УДК 621.791
doi: 10.18323/2782-4039-2022-1-31-39

Влияние режима сварки трением с перемешиванием на термическую стабильность сплава АД33

© 2022

Калиненко Александр Андреевич*[1], аспирант
Миронов Сергей Юрьевич[2], доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник
Высоцкий Игорь Васильевич[3], кандидат технических наук, младший научный сотрудник
Малофеев Сергей Сергеевич[4], кандидат технических наук, научный сотрудник
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

***E-mail: kalinenko@bsu.edu.ru**

[1]ORCID: https://orcid.org/0000-0001-7534-0542
[2]ORCID: https://orcid.org/0000-0003-2202-1518
[3]ORCID: https://orcid.org/0000-0002-4376-5535
[4]ORCID: https://orcid.org/0000-0001-9145-3723

Поступила в редакцию 27.07.2021 *Принята к публикации 04.02.2022*

Аннотация: Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой инновационную технологию твердофазного соединения металлических материалов. Она позволяет получать неразъемные соединения материалов, традиционно считающихся несвариваемыми, в частности алюминиевых сплавов. К сожалению, существенным недостатком СТП является относительно низкая термическая стабильность микроструктуры сварных соединений. В частности, в ходе послесварочной термической обработки швов в них нередко наблюдается аномальный рост зерен. Этот нежелательный феномен обычно трактуется в рамках так называемой «ячеистой» теории Хамфри, в соответствии с которой аномальное поведение связано с существенным измельчением микроструктуры, а также растворением частиц вторичных фаз, которые обычно имеют место в ходе СТП. Поскольку оба этих процесса существенно зависят от температуры, было сделано предположение, что термическая стабильность СТП-швов также должна быть связана с термическим режимом СТП. Для проверки этой гипотезы было получено два сварных соединения при различных термических условиях, а затем исследовано их микроструктурное поведение в ходе термической обработки по режиму Т6 (включавшей в себя обработку на твердый раствор и последующее искусственное старение). Для проведения микроструктурных исследований был привлечен передовой метод ориентационной микроскопии (так называемый EBSD-анализ). В полном соответствии с исходным предположением было показано, что эволюция микроструктуры в двух исследованных микроструктурных состояниях существенно различается. В частности, установлено, что снижение температуры СТП способствует подавлению аномального роста зерен. Выдвинуто предположение, что повышенная термическая стабильность материала связана с сохранением частиц вторичных фаз при низкотемпературной СТП.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; аномальный рост зерен; термически упрочняемые алюминиевые сплавы.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 19-49-02001) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ "БелГУ"».

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Калиненко А.А., Миронов С.Ю., Высоцкий И.В., Малофеев С.С. Влияние режима сварки трением с перемешиванием на термическую стабильность сплава АД33 // Frontier Materials and Technologies. 2022. № 1. С. 31–39. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-1-31-39.

ВВЕДЕНИЕ

Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой инновационную технологию твердофазного соединения металлических материалов (т. е. без перевода их в расплав) [1]. Ее суть заключается во введении специального сварочного инструмента, вращающегося с очень большой угловой скоростью, в стык между двумя свариваемыми листами и его последующего перемещения вдоль этого стыка. В ходе своего вращения инструмент механически перемешивает свариваемый материал, осуществляя таким образом сварку в твердом виде. Сочетание вращательного и трансляционного видов перемещения инструмента приводит к характерной асимметрии СТП-процесса. В частности, сторона, на которой направления этих перемещений совпадают, называется стороной набегания; противоположная сторона именуется стороной отвода. К ключевым параметрам СТП обычно относят скорость вращения инструмента и скорость его горизонтального перемещения [1]. Считается, что именно эти две характеристики определяют пиковую температуру и скорость охлаждения и, таким образом, обуславливают тепловую энергию процесса.

Твердофазный характер СТП позволяет избежать образования нежелательной литой структуры в зоне сварного шва. В результате данный вид сварки обеспечивает получение высококачественных сварных соединений даже в материалах, которые ранее считались непригодными для сваривания, в частности в термически упрочняемых алюминиевых сплавах [1]. Более того, вследствие специфических особенностей данной технологии, свариваемый материал подвергается очень

большим пластическим деформациям при повышенных температурах. Это обычно ведет к формированию мелкозернистой рекристаллизованной микроструктуры.

Важно отметить, что, хотя СТП осуществляется в твердофазном состоянии, температура процесса обычно превышает ≈0,5 $T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – гомологическая температура плавления). В термически упрочняемых алюминиевых сплавах это обычно ведет к растворению частиц вторичных фаз и сопутствующему снижению прочности материала. Одним из способов восстановления прочностных характеристик СТП-швов является их перезакалка с последующим искусственным старением. Однако предыдущие исследования в этой области показали, что высокотемпературная обработка СТП-соединений часто ведет к аномальному росту зерен в области сварного шва. Этот нежелательный феномен наблюдается как в алюминиевых сплавах различных серий, включая 1xxx [2; 3], 2xxx [4–6], 5xxx [7], 6xxx [8–10] и 7xxx [11–13], так и в магниевых сплавах [14–16], некоторых сталях [17; 18] и даже композитах с металлической матрицей [19]. Исходя из этого, можно предположить, что относительно низкая термическая стабильность является характерной для СТП-соединений в целом.

Несмотря на то, что феномен аномального роста зерен известен уже на протяжении очень длительного времени, механизм этого интересного явления до сих пор не вполне ясен. Интенсивные исследования последних лет показали, что этот процесс развивается очень неоднородно внутри зоны сварного шва. В частности, первые признаки аномального роста зерен обычно наблюдаются в периферийных областях зоны перемешивания, в первую очередь в приповерхностном слое [6; 20; 21]. Предполагается, что данный эффект связан с очень специфической микроструктурой, формирующейся в этих областях в ходе СТП [11].

В работах [21–23] аномальный рост зерен в СТП-швах объясняется в рамках ячеистой модели Хамфри [24]. Согласно этой теории, данный эффект является следствием значительного измельчения микроструктуры и растворения частиц вторичных фаз, имеющих место в ходе СТП. Поскольку интенсивность обоих процессов определяется температурой сварки, то, исходя из литературных данных, была выдвинута гипотеза о наличии связи между режимами СТП и последующей склонностью материала СТП-шва к аномальному росту зерен. Насколько известно авторам, данный вопрос ранее не исследовался.

Цель работы – установление влияния режимов сварки трением с перемешиванием на термическую стабильность структуры сварного соединения в ходе его последующей перезакалки.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовался промышленный термически упрочняемый алюминиевый сплав АД33 (международное обозначение AA6061). Сплав был получен методом полунепрерывного литья, гомогенизирован при 580 °С в течение 1 ч, а затем экструдирован при той же температуре до 75 % обжатия. Для выделения частиц вторичных фаз экструдированный материал был подвергнут термической обработке по режиму Т6, т. е. отожжен при 540 °С в течение 1 ч с последующей закалкой в воду, а затем подвергнут старению при 160 °С в течение 8 ч. В результате данной обработки сформировалась относительно грубозернистая микроструктура с высоким содержанием нанокристаллических частиц β''-фазы, равномерно распределенных в интерьере зерен. Это микроструктурное состояние было обозначено как основной материал.

Листы основного материала толщиной 3 мм были сварены встык вдоль направления экструзии на СТП-машине AccurStir 1004. Сварочный инструмент был изготовлен из инструментальной стали и состоял из плечиков диаметром 12,5 мм и пина высотой 2,7 мм с конической метрической резьбой М5. Угол наклона инструмента относительно нормали к поверхности свариваемых пластин составлял 2,5°. СТП осуществлялась по двум режимам, соответствующим высоко- и низкотемпературным условиям сварки (таблица 1). Термический цикл СТП измерялся посредством термопар *K*-типа.

Для описания процесса СТП использовалась система координат, включавшая в себя направление сварки, поперечное направление и направление нормали к плоскости свариваемых листов.

С целью изучения термической стабильности микроструктуры СТП-швов, последние были подвергнуты термической обработке по режиму Т6.

Микроструктурные исследования проводились методами ориентационной микроскопии (в международной литературе он также известен как EBSD-анализ), а также просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы для EBSD вырезались таким образом, чтобы исследуемая поверхность была перпендикулярна направлению сварки. Подготовка образцов осуществлялась с использованием обычных металлографических методик, т. е. предварительной механической полировкой и финальной электрополировкой в стандартном электролите А2 (78 мл $HClO_4$, 90 мл H_2O, 730 мл C_2H_5OH, 100 мл $C_6H_{14}O_2$) при комнатной температуре и напряжении 14 В. EBSD-анализ проводился на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 600 с использованием программного обеспечения TSL OIM™.

Образцы для ПЭМ вырезались из центральной части зоны перемешивания, механически утонялись до толщины ≈100 мкм, а затем подвергались электролитической полировке на установке TenuPol-5 фирмы Struers в растворе 30 % HNO_3+70 % CH_3OH при температуре −32 °С. Исследование микроструктуры осуществлялось на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

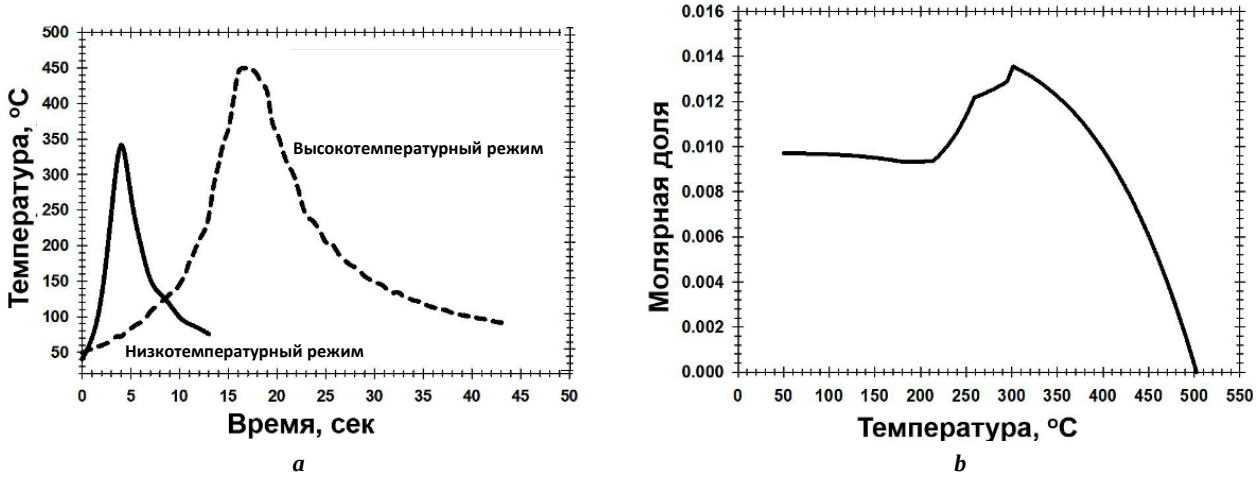
РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Влияние режима СТП на термический цикл сварки приведено на рис. 1 a. Видно, что разница пиковых температур между низко- и высокотемпературными режимами составляла всего около 100 °С.

Однако, как следует из результатов моделирования равновесного фазового состава с использованием программного пакета ThermoCalc, это способствовало принципиальному различию в поведении упрочняющей вторичной фазы Mg_2Si (рис. 1 b). В частности, в низкотемпературном шве имело место выделение упрочняющей β-фазы, в то время как в высокотемпературном сварном соединении данная фаза была близка к полному растворению.

Таблица 1. *Режимы сварки трением с перемешиванием*
Table 1. *Friction stir welding conditions*

Режим	Частота вращения инструмента, об/мин	Скорость сварки, мм/мин
Низкотемпературный	500	380
Высокотемпературный	1100	125



a ***b***

Рис. 1. *Влияние режима сварки трением с перемешиванием на термический цикл (**a**) и зависимость удельной доли фазы Mg_2Si (т. е. β-фазы) от температуры, вычисленная посредством программы ThermoCalc (**b**)*
Fig. 1. *The influence of friction stir welding conditions on a thermal cycle (**a**) and the dependence of the specific Mg_2Si phase share (i.e. β-phase) on the temperature calculated by ThermoCalc software (**b**)*

Панорамные EBSD-карты макроструктур низко- и высокотемпературного режимов СТП представлены на рис. 2. В обоих случаях было выявлено образование четкой зоны перемешивания, в которой имело место существенное измельчение зеренной структуры.

Высокоразрешающие EBSD-карты микроструктур, сформировавшихся в центральной части зоны перемешивания обоих швов, приведены на рис. 3. Ключевые параметры микроструктур представлены в таблице 2.

В обоих исследованных случаях микроструктуры характеризовались преобладанием относительно мелких зерен, содержащих развитую сетку субграниц (рис. 3). В зависимости от конкретного режима сварки средний размер зерен варьировался от 2 до 9 мкм, доля большеугловых границ – от 68 до 81 % (таблица 2).

Частицы вторичных фаз исследовались посредством ПЭМ. Типичные микрофотографии, полученные с центральной части зоны перемешивания, приведены на рис. 4.

Низкотемпературный шов характеризовался наличием высокой объемной доли относительно крупных равноосных частиц (рис. 4 a). С другой стороны, в высокотемпературном шве имело место практически полное растворение дисперсоидов (рис. 4 b) в полном соответствии с результатами моделирования на ThermoCalc (рис. 1 b).

Панорамные EBSD-карты макроструктур, сформировавшихся после перезакалки, представлены на рис. 5.

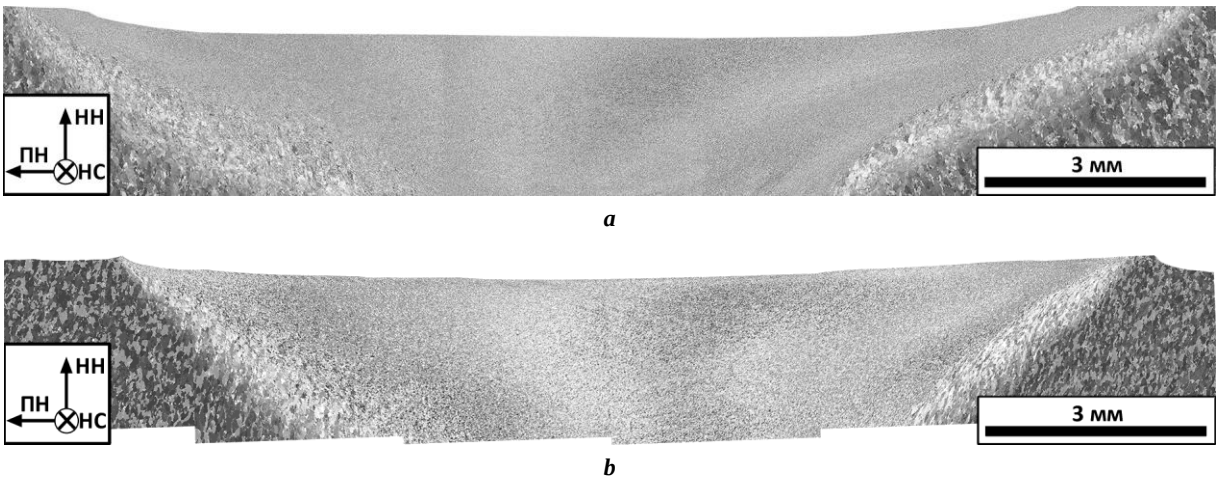
Данные макроструктуры характеризуются преобладанием относительно крупных зерен неправильной формы. Эта крупнозернистая структура имеет наиболее ярко выраженный характер в высокотемпературном шве (рис. 5 b).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Взаимосвязь между режимами СТП и сформировавшейся микроструктурой

Во всех случаях в микроструктуре, сформировавшейся непосредственно в ходе СТП, преобладали относительно мелкие зерна, содержавшие развитую субзеренную структуру. Подобные микроструктуры являются типичными для СТП-швов алюминиевых сплавов, и, как общепринято считать, их формирование является следствием непрерывной динамической рекристаллизации, имеющей место в ходе СТП [1; 3].

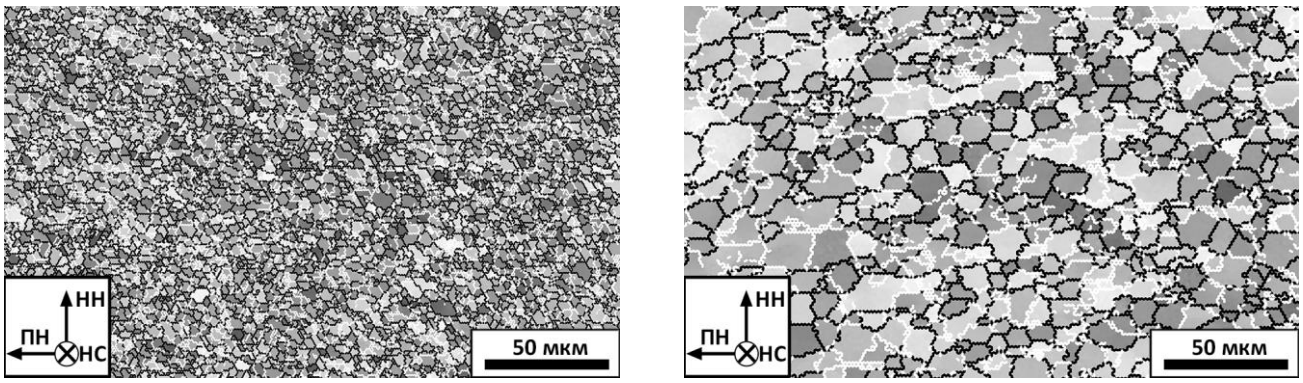
В полном соответствии с ожиданиями снижение температуры СТП способствовало усилению эффекта измельчения микроструктуры (рис. 3, таблица 2). Кроме того, это также привело к повышению доли большеугловых границ (таблица 2). Последний эффект был,



a

b

Рис. 2. *Панорамные EBSD-карты, иллюстрирующие макроструктуру поперечного сечения сварных соединений:*
a *– низкотемпературный режим;* ***b*** *– высокотемпературный режим.*
Система координат: НС – направление сварки; ПН – поперечное направление;
НН – направление нормали к плоскости свариваемых листов
Fig. 2. *Panoramic EBSD maps illustrating the cross section macrostructure of a welded joint:*
a *– low-temperature mode;* ***b*** *– high-temperature mode.*
Coordinates system: HC – welding progression; ПН – cross section;
НН – normal direction against the plane of welded sheets

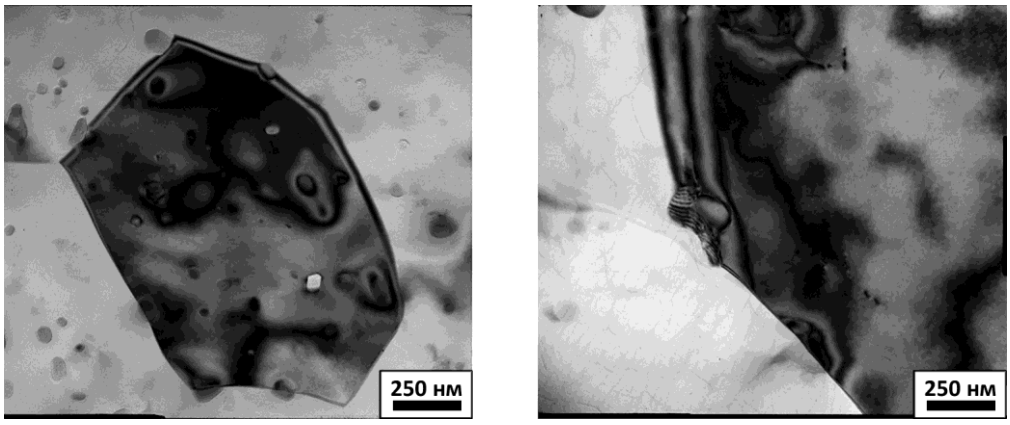


a ***b***

Рис. 3. *Высокоразрешающие EBSD-карты, иллюстрирующие микроструктуру центральной части зоны перемешивания:*
a *– низкотемпературный режим;* ***b*** *– высокотемпературный режим.*
На всех картах малоугловые границы (θ<15°) и большеугловые границы (θ≥15°)
обозначены белыми и черными линиями соответственно.
Система координат: НС – направление сварки; ПН – поперечное направление;
НН – направление нормали к плоскости свариваемых листов
Fig. 3. *High-resolution EBSD maps illustrating the microstructure of a stir zone central part:*
a *– low-temperature mode;* ***b*** *– high-temperature mode.*
In all maps, white lines denote low-angle boundaries (θ<15°) and black lines denote high-angle boundaries (θ≥15°).
Coordinates system: HC – welding progression; ПН – cross section;
НН – normal direction against the plane of welded sheets

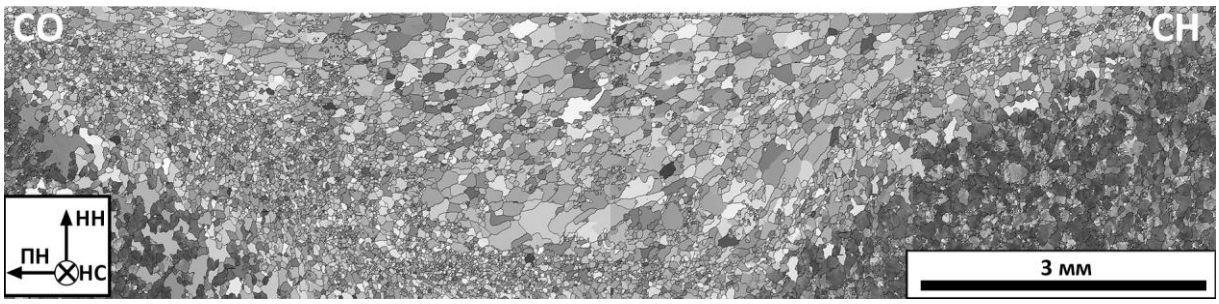
Таблица 2. *Микроструктурные характеристики зоны перемешивания*
Table 2. *Microstructural characteristics of a stir zone*

Режим	Средний размер зерна, мкм	Доля большеугловых границ, %
Низкотемпературный	2,5±0,6	81
Высокотемпературный	8,5±3,0	68



a ***b***

Рис. 4. *Микрофотографии просвечивающей электронной микроскопии, иллюстрирующие частицы вторичных фаз в зоне перемешивания:* ***a*** *– низкотемпературный режим;* ***b*** *– высокотемпературный режим*
Fig. 4. *TEM-photomicrographs illustrating the second-phase particles in the stir zone:* ***a*** *– low-temperature mode;* ***b*** *– high-temperature mode*



a

b

Рис. 5. *Панорамные EBSD-карты, иллюстрирующие макроструктуру поперечного сечения сварных соединений, подвергнутых послесварочной термообработке по режиму Т6:*
a *– низкотемпературный режим;* ***b*** *– высокотемпературный режим.*
На всех EBSD-картах большеугловые границы обозначены черными линиями.
Система координат: НС – направление сварки; ПН – поперечное направление;
НН – направление нормали к плоскости свариваемых листов
Fig. 5. *Panoramic EBSD maps illustrating the cross section macrostructure of welded joints postweld heat treated under the T6 mode:* ***a*** *– low-temperature mode;* ***b*** *– high-temperature mode.*
In all EBSD maps, black lines denote high-angle boundaries.
Coordinates system: HC – welding progression; ПН – cross section;
НН – normal direction against the plane of welded sheets

вероятно, связан с активизацией процессов возврата в условиях высокотемпературной деформации, которые способствовали снижению плотности свободных дислокаций и тем самым замедляли эволюцию границ деформационного происхождения.

Важным следствием снижения температуры СТП стало повышение объемной доли частиц вторичных фаз. Исходя из результатов моделирования равновесного фазового состава в ThermoCalc (рис. 2 b), можно предположить, что данный результат был связан с растворением частиц в высокотемпературном шве и их выделением в низкотемпературном шве.

Как показано на рис. 5, перезакалка сварных швов привела к значительному огрублению зеренной структуры. Учитывая существенную неоднородность зерен по размерам, а также их аномально крупную величину, можно сделать вывод, что рост зерен носил аномальный характер. Важно подчеркнуть, что финальная микроструктура, сформировавшаяся в ходе перезакалки, в значительной мере зависела от условий СТП.

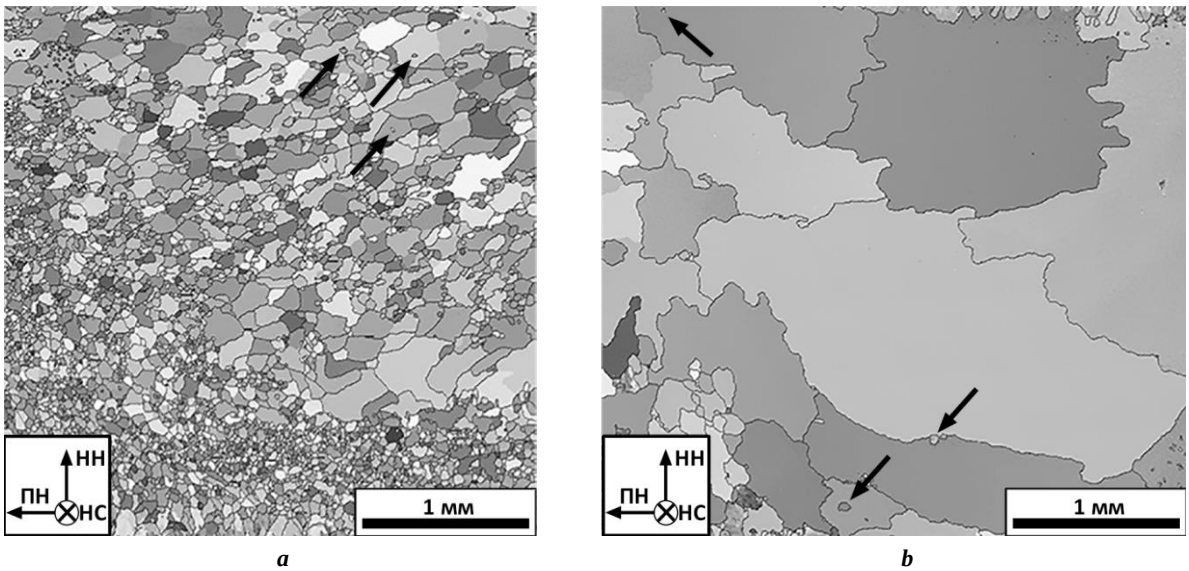
В частности, в низкотемпературном сварном соединении финальный размер аномальных зерен был относительно небольшим (рис. 5 a), в то время как в высокотемпературном шве зерна достигали величины около 3 мм (рис. 5 b). Таким образом, снижение температуры СТП обеспечивало формирование относительно мелкозернистой структуры в ходе последующей термической обработки. Иными словами, исходная гипотеза данной работы полностью подтвердилась.

Карты EBSD, полученные из центральной части зоны перемешивания исследованных СТП-соединений, приведены на рис. 6. Во всех случаях сформировавшаяся микроструктура была очень неоднородной и разница в размерах зерен достигала одного порядка. Важно отметить наличие «островков» исходной мелкозернистой микроструктуры (несколько примеров указаны стрелками), которые свидетельствовали об аномальном характере процесса роста зерен.

Наличие относительно мелкозернистой мироструктуры в низкотемпературном СТП-соединении (рис. 6 a) свидетельствует о более или менее конкурентном характере процесса роста зерен. Таким образом, на основе данного результата можно предположить, что снижение температуры СТП должно способствовать подавлению аномального характера роста зерна.

Поскольку в данной работе исследовался термически упрочняемый сплав, то можно допустить, что данный феномен так или иначе связан с частицами вторичных фаз. Скорее всего, сохранение значительной объемной доли частиц в низкотемпературном шве в ходе СТП (рис. 4 a) обеспечивает повышенную термическую стабильность сформировавшейся микроструктуры.

Кроме аномального роста зерен в зоне перемешивания существенные микроструктурные изменения также были обнаружены в других областях СТП-швов. В частности, в области, непосредственно примыкающей к зоне перемешивания (в международной литературе этот микроструктурный регион известен как зона термомеханического влияния), было выявлено формирование относительно мелкозернистой микроструктуры (рис. 5). Данный эффект был наиболее ярко выражен на стороне отвода низкотемпературного сварного соединения (рис. 5 a).



a *b*

Рис. 6. *EBSD-карты, иллюстрирующие микроструктуру зоны перемешивания сварных соединений, подвергнутых послесварочной термообработке по режиму Т6:*
a *– низкотемпературный режим;* ***b*** *– высокотемпературный режим.*
Стрелками обозначены «островки» исходной мелкозернистой микроструктуры.
Система координат: НС – направление сварки; ПН – поперечное направление;
НН – направление нормали к плоскости свариваемых листов
Fig. 6. *EBSD maps illustrating the stir zone microstructure of welded joints postweld heat treated under the T6 mode:* ***a*** *– low-temperature mode;* ***b*** *– high-temperature mode.*
Arrows denote the "islands" of the initial fine-grained microstructure.
Coordinates system: HC – welding progression; ПН – cross section;
НН – normal direction against the plane of welded sheets

Согласно литературным данным, в ходе СТП материал в зоне термомеханического влияния подвергается относительно небольшим деформациям при сравнительно низких температурах [1; 25]. Как следствие, динамическая рекристаллизация в этой микроструктурной области протекает не в полной мере, и, таким образом, материал характеризуется относительно высокой плотностью остаточных дислокаций. В этой связи можно предположить, что в ходе послесварочной термической обработки в зоне термомеханического влияния развивается статическая рекристаллизация, которая и приводит к образованию относительно мелкозернистой микроструктуры.

При относительно низких температурах СТП ожидается образование сравнительно высокой плотности дислокаций, что, в свою очередь, должно приводить к более бурному развитию рекристаллизационных процессов в ходе последующего отжига материала. Данная гипотеза вполне согласуется с образованием протяженной рекристаллизованной области в низкотемпературном шве (рис. 5 а).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Сварка трением с перемешиванием (СТП) приводит к существенному измельчению микроструктуры сварных швов. Установлено, что снижение температуры СТП путем варьирования таких параметров сварки, как частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки, способствует усилению эффекта измельчения микроструктуры.

Термическая обработка сварных соединений, полученных посредством СТП, приводит к аномальному росту зерен. Данный процесс в значительной мере зависит от температурных условий сварки. В частности, снижение температуры СТП способствует его подавлению.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering R: Reports. 2005. Vol. 50. № 1-2. P. 1–78P. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Sato Y.S., Watanabe H., Kokawa H. Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment // Science and Technology of Welding and Joining. 2007. Vol. 12. № 4. P. 318–323. DOI: 10.1179/174329307X197575.
3. Sarkari Khorrami M., Saito N., Miyashita Y. Texture and strain-induced abnormal grain growth in cryogenic friction stir processing of severely deformed aluminum alloy // Materials Characterization. 2019. Vol. 151. P. 378–389. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.03.010.
4. Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al-Cu-Mg alloy by lowering of welding temperature // Scripta Materialia. 2021. Vol. 196. Article number 113765. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.113765.
5. Safarkhanian M.A., Goodarzi M., Boutorabi S.M.A. Effect of abnormal grain growth on tensile strength of Al–Cu–Mg alloy friction stir welded joints // Journal of materials science. 2009. Vol. 44. № 20. P. 5452–5458. DOI: 10.1007/s10853-009-3735-x.
6. Pang Q., Zhang J.H., Huq M.J., Hu Z.L. Characterization of microstructure, mechanical properties and formability for thermomechanical treatment of friction stir welded 2024-O alloys // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 765. Article number 138303. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138303.
7. Liu F.C., Ma Z.Y., Chen L.Q. Low-temperature superplasticity of Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing // Scripta Materialia. 2009. Vol. 60. № 11. P. 968–971. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.021.
8. Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Gazizov M., Mironov S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum by prestrain rolling: Limitation of the approach // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol. 832. Article number 142388. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142388.
9. Baghdadi A.H., Sajuri Z., Omar M.Z., Rajabi A. Friction Stir Welding Parameters: Impact of Abnormal Grain Growth during Post-Weld Heat Treatment on Mechanical Properties of Al–Mg–Si Welded Joints // Metals. 2020. Vol. 10. № 12. P. 1–18. DOI: 10.3390/met10121607.
10. Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. New insight into the phenomenon of the abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum // Materials Letters. 2021. Vol. 302. Article number 130407. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130407.
11. Lezaack M.B., Simar A. Avoiding abnormal grain growth in thick 7XXX aluminium alloy friction stir welds during T6 post heat treatments // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 807. Article number 140901. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140901.
12. Yadav D., Bauri R., Chawake N. Fabrication of Al-Zn solid solution via friction stir processing // Materials Characterization. 2018. Vol. 136. P. 221–228. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.12.022.
13. Hou Y.F., Liu C.Y., Zhang B., Wei L.L., Dai H.T., Ma Z.Y. Mechanical properties and corrosion resistance of the fine grain structure of Al–Zn–Mg–Sc alloys fabricated by friction stir processing and post-heat treatment // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 785. Article number 139393. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139393.
14. Han G., Lee K., Yoon J.-Y., Na T.-W., Ahn K., Kang M.-J., Jun T.-S. Effect of post-weld heat treatment on mechanical properties of local weld-affected zones in friction stir welded AZ31 plates // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 805. Article number 140809. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140809.
15. Morisada Y., Fujii H., Nagaoka T., Fukusumi M. Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31 // Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 433. № 1-2. P. 50–54. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.089.
16. Wang W., Han P., Peng P., Guo H., Huang L., Qiao K., Hai M., Yang Q., Wang H., Wang K., Wang L. Superplastic deformation behavior of fine-grained AZ80 magnesium alloy prepared by friction stir processing // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9. № 3. P. 5252–5263. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.03.052.
17. Sun Y., Fujii H. Effect of abnormal grain growth on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SPCC steel plates // Materials Science and Engineering: A. 2017. Vol. 694. P. 81–92. DOI: 10.1016/j.msea.2017.04.008.

18. Li Y.J., Fu R.D., Du D.X., Jing L.J., Sang D.L., Wang Y.P. Effect of post-weld heat treatment on microstructures and properties of friction stir welded joint of 32Mn–7Cr–1Mo–0·3N steel // Science and Technology of Welding and Joining. 2015. Vol. 20. № 3. P. 229–235. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000001.
19. Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO2 nanocomposites // Materials & Design. 2014. Vol. 63. P. 30–41. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.065.
20. Guo J., Lee B.Y., Du Z., Bi G., Tan M.J., Wei J. Effect of nano-particle addition on grain structure evolution of friction stir-processed Al 6061 during postweld annealing // JOM. 2016. Vol. 68. № 8. P. 2268–2273. DOI: 10.1007/s11837-016-1991-1.
21. Attallah M.M., Salem H.G. Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment // Materials Science and Engineering: A. 2005. Vol. 391. № 1-2. P. 51–59. DOI: 10.1016/j.msea.2004.08.059.
22. Mironov S., Masaki K., Sato Y.S., Kokawa H. Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds // Scripta Materialia. 2012. Vol. 67. № 12. P. 983–986. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.09.002.
23. Hassan Kh.A.A., Norman A.F., Price D.A., Prangnell P.B. Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. № 7. P. 1923–1936. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00598-0.
24. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—II. The effect of second-phase particles // Acta Materialia. 1997. Vol. 45. № 12. P. 5031–5039. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00173-0.
25. Jacquin D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling // Journal of Materials Processing Technology. 2021. Vol. 288. Article number 116706. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116706.

REFERENCES

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2005, vol. 50, no. 1-2, pp. 1–78P. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Sato Y.S., Watanabe H., Kokawa H. Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, vol. 12, no. 4, pp. 318–323. DOI: 10.1179/174329307X197575.
3. Sarkari Khorrami M., Saito N., Miyashita Y. Texture and strain-induced abnormal grain growth in cryogenic friction stir processing of severely deformed aluminum alloy. *Materials Characterization*, 2019, vol. 151, pp. 378–389. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.03.010.
4. Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al-Cu-Mg alloy by lowering of welding temperature. *Scripta Materialia*, 2021, vol. 196, article number 113765. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.113765.
5. Safarkhanian M.A., Goodarzi M., Boutorabi S.M.A. Effect of abnormal grain growth on tensile strength of Al–Cu–Mg alloy friction stir welded joints. *Journal of materials science*, 2009, vol. 44, no. 20, pp. 5452–5458. DOI: 10.1007/s10853-009-3735-x.
6. Pang Q., Zhang J.H., Huq M.J., Hu Z.L. Characterization of microstructure, mechanical properties and formability for thermomechanical treatment of friction stir welded 2024-O alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 765, article number 138303. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138303.
7. Liu F.C., Ma Z.Y., Chen L.Q. Low-temperature superplasticity of Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 60, no. 11, pp. 968–971. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.021.
8. Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Gazizov M., Mironov S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum by pre-strain rolling: Limitation of the approach. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 832, article number 142388. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142388.
9. Baghdadi A.H., Sajuri Z., Omar M.Z., Rajabi A. Friction Stir Welding Parameters: Impact of Abnormal Grain Growth during Post-Weld Heat Treatment on Mechanical Properties of Al–Mg–Si Welded Joints. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 12, pp. 1–18. DOI: 10.3390/met10121607.
10. Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. New insight into the phenomenon of the abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum. *Materials Letters*, 2021, vol. 302, article number 130407. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130407.
11. Lezaack M.B., Simar A. Avoiding abnormal grain growth in thick 7XXX aluminium alloy friction stir welds during T6 post heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 807, article number 140901. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140901.
12. Yadav D., Bauri R., Chawake N. Fabrication of Al-Zn solid solution via friction stir processing. *Materials Characterization*, 2018, vol. 136, pp. 221–228. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.12.022.
13. Hou Y.F., Liu C.Y., Zhang B., Wei L.L., Dai H.T., Ma Z.Y. Mechanical properties and corrosion resistance of the fine grain structure of Al–Zn–Mg–Sc alloys fabricated by friction stir processing and post-heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 785, article number 139393. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139393.
14. Han G., Lee K., Yoon J.-Y., Na T.-W., Ahn K., Kang M.-J., Jun T.-S. Effect of post-weld heat treatment on mechanical properties of local weld-affected zones in friction stir welded AZ31 plates. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 805, article number 140809. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140809.
15. Morisada Y., Fujii H., Nagaoka T., Fukusumi M. Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31. *Materials Science and Engineering: A*, 2006. vol. 433, no. 1-2, pp. 50–54. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.089.
16. Wang W., Han P., Peng P., Guo H., Huang L., Qiao K., Hai M., Yang Q., Wang H., Wang K., Wang L. Superplastic deformation behavior of fine-grained AZ80 magnesium alloy prepared by friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 5252–5263. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.03.052.

17. Sun Y., Fujii H. Effect of abnormal grain growth on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SPCC steel plates. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 694, pp. 81–92. DOI: 10.1016/j.msea.2017.04.008.
18. Li Y.J., Fu R.D., Du D.X., Jing L.J., Sang D.L., Wang Y.P. Effect of post-weld heat treatment on microstructures and properties of friction stir welded joint of 32Mn–7Cr–1Mo–0·3N steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2015, vol. 20, no. 3, pp. 229–235. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000001.
19. Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO2 nanocomposites. *Materials & Design*, 2014, vol. 63, pp. 30–41. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.065.
20. Guo J., Lee B.Y., Du Z., Bi G., Tan M.J., Wei J. Effect of nano-particle addition on grain structure evolution of friction stir-processed Al 6061 during postweld annealing. *JOM*, 2016, vol. 68, no. 8, pp. 2268–2273. DOI: 10.1007/s11837-016-1991-1.
21. Attallah M.M., Salem H.G. Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 391, no. 1-2, pp. 51–59. DOI: 10.1016/j.msea.2004.08.059.
22. Mironov S., Masaki K., Sato Y.S., Kokawa H. Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 67, no. 12, pp. 983–986. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.09.002.
23. Hassan Kh.A.A., Norman A.F., Price D.A., Prangnell P.B. Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, no. 7, pp. 1923–1936. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00598-0.
24. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—II. The effect of second-phase particles. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, no. 12, pp. 5031–5039. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00173-0.
25. Jacquin D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 288, article number 116706. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116706.

The influence of friction stir welding conditions on thermal stability of AA6061 alloy

© 2022

Aleksandr A. Kalinenko*[1], postgraduate student
Sergey Yu. Mironov[2], Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher
Igor V. Vysotskiy[3], PhD (Engineering), junior researcher
Sergey S. Malopheyev[4], PhD (Engineering), researcher
Belgorod State National Research University, Belgorod (Russia)

***E-mail: kalinenko@bsu.edu.ru**

[1]ORCID: https://orcid.org/0000-0001-7534-0542
[2]ORCID: https://orcid.org/0000-0003-2202-1518
[3]ORCID: https://orcid.org/0000-0002-4376-5535
[4]ORCID: https://orcid.org/0000-0001-9145-3723

Received 27.07.2021 *Accepted 04.02.2022*

Abstract: Friction stir welding (FSW) is an innovative technology for the solid-phase joining of metal materials. It allows producing permanent joints of materials conventionally considered to be nonweldable, in particular aluminum alloys. However, an essential drawback of FSW is the relatively low stability of the stir zone microstructure. In particular, during post-weld heat treatment, seams frequently demonstrate abnormal grain growth. Such an undesirable phenomenon is often interpreted in terms of the so-called Humphrey's cellular model, according to which the abnormal behavior is attributed to the essential microstructure refinement and the dissolution of the second-phase particles occurring during FSW. Since these two processes significantly depend on the temperature, the authors suggested that the thermal stability of the produced FSW seams should also be associated with the FSW heat conditions. To test this hypothesis, the authors obtained two welded seams at different FSW conditions and then studied their microstructural behavior during T6 mode thermal treatment (involving solution heat treatment followed by artificial aging). The authors used the advanced electron backscatter diffraction technique (EBSD) to investigate microstructure. In full accordance with the initial idea, the investigation showed that microstructural evolution in both studied microstructure states varied wildly. Specifically, the study identified that the reduction in the FSW temperature causes the suppression of abnormal grain growth. The authors suggested that the enhanced thermal stability of the material is associated with the conservation of the second-phase particles during the low-temperature FSW.

Keywords: friction stir welding; abnormal grain growth; heat hardenable aluminum alloys.

Acknowledgments: The work was financially supported by the Russian Science Foundation, the project No. 19-49-02001. The work was carried out with the use of the equipment of the Core Facility Center "Technologies and Materials of NRU BelSU".

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Kalinenko A.A., Mironov S.Yu., Vysotskiy I.V., Malopheyev S.S. The influence of friction stir welding conditions on thermal stability of AA6061 alloy. *Frontier Materials and Technologies*, 2022, no. 1, pp. 31–39. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-1-31-39.