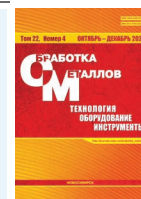




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние режима сварки трением с перемешиванием и ее направления относительно направления прокатки сплава Д16 на структуру и свойства его сварных соединений

Алексей Иванов^{1, 2, а, *}, Валерий Рубцов^{1, 2, b}, Евгений Колубаев^{1, 2, c}, Владимир Бакшаев^{3, d}, Иван Ивашкин^{3, e}

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

² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

³ ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», ул. Ленинградская, 36, г. Чебоксары, 428021, Чувашская Республика, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, ivan@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-9777-0164>, bakshaeva@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0001-8808-2183>, ivashkin_in@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14:620.172.242

История статьи:

Поступила: 01 сентября 2020

Рецензирование: 09 сентября 2020

Принята к печати: 17 сентября 2020

Доступно онлайн: 15 декабря 2020

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием

Параметры режима сварки

Направление прокатки

Алюминиевый сплав

Финансирование:

Работа выполнена в рамках комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного крупногабаритного оборудования интеллектуальной адаптивной сварки трением с перемешиванием для авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 22.11.2019 № 075-11-2019-033), реализуемого ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», НГТУ и ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

АННОТАЦИЯ

Введение. Режим сварки трением с перемешиванием определяет характер термомеханического воздействия на свариваемый материал, поэтому критическое изменение даже одного из параметров режима может привести к формированию дефектов и снижению прочности сварного соединения. Немаловажным фактором также является ориентация свариваемого материала относительно направления сварки, поскольку она определяет кинетику деформирования материала и, как следствие, результирующую структуру и свойства. Исследования процессов сварки трением с перемешиванием в основном заключаются в анализе конечных свойств получаемых сварных соединений и их сопоставлении с параметрами режима сварки. Но для решения задачи получения прочных и качественных сварных соединений немаловажной также является оценка сопротивления материала деформированию от воздействия сварочного инструмента, что достигается мониторингом ряда параметров непосредственно в процессе сварки. **Целью работы является** исследование влияния параметров режима сварки и ориентации структуры свариваемого материала на протекание процесса сварки трением с перемешиванием, а также на структуру и прочность получаемых сварных соединений алюминиевого сплава Д16. **Результаты и обсуждение.** Посредством мониторинга крутящего момента и усилия сварки показано, что при повышении усилия внедрения инструмента сопротивление материала деформированию повышается. При сварке поперек направления прокатки исходного материала параметры крутящего момента и усилия сварки снижаются на 5...20 %. Повышение скорости сварки обеспечивает рост сопротивления материала перемещению инструмента, при этом направление сварки не оказывает значительного влияния. С повышением частоты вращения инструмента сопротивление материала деформированию снижается, а температура сварки повышается, что приводит к повышению степени пластификации материала и улучшению условий его массопереноса. Также показано, что режим сварки, позволяющий вести сварку сплава Д16 при температуре 450...500 °С, обеспечивает степень пластификации материала, при которой получают сварные соединения с качественной структурой и высокими механическими свойствами. В этих условиях направление сварки относительно направления прокатки исходного материала оказывает влияние: при сварке вдоль направления прокатки предел прочности соединения достигает значения 92 %, а при сварке поперек – 95 % от предела прочности исходного материала.

Для цитирования: Влияние режима сварки трением с перемешиванием и ее направления относительно направления прокатки сплава Д16 на структуру и свойства его сварных соединений / А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев, И.Н. Ивашкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 110–123. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-110-123.

*Адрес для переписки

Иванов Алексей Николаевич, к.т.н., научный сотрудник
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 (382) 228-68-63, e-mail: ivan@ispms.ru

Введение

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является процессом сварки давлением, в ходе которого под воздействием вращающегося инструмента происходит деформация, фрикционный разогрев, пластическое течение материала и его перенос между свариваемыми заготовками [1]. Температура разогрева материала в процессе СТП ниже температуры его плавления, что открывает широкие производственные возможности сварки промышленных трудносвариваемых материалов, к примеру, термоупрочняемых алюминиевых сплавов.

Сочетание параметров режима СТП определяет характер термомеханического воздействия на свариваемый материал, поэтому критическое изменение даже одного из параметров может привести к формированию дефектов и снижению прочности сварного соединения [2, 3]. Немаловажным фактором также является ориентация свариваемого материала относительно направления сварки, поскольку деформация и размер его исходного структурного зерна, сформированного прокаткой, определяет кинетику деформирования материала и, как следствие, результирующую структуру и свойства [4].

В месте наибольшего воздействия инструмента, называемом зоной перемешивания (ЗП), возникает процесс интенсивной пластической деформации свариваемого материала [5, 6], который обуславливает измельчение его исходного зерна с повышением числа высокоугловых границ [7, 8]. В деформируемых алюминиевых сплавах прочность ЗП сварного соединения напрямую связана с ростом протяженности границ зерен, согласно механизму Холла – Петча [9]. На примере фрикционной обработки деформируемого алюминиевого сплава системы AlMg показано, что этот механизм обуславливает повышение прочности деформированного материала в ЗП относительно исходного проката [10]. В прилегающей к ЗП зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) обычно наблюдается значительная деформация структурных зерен материала, снижение их среднего размера с повышением числа малоугловых границ [11], поэтому ее граница с ЗП, имеющая резкий переход от одного типа структуры к другому, часто характеризуется разупрочнением материала.

Дополнительным фактором, влияющим на прочность сварных соединений термоупрочняемых алюминиевых сплавов, является характерный для них механизм дисперсионного упрочнения [12–14]. При СТП таких сплавов в результате воздействия инструмента происходит динамическая рекристаллизация, которой сопутствует растворение, повторное выделение и перераспределение упрочняющих фаз, что может привести к снижению прочности материала сварного соединения [15–18].

На сегодняшний день исследования процессов СТП в основном заключаются в анализе конечных свойств получаемых сварных соединений и их сопоставлении с параметрами режима сварки: усилием внедрения инструмента, его частотой вращения и скоростью перемещения [19, 20]. Но для решения задачи получения прочных и качественных сварных соединений немаловажной также является оценка сопротивления материала деформированию от воздействия сварочного инструмента, что достигается мониторингом ряда параметров непосредственно в процессе сварки.

Исходя из этого, **целью работы является** исследование влияния параметров режима сварки и ориентации структуры свариваемого материала на протекание процесса сварки трением с перемешиванием, а также на структуру и прочность получаемых сварных соединений алюминиевого сплава Д16.

Методика исследований

Исследуемые в работе сварные соединения получали из листовых заготовок термоупрочняемого сплава Д16. Химический состав исходного сплава исследовали при помощи рентгенофлуоресцентного спектрометра Niton 3xlt Gold+. По данным анализа, сплав имеет следующий состав: Cu 4,8 вес. %; Mg 1,3 вес. %; Mn 0,5 вес. %; Fe 0,3 вес. %; Si 0,1 вес. %; Ti 0,1 вес. %; Zn 0,1 вес. %; Al остальное. Заготовки под сварку вырезали в виде пластин толщиной 2,5 мм с размерами 60×250 мм вдоль и поперек направления прокатки исходного материала. Лицевая часть заготовок в месте под сварку была обработана механически со снятием слоя материала до толщины 2,0 мм. Свариваемые кромки были обработаны механически для обеспечения их без-

зазорного прилегания друг к другу и удаления оксидного слоя.

Сварку трением с перемешиванием сварных соединений выполняли в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН на оборудовании для СТП (рис. 1, а). В процессе СТП проводился тепловизионный контроль (ТК) температурного поля на поверхности заготовок за инструментом посредством съемки в режиме реального времени при помощи тепловизора Flir A655sc (рис. 1, б). Сварка выполнялась с использованием шести технологических режимов, приведенных в таблице, с параметрами, варьируемыми таким образом, чтобы повысить ин-

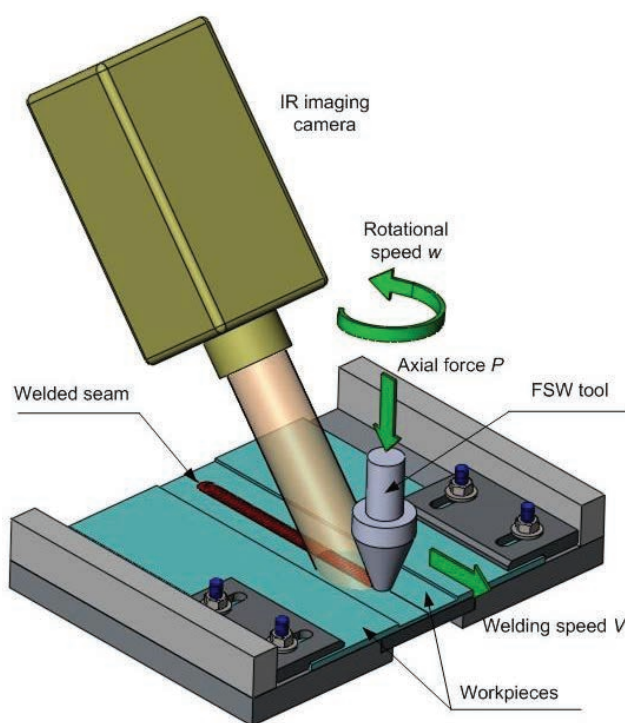
тенсивность термомеханического воздействия при переходе от одного режима к другому. Для каждого режима были получены сварные соединения протяженностью 75 мм.

В процессе сварки в режиме реального времени средствами оборудования для СТП производился мониторинг параметров воздействия свариваемого материала на сварочный инструмент: крутящего момента на шпинделе и усилия сварки.

После сварки полученные соединения кондиционировались при нормальных условиях в течение 72 ч, затем электроэрозионным способом поперек соединений вырезались образцы для



а



б

Рис. 1. Оборудование для СТП (а) и схема используемых процессов сварки и тепловизионного контроля (б)

Fig. 1. The FSW equipment (а) and a schematics of welding and heat monitoring processes that are used (б)

Режимы СТП Conditions of FSW

Параметр СТП / FSW parameter	Режим / Condition					
	1	2	3	4	5	6
P , кН / P , kN	8,0	10,0	11,0	12,0	13,0	14,0
V , мм/мин / V , mm/min	200	200	300	300	350	400
ω , об/мин / ω , rpm	800	800	800	800	900	1000

испытаний на одноосное растяжение таким образом, чтобы сварное соединение располагалось в центре рабочей части образца. При вырезке образцов сварные соединения были условно поделены по протяженности на три участка: 0...25, 25...50 и 50...75 мм. Образцы для испытаний вырезались на каждом из указанных участков соединений. Испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине УТС-110М-100 со скоростью деформации 10 мм/мин. Для металлографических исследований электроэрозионным способом вырезались шлифы с их последующим полированием и травлением. Металлографические исследования проводили на металлографическом микроскопе «Альтами МЕТ 1С».

Результаты и обсуждение

На рис. 2 приведены графики крутящего момента на шпинделе в процессе СТП по режимам 1–6 с начала внедрения инструмента в матери-

ал свариваемых заготовок до прекращения его перемещения вдоль свариваемых кромок. Соответствующие графики усилия сварки приведены на рис. 3. При сварке по режиму 1 внедрение инструмента является самым продолжительным, что связано с невысоким значением осевого усилия P , равным 8,0 кН. После внедрения инструмента и перед началом процесса сварки наблюдается снижение величины крутящего момента (рис. 2, кривые 1). Это свидетельствует о том, что в результате продолжительного внедрения плечи инструмента не оказывают значительного влияния на пластификацию материала, поскольку он уже пластифицирован стержнем инструмента. Величины крутящего момента при сварке вдоль направления прокатки материала превышают величины момента при сварке поперек направления прокатки на величину 5...12 %. Значения усилий сварки (рис. 3, кривые 1) при сварке вдоль направления прокатки превышают величины усилий при сварке поперек направления прокатки на величину 5...20 %. Разница в

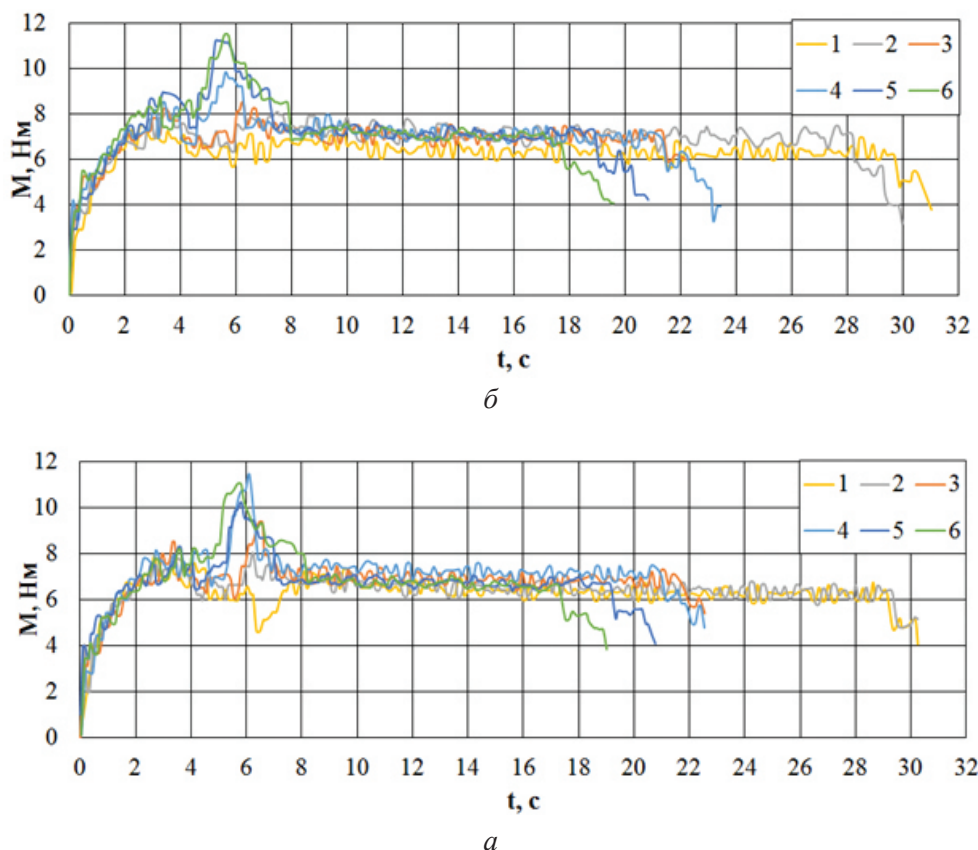


Рис. 2. Крутящий момент на сварочном шпинделе в процессе СТП: вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки исходного материала

Fig. 2. Welding spindle torque during FSW process: longitudinally (a) and transversely (b) to the direction of base metal rolling

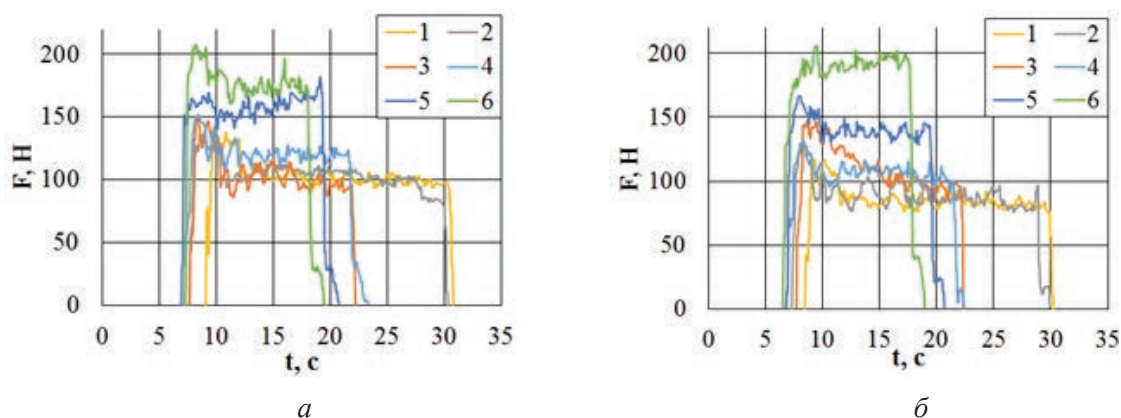


Рис. 3. Усилие сварки в процессе СТП: вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки исходного материала

Fig. 3. Welding force during FSW process: longitudinally (a) and transversely (б) to the direction of base metal rolling

значениях моментов и усилий объясняется меньшим размером зерна в поперечном направлении прокатки материала и, следовательно, меньшим значением усилий, требуемых для его деформирования.

При сварке по режиму 2 усилие внедрения инструмента P было повышено до 10,0 кН, при этом внедрение инструмента происходило быстрее, поэтому снижения крутящего момента как при режиме 1 (рис. 2, кривые 2) не наблюдалось. Величина моментов относительно режима 1 возросла на 5...15 %, при этом соотношение между значениями моментов при сварке вдоль и поперек направления прокатки сохранилось. Усилия сварки для режимов 1 и 2 сопоставимы между собой, а соотношение между значениями усилий при сварке вдоль и поперек направления прокатки сохранилось (рис. 3, кривые 2). Повышение величины момента связано с ростом сопротивления материала заготовки воздействию плечевой части инструмента, а сохранение значений усилия сварки – с сохранением величины скорости перемещения инструмента.

При сварке по режиму 3 повышение усилия внедрения P до 11,0 кН привело к увеличению сопротивления материала деформированию от вращения инструмента в начале сварки, что выражается появлением характерного пика на графиках моментов (рис. 2, кривые 3). Повышение скорости сварки V до 300 мм/мин привело к росту усилия сварки в начале процесса СТП. Относительно режима 2 величины моментов возросли на величину до 10 %, а усилия сварки – на величину до 30 % (рис. 3, кривые 3). Рост усилий

сварки определяется увеличением ее скорости, при котором сопротивление материала перемещению инструмента определяется условиями нагрева материала и практически не зависит от ориентации его структурного зерна относительно направления сварки. Это также подтверждается различием в величинах моментов и усилий при сварке вдоль и поперек направления прокатки материала менее 5 %.

Дальнейшее повышение усилия внедрения инструмента P до 12,0 кН при прочих неизменных параметрах (режим 4) обеспечило рост крутящего момента в начале процесса сварки (рис. 2, кривые 4), однако в дальнейшем не привело к существенным изменениям показателей крутящего момента и усилия сварки, значения которых сопоставимы со значениями режима 3 (рис. 3, кривые 4).

При сварке по режиму 5, несмотря на повышение усилия внедрения инструмента P до 13,0 кН, значения крутящего момента снизились на 5...10 % относительно значений при режиме 4 сварки (рис. 2, кривые 5). Снижение момента обусловлено ростом частоты вращения инструмента ω до 900 об/мин, что в сочетании с повышением усилия внедрения повышает пластичность материала и скорость его деформирования инструментом. Значения усилий сварки увеличились на величину 15...20 % относительно значений при режиме 4 (рис. 3, кривые 5). Рост усилий сварки обусловлен повышением ее скорости V до 350 об/мин, при котором материал перед инструментом не разогревается до необходимого состояния пластичности. При сварке

поперек зерен свариваемого материала наблюдается снижение величины крутящего момента и усилия сварки, что, по-видимому, связано с ориентацией зерен относительно направления сварки. Схожие эффекты отмечены и при выполнении сварки по режиму 6 (рис. 2, 3, кривые б).

На рис. 4 приведена макроструктура исследуемых сварных соединений в поперечном сечении. На изображениях видно, что в материале всех исследуемых сварных соединений выделяется зона перемешивания (SZ) и граничащая с ней зона термомеханического воздействия (TMAZ), а также отсутствуют видимые структурные дефекты, что означает отсутствие в режимах сварки 1–6 критических значений параметров. В зоне SZ соединений, полученных по режимам 1–3, видны кольцевые структурные образования, так называемые onion rings [21].

При повышении интенсивности термомеханического воздействия (режимы 4–6) эти образования становятся менее выраженными. На рис. 5 приведена микроструктура зон SZ и TMAZ соединений, полученных по режимам 1 и 6, в которых четко просматривается ориентированность деформирования материала, обусловленная его взаимодействием с инструментом. При режиме сварки 1 она является более выраженной.

При проведении тепловизионного контроля были получены температурные профили процессов СТП по режимам 1–6 (рис. 6). Анализ профилей показал, что при режимах 1–2 с низкой интенсивностью термомеханического воздействия процесс сварки начинается при температуре 350...380 °С и завершается при температуре 400...420 °С. С повышением скорости сварки и усилия внедрения инструмента при режимах

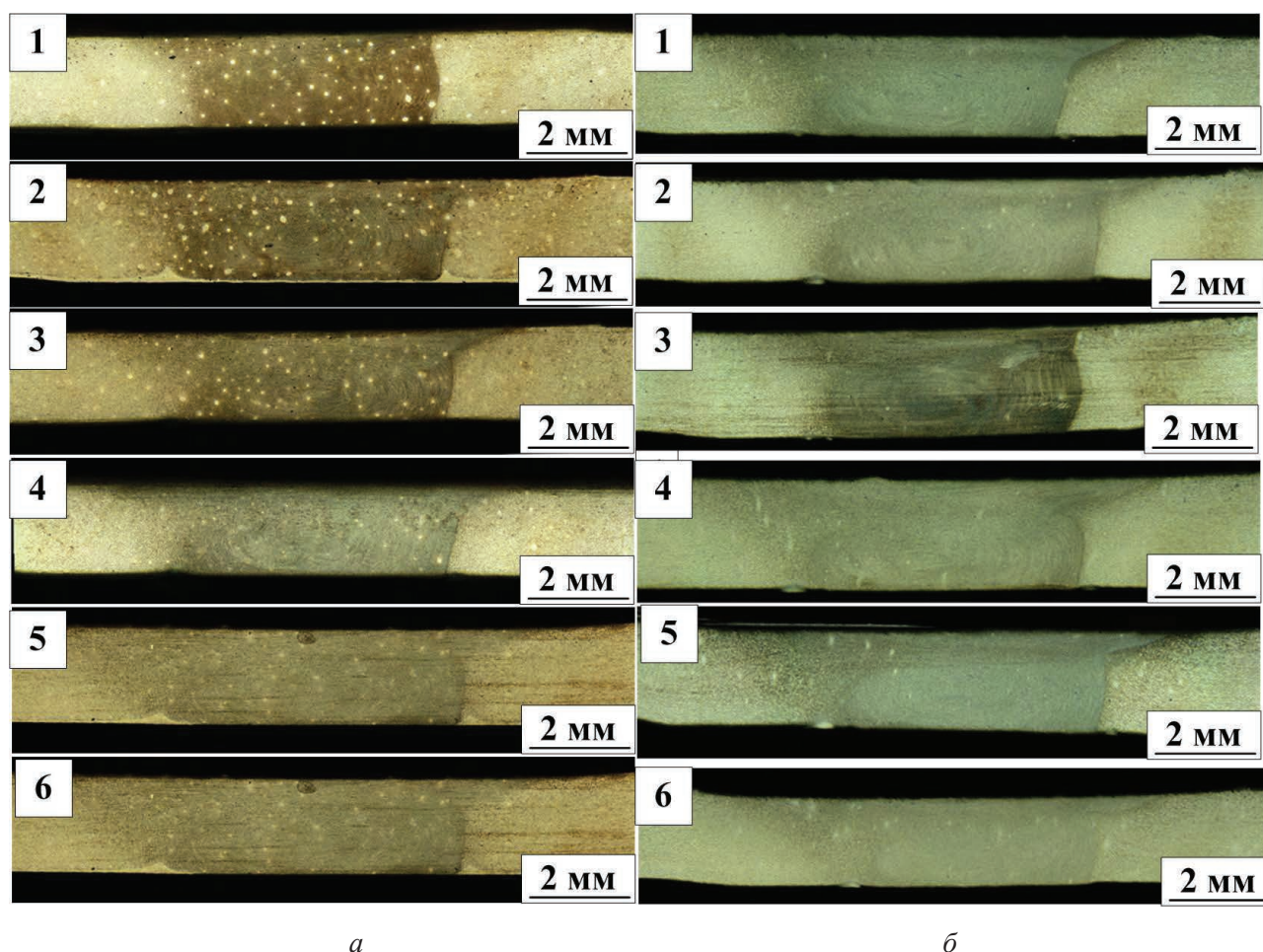


Рис. 4. Макроструктура сварных соединений, сваренных по режимам 1–6 вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки исходного материала

Fig. 4. Macrostructure of joints that are welded in conditions 1–6 longitudinally (a) and transversely (б) to the direction of base metal rolling

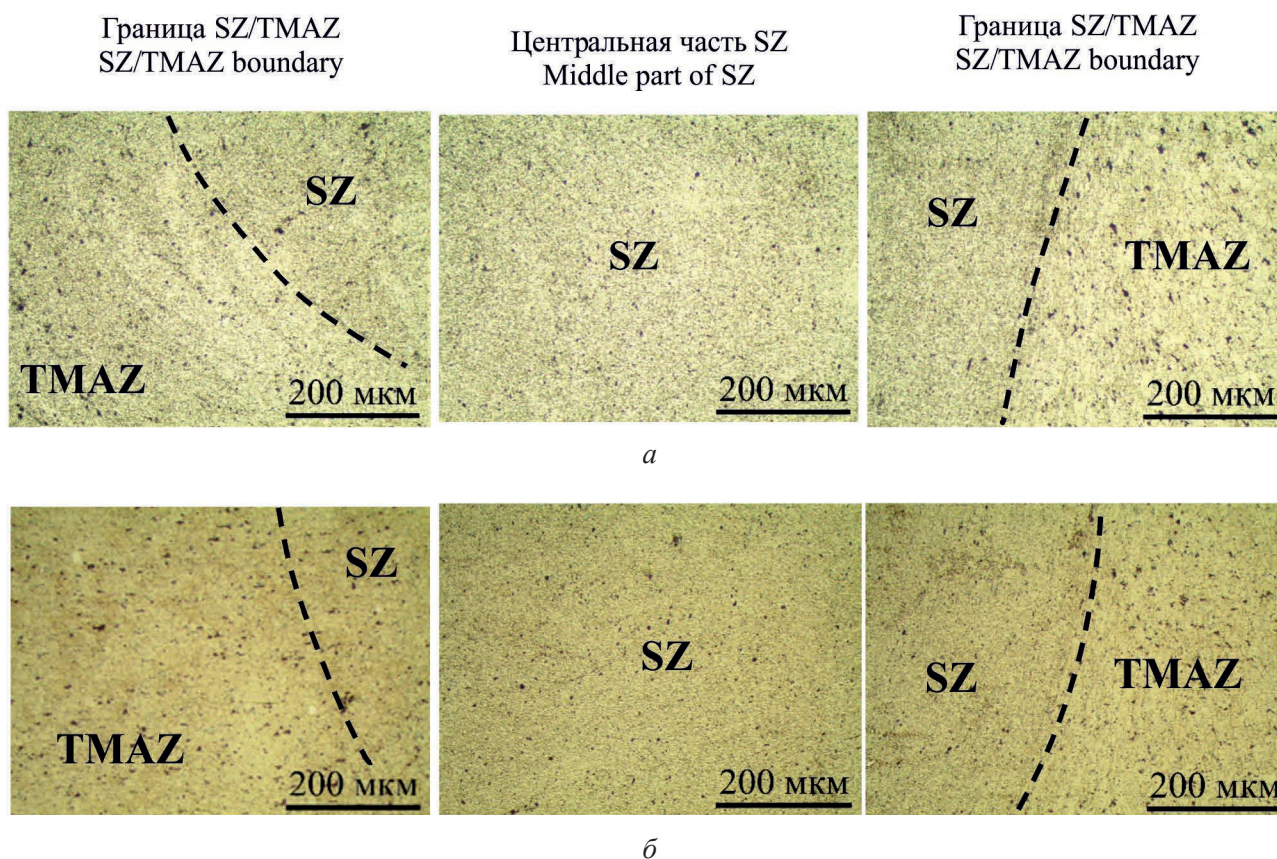


Рис. 5. Микроструктура SZ и границ SZ/TMAZ сварных соединений, сваренных вдоль направления прокатки исходного материала по режимам 1 (а) и 6 (б)

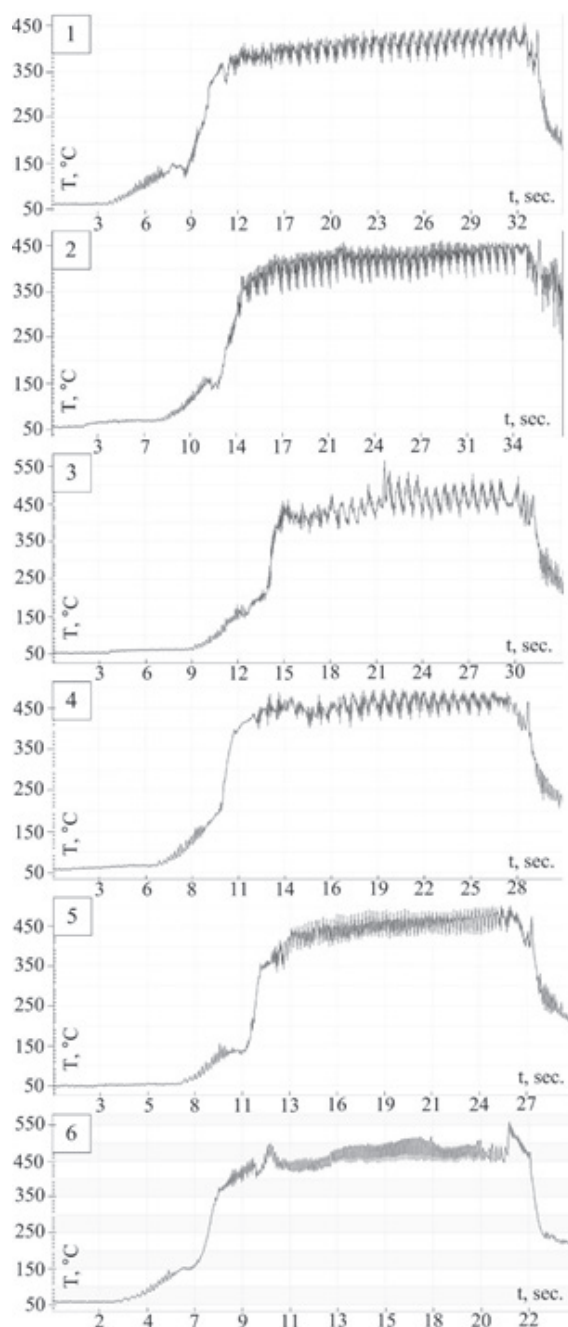
Fig. 5. Microstructure of SZ and SZ/TMAZ boundaries of joints that are welded longitudinally to the direction of base metal rolling in conditions 1 (а) and 6 (б)

3–4 температура начала процесса возрастает до величин 380...400 °С, а температура завершения – до 460...470 °С. Разница температур начала и конца процесса сварки объясняется постепенным накоплением тепла в свариваемом материале, которое вносит свой вклад в температурный режим СТП. Следует отметить, что кривые профиля режимов 1–4 имеют форму, указывающую на колебания температуры во время сварки, которые характеризуются большими величинами амплитуды и периода. В сочетании с наличием onion rings в структуре соединения (рис. 4) это позволяет сделать вывод о недостаточной степени пластификации материала при указанных режимах сварки.

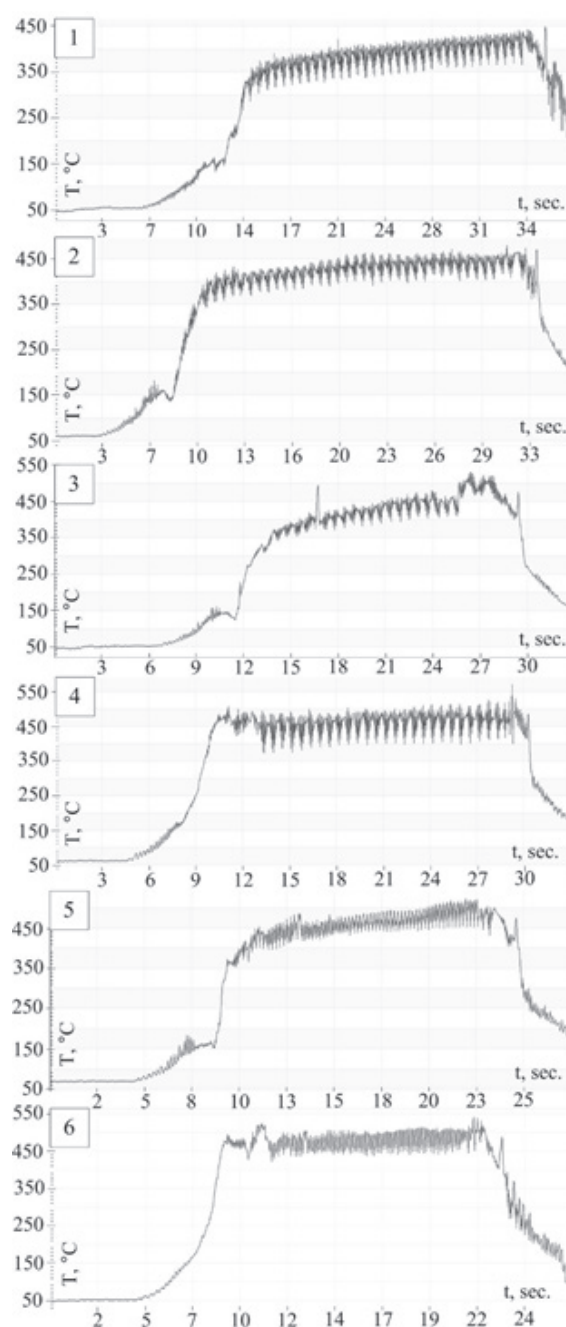
При повышении интенсивности термомеханического воздействия (режимы 5–6) температура начала сварки составляет 400–450 °С, а при завершении она достигает значений 500–510 °С. Следует отметить снижение периода и амплитуды колебаний температуры на кривых температурных профилей, а также устранение onion

rings в структуре соединений. Исходя из этого, можно сделать вывод о достаточной степени пластификации материала при температуре процесса СТП в диапазоне 450...500 °С. Кроме того, можно сделать вывод о приближении режимов 5–6 к некоему оптимальному режиму сварки, позволяющему получить сварное соединение с качественной структурой и высокими прочностными характеристиками. Также следует отметить, что процесс сварки поперек направления прокатки исходного материала в среднем характеризуется температурой на 10...20 °С выше, чем процесс сварки вдоль направления прокатки.

На рис. 7 приведены результаты испытаний на одноосное растяжение экспериментальных образцов, полученных на трех участках (0...25, 25...50 и 50...75 мм), на протяженности исследуемых сварных соединений и соответствующие им значения параметров процесса СТП: крутящего момента, усилия сварки и температуры материала за инструментом.



а



б

Рис. 6. Температурные профили СТП по режимам 1–6 вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки исходного материала

Fig. 6. Thermal profiles of FSW in conditions 1–6 longitudinally (а) and transversely (б) to the direction of base metal rolling

Для сварных соединений в направлении вдоль и поперек прокатки исходного материала наблюдается повышение прочностных характеристик с повышением интенсивности термомеханического воздействия в процессе СТП. При сварке вдоль направления прокатки последовательное повышение параметров режима позволило достичь значений предела прочности 92 % от предела прочности исходного материала.

Соответствующее соотношение для материала сварных соединений, получаемых поперек направления прокатки, составило 95 %. При этом с повышением температуры процесса (на участке 50...75 мм соединений) наблюдается снижение крутящего момента, что свидетельствует о лучшей пластификации материала. Как следствие, повышается эффективность процесса его массопереноса и формируется более равновесная

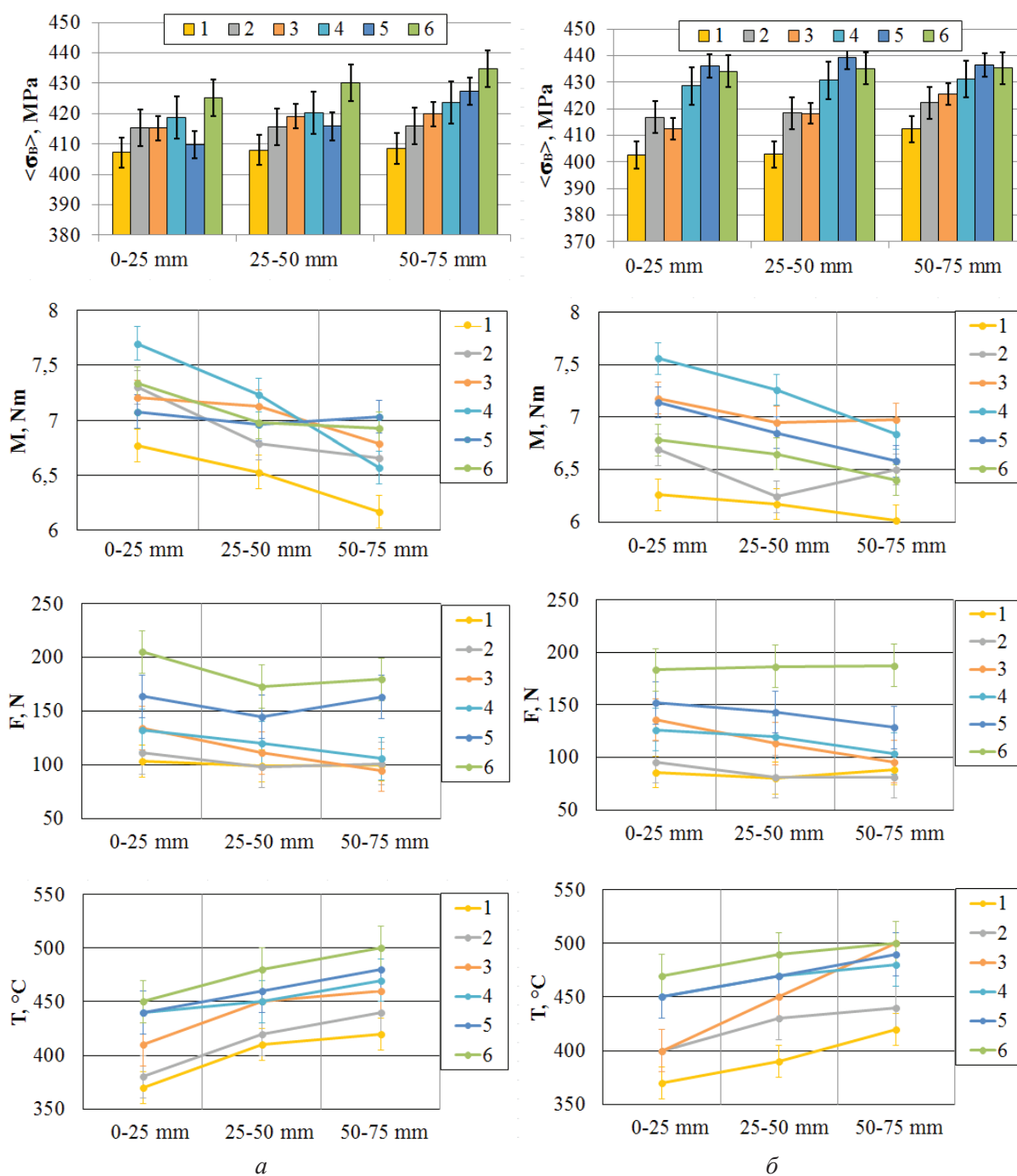


Рис. 7. Предел прочности участков сварных соединений и соответствующие значения параметров процесса СТП по режимам 1–6 вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки исходного материала

Fig. 7. Tensile strength of welded joints and corresponding values of parameters FSW process in conditions 1–6 longitudinally (a) and transversely (б) to the direction of base metal rolling

структура, обладающая большими прочностными свойствами. Сравнение величин параметров процесса СТП при режимах 5–6, обеспечивающих наибольшие значения предела прочности, показывает, что процесс СТП в направлении поперек прокатки исходного материала протекает более эффективно.

Заклучение

Посредством мониторинга в процессе СТП показано сопротивление свариваемого материала термомеханическому воздействию от сварочного инструмента путем оценки величин крутящего момента и усилия сварки. При увеличении

усилия внедрения инструмента эти параметры повышаются в результате роста сопротивления материала деформированию. При СТП поперек направления прокатки исходного материала параметры крутящего момента и усилия сварки снижаются на величину 5...20 %. При данных условиях повышение скорости сварки обеспечивает рост сопротивления материала перемещению инструмента, причем направление сварки не оказывает значительного влияния. При этом с повышением частоты вращения инструмента сопротивление материала деформированию снижается, а температура сварки повышается, что приводит к повышению степени пластификации материала и улучшению условий его массопереноса. Это подтверждается данными тепловизионного контроля, согласно которым повышение интенсивности термомеханического воздействия за счет совокупного повышения параметров режима сварки приводит к повышению температуры процесса СТП со снижением ее колебаний.

Также показано, что повышение параметров режима, позволяющее вести СТП сплава Д16 при температуре 450...500 °С, обеспечивает степень пластификации материала, при которой получают сварные соединения с качественной структурой и высокими механическими свойствами. В этих условиях направление сварки относительно направления прокатки исходного материала оказывает влияние: при сварке вдоль направления прокатки предел прочности соединения достигает значения 92 %, а при сварке поперек – 95 % от предела прочности исходного материала.

Список литературы

1. On material flow in friction stir welded Al alloys / A. Tougne, C. Desrayand, M. Jahazi, E. Feulvach // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 239. – P. 284–296. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.
2. Овчинников В.В., Дриц А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминиевых сплавов системы Al-Mg // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2019. – № 3. – С. 7–20. – DOI: 10.30987/article_5c7434ed5317f2.05345899.
3. Podržaj P., Jerman B., Klobčar D. Welding defects at friction stir welding // *Metalurgija*. – 2015. – Vol. 54, iss. 2. – P. 387–389.

4. On the similarity of deformation mechanisms during friction stir welding and sliding friction of the AA5056 alloy / A. Kolubaev, A. Zaikina, O. Sizova, K. Ivanov, A. Filippov, E. Kolubaev // *Russian Physics Journal*. – 2018. – Vol. 60 (12). – P. 2123–2129. – DOI: 10.1007/s11182-018-1335-4.
5. Defects formation during friction stir welding: a review / N. Soni, S. Chandrashekar, A. Kumar, V.R. Chary // *International Journal of Engineering and Management Research*. – 2017. – Vol. 7, iss. 3. – P. 121–125. – DOI: 10.13140/RG.2.2.19381.93921.
6. Upgrading weld quality of a friction stir welded aluminum alloys AMG6 / I.K. Chernykh, E.V. Vasil'ev, E.N. Matuzko, E.V. Krivonos // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – Vol. 944. – P. 012025. – DOI: 10.1088/1742-6596/944/1/012025.
7. Mishra R.S., De P.S., Kumar N. Friction stir welding and processing: science and engineering. – Cham: Springer International Publishing, 2014. – 338 p.
8. Khokhlatova L.B., Kolobnev N.I., Ovchinnikov V.V. Properties and structure of friction stir welded joints in 1424 and V-1461 (Al-Li) alloys // *Welding International*. – 2018. – Vol. 32, N 1. – P. 62–66. – DOI: 10.1080/09507116.2017.1382076.
9. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // *Journal of the Iron & Steel Institute*. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.
10. Friction-stir processed ultrafine grain high-strength Al-Mg alloy material / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, A.N. Ivanov, S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1909. – P. 020075. – DOI: 10.1063/1.5013756.
11. EBSD analysis of friction stir welded 7136-T76 aluminum alloy / I. Kalembe, K. Muszka, M. Wróbel, S. Dymek, C. Hamilton // *Solid State Phenomena*. – 2013. – Vol. 203–204. – P. 258–261. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.203-204.258.
12. High-strength friction stir processed dispersion hardened Al-Cu-Mg alloy / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, A.N. Ivanov, S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1909. – P. 020076. – DOI: 10.1063/1.5013757.
13. Recrystallization and related annealing phenomena / F.J. Humphreys, G.S. Rohrer, A. Rollet, M. Hatherly. – 2nd ed. – Amsterdam; Boston: Elsevier, 2004. – 658 p.
14. Багарицкий Ю.А. Механизм искусственного старения сплава Al-Cu-Mg // *Доклады Академии наук СССР*. – 1952. – Т. 87. – С. 391–401.
15. On strain-induced dissolution of θ' and θ particles in Al-Cu binary alloy during equal channel angular pressing / Z. Liu, S. Bai, X. Zhou, Y. Gu // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – Vol. 528. – P. 2217–2222. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.060.

16. Lomaev L., Elsukov E.P. Mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in nanostructured metals // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2008. – Vol. 72, iss. 10. – P. 1419–1422. – DOI: 10.3103/S1062873808100328.
17. On the coupling between precipitation and plastic deformation in relation with friction stir welding of AA2024 T3 aluminium alloy / C. Genevois, D. Fabregue, A. Deschamps, W.J. Poole // Materials Science & Engineering A. – 2006. – Vol. 441. – P. 39–48. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.151.
18. Relationship between microstructure, microhardness and corrosion sensitivity of an AA 2024–T3 friction stir welded joint / E. Bousquet, A. Poulon-Quintin, M. Puiggali, O. Devos, M. Touzet // Corrosion Science. – 2011. – Vol. 53. – P. 3026–3034. – DOI: 10.1016/j.corsci.2011.05.049.
19. Influence of process parameters on the microstructural evolution and mechanical characterisations of friction stir welded Al-Mg-Si alloy / S.O. Salih, N. Nigel, H. Ou, W. Sun // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Vol. 275. – P. 116366. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116366.
20. Rajakumar S., Muralidharan C., Balasubramanian V. Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints // Materials and Design. – 2011. – Vol. 32. – P. 535–549. – DOI: 10.1016/j.matdes.2010.08.025.
21. Dialami N., Cervera M., Chiumenti M. Defect formation and material flow in friction stir welding // European Journal of Mechanics – A/Solids. – 2020. – Vol. 80. – P. 103912. – DOI: 10.1016/j.euromechsol.2019.103912.

Конфликт интересов

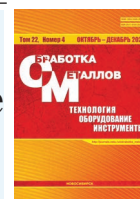
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of Friction Stir Welding Mode and its Direction Relative to the Rolling Direction of 2024 Alloy on the Structure and Mechanical Properties of its Weld Joints

Alexey Ivanov^{1, 2, a, *}, Valery Rubtsov^{1, 2, b}, Evgeny Kolubaev^{1, 2, c}, Vladimir Bakshaev^{3, d},
Ivan Ivashkin^{3, e}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

²Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

³SESPEL Cheboksary enterprise, CJSC, 36 Leningradskaya st., Cheboksary, 428021, Chuvash Republic, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, ivan@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-9777-0164>, bakshaeva@mail.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0001-8808-2183>, ivashkin_in@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 01 September 2020

Revised: 09 September 2020

Accepted: 17 September 2020

Available online: 15 December 2020

Keywords:

Friction stir welding

Welding condition parameters

Rolling direction

Aluminum alloy

Funding

This work was performed within the frame of integrated project « Building of manufacturing of high-tech large-sized equipment for intelligent adaptive friction stir welding for aerospace and transport industries of the Russian Federation» (grant agreement from 22.11.2019 № 075-11-2019-033), implemented by SESPEL Cheboksary enterprise, CJSC, NETI and ISPMS SB RAS with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia in the context of Russian Government decree from 09.04.2010 № 218.

ABSTRACT

Introduction. Friction stir welding conditions determines character of thermomechanical impact on welded material, so a critical alteration of even one of condition parameters can result in formation of defects and strength decrease of welded joint. Also an important factor is an orientation of welded material relative to a welding direction since it determines kinetics of material deformation and consequently its final structure and properties. Research efforts of friction stir welding properties generally consist in analysis of final properties of obtained weld joints and its correlation with parameters of welding condition. But to solve a problem of obtaining of weld joints with strength and quality, it's also important to estimate a welded material resistance to deformation from welding tool impact which could be achieved by monitoring a number of parameters directly in process of welding. **The purpose of the work** is to research an impact of welding condition parameters and an orientation of welded material's structure on friction stir welding process behavior and also on structure and strength of weld joints of 2024 aluminum alloy. **Results and discussion.** By monitoring the torque and welding force, it is shown that as the tool penetration force increases, the material's resistance to deformation increases. When welding is longitudinal to the direction of base metal rolling a torque and a welding force parameters decreases in value of 5-20%. An increase of welding speed provides a growing of material resistance to welding tool movement, at that, a direction of welding doesn't have a significant impact. With an increase of welding tool rotational speed, a material resistance to deformation decreases, a welding temperature grows and it results in growing of material's plasticization degree and in improvement of its mass transfer conditions. It is also shown that the welding conditions, which allows welding the 2024 alloy at a temperature of 450 – 500 °C, provides the degree of plasticization of the material, at which welded joints with a high-quality structure and high mechanical properties are obtained. In this conditions a direction of welding in relation to the direction of base metal rolling has an impact: when welding is longitudinal to the direction of rolling the tensile strength of weld joints reaches a value of 92 %, and when welding is transverse – 95% of base material tensile strength.

For citation: Ivanov A.N., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Ivashkin I.N. Effect of friction stir welding mode and its direction relative to the rolling direction of 2024 alloy on the structure and mechanical properties of its weld joints. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 110–123. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-110-123. (In Russian).

* Corresponding author

Ivanov Alexey N., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Institute of Strength Physics and Materials,
 Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
 2/4 pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (382) 228-68-63, e-mail: ivan@ispms.tsc.ru

References

1. Tougne A., Desrayand C., Jahazi M., Feulvach E. On material flow in friction stir welded Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 239, pp. 284–296. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.
2. Ovchinnikov V.V., Drits A.M. Tekhnologicheskie osobennosti svarki treniem s peremeshivaniem soedinenii alyuminiyevykh splavov sistemy Al-Mg [Technological peculiarities of friction welding with Al-Mg aluminum alloys stir]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science intensive technologies in mechanical engineering*, 2019, no. 3, pp. 7–20. DOI: 10.30987/article_5c7434ed5317f2.05345899.
3. Podržaj P., Jerman B., Klobčar D. Welding defects at friction stir welding. *Metallurgija*, 2015, vol. 54, iss. 2, pp. 387–389.
4. Kolubaev A.V., Zaikina A.A., Sizova O.V., Ivanov K., Filippov A., Kolubaev E. On the similarity of deformation mechanisms during friction stir welding and sliding friction of the AA5056 alloy. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 60 (12), pp. 2123–2129. DOI: 10.1007/s11182-018-1335-4.
5. Soni N., Chandrashekhar S., Kumar A., Chary V.R. Defects formation during friction stir welding: a review. *International Journal of Engineering and Management Research*, 2017, vol. 7, iss. 3, pp. 121–125. DOI: 10.13140/RG.2.2.19381.93921.
6. Chernykh I.K., Vasil'ev E.V., Matuzko E.N., Krivonos E.V. Upgrading weld quality of a friction stir welded aluminum alloys AMG6. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 944, p. 012025. DOI: 10.1088/1742-6596/944/1/012025.
7. Mishra R.S., De P.S., Kumar N. *Friction stir welding and processing: science and engineering*. Cham, Springer International Publishing, 2014. 338 p.
8. Khokhlatova L.B., Kolobnev N.I., Ovchinnikov V.V. Properties and structure of friction stir welded joints in 1424 and V-1461 (Al-Li) alloys. *Welding International*, 2018, vol. 32, no. 1, pp. 62–66. DOI: 10.1080/09507116.2017.1382076.
9. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron & Steel Institute*, 1953, vol. 174, pp. 25–28.
10. Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N., Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Friction-stir processed ultrafine grain high-strength Al-Mg alloy material. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1909, p. 020075. DOI: 10.1063/1.5013756.
11. Kalembe I., Muszka K., Wróbel M., Dymek S., Hamilton C. EBSD analysis of friction stir welded 7136-T76 aluminum alloy. *Solid State Phenomena*, 2013, vol. 203–204, pp. 258–261. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.203-204.258.
12. Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N., Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. High-strength friction stir processed dispersion hardened Al-Cu-Mg alloy. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1909, p. 020076. DOI: 10.1063/1.5013757.
13. Humphreys F.J., Rohrer G.S., Rollet A., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2nd ed. Amsterdam, Boston, Elsevier, 2004. 658 p.
14. Bagaryatskii Yu.A. Mekhanizm iskusstvennogo stareniya splava Al-Cu-Mg [The mechanism of artificial aging of Al-Cu-Mg alloys]. *Doklady Akademii nauk SSSR*, 1952, vol. 87, pp. 391–401. (In Russian).
15. Liu Z., Bai S., Zhou X., Gu Y. On strain-induced dissolution of θ' and θ particles in Al-Cu binary alloy during equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A.*, 2011, vol. 528, pp. 2217–2222. DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.060.
16. Lomaev L., Elsukov E.P. Mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in nanostructured metals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2008, vol. 72, iss. 10, pp. 1419–1422. DOI: 10.3103/S1062873808100328.
17. Genevois C., Fabregue D., Deschamps A., Poole W.J. On the coupling between precipitation and plastic deformation in relation with friction stir welding of AA2024 T3 aluminium alloy. *Materials Science & Engineering A.*, 2006, vol. 441, pp. 39–48. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.151.
18. Bousquet E., Poulon-Quintin A., Puiggali M., Devos O., Touzet M. Relationship between microstructure, microhardness and corrosion sensitivity of an AA 2024–T3 friction stir welded joint. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, pp. 3026–3034. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.05.049.

19. Salih O.S., Neate N., Ou H., Sun W. Influence of process parameters on the microstructural evolution and mechanical characterisations of friction stir welded Al-Mg-Si alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 275, p. 116366. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116366.

20. Rajakumar S., Muralidharan C., Balasubramanian V. Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, pp. 535–549. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.08.025.

21. Dialami N., Cervera M., Chiumenti M. Defect formation and material flow in friction stir welding. *European Journal of Mechanics – A/Solids*, 2020, vol. 80, p. 103912. DOI: 10.1016/j.euromechsol.2019.103912. <https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2019.103912>.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).