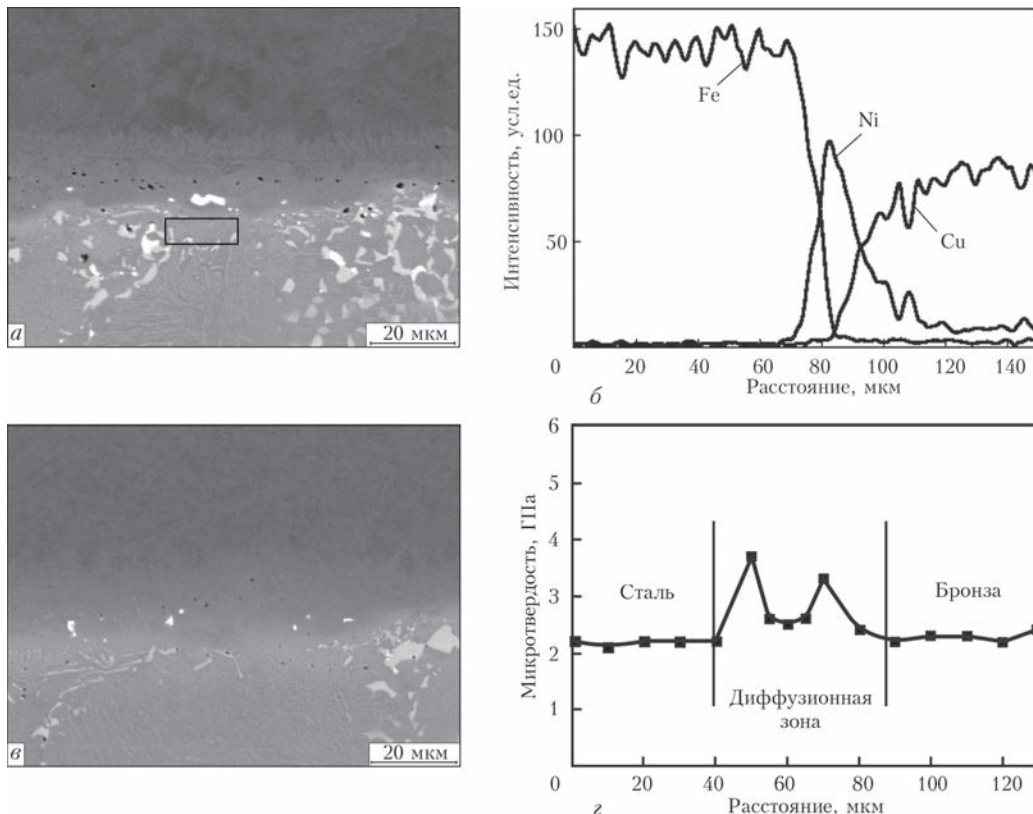


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки пористого никеля на режиме: $T_{св} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{св} = 20\text{ мин}$: *a* — пористость 25 % об., толщина 20 мкм и соответствующее распределение основных элементов в области стыка (*б*); *в* — пористость 10 % об., толщина 20 мкм и распределение микротвердости в зоне соединения (*г*)

Низкая температура сварки не обеспечивает залечивание пор как в никелевой прослойке, так и пор в околошовной зоне, возникающих при объединении вакансий, которые образуются в результате несбалансированности диффузионных потоков атомов меди в никель и никеля в бронзу (эффект Киркендалла). При этом обращает на себя внимание то, что скопления вакансий (поры) формируются на границах зерен медного сплава в области границы бронза/никелевая фольга (рис. 3, *a*, А). В области диффузионной зоны со стороны стали поры отсутствуют (рис. 3, *a*, Б). Появление пор в области границы бронза/никелевая фольга можно объяснить тем, что диффузия никеля в бронзу стимулирует формирование эвтектоидной составляющей. Так, химический анализ этой зоны показал (таблица), что концентрация никеля в ней значительно выше, чем в материале брон-

зы. В результате формирования эвтектоида появляется дополнительный приток вакансий, который обеспечивает коалесценцию пор. При повышении температуры сварки до $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ объемная доля эвтектоида в области диффузионной зоны бронза/никелевая фольга увеличивается (рис. 3, *в*). При этом малая продолжительность сварки (5 мин.) недостаточна для залечивания пор в области соединения. Видно, что пористость промежуточной прослойки и диффузионной зоны в области границы бронза/никелевая фольга выражена в большей степени по сравнению со сваркой при $660\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин. (рис. 3, *a*, *в*). При увеличении времени выдержки при температуре $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ пористость уменьшается как в области промежуточной прослойки, так и в области границы бронза/никелевая фольга (рис. 3, *г*). С одной стороны диффузионная зона бронза/никелевая фольга расширяется,

Химический состав зоны соединения вблизи границы прослойка/бронза

Режим сварки/Промежуточная прослойка	Химический состав области соединения (обозначена прямоугольником на изображении микроструктур), мас. %				
	Fe	Ni	Cu	Sn	Pb
$T_{св} = 660\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{св} = 30\text{ мин}$ / Ni — пористость 25 % об., толщина 50 мкм	0,26	45,41	42,01	10,67	1,65
$T_{св} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{св} = 20\text{ мин}$ / Ni — пористость 25 % об., толщина 50 мкм	0,59	40,01	46,21	13,19	—
$T_{св} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{св} = 20\text{ мин}$ / Ni — пористость 25 % об., толщина 20 мкм	0,45	37,05	50,73	11,77	—
$T_{св} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{св} = 20\text{ мин}$ / Cu — пористость 30 % об., толщина 30 мкм	1,27	3,06	87,22	8,45	—
Бронза	—	4,01	83,38	10,23	2,38



при этом содержание никеля на единицу объема уменьшается, о чем свидетельствует уменьшение концентрации никеля (таблица), что приводит к уменьшению объемной доли эвтектоида в области границы фольга/бронза, а, следовательно, уменьшается приток вакансий за счет эвтектоидного превращения. С другой стороны увеличение времени выдержки обеспечивает частичное залечивание пор, но этого оказывается недостаточно для полного устранения пористости.

Очевидно, что для устранения остаточной пористости в области соединения необходимо уменьшить объемную долю пор и вакансий, связанных с присутствием в стыке пористой промежуточной фольги. Это можно решить двумя путя-

ми: во-первых, уменьшением толщины фольги, а во-вторых, уменьшением ее пористости.

На рис. 4, а показана микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой на режиме $T_{св} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{св} = 20 \text{ мин}$ с использованием промежуточной никелевой фольги с пористостью 25 % об. и толщиной 20 мкм. Применение более тонкой пористой фольги обеспечивает уменьшение остаточного слоя никеля в зоне соединения (рис. 4, б). При этом уменьшается пористость в области фольги и в диффузионной зоне со стороны бронзы, что может быть следствием как уменьшения объемной доли эвтектоида за счет снижения концентрации никеля в этой области (таблица), так и залечивания пор. При применении прослоек с меньшей пористостью (порядка 10 % об.) и толщиной 20 мкм существенно снижается концентрация пор как в области промежуточной прослойки, так и вблизи границы никелевая прослойка/бронза (рис. 4, в). Неоднородный состав диффузионной зоны сказывается на распределении микротвердости в области соединения (рис. 4, г). Видно, что взаимная диффузия компонентов стали, бронзы и промежуточной прослойки приводит к формированию в зоне соединения участков материала с более высокой микротвердостью, чем у исходных материалов.

Со стороны стали диффузионное взаимодействие железа и никеля приводит к образованию частиц интерметаллического соединения FeNi_3 , что обеспечивает дисперсионное упрочнение материала. Взаимная диффузия меди и никеля приводит к формированию в стыке материала, близкого по составу к высокопрочному сплаву Монель. Полученные результаты дают основание утверждать, что использование при диффузионной сварке стали и бронзы промежуточной пористой прослойки никеля интенсифицирует диффузионные процессы в области соединения. С одной стороны этому способствует установление хорошего физического контакта свариваемых поверхностей за счет сверхпластического поведения пористой фольги, с другой — релаксация неравновесного состояния фольги путем коалесценции и залечивания пор активизирует диффузионное взаимодействие компонентов материалов в зоне соединения. Применение пористой фольги никеля позволяет снизить температуру сварки, что предотвращает появление жидкой фазы на поверхности бронзы и увеличивает прочность соединения.

Известно [4], что одним из способов, предотвращающих появление на поверхности бронзы жидкой фазы в процессе сварки, является наварка на поверхность стали медной прокладки малой толщины. В связи с этим представляет интерес использование в качестве промежуточной про-

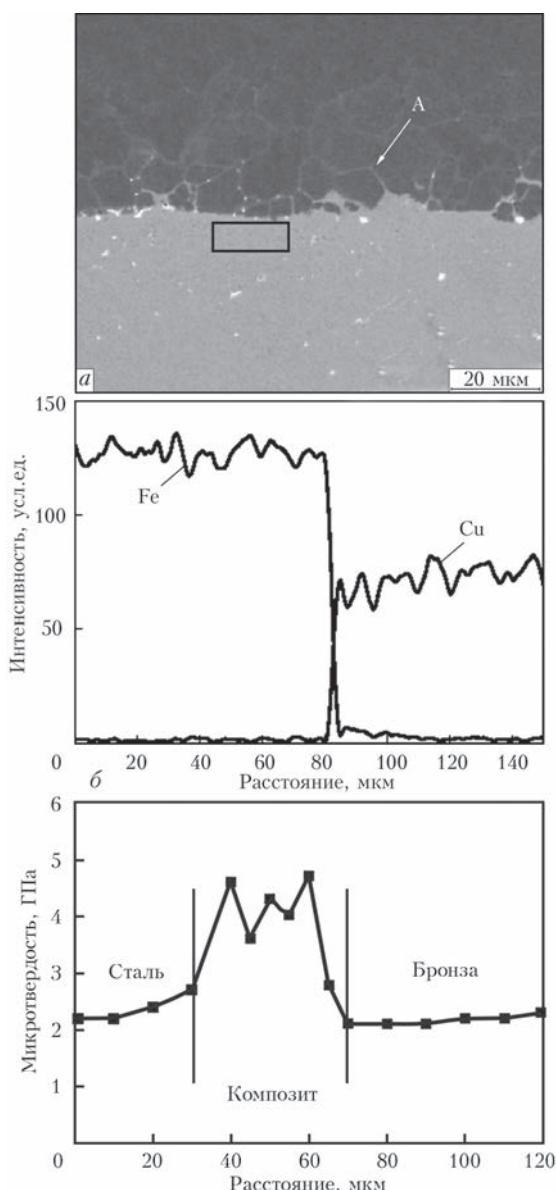


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки пористой меди (пористость 30 % об., толщина 30 мкм) на режиме: $T_{св} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{св} = 20 \text{ мин}$ (а), распределение основных элементов (б) и микротвердости (в) в зоне соединения



слойки при диффузионной сварке стали и бронзы пористой фольги меди. На рис. 5, а показана микроструктура сварного соединения сталь/бронза, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки меди с пористостью 30 % об. и толщиной 30 мкм при режиме сварки: $T_{св} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{св} = 20$ мин. Видно, что в зоне соединения отсутствует остаточная пористость. Отсутствие в зоне соединения прослойки на основе меди и четко выраженной диффузионной зоны свидетельствует об интенсивной взаимной диффузии компонентов соединяемых материалов и медной фольги. Исходя из распределения элементов в зоне соединения (рис. 5, б) и данных о химическом составе со стороны бронзы (таблица), можно отметить, что в области расположения промежуточной прослойки меди концентрация легирующих элементов практически такая же, как и в бронзе, т. е. между пористой прослойкой меди и бронзой в процессе диффузионной сварки происходит интенсивное перераспределение элементов, что способствует залечиванию пор. В то же время фазовый контраст на изображении микроструктуры соединения (рис. 5, а, А) указывает на диффузию меди по границам зерен стали.

Таким образом, из проведенных исследований можно сделать вывод, что в процессе сварки диффузионное взаимодействие промежуточной прослойки пористой меди на границе сталь/медь определяется зернограничной диффузией меди в сталь, а на границе с бронзой — диффузией олова и никеля из бронзы в медь. Диффузионное перераспределение компонентов в процессе сварки приводит к формированию в зоне соединения прослойки композита на основе стали с высокой микротвердостью. Можно предположить, что такое изменение механических свойств в сварном соединении будет способствовать локализации пластической деформации под действием внешней нагрузки, главным образом, в участках бронзы, непосредственно примыкающих к стали. Более плавное изменение микротвердости в области соединения сталь/бронза, полученного с использованием промежуточной прослойки пористого никеля, по-видимому, обеспечит более размытую область протекания релаксационных процессов при внешних нагружениях.

Выводы

1. Применение промежуточных прослоек на основе пористой фольги никеля и меди позволяет

снизить температуру диффузионной сварки сталь/бронза до 660...700 $^\circ\text{C}$.

2. Показано, что при диффузионной сварке стали и бронзы через пористую фольгу никеля структура сварного соединения формируется со стороны стали путем взаимной диффузии атомов никеля и железа, а со стороны бронзы — атомов никеля и меди, что приводит к формированию в области стыка прослоек материала с повышенной микротвердостью.

3. Структура сварного соединения сталь/бронза, полученного через промежуточную прослойку пористой меди, формируется путем зернограничной диффузии атомов меди в сталь и диффузии атомов никеля и олова в медь, что способствует формированию в зоне соединения композита с высокой микротвердостью.

1. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Металлургия, 1976. — 312 с.
2. Малевский Ю.Б., Несмих В.С. Сварка давлением бронзы со сталью. — М.: Металлургия, 1981. — 108 с.
3. Потехин Б.А., Измайлов Д.К. Особенности диффузионной сварки в вакууме без приложения внешнего давления // Свароч. пр-во. — 2008. — № 2. — С. 8–13.
4. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. Справочник. — М.: Машиностроение, 1981. — 271 с.
5. Биметаллические соединения / К.Е. Чарухина, С.А. Голованенко, В.Е. Мастеров, Н.Ф. Козаков. — М.: Металлургия, 1970. — 254 с.
6. Diffusion welding of aluminium alloy strengthened by Al_2O_3 particles through an Al/Cu multilayer foil / A. Ustinov, Y. Falchenko, T. Melnichenko et al. // J. of Materials Processing Technology. — 2013. — **213**, № 4. — P. 543–552.
7. Люшинский А.В. Использование нанодисперсных порошков при диффузионной сварке разнородных металлов // Автомат. сварка. — 2011. — № 5. — С. 39–43.
8. Диффузионная сварка в вакууме сплава на основе $\gamma\text{-TiAl}$ с использованием нанослойных прослоек / Г.К. Харченко, А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, и др. // 2011. — № 3. — С. 7–11.
9. Устинов А.И., Ляпина К.В., Мельниченко Т.В. Закономерности формирования пористой структуры нержавеющей стали при ее осаждении из паровой фазы в присутствии паров хлористого натрия // Спец. электротехнология. — 2005. — № 4. — С. 23–28.
10. Исследование фазовых превращений и пластических деформаций при непрерывном нагреве многослойной фольги Al/Cu / А.И. Устинов, Я.И. Матвиенко, С.С. Полищук, А.Е. Шишкин // Автомат. сварка. — 2009. — № 10. — С. 29–34.
11. Вайвод Н.И., Быков Г.М. Диффузионная сварка при изготовлении блока цилиндров аксиально-плунжерных насосов // Свароч. пр-во. — 1982. — № 3. — С. 32–33.
12. Диффузионная сварка в вакууме нержавеющей стали через пористые прослойки никеля / А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, Т.В. Мельниченко и др. // Автомат. сварка. — 2015. — № 7. — С. 1–7.
13. Кузнецова Р.И., Брюховецкий В.В., Пойда В.П. Механизмы развития зернограничных пор и локальная неоднородность деформации в условиях сверхпластического течения // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — **17**, № 8. — С. 64–72.

Поступила в редакцию 30.04.2015