

УДК 539.89 : 539.25

DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-261-265

оригинальное исследование

## EBSD-АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ AL–CU–MG СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

М. Р. Газизов<sup>1</sup> , И. С. Зуйко<sup>2</sup> , С. С. Малофеев<sup>2</sup> 

(Статья представлена членом редакционной коллегии А. В. Носковым)

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К. А. Тимирязева,  
Москва, 127434, Россия

<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, 308015, Россия

E-mail: [gazizov@rgau-msha.ru](mailto:gazizov@rgau-msha.ru), [malofeev@bsu.edu.ru](mailto:malofeev@bsu.edu.ru), [zuiko\\_ivan@bsu.edu.ru](mailto:zuiko_ivan@bsu.edu.ru)

**Аннотация.** В данной работе исследована связь между тепловыделением во время сварки трением перемешиванием (СТП) и микроструктурой, формирующейся в зоне перемешивания современного термоупрочняемого алюминиевого сплава 2519. С помощью системы автоматической идентификации дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) установлено, что микроструктура является мелкозернистой. Так же было показано что при исследованных режимах соединения размер зёрен в зоне перемешивания не превышает 2 мкм.

**Ключевые слова:** сварка трением с перемешиванием, дифракция обратно рассеянных электронов, аномальный рост зёрен

**Для цитирования:** Газизов М. Р., Малофеев С. С., Зуйко И. С. 2022. EBSD-анализ микроструктуры Al–Cu–Mg сплава, подвергнутого сварке трением с перемешиванием. Прикладная математика & Физика, 54(4): 261–265. DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-261-265

---

## EBSD-INVESTIGATION OF AL-CU-MG ALLOY MICROSTRUCTURE SUBJECTED TO FRICTION-STIR WELDING

Marat Gazizov<sup>1</sup> , Ivan Zuiko<sup>2</sup> , Sergey Malopheyev<sup>2</sup> 

(Article submitted by a member of the editorial board A. V. Noskov)

<sup>1</sup>Russian State Agrarian University - Moscow Timiryazev Agricultural Academy,  
Moscow, 127434, Russia

<sup>2</sup>Belgorod National Research University,  
Belgorod, 308015, Russia

E-mail: [gazizov@rgau-msha.ru](mailto:gazizov@rgau-msha.ru), [malofeev@bsu.edu.ru](mailto:malofeev@bsu.edu.ru), [zuiko\\_ivan@bsu.edu.ru](mailto:zuiko_ivan@bsu.edu.ru)

Received November, 28, 2022

**Abstract.** In this work, the relationship between heat input during friction stir welding (FSW) and the microstructure formed in the stir zone of a modern heat-treatable aluminium alloy 2519 was studied. Electron back-scatter diffraction technique (EBSD) revealed that microstructure consists of fine grains. In addition, it was found that grain size does not exceed 2 mkm.

**Keywords:** Friction Stir Welding, EBSD, Abnormal Grain Growth

**For citation:** Gazizov M. R., Malopheyev S. S., Zuiko I. S. 2022. EBSD-investigation of Al–Cu–Mg alloy microstructure subjected to friction-stir welding. Applied Mathematics & Physics, 54(4): 261–265 (in Russian).

DOI 10.52575/2687-0959-2022-54-4-261-265

---

**1. Введение.** Благодаря низкой плотности, высокой прочности и жёсткости, термоупрочняемые Al–Cu–Mg сплавы находят применение в авиационной и транспортной промышленности. Как известно [11, 15] их главным механизмом упрочнения является дисперсионный, то есть выделение нано-размерных частиц вторых фаз (из семейства  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, S-Al<sub>2</sub>CuMg). Для полномасштабного использования в промышленности эти сплавы должны обладать таким качеством как свариваемость [5], [6]-[9], [10].

Применение традиционных методов создания неразъёмных сварных соединений (например, аргоно-дуговым или электронно-лучевым) приводит к значительной деградации механических свойств [1]-[2], [5], [8]-[10]. Однако, относительно недавно появился новый метод соединения – сварка трением с перемешиванием (СТП) позволяет получать высококачественные сварные соединения даже в материалах, которые раньше считались несвариваемыми [2], [4]-[6], [9]. Это обеспечивается за счёт особенностей самого метода – во время СТП материал остаётся в твёрдом виде, то есть не переводится в расплав [1]-[10].

Кроме того, материалы в процессе СТП подвергаются очень большим пластическим деформациям при повышенных температурах и относительно высокой скорости [7]-[9]. Формирование зёрненной микроструктуры при СТП представляет собой очень сложный физический процесс, который может включать в себя и прерывистую и непрерывную рекристаллизацию, и динамический и статический возврат, а также фрагментацию [2], [5], [8]-[9]. Вклад каждого механизма определяется свойствами соединяемых материалов, а именно структурой и энергией дефекта упаковки.

На сегодняшний день особенности микроструктуры Al–Cu–Mg сплавов после СТП изучены поверхностно. Поэтому поведение материала при вышеуказанных экстремальных условиях вызывает как академический, так и прикладной интерес. Таким образом, целью настоящей работы являлось исследование микроструктурных аспектов СТП-швов посредством современного метода характеристики структуры – EBSD-анализа.

**2. Материалы и методика эксперимента.** В качестве исходного материала использовали сплав AA2519 (химический состав Al–5.64Cu–0.33Mn–0.23Mg–0.15Zr–0.11Ti–0.09V–0.08Fe–0.08Zn–0.04Sn–0.01Si, весовых %), полученный методом полунепрерывного литья в НИУ «БелГУ». Из горячекатаных плит вырезали пластины, обработали на твёрдый раствор при  $T=535^{\circ}\text{C}$  в течение 1 часа, закалили в холодную воду, прокатали на 20% ( $\epsilon \sim 0.22$ ) до толщины 3 мм и состарили в течение 6 часов при  $165^{\circ}\text{C}$  (состояние максимальной прочности). Это микроструктурное состояние было обозначено как основной материал (ОМ). Размер зёрен в ОМ составлял  $\sim 24$  мкм, а доля ВУГ 90% [15]. Листы ОМ были сварены встык вдоль направления прокатки на СТП-машине AccurStir 1004. Для соединения использовали два режима, отличающиеся тепловыделением, благодаря варьированию скоростями вращения и поступательного движения инструмента. НТ – низкое тепловыделение соответствовало скорости вращения 500 об/мин и скорости подачи 760 мм/мин, а ВТ – высокое тепловыделение соответствовало скорости вращения 1100 об/мин и скорости подачи 360 мм/мин. Учитывая сложный характер эволюции микроструктуры в ходе СТП, для дальнейшего исследования полученные сварные соединения были разделены в продольном направлении на три равных части (которые обозначены как «Верх», «Центр», и «Низ» на Рис. 1).

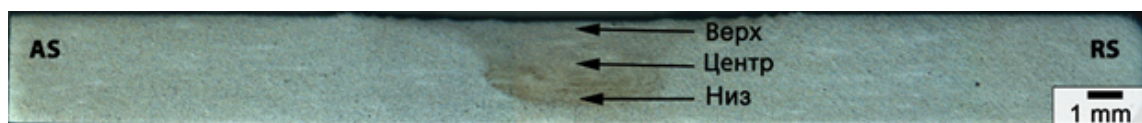


Рис. 1. Оптическое изображение поперечного сечения низкотемпературного сварного шва с обозначенными участками микроструктурных наблюдений. AS и RS соответствуют стороне набегания и стороне отвода  
Fig. 1. Optical image of the weld cross-section of the low-heat-input weld with indicated areas of microstructural observations. AS and RS is advancing and retreating side, respectively

Исследования микроструктуры были сосредоточены на зёрненной структуре и проводились с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG-SEM, работающего при напряжении 30 кВ, оснащённого системой анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Во всех случаях размер карты составлял как минимум  $250 \times 250$  мкм, а шаг сканирования – 0,2 мкм. Для анализа использовалось программное обеспечение TSL OIM Analysis 7. Достоверность индицирования Кикучи-картин определялась «индексом достоверности» или «confidence index». Все точки с индексом менее 0,1 не принимались во внимание и обозначены чёрным цветом на картах. Границами зёрен считали высокоугловые (ВУГ) с разориентировкой  $\theta \geq 15^{\circ}$ , границы с разориентировкой менее  $15^{\circ}$  рассматривали как малоугловые границы (МУГ). Мало- и большеугловые границы на EBSD-картах обозначены как белые и красные линии, соответственно. Средний размер зёрен вычислялся методом случайных секущих. Плотность границ того или иного типа (МУГ, ВУГ) определялось как соотношение общей длины границ к площади карты. Все остальные подробности эксперимента были представлены ранее [12]-[14].

**3. Результаты и обсуждение.** Известно, что из-за особенностей метода структура СТП-швов получается гетерогенной. Принято выделять зону перемешивания, зону термического воздействия, зону термомеханического воздействия. Текущее исследование полностью посвящено зоне перемешивания (Рис. 1).

На рисунках 2 и 3 представлены микроструктуры швов после низкотемпературного и высокотемпературного режима СТП, соответственно.

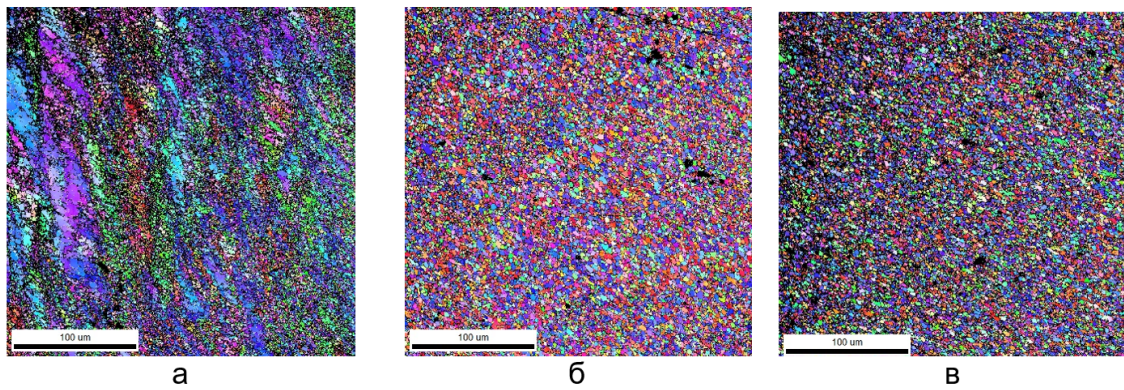


Рис. 2. EBSD-карты различных участков зоны перемешивания низкотемпературного шва:  
а – «Низ», б – «Центр», в – «Верх»

Fig. 2. EBSD-maps of various sections of the stir zone of the low-temperature joint:  
a-weld root, b – center, c – upper surface

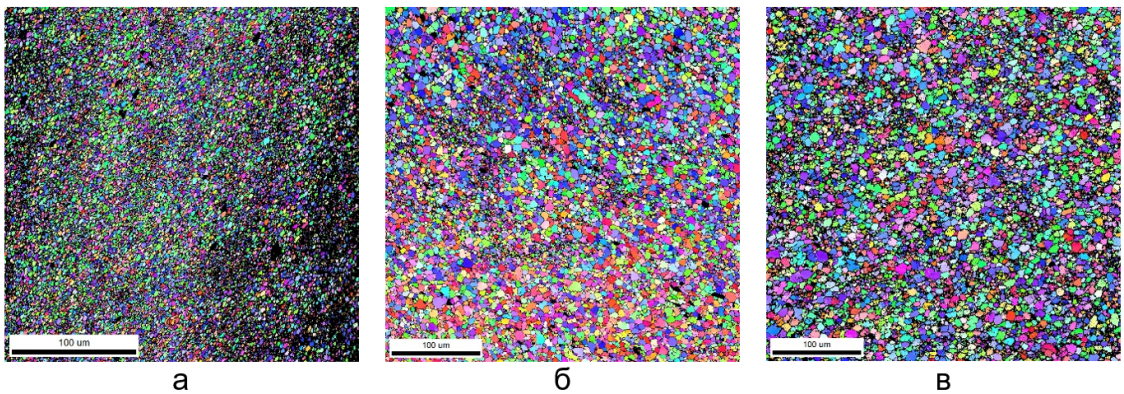


Рис. 3. EBSD-карты различных участков зоны перемешивания высокотемпературного шва:  
а – «Низ», б – «Центр», в – «Верх»

Fig. 3. EBSD-maps of various sections of the stir zone of the high-temperature joint:  
a-weld root, b – center, c – upper surface

Ключевые параметры сформировавшейся микроструктуры приведены в Таблице 1.

Таблица 1. Ключевые микроструктурные параметры зоны перемешивания  
Table 1. Key microstructural characteristics of a stir zone

Режим	Область	Средний размер зёрен, мкм	Малоугловые границы		Высокоугловые границы	
			Доля, %	Плотность × 10 <sup>2</sup> , мкм <sup>-1</sup>	Доля, %	Плотность × 10 <sup>2</sup> , мкм <sup>-1</sup>
НТ	Верх	1,0	55	9.9	45	8.1
	Центр	1,4	39	9.0	61	1.4
	Низ	0,9	68	11.5	32	5.8
ВТ	Верх	1,1	92	8.1	8	0.7
	Центр	1,9	53	4.1	47	3.8
	Низ	1,0	65	4.3	35	2.3

Оба режима сварки приводят к однородной мелкозернистой структуре с развитой сеткой субграниц. Такие структуры являются типичными для СТП-швов термоупрочняемых алюминиевых сплавов [1, 3, 6]. Их формирование напрямую контролируется непрерывной динамической рекристаллизацией [2].

Важно подчеркнуть, что вне зависимости от тепловыделения средний размер зёрен не превышал 2 мкм. Это может косвенно свидетельствовать об однородности зоны перемешивания. С другой стороны, в центральной части зоны перемешивания обоих швов наблюдается уменьшение доли малоугловых границ и формирование преимущественно зёрен. Этот эффект, скорее всего, связан с активизацией возврата в условиях деформации при повышенных температурах, что способствовало снижению плотности

дислокаций и тем самым замедлило эволюцию границ деформационной природы. Примечательно, что нижняя часть зоны перемешивания так же характеризуется небольшими размерами зёрен, что не совсем характерно для СТП-швов термоупрочняемых сплавов [2],[8]-[9]. Возможно, из-за малой толщины используемых пластин происходит быстрый теплоотвод из этой области в холодную стальную подложку, что приводит к подавлению роста зёрен.

Поскольку исследованный сплав является термоупрочняемым, то эволюцию зёрненной структуры можно связать с частицами вторых фаз [2, 14]. Вероятно, сохранение объемной доли частиц в швах обеспечили повышенную термостабильность микроструктуры. Однако, это предположение требует экспериментального подтверждения.

В дальнейшем, для аттестации фазового состава и сформированной текстуры, планируется охарактеризовать изученные области с помощью рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, а также просвечивающей электронной микроскопии.

**Заключение.** Показано что сварка трением с перемешиванием приводит к существенному измельчению микроструктуры в зоне перемешивания термически упрочняемого сплава системы Al-Cu-Mg. Вне зависимости от выбранных условия процесса размер зерна не превышает 2 мкм. Термическая стабильность и тонкая структура полученных соединений требует дальнейшего изучения.

### References

1. Goloborodko A. et al. 2004. Friction stir welding of a commercial 7075-T6 aluminum alloy: Grain refinement, thermal stability and tensile properties. *Mater. Trans.*, 45(8): 2503–2508.
2. Heidarzadeh A. et al. 2020. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. *Prog. Mater. Sci.*, 117: 100752.
3. Kalinenko A. et al. 2020. Microstructure-strength relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 793: 139858.
4. Meng X. et al. 2021. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding. *Prog. Mater. Sci.*, 115: 100706.
5. Mishra R.S., Ma Z.Y. 2005. Friction stir welding and processing. *Mater. Sci. Eng. R.*, 50(1-2): 1–78.
6. Pang Q. et al. 2019. Characterization of microstructure, mechanical properties and formability for thermomechanical treatment of friction stir welded 2024-O alloys. *Mater. Sci. Eng. A.*, 765: 138303.
7. Sato Y.S., et al. 2007. Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment. *Sci. Tech. Weld. Join.*, 12: 318–323.
8. Shah P.H. et al. 2017. Friction stir welding of aluminium alloys: An overview of experimental findings—Process, variables, development and applications. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L: J. Mater. Des. Applic.*, 6: 1464420716689588.
9. Threadgill P.L. et al. 2009. Friction stir welding of aluminum alloys. *Int. Mater. Rev.*, 54: 49–93.
10. Yuan S. J., et al. 2012. Formability and microstructural stability of friction stir welded Al alloy tube during subsequent spinning and post weld heat treatment. *Mater. Sci. Eng. A.*, 558: 586–591.
11. Wang S. C., Starink M. J. 2005. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. *Int. Mat. Rev.*, 50: 193–215.
12. Zuiko I. S. et al. 2022. On the Heterogeneous Distribution of Secondary Precipitates in Friction-Stir-Welded 2519 Aluminium Alloy. *Metals*, 12(4): 671.
13. Zuiko I. S. et al. 2021. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al–Cu–Mg alloy by lowering of welding temperature. *Scr. Mater.*, 196: 113765.
14. Zuiko I. S. et al. 2020. Unusual ageing behaviour of friction-stir welded Al–Cu–Mg alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 793: 139882.
15. Zuiko I.S., Kaibyshev R. 2020. Ageing response of cold-rolled Al–Cu–Mg alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 781: 139148.

**Конфликт интересов:** о потенциальном конфликте интересов не сообщалось.

**Conflict of interest:** no potential conflict of interest related to this article was reported.

Поступила в редакцию 13.10.2022

Поступила после рецензирования 25.11.2022

Принята к публикации 28.11.2022

---

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**Газизов Марат Разифович** – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Лаборатории перспективных сталей для сельскохозяйственной техники, Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К. А. Тимирязева

ул. Тимирязевская, 49, Москва, 127434, Россия

**Зуйко Иван Сергеевич** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

ул. Победы, 85, Белгород, 308015, Россия

**Малофеев Сергей Сергеевич** – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

ул. Победы, 85, Белгород, 308015, Россия

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Gazizov Marat** – PhD, Senior Researcher of Laboratory of promising steels for agricultural machinery, Russian State Agrarian University - Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, Russia

**Zuiko Ivan** – PhD, Senior Researcher of Laboratory of Mechanical Properties of Nanoscale Materials and Superalloys, Belgorod State National Research University, Belgorod, Russia

**Malopheyev Sergey** – PhD, Senior Researcher of Laboratory of Mechanical Properties of Nanoscale Materials and Superalloys, Belgorod State National Research University, Belgorod, Russia