

УДК 669.017:621.43(075.8), P.A.C.S. 81.30.Hd: / 81.40.Jj

**Influence of the amount of CuAl_2 intermetallide
on the microhardness of the welded joint**

**Влияние количества интерметаллида CuAl_2
на микротвердость сварного соединения**

*E. A. Shabalin*¹, *T. A. Murataev*², *F. I. Murataev*³
*Е. А. Шабалин*¹, *Т. А. Муратаев*², *Ф. И. Муратаев*³

^{1,3} Kazan National Research Technical University named after A. N. Tupolev-KAI, K. Marx Str. 10, Kazan, 420111, Russia

² Kazan National Research Technological University, K. Marx Str. 68, Kazan, 420111, Russia

³ fmurataev@bk.ru

¹ Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева-КАИ, Россия, 420111, Казань, ул. К. Маркса, 10

² Казанский национальный исследовательский технологический университет, Россия, 420111, Казань, ул. К. Маркса, 68

³ fmurataev@bk.ru

ABSTRACT

Regularities of the formation of the structure and properties of the transition zone of the welded joint of copper-aluminum tubes into the socket, performed by resistance welding, are considered. The change in the element-by-element composition of the sections of a dissimilar welded joint obtained by solid-liquid transformations of the tube metal is determined. The content of mass fractions of components of a natural-layered composite material (CM) obtained in telescopic welded joints of Al-Cu pipes by resistance-butt welding was: Al (63–66)% + Cu (29–34)%. At the surface of the copper tube they were: Al ~(15–17)% + Cu ~(74–82)%, on the side of the composite interlayer, respectively – Al ~(45–48)% + Cu ~(46–48)%. A composite intermediate layer was revealed in a welded joint with aluminum fusion and diffusion copper joint with a eutectic intermediate composite layer of complex composition. It contains a naturally aged aluminum-based solid solution, a small amount of a secondary phase, a eutectic, alumina and an intermetallic compound (CuAl_2), and from the metal side of the copper tube, an intermetallic compound, a supersaturated solid solution, martensite, alumina, and a copper-based interstitial phase. The length of the interface in the Cu – CuAl_2 section is ~6...8 μm , the length of the interface in the CuAl_2 – Al section is ~2...6 μm . The chemical composition and microhardness of the metal have been determined over the thickness of the surfaces of fusion and diffusion welding (brazing) – the connection of the heat exchanger tubes. The range of values of the microhardness of the fusion surface is HV_{100} ~370...2200 MPa. The reasons for the detachment of the aluminum tube and the phase of penetration along the boundaries with the copper tube in operation are indicated.

KEYWORDS

Dissimilar welding; fusion surface; composition; propertie.

АННОТАЦИЯ

Рассматриваются закономерности формирования структуры и свойств переходной зоны сварного соединения трубок меди с алюминием в раструб, выполненного контактной сваркой. Определено изменение поэлементного состава участков разнородного сварного соединения, полученного путем твердожидких превращений металла трубок. Содержание массовых долей компонентов естественно-слоистого композиционного материала (КМ), полученного в телескопических сварных соединениях Al-Cu труб при контактно-стыковой сварке сопротивлением составили: Al (63–66)% + Cu (29–34)%. У поверхности медной трубки составили: Al ~(15–17)% + Cu ~(74–82)%, со стороны композиционной прослойки соответственно – Al ~(45–48)% + Cu ~(46–48)%.

Выявлен композиционный промежуточный слой в сварном соединении с оплавлением алюминия и диффузионным соединением меди с эвтектическим промежуточным композиционным слоем сложного состава. Он содержит естественно состаренный твердый раствор на основе алюминия, небольшое количество вторичной фазы, эвтектику, оксид алюминия и интерметаллид (CuAl_2), а со стороны металла медной трубки – интерметаллид, пересыщенный

твердый раствор, мартенсит, оксид алюминия и фазу внедрения на основе меди. Протяженность границы раздела на участке $\text{Cu} - \text{CuAl}_2$ $\sim 6...8$ мкм, протяженность границы раздела на участке $\text{CuAl}_2 - \text{Al}$ $\sim 2...6$ мкм.

Определен химический состав и микротвердость металла по толщине поверхностям сплавления и диффузионной сварки (пайки) – соединения трубок теплообменника. Диапазон значений микротвердости поверхности сплавления $\text{HV}_{100} \sim 370...2200$ МПа. Указаны причины отслоения алюминиевой трубки и фазы внедрения вдоль границ с медной трубкой в эксплуатации.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Разнородная сварка; поверхность сплавления; состав; свойства.

Введение

Процесс формирования сварных соединений из разнородных материалов сопряжен с усложнением взаимодействия различающихся по теплофизическим и механическим свойствам металлов на стадии нагрева и охлаждения [1–3]. Дополнительные проблемы возникают при согласовании геометрии и размеров сопрягаемых поверхностей для получения герметичных телескопических сварных соединений (ТСС) трубок в раструб.

Неразъемные соединения теплообменной аппаратуры в форме змеевиков из труб меди с алюминием изготавливаются контактно-стыковой сваркой сопротивлением, действующей ~ 2 сек. Металлы практически мгновенно нагреваются до оплавления алюминия при 700 °С и сдавливаются усилием от давления $0,2$ МПа для формирования ТСС. Благодаря высокой теплопроводности металла, процесс охлаждения соединения происхо-

дит за 3 сек. Предварительно медные трубки деформируют до необходимой геометрии ТСС, а алюминиевые трубки протравливают для удаления оксидной пленки. В процессе эксплуатации устройства подвергаются воздействию теплосмен минус $20...+5$ °С и давлению до $0,35$ МПа в смесях хладагентов. В результате деформаций стенок алюминиевых труб соединение может разгерметизироваться [2, 5]. На рис. 1 приведены примеры отслаивания и деформирования указанных труб в эксплуатации.

При очень высокой скорости электроконтактного нагрева металла и быстрого охлаждения в порах металла и в слоях сварного соединения (ССС) возможны случаи мгновенного точечного увеличения давления водорода до 50 крат [4, 6, 7] из-за его ионно-молекулярных превращений с огромной скоростью, что приводит к деформации (частичному отслаиванию, разбуханию) внутренней стенки алюминиевых труб.

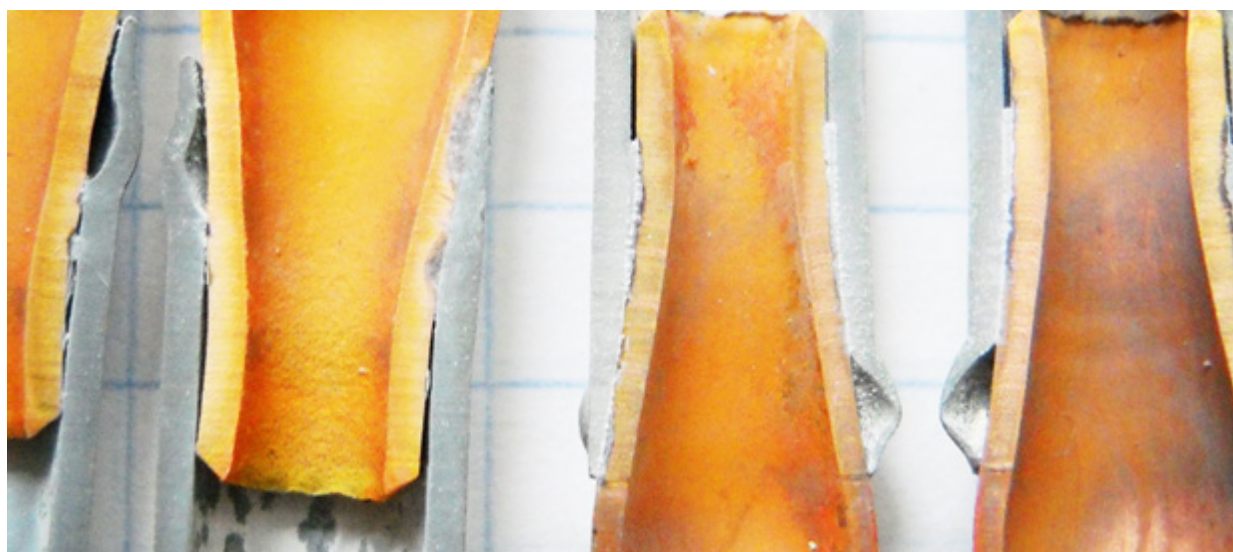


Рис. 1. Отслоение металла алюминиевых труб от поверхностей ТСС (Cu-Al)

Fig. 1. Detachment of aluminum pipe metal from telescopic welded joint (Cu-Al) surfaces

1. Методика исследований

Исследования проводятся на образцах – фрагментах натуральных элементов телескопических сварных соединений теплообменных аппаратов медных и алюминиевых труб технической чистоты и микрошлифах.

Для анализа строения структуры переходной зоны ТСС используется сканирующий электронный микроскоп Auriga Cross Beam с программным обеспечением Smart Sem [8–10]. Микронзондовый рентгеноспектральный анализ продуктов переходной зоны ТСС проведен с помощью энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max [8–10].

2. Результаты

Измерениями твердости участков телескопических сварных соединений установлено, что осредненные значения микротвердости меди, естественно-слоистого КМ и алюминия (рис. 2) соответственно составили: 680, 2200 и 370 HV_{100} (в значениях МПа при использовании навески в 100 гр). Результаты анализа состава структуры переходной зоны следующие: она слоистая – состав естественного композиционного металла (КМ) состоит

из интерметаллической промежуточной фазы $CuAl_2$ состава Al (63–66)% + Cu (29–34)% и пересыщенных фаз на основе алюминия и меди (рис. 2).

На основе спектрального анализа установлено: у внутренней поверхности стенки алюминиевых труб (переходного участка сварки с оплавлением Al) структура состоит из пересыщенного α -твердого раствора с когерентной фазой интерметаллида (θ^1), окиси алюминия и эвтектики соответственно: $\alpha + \theta^1 + (\alpha + CuAl_2)$. Количество меди у внутренней поверхности стенки алюминиевой трубки составляет 10...25%.

С противоположной стороны соединения (сварки без оплавления Cu) структура переходного участка состоит из $CuAl_2$ и фазы внедрения η^2 . У внешней поверхности стенки медных труб структура состоит из сильно пересыщенного – твердого раствора меди, окиси меди, эвтектики ($\alpha' + \gamma'$) и фазы внедрения (γ_2) соответственно: $\alpha' + (\alpha' + \gamma') + \gamma_2$. Суммарное количество алюминия на этом участке равно 15...17%. Рис. 3 иллюстрирует хорошее качество сплавления внутренней поверхности алюминиевых трубок с промежуточным слоем КМ.

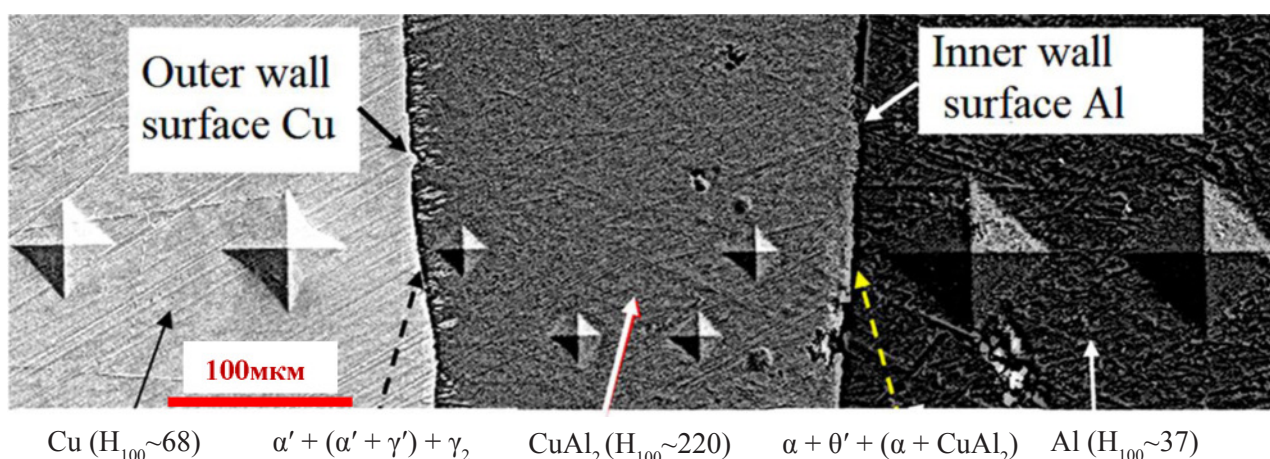


Рис. 2. Фрагмент структуры телескопического сварного соединения труб Cu и Al с участками измерения микротвердости ($HV_{100} \times 10^{-1}$ МПа)

Fig. 2. Fragment of structure of telescopic welded joint of Cu and Al pipes with microhardness measurement sections ($HV_{100} \times 10^{-1}$ МПа)

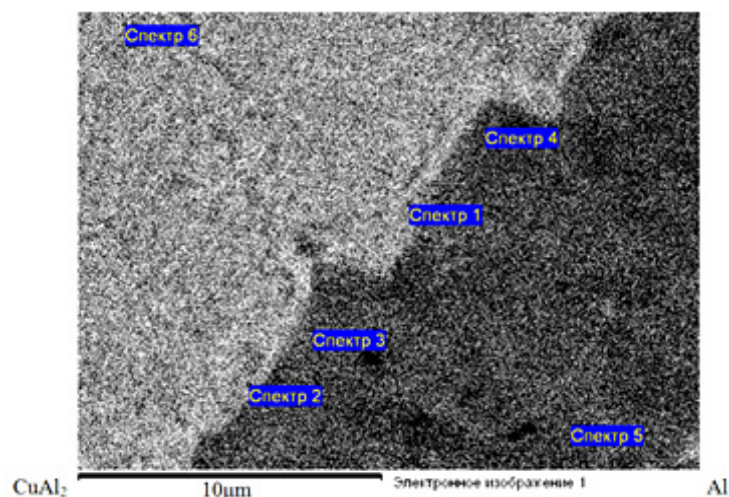


Рис. 3. Фрагмент структуры телескопического соединения труб Cu и Al с участками определения состава спектров поверхности сплавления $\text{CuAl}_2\dots$ (№ 6) – Al (№ 5)

Fig. 3. Fragment of the structure of Cu and Al telescopic welded joint pipes with sections of $\text{CuAl}_2\dots$ (№ 6) – Al (№ 5) fusion surface spectra determination

Объемные доли элементов у поверхности медной трубки составляют: Cu = 75–82%, Al = 15–17%, оксидов меди и алюминия в сумме 2–5%. Объемные доли элементов на поверхности переходного слоя КМ – Cu и Al – по 46–48%, оксидов меди и алюминия (в сумме) – 5–9%. При этом промежуточный слой КМ, включая поверхность сплавления и участок диффузионной сварки, представлен метастабильным состоянием металла доэвтектического состава структуры (по диаграмме третьего рода Al-Cu) и заэвтектического состава структуры на базе Cu.

Выводы

1. При контактной сварке сопротивлением на поверхности телескопического соединения Cu и Al трубок, сваренных в твердо-жидком состоянии, образуется промежуточный композиционный слой.

2. Твердость промежуточного композиционного слоя в соединении колеблется в интервале значений 1770–2330 HV_{100} , что говорит о неоднородности его структурного состава.

3. Высокая скорость охлаждения металла при контактной сварке сопротивлением формирует несколько метастабильных промежуточных фаз (θ^I , α' , γ' , η').

4. Ключевой фазой в составе структуры промежуточного слоистого КМ является интерметаллидное соединение CuAl_2 , содержащее Al (63–66)% + Cu (29–34)%.

5. Осредненные значения микротвердости меди естественно-слоистого КМ (в соединении трубок Al с Cu) и алюминия соответственно составили: 680, 2200 и 370 HV_{100} в МПа.

6. Растрескивание вдоль поверхности медных трубок и отслоение алюминиевых трубок в условиях теплосмен из-за разномодульности оксидов Al и Cu и ионно-молекулярных превращений водорода на границах промежуточного слоя.

Список литературы

1. Esmaeili A., Sbarufatti C., Hamouda A. M. S. Characteristics of intermetallic compounds in dissimilar friction stir welding: a review // *Metallography, Microstructure, And Analysis*. 2019. V. 8, Iss. 4. P. 445–461. DOI: 10.1007/s13632-019-00557-w.

2. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer / Y. Fang et al. // *The Int. J. of Adv. Manuf. Technol.* 2019. V. 102, Iss. 9–12. P. 2845–2863. DOI: 10.1007/s00170-019-03353-6.

3. Polmear I. J. *Light Alloys From Traditional Alloys to Nanocrystals*. England: Elsevier Ltd., 2006. P. 436.
4. Муратаев Ф. И. Типовые и деградационные признаки микроструктуры сварных соединений конструкционных и специальных сталей // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2013. № 2-2. С. 84–89.
5. Муратаев Ф. И., Горбунов А. В. Закономерности структуры и свойств соединений разнородных металлов, сваренных в твердо-жидком состоянии // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2012. № 1. С. 44–48.
6. Murataev F. I., Gorbunov A. V. Consistency of interlayer formation in welded bimetal copper-aluminum // *European Researcher. Series A*. 2012. № 11-1 (33). С. 1838–1842.
7. Горицкий В. М. *Диагностика металлов*. М.: Metallurgizdat, 2004. 408 с.
8. Муратаев Ф. И., Горбунов А. В., Клабуков М. А. Исследование характеристик эвтектического композиционного сплава, полученного сваркой меди с алюминием // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2012. № 4-2. С. 79–82.
9. Wang H., Wang Y. High-velocity impact welding process: a review // *Metals (Basel)*. 2019. No. 9. P. 144. DOI: 10.3390/met9020144.
10. Microstructure and mechanical properties of thin-multilayer Ti/Al laminates prepared by one-step explosive bonding / M. Fan et al. // *J. of Mater. Eng. And Perform.* 2017. V. 26, Iss. 1. P. 277–284. DOI: 10.1007/s11665-016-2410-z.
11. Муратаев Ф. И., Махмутянов А. Н., Муратаев Т. А. Превращения титановых сплавов в лазерном пятне при ударном упрочнении // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2020. Т. 76, № 2. С. 57–62.
12. Муратаев Ф. И., Клабуков М. А. Особенности лазерного ударного упрочнения сталей и титановых сплавов // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2012. № 4-2. С. 82–84.
13. Закономерности состава, структуры и повреждаемости металла лопаток турбины после стендовой и эксплуатационнойработки / Ф. И. Муратаев и др. // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2014. № 4. С. 74–78.
14. Муратаев Ф. И., Муратаев А. Ф. Влияние состава и морфологии интерметаллической фазы сплава IN-738LC на повреждаемость лопаток газовых турбин // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2015. Т. 71, № 3. С. 43–48.
15. Муратаев Ф. И., Клабуков М. А. Исследование закономерностей структуры и усталостной повреждаемости литых лопаток из сплава IN-738LC // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2014. № 3. С. 107–109.
16. Mc Cann M. L., Fanning J. *Designing with Titanium Alloys. Handbook of Mechanical Design* / G. E. Totten, L. Xie, K. Funatani (ed.). New York: Marcel Dekker, Inc., 2004. P. 539.
17. Cao X., Jahazi M. Effect of Welding Speed on Butt Join Quality of Ti-6Al-4v Alloy Welded Using a High-Power Nd: YAG laser // *Optics and Lasers in Engineering*. 2009. V. 47, Iss. 11. P. 1231–1241. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.05.010.
18. Murataev F. I., Galimov E. R., Galimova N. Ya. Ranking Materials Technologies by Limiting Characteristics of Heat-Resistant Alloys and Their Longevity in the Problems of Import Substitution // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2019. V. 570. Article number 012070. DOI: 10.1088/1757-899X/570/1/012070.
19. Murataev F. I., Galimov E. R., Galimova N. Ya. Substantiation of Domestic Material and Welding Technology for Improving Properties and Competitiveness of Pyrolysis Furnace Coils // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2018. V. 570. Article number 012071. DOI: 10.1088/1757-899X/570/1/012071.
20. Murataev F. I., Galimov E. R. Development of a technology for hardening the working surfaces of microsurgical tools from titanium alloy // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2020. V. 915. Article number 012042. DOI: 10.1088/1757-899X/915/1/012042.
21. Method of predicting of hardness of welded joints / A. I. Shveyov et al. // *International Journal of Applied Engineering Research*. 2016. V. 11, No. 3. P. 1603–1608.

22. Melting dynamics of electrodes, additive materials in welding / V. L. Fedyaev et al. // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2020. V. 971. Article number 022084. DOI: 10.1088/1757-899X/971/2/022084.

23. Electro-slag heating of parts surfaces by welding of protective coatings by the method of immersion / V. Fedyaev et al. // MATEC Web of Conferences. ICMTMTE 2019. 2019.

V. 298. Article number 00145. DOI: 10.1051/01929800145.

24. Heat exchange of a roller with a particle from polymeric material when it is pressed into tissue / V. Fedyaev et al. // MATEC Web of Conferences. ICMTMTE 2019. 2019. V. 298. Article number 00086. DOI: 10.1051/201929800086.