

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛА КОНСТРУКЦИОННАЯ УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ*

Шляхова Г.В.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник (shgv@ispms.tsc.ru)

Баранникова С.А.^{1,3,4}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор кафедры механики деформируемого твердого тела и строительной механики (bsa@ispms.tsc.ru)

Бочкарёва А.В.^{1,5}, к.т.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры «Теоретическая и прикладная механика» (avb@ispms.tsc.ru)

Ли Ю.В.¹, младший научный сотрудник (jul2207@mail.ru)

Зуев Л.Б.^{1,3}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности, профессор кафедры «Теория прочности и проектирования» (lbz@ispms.tsc.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ
(636036, Россия, Томская область, Северск, пр. Коммунистический, 65)

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

⁴ Томский государственный архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

⁵ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Представлены результаты комплексных исследований биметаллических образцов, полученных в результате заливки конструкционной стали Ст3 между листами нержавеющей стали X18H9T, помещенных в изложницу с последующей горячей прокаткой трехслойного листа. Таким образом, по внешнему краю образца с обеих сторон был расположен плакирующий слой – сталь X18H9T, в центре слой основного металла – сталь Ст3. Анализ границы соединения подтвердил отсутствие дефектов, его сплошность и высокое качество. Исследование микроструктуры области сопряжения методами оптической, атомно-силовой и электронной металлографии показало, что в направлении от перлитной стали к аустенитной имеют место три структурных составляющих: разупрочненный участок ферритной прослойки; упрочненный участок ферритной прослойки; темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали. Методами атомно-силовой микроскопии, в частности контактным методом в режиме «постоянной силы», и оптической металлографии установлено, что со стороны стали Ст3 по мере приближения к границе сопряжения вместо типичной для низкоуглеродистой стали структуры, состоящей из матрицы феррита с перлитными колониями, образуется обезуглероженный слой с чисто ферритной структурой, а со стороны стали X18H9T – науглероженный слой. Кроме того, на границе обнаружен промежуточный слой (карбидный) глубиной до 50 мкм. Характер изменения микротвердости в области сопряжения углеродистой стали Ст3 с плакирующим слоем нержавеющей стали X18H9T показывает значительное повышение прочности материалов. Микроэлементный анализ области соединения Ст3 – X18H9T позволил установить характер изменения концентрации легирующих элементов по мере приближения к границе их соединения. Наличие хрома в стали Ст3 и рост концентрации углерода в нержавеющей стали подтвердили предположение о формировании двух взаимонаправленных диффузионных потоков, а именно, диффузии углерода из стали Ст3 и легирующих элементов из стали X18H9T. Образующиеся в результате карбиды объясняют повышенную твердость обеих сталей вблизи зоны соединения.

Ключевые слова: биметалл, микроструктура, наноструктура, микротвердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

В настоящее время биметаллы, у которых основной несущий слой выполнен из недорогой конструкционной малоуглеродистой стали, а наружный слой, взаимодействующий с рабочей средой – из легированной нержавеющей стали, находят все более широкое применение в различных областях техники [1 – 6]. Главным требованием, предъявляемым к биметаллам, является

обеспечение прочности и пластичности соединения, его сплошности и стабильности свойств по всей поверхности контакта. Однако, если такой биметалл работает при повышенных температурах, то вследствие разных химических потенциалов компонентов наблюдается их диффузия с образованием новых фаз. В связи с этим протекающие в зоне соединения при нагреве процессы могут оказывать влияние на структуру и свойства биметалла [7 – 9]. Именно поэтому изучению свойств биметаллов посвящены многие исследования [10 – 13].

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

Однако не полностью изучен фазовый состав переходной зоны в биметалле конструкционная углеродистая сталь – сталь Ст3, его связь с химическим составом и механическими характеристиками (твердостью).

Целью настоящей работы является изучение особенностей формирования структуры в области соединения низкоуглеродистой и нержавеющей сталей.

Исследовали образцы биметаллического соединения, вырезанные из полосы, полученной по следующей схеме: между вставленными в изложницу листами плакирующего металла – стали X18H9T в качестве основного металла заливали сталь Ст3 (при температуре $T = 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$) с последующей горячей прокаткой полученного трехслойного листа при $T = 1200 \div 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$. На рис. 1 представлена схема соотношения слоев в биметалле. По внешнему краю образца с обеих сторон расположен плакирующий слой из стали X18H9T толщиной приблизительно 750 мкм, в центре – слой основного металла стали Ст3 толщиной 6,7 мм. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Металлографические исследования структуры переходной зоны проводили на оптическом микроскопе отраженного света НЕОРНОТ-21 (Германия), оборудованном цифровой камерой Genius VileCam (увеличение до 2000 крат).

Исследования фазового состава и параметров тонкой структуры биметалла проводили на атомно-сило-

вом микроскопе Solver PRO-47H (ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия [14, 15]) в контактном режиме, а также на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

Измерения микротвердости осуществляли методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9456 – 76 на микротвердомере ПМТ-3М при комнатной температуре. Нагрузка на индентор составила $P = 1\text{ Н}$.

Изучение микроструктуры методами оптической металлографии позволило установить, что в трехслойном образце после прокатки границы раздела разнородных материалов четкие и тонкие, поры и неметаллические включения отсутствуют, что свидетельствует о сплошности и высоком качестве соединения (рис. 2).

В области сопряжения основного металла с плакирующим слоем стали обнаружено, что в аустенитной нержавеющей стали формируется науглероженная зона толщиной до 100 мкм, а в малоуглеродистой конструкционной стали – обедненные содержанием углерода зоны толщиной до 400 мкм со структурой феррита.

На границе сопряжения наблюдается темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали глу-

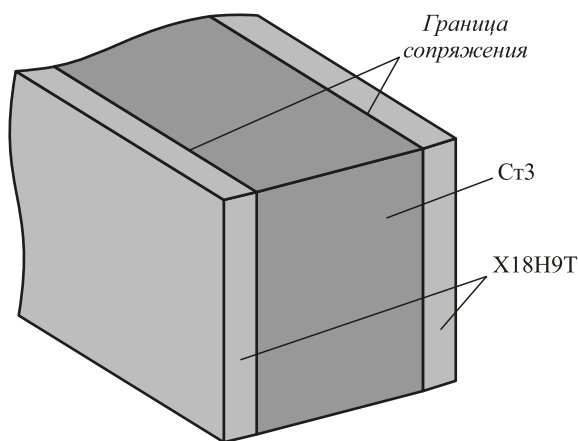


Рис. 1. Схема расположения металлических слоев в биметалле

Fig. 1. Layout of metal layers disposition in bimetal

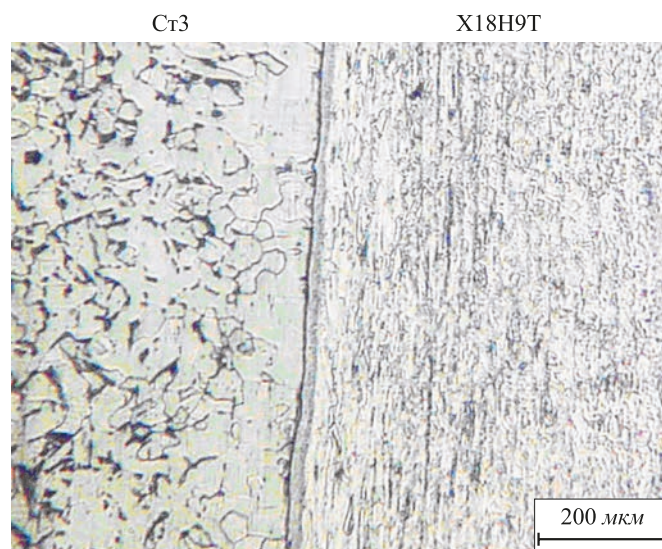


Рис. 2. Микроструктура области сопряжения сталей Ст3 – X18H9T

Fig. 2. Microstructure of St3 – Kh18H9T steels interface area

Т а б л и ц а 1

Химический состав сталей

Table 1. Chemical composition of the steels

| Сталь | Содержание, %, элемента | | | | | | | | | | |
|--------|-------------------------|-------------|-------------|-----------|-------|--------|---------|------|-----|-------|-----------|
| | C | Si | Mn | Ni | S | P | Cr | Cu | Ti | N | Fe |
| Ст 3 | 0,14 – 0,22 | 0,15 – 0,30 | 0,40 – 0,65 | <0,3 | <0,05 | <0,040 | <0,3 | <0,3 | – | 0,008 | ~97 |
| X18H9T | <0,12 | <0,80 | <2 | 8,0 – 9,5 | <0,02 | <0,035 | 17 – 19 | <0,3 | 0,8 | – | остальное |

биной до 25 мкм. По-видимому, в процессе горячей прокатки при нагреве происходит диффузия легирующих элементов из аустенитной стали в углеродистую и диффузия углерода в обратном направлении. Интенсивная диффузия хрома из аустенитной фазы и углерода в обратном направлении приводит к образованию со стороны углеродистой стали карбидной прослойки.

Для более точного выявления рельефа элементов структуры биметаллического композита в работе приводятся результаты исследования структур основного и плакирующего металлов методами атомно-силовой микроскопии, в частности, контактный метод в режиме «постоянной силы».

Использование такого режима заключается в том, что сигнал системы обратной связи, возникающий в процессе сканирования, устанавливается таким образом, что система способна «отрабатывать» относительно гладкие особенности рельефа достаточно быстро и в то же время быть достаточно медленной, чтобы «отрабатывать» крутые ступеньки поверхности. Такой способ отображения применяется для поиска небольших элементов структуры на большом участке относительно гладкой поверхности [16 – 20].

На рис. 3 представлены результаты исследования структуры основного металла при последовательном приближении к границе сопряжения с плакирующим слоем нержавеющей стали. На рис. 3, *а* показано изображение структуры основного металла Ст3 на расстоянии примерно 2 мм от границы сопряжения, который представляет собой матрицу феррита с колониями перлита, что является типичной картиной для низкоуглеродистой стали. Последовательное приближение к границе сопряжения на расстояние около 200 мкм позволяет обнаружить область частичного обезуглероживания, которая является переходной от структуры основного металла к ферритной структуре (рис. 3, *б*). На рис. 3, *в*

показана непосредственно граница сопряжения двух металлов. Хорошо видно, что со стороны основного металла (стали Ст3) образовался обезуглероженный слой, состоящий полностью из зерен феррита, то есть сформировалась структура чистого феррита.

Известно, что образующиеся в области сопряжения обезуглероженный, науглероженный и карбидный слой оказывают существенное влияние на механические свойства биметалла, в том числе на микротвердость.

Результаты исследования распределения микротвердости (H_μ) по глубине биметаллического соединения представлены на рис. 4. Так, микротвердость на границе сопряжения оказалась значительно выше микротвердости основного (сталь Ст3) и плакирующего (сталь Х18Н9Т) слоев за пределами области сопряжения. Такой характер изменения микротвердости по ширине зоны сопряжения можно объяснить проявлением двух конкурирующих эффектов, обусловленных наличием встречно-направленных потоков: углерода из низкоуглеродистой стали Ст3 в нержавеющую сталь Х18Н9Т, а легирующих элементов (хрома и никеля) в обратном направлении. Первый поток приводит к разупрочнению и образованию ферритной структуры в приграничных участках Ст3, изначально имевших структуру перлита, а второй – наоборот, к их упрочнению.

Детальное изучение области сопряжения с использованием растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) с приставкой Oxford Instruments для рентгеновского дисперсионного микроанализа (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) позволяет получить данные о количественном содержании элементов в составе сталей в области сопряжения по мере последовательного приближения к границе, как, например, показано на рис. 5 [21]. Результаты исследования количественного элементного состава сталей в области сопряжения представлены в табл. 2.

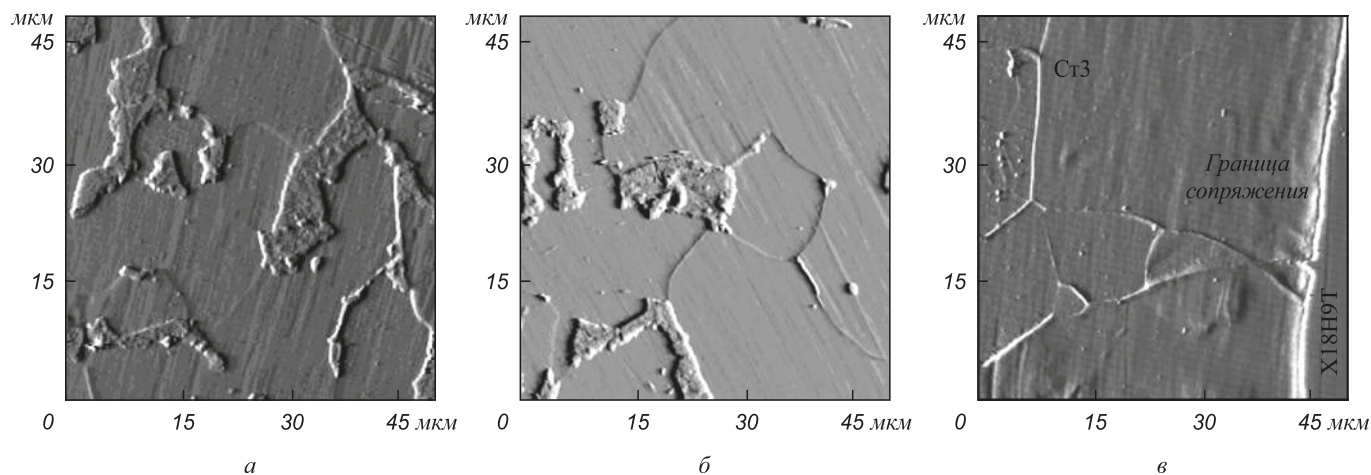


Рис. 3. Атомно-силовое изображение структуры биметалла в области сопряжения:
а – структура основного металла Ст3; *б* – зона частичного обезуглероживания; *в* – обезуглероженный слой – область сопряжения

Fig. 3. Atomic-force image of bimetal structure in the interface area:
а – structure of St3 base metal; *б* – zone of partial decarburization; *в* – decarburized layer – interface area

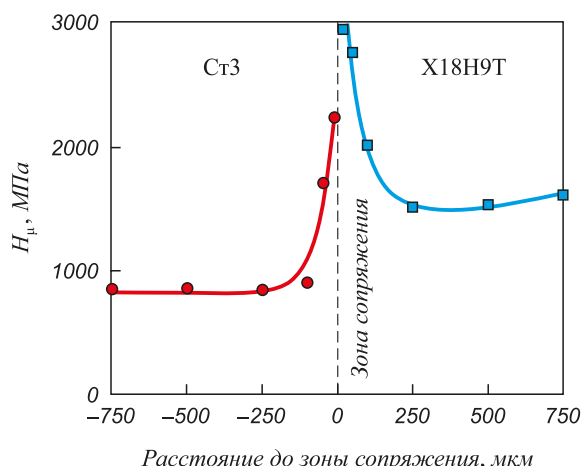


Рис. 4. Распределение микротвердости в области сопряжения сталей Ст3 – X18H9T

Fig. 4. Distribution of micro-hardness in St3 – Kh18N9T steels interface area

В стали Ст3 обнаружен хром, концентрация которого по мере приближения к границе сопряжения от 25 до 5 мкм возрастает от 0,18 до 0,39 % (по массе). Одновременно с этим в нержавеющей стали по мере приближения к границе соединения двух сталей содержание хрома уменьшается, что связано с диффузией хрома из нержавеющей стали в сталь Ст3. Анализ содержания углерода в нержавеющей стали на глубине 10 мкм от границы соединения двух металлов показал его увеличение. На этом же расстоянии и расстоянии менее 10 мкм от границы сопряжения образуются карбиды в результате диффузии легирующих элементов из стали X18H9T в сталь Ст3, что объясняет повышенную твердость конструкционной стали (рис. 4) в области сопряжения.

Выводы. Анализ микроструктуры области сопряжения конструкционной и нержавеющей сталей показал, что в направлении от перлитной стали к аустенитной обнаружено три структурные составляющие: разупрочненный участок ферритной прослойки, упрочненный

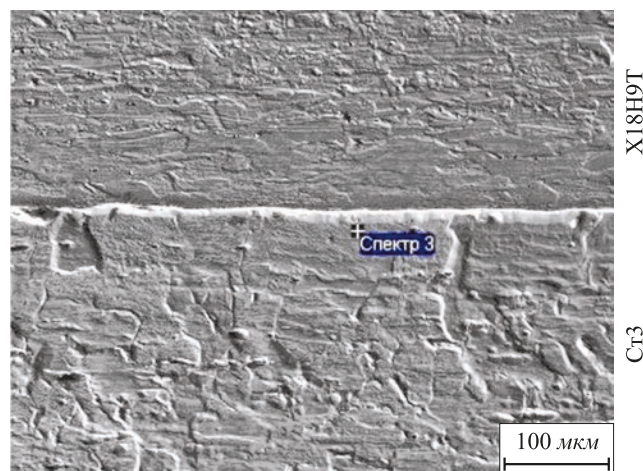


Рис. 5. Электронное изображение структуры биметалла и результаты рентгеновского дисперсионного микроанализа в области сопряжения (расстояние 5 мкм до границы сопряжения)

Fig. 5. Electronic image of bimetal structure and results of the X-ray dispersion microanalysis in the interface area (5 μm to the interface boundary)

участок ферритной прослойки; темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали. Методами АСМ и оптической металлографии установлено, что со стороны стали Ст3 образуется обезуглероженный слой, а со стороны стали X18H9T – науглероженный слой. Кроме того, на границе обнаружен промежуточный слой (карбидный) глубиной до 50 мкм. Характер изменения микротвердости в области сопряжения углеродистой стали Ст3 с плакирующим слоем нержавеющей стали X18H9T показывает значительное упрочнение материалов. Микроэлементный анализ области соединения Ст3 – X18H9T подтвердил предположение о формировании двух взаимонаправленных диффузионных потоках, а именно, диффузии углерода из стали Ст3 и легирующих элементов из стали X18H9T. Образующиеся в результате карбиды объясняют повышенную твердость обеих сталей вблизи зоны соединения.

Т а б л и ц а 2

Концентрация легирующих элементов в зависимости от расстояния до границы сопряжения

Table 2. Concentration of alloying elements depending on the distance to interface boundary

| Расстояние до границы сопряжения, мкм | Содержание, %, элемента | | | | | |
|---------------------------------------|-------------------------|------|-------|------|-------|-------|
| | Si | Ti | Cr | Mn | Fe | Ni |
| Ст3 | | | | | | |
| 150 | 0,19 | | – | 0,59 | 99,22 | |
| 25 | 0,20 | | 0,18 | 0,56 | 97,07 | |
| 5 | 0,25 | | 0,39 | 0,51 | 98,90 | |
| X18H9T | | | | | | |
| 315 | 0,45 | 0,26 | 16,14 | 1,00 | 69,27 | 10,80 |
| 8 | 0,40 | 0,19 | 15,5 | 1,14 | 69,69 | 10,35 |

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лось И.С., Розен А.Е., Перельгин Ю.П., Первухин Л.Б., Усатый С.Г., Хорин А.В. Исследование структуры и свойств многослойного коррозионностойкого материала, полученного сваркой взрывом // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 5. С. 93 – 96.
2. Денисов И.В., Первухин Л.Б., Первухина О.Л., Розен А.Е. Деформационные процессы при сварке взрывом // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2008. Т. 3. № 3. С. 39 – 45.
3. Москвитин С.П., Пудовкин А.П. Метод и система контроля характеристик качества биметалла // Вестник ТГТУ. 2009. Т. 15. № 2. С. 315 – 320.
4. Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu. The Structure Formation Peculiarities of Bimetal “Steel – Bronze” with Powder Working Layer during Hot Deformation // Euro PM 2003. European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. Valencia Congress and Exhibition Centre, Valencia, Spain, October 20-22, 2003. – Conference Proceedings. – Valencia, 2003. Vol. 3. P. 439 – 444.
5. Lin C.-Y., McShane H.B., Rawlings R.D. Extrusion Process for Manufacture of Bulk Functionally Graded Materials // Powder Metallurgy. 1996. Vol. 39. No. 3. P. 219 – 222.
6. Трудов А.Ф., Трыков Ю.П., Клочков С.В., Донцов Д.Ю. Влияние нагревов на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2008. Т. 2. № 10. С. 18 – 22.
7. Belsley D.A., Kuh E., Welsch R.E. Regression Diagnostics. – New York: Wiley, 2004. – 314 p.
8. Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V. Crowdion mobility and self-focusing 3D and 2D nickel // Computational Materials Science. 2009. Vol. 47. P. 429 – 431.
9. Cox D.R. Regression models and life tables // Journal of the Royal Statistical Society. 1972. No. 34. P. 187 – 220.
10. Huet I.I. Etude des reactions a lietat solide entre Al et Cu // Metallurgies. 1962. Vol. 3. P. 49 – 53.
11. Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н. и др. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 4. С. 38 – 42.
12. Трыков Ю.П., Проничев Д.В., Гуревич Л.М. и др. Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 4. С. 17 – 21.
13. Oliver W., Pharr G. An Improved Technique for Detemining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments // J. Mater. Res. 1992. No. 7(6). P. 1564 – 1583.
14. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. – Нижний Новгород: ИФМ РАН, 2004. – 110 с.
15. Сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO. Руководство пользователя. – М.: ЗАО «Нанотехнология-МДТ», 2006. – 341 с.
16. Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable // Russ. Metal. 2013. No. 3. P. 229 – 234.
17. Barannikova S., Shlyakhova G., Zuev L., Malinovskiy A. Microstructure of superconducting cable components // International Journal of GEOMATE. 2016. Vol. 10. No. 21. P. 1906 – 1911.
18. Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium // Applied Mechanics and Materials. 2014. Vol. 682. P. 351 – 356.
19. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On structure of localization zones of plastic deformation in superconductive cable based on Nb-Ti alloy // Metallofiz. Nov. Tekhnol. 2013. No. 35. P. 453 – 465.
20. Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 552 – 557.
21. Грин Дж., Гольдштейн Дж. Основы аналитической электронной микроскопии / Под ред. Дж. Грина. – М.: Металлургия, 1990. – 584 с.

Поступила 18 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 4, pp. 300–305.

STUDY OF THE STRUCTURE OF BIMETAL CONSTRUCTION CARBON STEEL – STAINLESS STEEL

G.V. Shlyakhova^{1,2}, S.A. Barannikova^{1,3,4}, A.V. Bochkareva^{1,5}, Yu.V. Li¹, L.B. Zuev^{1,3}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

²Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University, Seversk, Tomsk Region, Russia

³National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

⁴Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

⁵National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Abstract. The results of comprehensive study of bimetallic samples obtained as a result of pouring St3 structural steel between plates of Kh18N9T stainless steel placed in a mold followed by hot rolling of the obtained three-layer plate are presented. Analysis of the interface boundary has confirmed its continuity and high quality. Investigation of microstructure of the interface area by means of optical, atomic-force, and electron metallography has shown that three structural components occur in the direction from pearlitic to austenitic steel: weakened section of ferrite layer; hardened section of ferrite layer and dark-etched interlayer on the austenitic

steel side. Using atomic-force microscopy, contact method in “constant force” mode in particular, and optical metallography, it was established that from St3 steel side as it approaches interface, decarburized layer with purely ferrite structure is formed instead of typical low-carbon steel structure consisting of ferrite matrix with pearlite colonies, and on Kh18N9 steel side a carburized layer is formed. In addition, an intermediate layer (carbide) with a depth of up to 50 μm was detected at the boundary. The nature of micro-hardness change in the area of St3 carbon steel and cladding layer of Kh18N9T stainless steel interface shows significant increase in materials strength. Microelement analysis of the area of St3 – Kh18N9T interface made it possible to establish nature of change in concentration of alloying elements as they approach the interface boundary. Presence of chromium in St3 steel and increase in carbon concentration in stainless steel confirmed the assumption of two mutually directed diffusion flows generation, namely, reciprocal diffusion of carbon from St3 steel and alloying elements of Kh18N9T steel. Resulting carbides explain increased hardness of both steels near the bound zone.

Keywords: bimetal, microstructure, nanostructure, micro-hardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

REFERENCES

1. Los' I.S., Rozen A.E., Perelygin Yu.P., Pervukhin L.B., Usaty S.G., Khorin A.V. Investigation of the structure and properties of multi-layer corrosion-resistant material obtained by explosion bounding. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010, vol. 4, no. 5, pp. 93–96. (In Russ.).
2. Denisov I.V., Pervukhin L.B., Pervukhina O.L., Rozen A.E. Deformation processes during explosion welding. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, vol. 3, no. 3, pp. 39–45. (In Russ.).
3. Moskvitin S.P., Pudovkin A.P. Method and system for bimetal quality control. *Vestnik TGTU*. 2009, vol. 15, no. 2, pp. 315–320. (In Russ.).
4. Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu. The Structure Formation peculiarities of bimetal “steel – bronze” with powder working layer during hot deformation. *Euro PM 2003. European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. Valencia Congress and Exhibition Centre, Valencia, Spain, October 20-22, 2003. Conference Proceedings*. Valencia, 2003, vol. 3, pp. 439–444.
5. Lin C.-Y., McShane H.B., Rawlings R.D. Extrusion process for manufacture of bulk functionally graded materials. *Powder Metallurgy*. 1996, vol. 39, no. 3, pp. 219–222.
6. Trudov A.F., Trykov Yu.P., Klochkov S.V., Dontsov D.Yu. Influence of heating on the structure and properties of St3 + 12Kh18N10T bimetal welded by explosion. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, vol. 2, no. 10, pp. 18–22. (In Russ.).
7. Belsley D.A., Kuh E., Welsch R.E. *Regression Diagnostics*. New York: Wiley, 2004, 314 p.
8. Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V. Crowdion mobility and self-focusing 3D and 2D nickel. *Computational Materials Science*. 2009, vol. 47, pp. 429–431.
9. Cox D.R. Regression models and life tables. *Journal of the Royal Statistical Society*. 1972, no. 34, pp. 187–220.
10. Huet J.J. Etude des reactions a l'etat solide entre Al et Cu. *Metallurgies*. 1962, vol. 3, pp. 49–53. (In Fr.).
11. Gurevich L.M., Trykov Yu.P., Arisova V.N. etc. Structure and micro-mechanical properties of VT1-0 + AD1bimetal obtained by explosion welding in angular pattern. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010, vol. 4, no. 4, pp. 38–42. (In Russ.).
12. Trykov Yu.P., Pronichev D.V., Gurevich L.M. etc. Study of thermal and electrical conductivity of titanium-steel composite alloy. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010, vol. 4, no. 4, pp. 17–21. (In Russ.).
13. Oliver W., Pharr G. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992, no. 7(6), pp. 1564–1583.
14. Mironov V.L. *Osnovy skaniruyushchei zondovoi mikroskopii* [Basics of scanning probe microscopy]. Nizhny Novgorod: IFM RAN, 2004, 110 p. (In Russ.).
15. *Skanniruyushchii zondovyi mikroskop Solver PRO. Rukovodstvo pol'zovatelya* [Scanning probe microscope Solver PRO. User guide]. Moscow: ZAO “Nanotekhnologiya-MDT”, 2006, 341 p. (In Russ.).
16. Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable. *Russ. Metal*. 2013, no. 3, pp. 229–234.
17. Barannikova S., Shlyakhova G., Zuev L., Malinovskiy A. Microstructure of superconducting cable components. *International Journal of GEOMATE*. 2016, vol. 10, no. 21, pp. 1906–1911.
18. Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium. *Applied Mechanics and Materials*. 2014, vol. 682, pp. 351–356.
19. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On structure of localization zones of plastic deformation in superconductive cable based on Nb-Ti alloy. *Metallofiz. Nov. Tekhnol.* 2013, no. 35, pp. 453–465.
20. Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 8, pp. 552–557.
21. *Introduction to Analytical Electron Microscopy*. Hren J.J., Goldstein J.I., Joy D.C. eds. New York: Plenum Press, 1979. (Russ.ed.: Hren J., Goldstein J. *Osnovy analiticheskoi elektronnoi mikroskopii*. Hren J. ed. Moscow: Metallurgiya, 1990, 584 p.).

Acknowledgements. The work is carried out within the framework of the Program of Fundamental Scientific Research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 – 2020 and is partially supported by RFBR grant No. 17-08-00751-a.

Information about the authors:

G.V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Assist. Professor of the Chair “Machines and Devices of Chemical and Atomic Productions” (shgv@ispms.tsc.ru)

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Professor of the Chair “Mechanics of Strained Solids and Construction Mechanics” (bsa@ispms.tsc.ru)

Yu.V. Li, Junior Researcher (jul2207@mail.ru)

A.V. Bochkareva, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair “Theoretical and Applied Mechanics” (avb@ispms.tsc.ru)

L.B. Zuev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Strength, Professor of the Chair “Theory of Strength and Designing” (lbz@ispms.tsc.ru)

Received May 18, 2017