

УДК 621.791.18

Особенности формирования биметаллического втулочного соединения высокоуглеродистая легированная сталь — бронза при диффузионной сварке

Е.Н. Еремин¹, М.С. Тибяев^{1,2}, С.А. Бородихин¹

¹ Омский государственный технический университет

² АО «Высокие технологии»

Features of forming a bimetallic bush joint between high-carbon alloy steel and bronze during diffusion welding

E.N. Eremin¹, M.S. Tibaev^{1,2}, S.A. Borodikhin¹

¹ Omsk State Technical University

² High Technologies JSC

Рассмотрены растворно-диффузионные процессы, протекающие при взаимодействии соединяемых диффузионной сваркой поверхностей высокоуглеродистой легированной стали и бронзы. Показано, что определяющими факторами в этих процессах являются высокая ликвационная способность меди, фосфора, никеля со стороны бронзы и железа, углерода, вольфрама, молибдена, хрома со стороны стали и обогащение ими пограничного слоя жидкой фазы бронзы. Формирование сварного соединения обусловлено образованием у границы раздела диффузионных зон — широкой на основе железа (до 20 мкм) со стороны стали и узкой фосфидной (до 5 мкм) со стороны бронзы. Вследствие диффузии относительно большого количества легирующих элементов в пограничный слой жидкой фазы в зоне сварного соединения после изотермической выдержки образуется равномерный по ширине слой (30 мкм) зерен твердого раствора на железомедной основе, содержащий фазы высокой твердости. Установлено, что диффузионная сварка высокоуглеродистой легированной стали и бронзы в условиях вакуума $6,67 \cdot 10^{-5}$ Па при температуре нагрева 850 °С и времени выдержки 60 мин позволяет получить равнопрочное биметаллическое втулочное соединение.

EDN: KFBVSU, <https://elibrary/kfbvsu>

Ключевые слова: высокоуглеродистая легированная сталь, бронзовая втулка, диффузионная сварка, втулочное соединение, ликвация элементов, диффузионные зоны

The solution-diffusion processes occurring during the interaction of surfaces connected by diffusion welding — high-carbon alloy steel-bronze are considered. It is shown that the decisive factor in these processes is the high liquation capacity of copper, phosphorus, nickel on the part of bronze and iron, carbon, tungsten, molybdenum, chromium on the part of steel and their enrichment of the boundary layer of the liquid phase of bronze. The formation of the compound is caused by the formation of diffusion zones at the interface — a wide iron-based zone (up to 20 microns) on the steel side and a narrow phosphide zone (up to 5 microns) on the bronze side. As a result of the diffusion of a relatively large number of alloying elements into the boundary layer of the liquid phase, in the junction zone after isothermal exposure, a uniform layer (30 microns) of grains of an iron-copper-based solid so-

lution containing phases of high hardness is formed. With the parameters of diffusion welding of bimetal — high carbon alloy steel-bronze, including a vacuum of 6.67×10^{-5} Pa, a heating temperature of 850 °C, and a holding time of 60 minutes, the equal strength of the bimetallic sleeve joint is achieved.

EDN: KFBVSU, <https://elibrary/kfbvsu>

Keywords: high-carbon alloy steel, bronze bushing, diffusion bonding, sleeve joint, elemental segregation (liquation), diffusion zones

Работоспособность подшипников скольжения определяет продолжительность эксплуатации многих машиностроительных изделий [1, 2]. К ним относится большая часть элементов гидравлических систем, таких как гидронасосы, гидромоторы и гидрораспределители, трущиеся поверхности которых подвержены чрезмерному изнашиванию [3]. Так, в корпусах гидрораспределителя стальной нагнетательный поршень движется возвратно-поступательно в так называемом бронзированном канале стального корпуса диаметром 20...30 мм и длиной 80...120 мм, образуя пару трения сталь — бронза. Поэтому проблема изнашивания материалов таких гидравлических агрегатов требует решения.

В качестве материала-основы блоков цилиндров гидронасоса часто выступает высокопрочная сталь 7ХГ2ВМФ. При изготовлении подшипников скольжения широко применяют оловянистую бронзу БрО10С2НЗ, которая обладает высокой износостойкостью и самосмазывающимися свойствами. Поэтому использование стали 7ХГ2ВМФ в соединении с оловянистой бронзой при производстве гидравлических агрегатов может решить проблему изнашивания трущихся деталей.

Наиболее распространенными способами изготовления таких подшипников скольжения являются запрессовка бронзовой втулки в стальной корпус подшипника, заливка и наплавка бронзы на его внутреннюю поверхность, либо поверхностное напыление [4, 5]. Такой способ не обеспечивает диффузионного взаимодействия стали и бронзы и, как следствие, их соединение имеет низкую прочность сцепления. В этом случае температурные колебания всего гидрораспределителя ($-50...+50$ °C) формируют зазор между стальным корпусом и втулкой, что может нарушить работоспособность узла в целом. Выполнять бронзирование такого канала способами литья или напыления не представляется возможным.

Наплавка медных сплавов на сталь сопряжена с различными проблемами. Сталь и медный сплав сильно различаются по температуре

плавления, пределу текучести, теплопроводности, модулю упругости и коэффициенту линейного расширения. Поэтому при соединении стали и бронзы дуговой наплавкой наблюдается затрудненное плавление медной стороны, термическое растрескивание, проникновение трещин в биметаллическое соединение, которые простираются внутрь стали вдоль границы зерен [6].

Эту проблему можно решить методами твердотельной сварки [7]. Среди них диффузионная сварка, обладающая низкой температурой нагрева и простотой обеспечения точности размеров сварных швов, является оптимальным методом соединения разнородных металлов изделий ответственного назначения в различных отраслях промышленности [8, 9].

При таком методе свариваемые материалы, в частности сталь и бронза, вступают в тесный контакт и нагреваются до температуры твердотекучего состояния менее тугоплавкого металла (бронзы). Жидкая фаза, которая образуется в объеме одного металла (бронзы), вступает во взаимодействие с другим — твердым (сталью) и смачивает его. Далее при изотермической выдержке и приложении давления за счет физико-химических процессов на границе раздела твердого и твердотекучего металлов формируется биметаллическое соединение, свойства которого определяются природой взаимодействующих материалов [10, 11].

Кинетическая схема процесса сварки бронзы со сталью в твердотекучем состоянии включает в себя три стадии [10], которые определяются следующими условиями взаимодействия соединяемых поверхностей:

- физическое (механическое), свидетельствующее об образовании фактического контакта поверхностей;
- химическое (смачивание поверхности стали жидкой фазой бронзы);
- объемное в контактной зоне, определяемое растворно-диффузионными процессами.

Стадия физического взаимодействия, где в качестве определяющего параметра выступает

давление, является необходимой для развития последующих двух.

Смачивание стали жидкой фазой бронзы наступает при температуре нагрева не менее 840...850 °С. Однако ее смачивание бронзовым расплавом, причем ограниченное, обеспечивается только в высоком вакууме. В то же время для смачивания по всей площади контакта двух материалов, помимо перегрева выше точки равновесного солидуса бронзы, необходимо силовое воздействие. Функция приложенного давления заключается, главным образом, в сглаживании макро- и микронеровностей и обеспечении плотного прилегания друг к другу свариваемых поверхностей бронзы и стали к моменту достижения ими температуры твердожидкого состояния бронзы.

В классическом варианте сварки требуемая для образования физического контакта пластическая деформация бронзы достигается приложением внешнего давления сжатия [10, 11]. Однако такая схема соединения осуществима только при сварке изделий простых форм и по плоским поверхностям. При сварке по цилиндрическим поверхностям (втулочных соединений) она неприемлема.

В этом случае используют сварку без приложения внешнего воздействия [12], где задействована запрессовка бронзовых втулок в стальной корпус. Давление в контакте свариваемых материалов создается за счет разного термического расширения. В процессе нагрева (сварки) бронзовой и стальной заготовок благодаря преимущественному термическому расширению бронзы сначала выбирается посадочный зазор, если он имеется. Затем под действием давления, которое достигает в определенный момент нагрева уровня предела текучести бронзы, происходит упругопластическая деформация приповерхностных слоев бронзы, что обеспечивает физический контакт между свариваемыми поверхностями [12].

Формирование прочного соединения (равнопрочного бронзе) завершается после изотермической выдержки при температуре твердожидкого состояния бронзы, которая необходима для структурного перераспределения в зоне соединения. При отсутствии внешнего давления сжатия этот параметр режима является основным в протекании растворо-диффузионных процессов, определяющих качество формирования биметаллического соединения при сварке в твердожидком состоянии [13, 14].

Однако в настоящее время очень мало исследований по диффузионной сварке легированной стали с бронзой [15].

Цель работы — изучение растворо-диффузионных процессов, протекающих при формировании диффузионной сваркой соединений из высокоуглеродистой легированной стали 7ХГ2ВМФ с оловянистой бронзой БрО10С2НЗ при разном времени изотермической выдержки.

Объект и методы исследования. В качестве объекта исследования выступала втулочная композиция сварных соединений из двух разнородных материалов — литой оловянистой бронзы БрО10С2НЗ (по ОСТ 90054–72) и мартенситной высокоуглеродистой легированной стали 7ХГ2ВМФ (по ГОСТ 5950–2000). Образцы получали запрессовкой бронзовой втулки с наружным диаметром $13^{+0,02}$ мм и длиной 20 мм в отверстие диаметром $13_{-0,01}$ мм стального корпуса (рис. 1).

Химический состав стали 7ХГ2ВМФ приведен в табл. 1, а химический состав бронзы БрО10С2НЗ — в табл. 2.

Для определения концентрации основных легирующих элементов в металлах использовали оптико-эмиссионный спектрометр Искролайн 300. Концентрацию углерода в металлах определяли методом инфракрасной спектроскопии путем сжигания пробы при температуре 1350 °С в атмосфере кислорода с помощью анализатора МЕТАВАК-CS30.

Диффузионную сварку проводили в условиях вакуума $6,67 \cdot 10^{-5}$ Па в вакуумной установке СГВ-2-4 при температуре сварки $T = 850$ °С и времени выдержки $t = 10, 30$ и 60 мин. Процесс сварки включал в себя первоначальный нагрев

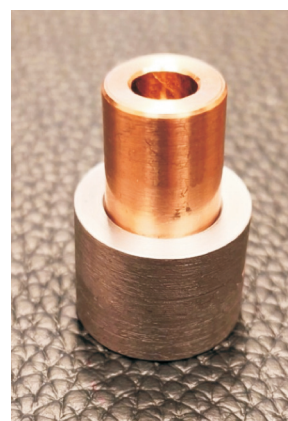


Рис. 1. Внешний вид образца

Таблица 1

Химический состав стали 7ХГ2ВМФ

Элемент	Концентрация в стали, %	Элемент	Концентрация в стали, %
C	0,702	Ni	0,100
Cr	1,560	Cu	0,100
Mn	1,840	Si	0,230
W	0,450	P	0,200
Mo	0,490	Pb	Менее 0,005
V	0,110	Fe	Основа

Таблица 2

Химический состав бронзы БрО10С2Н3

Элемент	Концентрация в бронзе, %	Элемент	Концентрация в бронзе, %
Sn	10,7000	Fe	0,0620
Pb	2,4900	Al	0,0990
Ni	2,6600	Si	0,0179
Zn	0,0530	P	0,0100
Sb	0,0500	Cu	Основа

до температуры $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, нагрев до $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, выдержку в течение заданного времени и охлаждение вместе с печью.

После процесса диффузионной сварки образцы разрезали по длине соединений, поэтапно шлифовали наждачной бумагой и полировали полировальной машиной до исчезновения видимых царапин.

Отполированные образцы протравливали смесью FeCl_3 (1 г), HCl (5 мл) и H_2O (20 мл), после чего подвергали металлографическому исследованию.

Металлографическое исследование образцов проводили на оптическом микроскопе Olimpus (Carl Zeiss).

Проверку прочности на срез полученных втулочных соединений выполняли путем выдавливания бронзовой втулки из стальной детали на прессе PressTestSystem-10 с усилием 980 кН (10 000 кгс). Показатель прочности сцепления напряжения сдвига $\tau_{\text{сдв}}$ находили как частное от деления максимального усилия выпрессовки на площадь контакта втулка — бронза.

Микротвердость структурных составляющих определяли методом Виккерса на микротвердомере Shimadzu HNV-2 при нагрузке 0,0098 Н (1 гс).

Исследования тонкой структуры сваренных образцов выполняли на растровом электронном микроскопе JCM-5700 JEOL с энергодисперсионным спектрометром JED-2300.

Результаты исследования и обсуждение. Полученные соединения как при изотермической выдержке $t = 10$ мин, так и при $t = 30$ мин показали отрицательный результат. При выдержке $t = 10$ мин в сварном соединении присутствовали непровары и поры, а при $t = 30$ мин — большей частью поры.

Микроструктура сварных соединений после диффузионной сварки с характерными дефектами показана на рис. 2. В микроструктуре видны мелкие поры и четкая граница раздела двух разнородных материалов, что обусловлено ограниченным временем взаимодействия и низкой степенью протекания диффузионных процессов.

На следующем этапе исследования проверяли свариваемость при времени выдержки $t = 60$ мин. В этом случае в области сварного стыка образовалось хорошее диффузионное соединение без явных дефектов (рис. 3).

В сварном стыке отчетливо видны структуры диффузионных зон и основных металлов. Существующий у поверхности стали на стадии смачивания сплошной фронт жидкой фазы (светлое поле) нарушается растущими зернами новой фазы. По структуре приконтактные об-

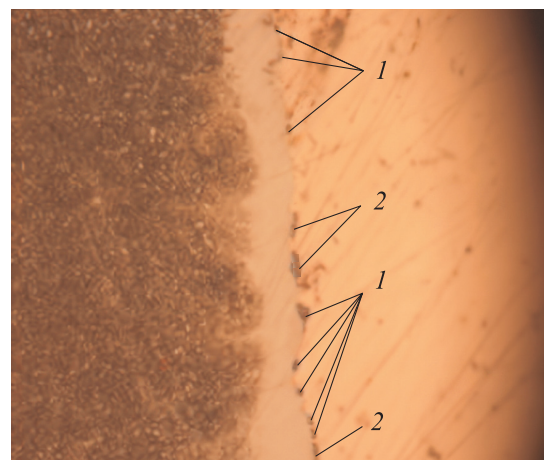


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений сталь — бронза с характерными дефектами (при увеличении $\times 1000$): 1 — пора; 2 — несплавление



Рис. 3. Микроструктура качественного сварного соединения сталь — бронза (при увеличении $\times 1000$)

ласти бронзы и основного материала не различаются.

Наблюдается сильная эрозия (растворение) стали вследствие проникновения бронзового расплава по границам зерен. На некоторых участках сварного соединения происходит вымывание мелких зерен стали и их переход в пограничный слой бронзы. Об этом свидетельствует также извилистая поверхность стали и скопление возле нее большого количества мелких не растворившихся в бронзовом расплаве частиц стали. Будучи отделенными от основного металла, дисперсные частицы стали большей частью располагаются в непосредственной близости от межфазной границы, а меньшей перемещаются вглубь бронзы. В этом положении они фиксируются при кристаллизации, образуя плотный и довольно равномерный по глубине слой (15...20 мкм) зерен твердого раствора.

Исследование особенностей строения сварного соединения проведено методом картирования легирующих элементов с помощью растровой электронной микроскопии. Структура исследуемого участка соединения с наложением карт основных легирующих элементов и соответствующие им отдельные карты приведены на рис. 4, а–д, где А — линия сканирования энергодисперсионного анализа (ЭДА); 1–9 — точки сканирования ЭДА.

Видно, что структура бронзы состоит из α -твердого раствора меди и эвтектоида ($\alpha + \delta$). Доля эвтектоида в структуре составляет около 4...5 %, а размер выделений — 20...30 мкм.

Анализируя соединение, можно увидеть более четкое изображение значительного раство-

рения железа в бронзе и насыщения им ее поверхностного слоя. В то же время жидкая медь проникает по границам зерен и вымывает отдельные зерна или их группы. В структуре переходной зоны присутствует значительное количество зеленоватых включений на основе фосфора. Они расположены сплошной грядой шириной до 5 мкм вдоль границы соединения непосредственно на стали или на небольшом расстоянии от нее.

Полученные в результате ЭДА спектры распределения основных легирующих элементов по линии сканирования А (см. рис. 4, а) приведены на рис. 5. Обращает на себя внимание очень сильная ликвация фосфора. Спектры распределения фосфора, железа и никеля показывают, обнаруженные ранее на границе сталь — бронза фосфиды в виде обособленных включений, плотно выстраивающихся вдоль границы со сталью, можно идентифицировать как фосфиды железа и никеля. Спектры распределения Cu, Sn, Ni и Zn соответствуют химическому составу бронзы. Никель на небольшом участке диффузионной зоны переходит из бронзы в сталь, а хром, вольфрам, молибден, ванадий и марганец — в бронзу.

Также имеет место значительная ликвация углерода и менее значительная свинца. Существенной ликвации остальных легирующих элементов, включая олово, не наблюдается.

Результаты точечного сканирования химического состава исследуемого сварного стыка по основным элементам (см. рис. 4, а) приведены в табл. 3.

Видно, что эвтектоид (точки 1 и 2) в бронзе представляет собой сложный интерметаллид на основе меди, содержащий до 34,45 % олова, до 7,00 % никеля, до 1,60 % цинка, до 0,42 % фосфора, до 0,36 % свинца и до 0,34 % углерода. В близлежащих к эвтектоиду участках бронзы (точка 3) концентрация олова и никеля снижается почти в 3 раза (до 12,70 и 2,71 % соответственно). Почти отсутствует фосфор и свинец, но зато присутствует железо (до 0,37 %). В близлежащих к линии сплавления участках бронзы (точка 4) при сохранении приблизительно тех же концентраций углерода, меди, олова, цинка и никеля увеличиваются концентрации железа и свинца до 0,90 и 0,30 % соответственно, но полностью отсутствует фосфор.

На границе переходной зоны бронза — сталь (точка 5) максимальную концентрацию имеют

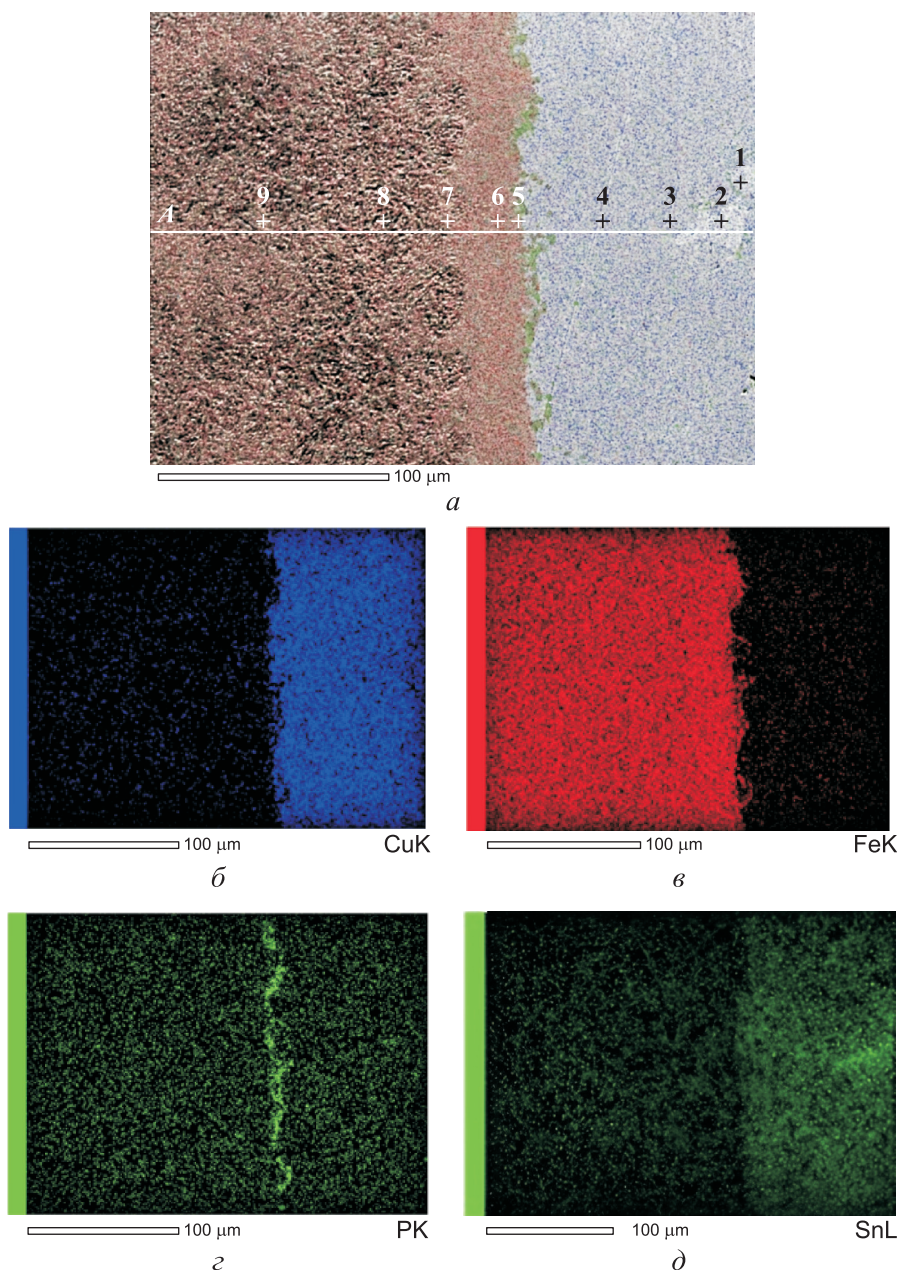


Рис. 4. Структура исследуемого участка сварного соединения с наложением карт Fe, Cu, P и Sn (а) и отдельные карты Cu (б), Fe (в), P (г) и Sn (д)

фосфор (до 15,53 %) и никель (до 9,98 %), у железа она достигает 56,6 %. В то же время падают концентрации меди (до 10,84 %), олова (до 1,73 %), свинца (до 0,14 %) и цинка (до 0,10 %), появляются хром (до 1,73 %), марганец (до 0,98 %), вольфрам (до 0,67 %) и ванадий (до 0,43 %).

В средней части переходной зоны (точка 6) возрастают концентрации железа (до 88,82 %), марганца (до 2,80 %), вольфрама (до 1,13 %), цинка (до 0,15 %), молибдена (до 0,42 %), углерода (до 0,43 %) и незначительно свинца (до

0,21 %). Существенно падают концентрации фосфора (до 0,53 %), меди (до 1,36 %), никеля (до 1,99 %), хрома (до 1,45 %), ванадия (до 0,13 %) и олова (до 0,23 %).

На границе переходная зона — сталь (точка 7) резко возрастает концентрация углерода (до 0,62 %), увеличиваются концентрации молибдена (до 0,76 %), свинца (до 0,40 %) и цинка (до 0,34 %). Значительно падают концентрации никеля (до 0,33 %), фосфора (до 0,29 %), меди (до 1,28 %), вольфрама (до 0,98 %) и до нуля олова.

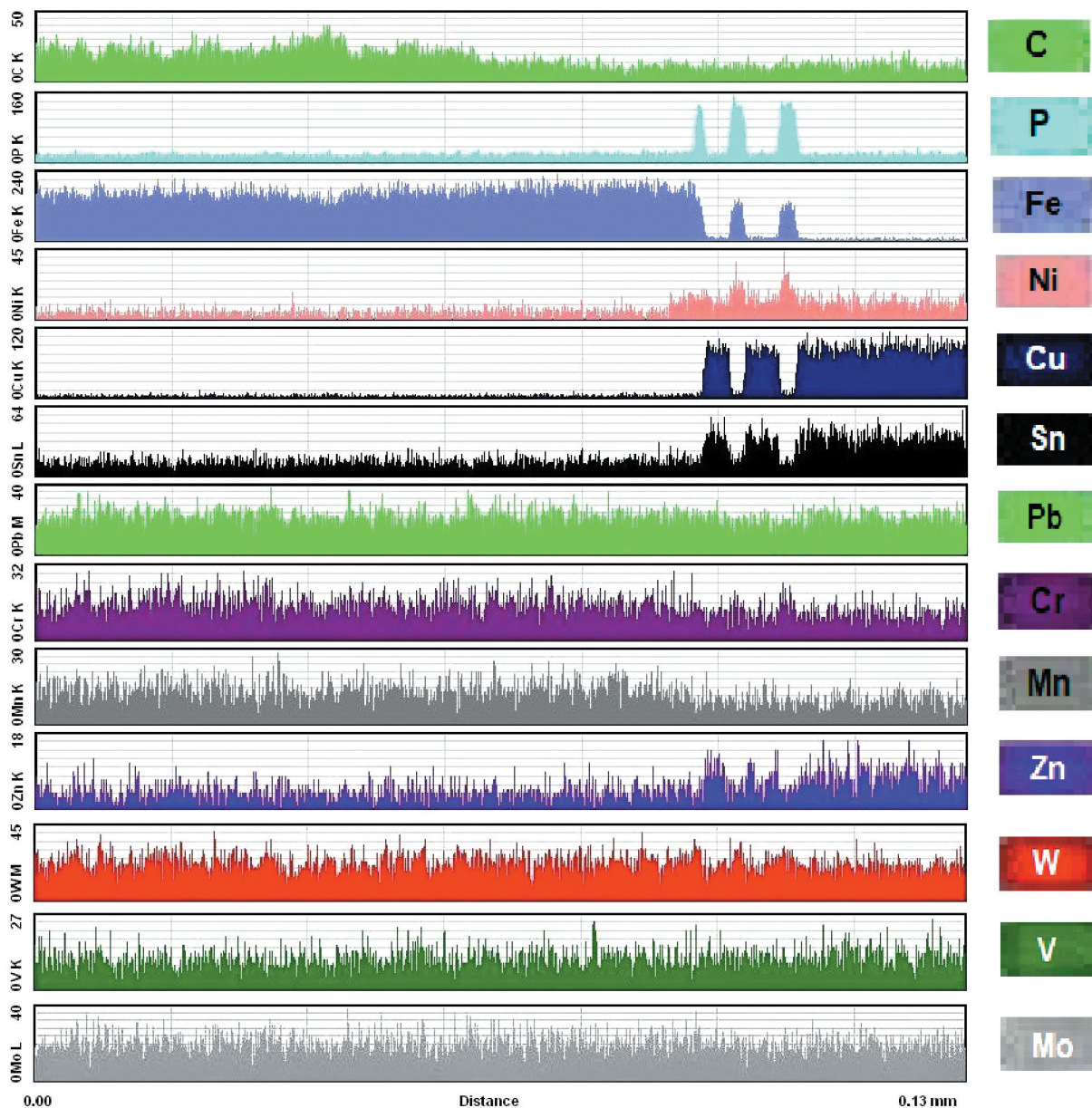


Рис. 5. Распределение основных легирующих элементов структуры по линии сканирования

На участке стали, расположенном рядом с переходной зоной (точка 8), более чем в 2 раза повышается концентрация свинца (до 0,84 %) и незначительно углерода (до 0,71 %). Существенно снижаются концентрации цинка (до 0,08 %) и фосфора (до 0,13 %).

В основной части стали (точка 9) уменьшаются концентрации никеля (до 0,17 %) и существенно фосфора (до 0,08 %). У остальных элементов концентрации остаются почти на том же уровне.

Анализируя полученные данные, можно отметить, что кинетический процесс изотермической кристаллизации (намораживания) твердо-

го раствора у поверхности стали большей частью контролируется диффузией атомов железа в объем жидкого расплава через пограничный слой, закристаллизовавшийся ранее. В свою очередь, диффузия атомов железа в твердом растворе α -Cu лимитируется предельной растворимостью железа при температуре солидуса бронзы. Скорость изотермической кристаллизации во времени определяется диффузионной подвижностью атомов железа в закристаллизованном растворе, а также диффузионным и конвективным выравниванием состава в жидкости, омывающей растущие кристаллы [13, 16].

Таблица 3

**Результаты точечного сканирования химического состава исследуемого сварного стыка
по основным элементам**

Точка	Концентрация элемента в сварном стыке, %													
	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	Mo	Sn	W	Pb
1	0,34	0,06	0,28	–	0,05	–	–	7,06	55,94	1,67	0,06	33,87	0,31	0,34
2	0,32	–	0,42	–	–	–	–	7,06	56,55	0,21	0,08	34,45	0,11	0,36
3	0,28	0,09	0,07	0,05	–	–	0,37	2,71	82,44	0,69	0,17	12,78	–	0,05
4	0,31	0,13	–	0,02	–	–	0,90	3,12	85,28	1,17	–	8,47	0,03	0,31
5	0,38	–	15,53	0,43	1,73	0,98	56,62	9,98	10,84	0,10	0,17	1,73	0,67	0,14
6	0,43	0,19	0,53	0,13	1,45	2,80	88,82	1,99	1,36	0,15	0,42	0,23	1,13	0,21
7	0,62	0,34	0,29	0,16	1,39	2,85	89,99	0,33	1,28	0,34	0,77	–	0,98	0,40
8	0,71	0,41	0,13	0,19	1,40	2,77	90,26	0,26	1,22	0,08	0,83	–	0,69	0,84
9	0,74	0,29	0,08	0,12	1,58	2,90	90,61	0,17	1,02	0,06	0,89	–	0,73	0,73

По мере увеличения толщины кристаллизующегося твердого раствора α -Cu процесс намораживания замедляется. Чем больше железа переходит в пограничный слой жидкой фазы на стадии растворения стали, тем интенсивнее протекает изотермическая кристаллизация бронзового расплава у границы соединения. Его формирование завершается образованием переходной зоны из диффузионных слоев — узкого со стороны стали (до 20 мкм) и широкого со стороны бронзы (до 50 мкм), представляющих собой твердые растворы на основе железа и меди соответственно.

После образования на поверхности стали зерен «новой фазы» процесс ее растворения прекращается. Атомы железа поступают в жидкую фазу бронзы путем диффузии через образовавшийся слой твердой фазы, где параметры диффузии на несколько порядков ниже, чем в жидком сплаве [13]. В связи с этим концентрация железа в бронзовом расплаве в зоне соединения со временем уменьшается за счет выравнивающей диффузии его по сообщающимся жидким прослойкам вглубь бронзы, в том числе в прилегающие зерна твердого раствора α -Cu. Так, концентрация железа в жидкости возле фронта изотермической кристаллизации достигает 56 %, а в бронзе она снижается уже до 0,37 %. Однако следы железа в бронзе обнаруживаются даже на расстоянии от границы соединения со сталью, равном 50 мкм.

На кинетику растворения твердого металла в жидкости большое влияние оказывает встречный процесс — проникновение жидкого

металла в твердый [16]. Анализ результатов, приведенных в табл. 3, показывает, что проникающая способность жидкой меди по границам зерен также очень высока. Так, на линии сплавления ее концентрация достигает 9,74 % и далее в твердой фазе стали она находится на уровне 1,00 %.

Очень высока также ликвация фосфора. При очень низкой концентрации в бронзе она, ликвидируясь, собираясь на линии сплавления, образует слой, отделяющий бронзу от стали, и далее распространяется в твердую сталь. Наличие фосфора обнаружено даже на расстоянии 25 мкм от линии сплавления.

Никель концентрируется (до 10,00 %) в тонком приповерхностном слое стали толщиной 3...5 мкм, где наблюдается также более высокая (почти до 11,00 %) концентрация меди (см. рис. 4, а, светлая полоса).

Ликвация олова незначительная. Концентрация свинца снижается вплоть до твердой стали, где она значительно возрастает. Наблюдается ликвация углерода. Его наличие отмечено не только в бронзе, но и в эвтектоиде.

Значения микротвердости структурных составляющих сварного стыка в точках сканирования (см. рис. 4, а) приведены в табл. 4.

Анализ данных табл. 4 показывает, что микротвердость бронзы (точка 4) невелика и находится в пределах 175 HV. Твердость области α -твердого раствора бронзы вблизи эвтектоида (точка 3) возрастает и достигает 216 HV. Микротвердость эвтектоида (точки 1 и 2) очень высока (до 621 HV). На границе сплавления (точ-

Таблица 4

**Значения микротвердости
структурных составляющих сварного стыка**

Точка	Микротвердость, HV	Точка	Микротвердость, HV
1	621	6	629
2	608	7	588
3	216	8	517
4	175	9	472
5	675	–	–

ка 5) имеется прослойка с очень высокой микротвердостью, достигающей 675 HV, что выше, чем у стали. В средней части переходной зоны (точка 6) микротвердость несколько снижается и составляет 629 HV. На границе переходная зона — сталь (точка 7) микротвердость падает до 588 HV. В стали по мере удаления от зоны сплавления (точки 8 и 9) микротвердость падает до 517 и 472 HV соответственно.

Таким образом, при диффузионной сварке углеродистая легированная сталь — бронза на границе сплавления образуется прослойка с высокой твердостью. Ее появление можно объяснить образованием фосфидов и дисперсным упрочнением карбидами вольфрама, хрома и молибдена диффундирующих из стали.

Анализ результатов механических испытаний показал, что прочность сцепления сваренных поверхностей τ -сдвига достигает 218,6 МПа, а разрушение происходит по границе прослойка–бронза.

На основании изложенного можно заключить, что определяющим фактором в формировании биметаллического соединения при сварке в твердожидком состоянии является изотермическая кристаллизация (намораживание) бронзового расплава на поверхности стали. Этот процесс контролируется диффузией атомов железа в объем жидкого расплава через пограничный слой, закристаллизовавшийся

ранее. Вследствие перехода относительно большого количества частиц стали в пограничный слой жидкой фазы бронзы в зоне сплавления после изотермической выдержки образуется слой (до 20 мкм) зерен твердого раствора, который и определяет прочностные свойства сварного соединения.

Результаты исследования были использованы на производстве в технологии изготовления плунжерных гидравлических агрегатов.

Выводы

1. Качество формирования биметаллического соединения при сварке в твердожидком состоянии зависит от растворно-диффузионных процессов, протекающих при изотермической кристаллизации бронзового расплава на поверхности стали. Определяющими факторами в этих процессах являются высокая ликвационная способность меди, фосфора, никеля со стороны бронзы и железа, углерода, хрома, вольфрама, молибдена со стороны стали и обогащение ими пограничного объема жидкой фазы бронзы.

2. Вследствие перехода относительно большого количества легирующих элементов в пограничный объем жидкой фазы в зоне соединения после изотермической выдержки формируется довольно равномерный по ширине слой (до 70 мкм) зерен твердого раствора на железомедной основе. В процессе формирования соединения в переходной зоне у границы раздела образуются диффузионные полосы — широкая на основе легированного железа (до 20 мкм) со стороны стали и узкая фосфидная (до 5 мкм) с фазами высокой твердости со стороны бронзы.

3. Установлено, что диффузионная сварка высокоуглеродистой легированной стали и бронзы в условиях вакуума $6,67 \cdot 10^{-5}$ Па при температуре нагрева 850 °С и времени выдержки 60 мин позволяет получить равнопрочное биметаллическое втулочное соединение.

Литература

- [1] Du F.M., Li D.V., Sa X.X. et al. Overview of friction and wear performance of sliding bearings. *Coatings*, 2022, vol. 12, no. 9, art. 1303, doi: <https://doi.org/10.3390/coatings12091303>
- [2] Zhao L.J., Li J. H., Yang Q. et al. Study on friction and wear properties of new self-lubricating bearing materials. *Crystals*, 2022, vol. 12, no. 6, art. 834, doi: <https://doi.org/10.3390/cryst12060834>

- [3] Лепешкин А.В., Михайлин А.А., Шейпак А.А. *Гидравлика и гидропневмопривод*. Москва, Инфра-М, 2025. 446 с.
- [4] Ремизов Д.А. *Производство биметаллических втулок*. Одесса, Маяк, 1964. 47 с.
- [5] Миронов А.Е., Никифоров В.А. О качестве бронзовых вкладышей моторно-осевых подшипников тепловозов. *Вестник ВНИИЖТ*, 2003, № 1, с. 35–40.
- [6] Chen J., Zhou J., Yu J. et al. Interfacial microstructures and infiltrated cracks in tin bronze/steel bimetallic materials fabricated by arc cladding. *J. Mater. Sci.*, 2023, vol. 58, no. 10, pp. 4679–4693, doi: <https://doi.org/10.1007/s10853-023-08303-y>
- [7] Kah P., Shrestha M., Martikainen J. Trends in joining dissimilar metals by welding. *Appl. Mech. Mater.*, 2013, vol. 440, pp. 269–276, doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.440.269>
- [8] Wilden J., Jahn S., Beck W. Some examples of current diffusion bonding applications. *Mater. Sci. Eng. Technol.*, 2008, vol. 39, no. 4–5, pp. 349–352, doi: <https://doi.org/10.1002/mawe.200800304>
- [9] Lee H., Yoon J., Yoo J. Manufacturing of aerospace parts with diffusion bonding technology. *Appl. Mech. Mater.*, 2011, vol. 87, pp. 182–185, doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.87.182>
- [10] Люшинский А.В. *Диффузионная сварка разнородных материалов*. Москва, Академия, 2006. 208 с.
- [11] Carlone P., Astarita A. Dissimilar metal welding. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 11, art. 1206, doi: <https://doi.org/10.3390/met9111206>
- [12] Потехин Б.А., Измайлов Д.К. Особенности диффузионной сварки в вакууме без приложения внешнего давления. *Сварочное производство*, 2008, № 2, с. 8–13.
- [13] Никитин В.И. *Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые*. Москва, Атомиздат, 1967. 442 с.
- [14] Ye J., Li X.F., Li S. et al. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonding joints of 42CrMo steel and tin bronze with nickel interlayer. *Weld. World*, 2025, vol. 69, no. 7, pp. 2063–2074, doi: <https://doi.org/10.1007/s40194-025-02005-6>
- [15] Joshi G.R., Badheka V.J., Darji R.S. et al. The joining of copper to stainless steel by solid-state welding processes: a review. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 20, art. 7234, doi: <https://doi.org/10.3390/ma15207234>
- [16] Новиков И.И., Золотаревский В.С. *Дендритная ликвация в сплавах*. Москва, Наука, 1966. 156 с.

References

- [1] Du F.M., Li D.V., Sa X.X. et al. Overview of friction and wear performance of sliding bearings. *Coatings*, 2022, vol. 12, no. 9, art. 1303, doi: <https://doi.org/10.3390/coatings12091303>
- [2] Zhao L.J., Li J. H., Yang Q. et al. Study on friction and wear properties of new self-lubricating bearing materials. *Crystals*, 2022, vol. 12, no. 6, art. 834, doi: <https://doi.org/10.3390/cryst12060834>
- [3] Lepeshkin A.V., Mikhaylin A.A., Sheypak A.A. *Gidravlika i gidropnevmoпривод* [Hydraulics and hydropneumatic drive]. Moscow, Infra-M Publ., 2025. 446 p. (In Russ.).
- [4] Remizov D.A. *Proizvodstvo bimetallicheskikh vtulok* [Production of bimetallic bushings]. Odessa, Mayak Publ., 1964. 47 p. (In Russ.).
- [5] Mironov A.E., Nikiforov V.A. On the quality of bronze liners for diesel locomotive motor-axle bearings. *Vestnik VNIIZhT*, 2003, no. 1, pp. 35–40. (In Russ.).
- [6] Chen J., Zhou J., Yu J. et al. Interfacial microstructures and infiltrated cracks in tin bronze/steel bimetallic materials fabricated by arc cladding. *J. Mater. Sci.*, 2023, vol. 58, no. 10, pp. 4679–4693, doi: <https://doi.org/10.1007/s10853-023-08303-y>
- [7] Kah P., Shrestha M., Martikainen J. Trends in joining dissimilar metals by welding. *Appl. Mech. Mater.*, 2013, vol. 440, pp. 269–276, doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.440.269>
- [8] Wilden J., Jahn S., Beck W. Some examples of current diffusion bonding applications. *Mater. Sci. Eng. Technol.*, 2008, vol. 39, no. 4–5, pp. 349–352, doi: <https://doi.org/10.1002/mawe.200800304>

- [9] Lee H., Yoon J., Yoo J. Manufacturing of aerospace parts with diffusion bonding technology. *Appl. Mech. Mater.*, 2011, vol. 87, pp. 182–185, doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.87.182>
- [10] Lyushinskiy A.V. *Diffuzionnaya svarka raznorodnykh materialov* [Diffusion welding of dissimilar materials]. Moscow, Akademiya Publ., 2006. 208 p. (In Russ.).
- [11] Carlone P., Astarita A. Dissimilar metal welding. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 11, art. 1206, doi: <https://doi.org/10.3390/met9111206>
- [12] Potekhin B.A., Izmaylov D.K. Features of diffusion welding in a vacuum without applying external pressure. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2008, no. 2, pp. 8–13. (In Russ.).
- [13] Nikitin V.I. *Fiziko-khimicheskie yavleniya pri vozdeystvii zhidkikh metallov na tverdye* [Physicochemical phenomena during the action of liquid metals on solids]. Moscow, Atomizdat Publ., 1967. 442 p. (In Russ.).
- [14] Ye J., Li X.F., Li S. et al. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonding joints of 42CrMo steel and tin bronze with nickel interlayer. *Weld. World*, 2025, vol. 69, no. 7, pp. 2063–2074, doi: <https://doi.org/10.1007/s40194-025-02005-6>
- [15] Joshi G.R., Badheka V.J., Darji R.S. et al. The joining of copper to stainless steel by solid-state welding processes: a review. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 20, art. 7234, doi: <https://doi.org/10.3390/ma15207234>
- [16] Novikov I.I., Zolotarevskiy V.S. *Dendritnaya likvatsiya v splavakh* [Dendritic liquation in alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1966. 156 p. (In Russ.).

Статья поступила в редакцию 21.12.2025

Информация об авторах

ЕРЕМИН Евгений Николаевич — заслуженный работник высшей школы РФ, профессор, доктор технических наук, профессор кафедры «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: eremin.46@mail.ru).

ТИБАЕВ Максим Сергеевич — начальник сборочно-испытательного цеха. АО «Высокие технологии»; аспирант кафедры «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: max-slim@mail.ru).

БОРОДИХИН Сергей Александрович — кандидат технических наук, заведующий кафедрой «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: saborodikhin@omgtu.ru).

Information about the authors

EREMIN Evgeniy Nikolaevich — Honored Worker of Higher Education of the Russian Federation, Doctor of Science (Eng.), Professor, Professor of the Department of Equipment and Technologies of Machine-building Industries. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: eremin.46@mail.ru).

TIBAEV Maksim Sergeevich — Head of the Assembly and Testing Workshop. High Technologies JSC; Postgraduate, Department of Equipment and Technologies of Machine-building Industries. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: max-slim@mail.ru).

BORODIKHIN Sergey Aleksandrovich — Candidate of Science (Eng.), Head of the Department of Equipment and Technology of Machine-Building Production. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: saborodikhin@omgtu.ru).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Еремин Е.Н., Тибаев М.С., Бородихин С.А. Особенности формирования биметаллического втулочного соединения высокоуглеродистая легированная сталь — бронза при диффузионной сварке. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2026, № 9, с. 45–55.

Please cite this article in English as:

Eremin E.N., Tibaev M.S., Borodikhin S.A. Features of forming a bimetallic bush joint between high-carbon alloy steel and bronze during diffusion welding. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2026, no. 9, pp. 45–55.