



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Особенности процессов структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием с инструментом типа “bobbin tool”

Алексей Иванов^{1, 2, а, *}, Валерий Рубцов^{1, 2, б}, Андрей Чумаевский^{1, с}, Ксения Осипович^{1, д},
 Евгений Колубаев^{1, 2, е}, Владимир Бакшаев^{3, ф}, Иван Ивашкин^{3, г}

- 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

^а <https://orcid.org/0000-0001-8959-8499>, ivan@ispms.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.ru,
^с <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.tsc.ru,
^е <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^ф <https://orcid.org/0000-0001-9777-0164>, bakshaeva@mail.ru,
^г <https://orcid.org/0000-0001-8808-2183>, ivashkin_in@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14:539.24

История статьи:

Поступила: 15 марта 2021
 Рецензирование: 25 марта 2021
 Принята к печати: 07 апреля 2021
 Доступно онлайн: 15 июня 2021

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием
 Bobbin tool
 Формирование структуры
 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. Одним из типов сварки трением с перемешиванием является сварка инструментом типа “bobbin tool” (BFSW), позволяющая получать сварные соединения различной конфигурации без использования подложки и осевого усилия внедрения, а также снизить тепловые потери и градиент температурного воздействия по толщине свариваемого материала. Это делает процесс BFSW эффективным для сварки алюминиевых сплавов, свойства которых определяются структурно-фазовым состоянием. По данным исследований, температура и скорость деформирования свариваемого материала имеют некоторые интервалы значений, в которых формируются прочные соединения без дефектов. При этом вопросам механизмов формирования структуры в процессе BFSW уделено гораздо меньшее внимание. Поэтому для решения задачи получения бездефектных и прочных сварных соединений сваркой типа BFSW требуется расширенное понимание основных механизмов структурообразования в процессе сварки. **Целью работы** является исследование механизмов формирования структуры в сварном соединении сплава Д16 при изменении скорости сварки в процессе сварки трением с перемешиванием инструментом типа “bobbin tool”. **Результаты и обсуждение.** Условия формирования сварного соединения в процессе BFSW определяются тепловложением в свариваемый материал, его фрагментацией и пластическим течением по контуру инструмента, которые зависят от соотношения скоростей вращения и перемещения сварочного инструмента. Механизмы формирования соединения основаны на сочетании равнозначимых процессов адгезионного взаимодействия в системе «инструмент – материал» и экструзивного выдавливания металла в зону за сварочным инструментом. В сочетании с условиями теплоотвода и конфигурацией системы «инструмент – материал» это приводит к экструзии материала из сварного соединения и его разуплотнению. Результатом является формирование протяженных дефектов. Повышение скорости перемещения инструмента способствует снижению удельного тепловложения, но при сварке протяженных соединений из-за характерных условий теплоотвода количество тепла, выделяющегося в соединении, возрастает. В результате происходит изменение условий протекания процессов адгезионного взаимодействия и экструзивного выдавливания, что приводит либо к росту уже имеющихся, либо к формированию новых дефектов. С учетом комплексности механизмов формирования структуры сварных соединений способом BFSW получение бездефектных сварных соединений подразумевает обязательное использование различных методов неразрушающего контроля в сочетании с адаптивным регулированием технологических параметров непосредственно в ходе сварочного процесса.

Для цитирования: Особенности процессов структурообразования в соединениях сплава Д16, полученных сваркой трением с перемешиванием с инструментом типа «bobbin tool» / А.Н. Иванов, В.Е. Рубцов, А.В. Чумаевский, К.С. Осипович, Е.А. Колубаев, В.А. Бакшаев, И.Н. Ивашкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 98–115. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115.

*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.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: ivan@ispms.ru

Введение

Сварка трением с перемешиванием (СТП/ CFSW (Conventional friction stir welding) была разработана для получения неразъемных соединений сплавов на основе алюминия, обладающих ограниченной свариваемостью. Одним из типов СТП является сварка инструментом типа “bobbin tool” (BFSW), обеспечивающая синхронное воздействие на лицевую и тыльную поверхность свариваемого материала. Это позволяет получать сварные соединения различной конфигурации без использования подложки и снизить жесткость сварочного оборудования за счет отсутствия осевого усилия внедрения, характерного для обычной СТП [1, 2]. Для BFSW также характерно снижение тепловых потерь и градиента температурного воздействия по толщине свариваемого материала [3, 4]. В сравнении с CFSW это обеспечивает гомогенизацию структуры сварного соединения, снижение внутренних напряжений и градиента свойств его основных характерных зон. В работе [5] показано, что при CFSW и BFSW сплава А6061 свойства полученных соединений сопоставимы между собой, но процесс BFSW имеет более ограниченный диапазон допустимых параметров. При сравнении CFSW и BFSW сплава АА6005 [6] было установлено, что при одинаковых параметрах процесса BFSW позволяет выполнять более прочные соединения. По мнению авторов работ, данные эффекты обусловлены указанными выше особенностями температурного воздействия при BFSW, определяющими кинетику процессов структурообразования в сварном соединении.

Указанные особенности делают процесс BFSW эффективным для сварки термически обрабатываемых алюминиевых сплавов. В работе [7] при выполнении BFSW сплава АА2198 авторами получены сварные соединения с прочностью 82 % от исходного сплава. При сварке соединений из сплава АА7085 [8] также удалось достичь показателя прочности при разрыве более 80 % от исходного сплава. С учетом этого интересным представляется процесс BFSW сплава Д16, свойства которого определяются его структурно-фазовым состоянием. Оно же, в свою очередь, тесно связано с оказываемым на него термомеханическим воздействием [9, 10], поэтому конечные характеристики сварных со-

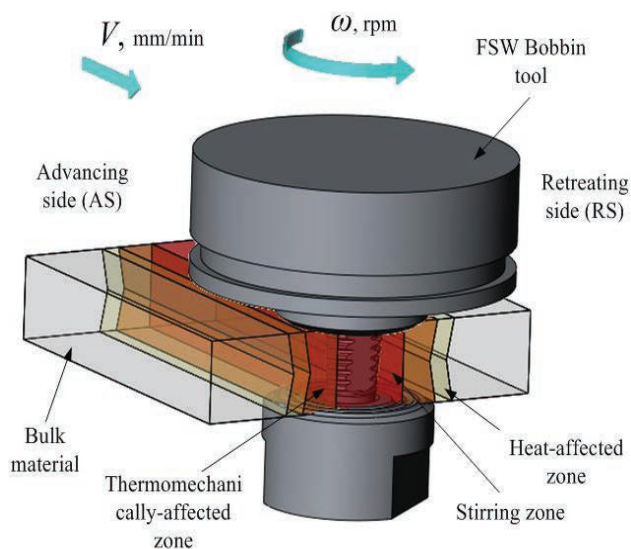
единений из сплава Д16 в высокой степени зависят от параметров процесса сварки [11, 12]. При рассмотрении процесса BFSW параметрами, определяющими свойства сварных соединений, являются скорости сварки и вращения инструмента, глубина его внедрения, форма плечевой и стержневой части [13–17]. По данным исследований, обусловленные ими температура и скорость деформирования свариваемого материала имеют некоторые интервалы значений, в которых формируются прочные соединения без дефектов. При этом вопросам механизмов формирования структуры в процессе BFSW уделено гораздо меньшее внимание. На сегодняшний день имеется несколько работ, моделирующих механизм послойного переноса свариваемого материала в ходе BFSW [18, 19]. Но для решения задачи получения бездефектных и прочных сварных соединений сваркой типа BFSW требуется расширенное понимание основных механизмов структурообразования в процессе сварки.

Исходя из этого целью работы является исследование механизмов формирования структуры в сварном соединении сплава Д16 при изменении скорости сварки в процессе сварки трением с перемешиванием инструментом типа “bobbin tool”.

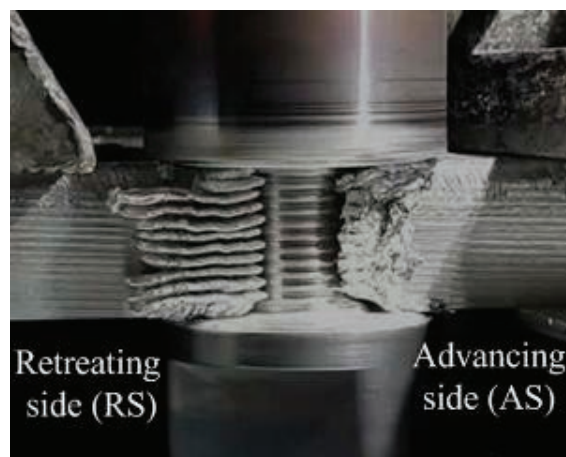
Методика исследований

Исследования проводились совместно с ЗАО «Чебоксарское предприятие “Сеспель”», с использованием оригинальных оборудования и инструмента собственной разработки для сварки трением с перемешиванием. Сварные соединения получали при BFSW (рис. 1, а, б) заготовок из листового проката сплава Д16 с размерами 100×250 мм и толщиной 20 мм. Параметры инструмента показаны на рис. 1, в. Химический состав сплава Д16 приведен в табл. 1.

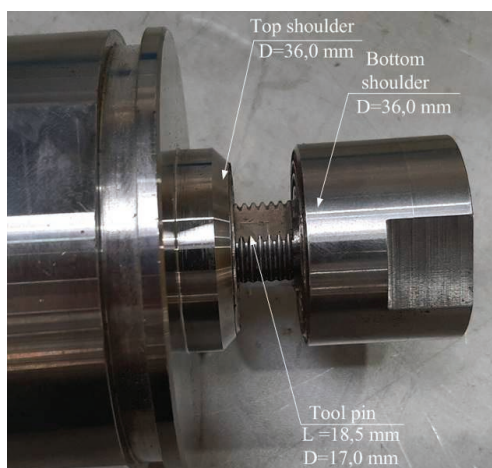
Сварка выполнялась следующим образом: в стык свариваемых кромок с торцевой стороны заготовок вводился сварочный инструмент, вращающийся с частотой $\omega = 250$ об/мин. При введении инструмента скорость его перемещения V составляла 5 мм/мин. Далее, после перемещения инструмента на расстояние 15 мм в глубь материала, скорость перемещения увеличивалась через каждые 5 мм до величин 7,5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 мм/мин. Процесс сварки выпол-



а



б



в

Рис. 1. Схема (а) и изображение (б) процесса BFSW инструментом типа “bobbin tool” (в)

Fig. 1. Schematics (a) and image (б) of BFSW process with “bobbin tool” (в)

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава Д16
Chemical composition of A2024 alloy

Fe Fe	Si Si	Mn Mn	Ti Ti	Cu Cu	Mg Mg	Zn Zn	Прочие Others	Al Al
≤0,5	≤0,5	0,3...0,9	≤0,15	1,4...2,0	1,2...1,8	≤0,25	≤0,15	Остальное The rest

нялся при скорости перемещения инструмента 40 мм/мин, частота вращения инструмента при этом оставалась постоянной.

Исследования проводились на образцах, полученных с использованием электроэрозионного станка DK7750 путем резки сварных соеди-

нений согласно схеме, изображенной на рис. 2. Была исследована структура сварного соединения на его начальном/конечном участке (IN/OUT на рис. 2). Для исследований выбирались продольные сечения в центральной области соединения (CTR, рис. 2) и в граничной подплече-

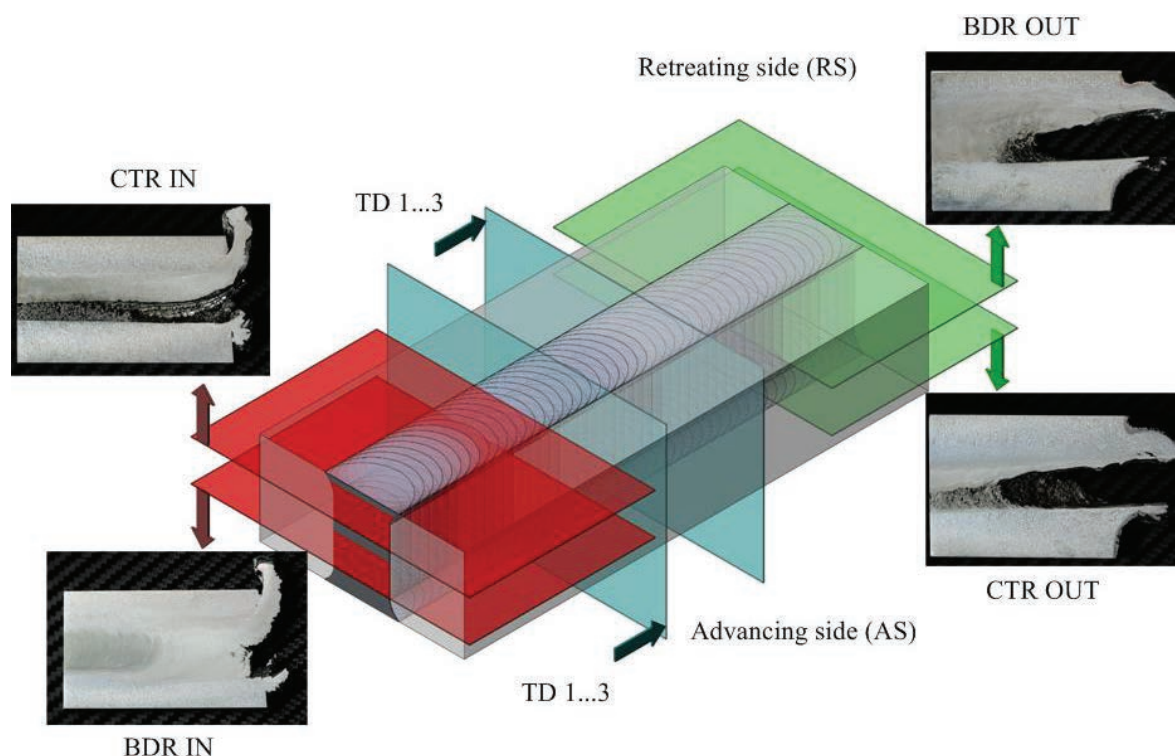


Рис. 2. Схема резки для исследований структуры сварного соединения: CTR/BDR – продольное сечение центральной/подплечевой области; IN/OUT – начальный/конечный участок; TD – поперечное сечение

Fig. 2. Cutting scheme for investigation of a joint's structure: CTR/BDR – longitudinal section of central/sub-shoulder zone; IN/OUT – initial/outgoing section; TD – transversely-directed cross-section

вой зоне соединения между зонами воздействия стержня и плечевых частей сварочного инструмента (BDR, рис. 2). Были исследованы также несколько поперечных сечений сварного соединения (TD 1...3, рис. 2). Образцы для анализа макро- и микроструктуры механически шлифовали и полировали, после чего химически травили с помощью реактива Келлера (2 мл HF, 3 мл HCl, 5 мл HNO₃ и 190 мл H₂O) и исследовали на оптическом микроскопе Altami MET-1C. Размеры зерен определялись методом произвольных сечущих. Измерения микротвердости материала производили по ГОСТ 9450–76 с помощью твердомера Duramin 5 при нагрузке 50 гс. В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду. Обработка и визуализация полученных данных проводилась с помощью программного пакета Origin.

Результаты и обсуждения

Внешний вид зоны входа инструмента в начале неразъемного соединения приведен на рис. 3, а. В обычных условиях, когда стержень

инструмента полностью погружен в материал, пластифицированный металл непрерывно переносится с наступающей стороны (advancing side, AS) на отступающую сторону соединения (retreating side, RS) перед стержнем и обратно позади него [20]. Это связано с тем, что объем пластифицированного металла ограничен плечевой частью инструмента и неразогретым металлом заготовки, вследствие чего происходит направленная адгезионно инициированная экструзия материала с отступающей стороны в зону за инструментом. При вхождении инструмента в свариваемый материал пространство позади стержня металлом заготовки не ограничено, поэтому с отступающей стороны происходит интенсивная ненаправленная экструзия пластифицированного металла. Она обусловлена контактом материала с вращающимся инструментом, когезионным взаимодействием между исходным и пластифицированным материалом, а также интенсивным переносом пластифицированного материала с наступающей стороны на отступающую в зоне перед инструментом. В результате с отступающей стороны форми-

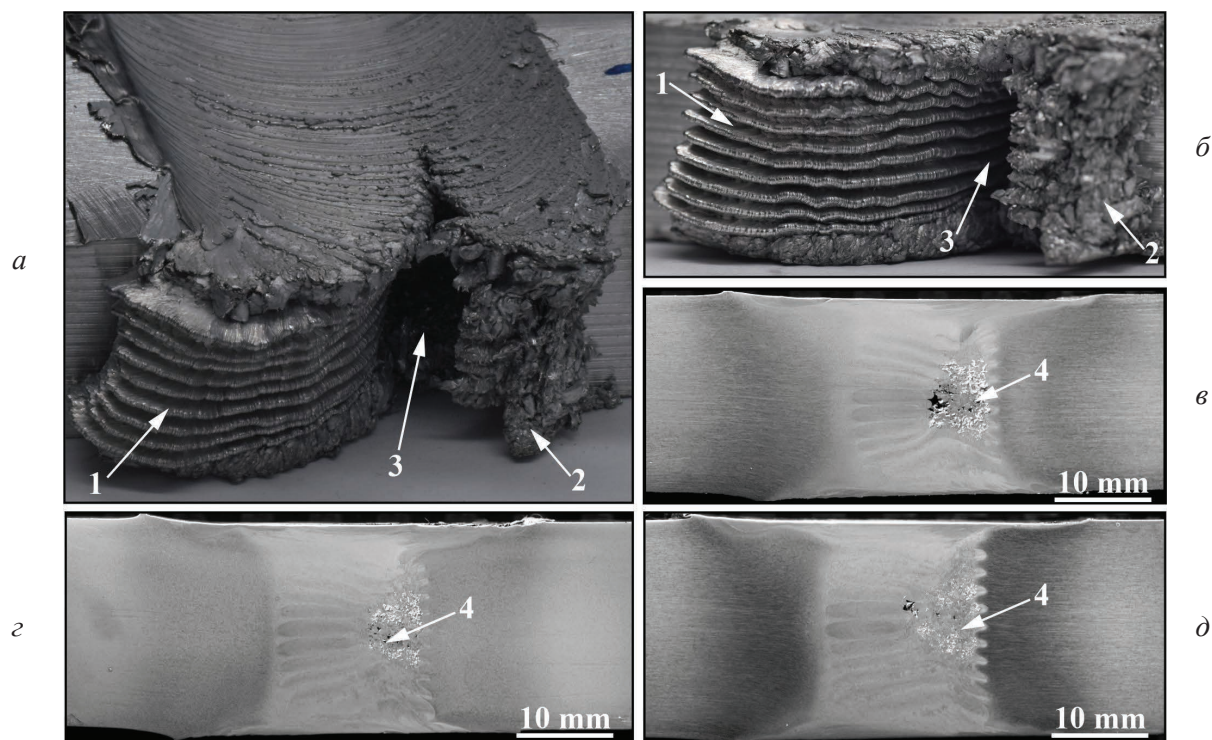


Рис. 3. Зона входа инструмента в начале сварного соединения:

а, б – внешний вид; *в, г, д* – поперечные сечения в области, соответствующей скорости сварки 30–40 мм/мин; *1* – область выдавленного металла сложной формы; *2* – зона налипшего металла неправильной формы; *3* – дефект в виде канала; *4* – несплошности в области продолжения канала

Fig. 3. Tool entry zone at the beginning of joint:

а, б – general view, *в, г, д* – cross-sectional views in region of 30–40 mm/min welding speed; *1* – region of upset metal with a complex shape; *2* – region of adhered metal with an irregular shape; *3* – channel-type defect; *4* – discontinuity flaws at channel extension zone

руется область выдавленного материала с формой поверхности, соответствующей профилю стержня инструмента, и следами экструзивного процесса (*1*, на рис. 3, *а, б*). Данный процесс по своей природе имеет общие черты с выдавливанием материала из зоны трения при испытаниях на сухое или адгезионное фрикционное взаимодействие с образованием наплыва металла. По этой причине процесс сварки трением с перемешиванием или процесс фрикционной перемешивающей обработки можно представить как динамическое экструдирование материала по отступающей стороне, инициированное адгезионным фрикционным контактом, из зоны перед инструментом в зону за инструментом. При этом для реализации процесса сварки также необходимо наличие перед инструментом фрагментированного слоя [22], способного к течению вокруг стержня инструмента без прямого схватывания и образования вырывов материала или эффектов резания.

При этом перенос «RS – AS» за инструментом характеризуется значительно меньшим объемом переносимого материала, поскольку он обусловлен только адгезионным взаимодействием части материала с инструментом. В этих условиях переносимый материал также подвергается изначальной экструзии и адгезионному контакту с формированием на наступающей стороне области налипшего металла неправильной формы (*2*, рис. 3, *а, б*). Результатом этих процессов является обеднение сварного соединения материалом с наступающей стороны, которое приводит к образованию протяженного макродефекта структуры в виде канала (*3*, рис. 3, *а, б*). В дальнейшем в структуре соединения могут формироваться дефекты в виде несплошностей с локализацией в области образования исходного канала на входе инструмента (*4*, рис. 3, *в–д*), которые также связаны с недостаточным уплотнением материала зоны сварки, обуславливающим выдавливание материала и образование пор и несплошностей.

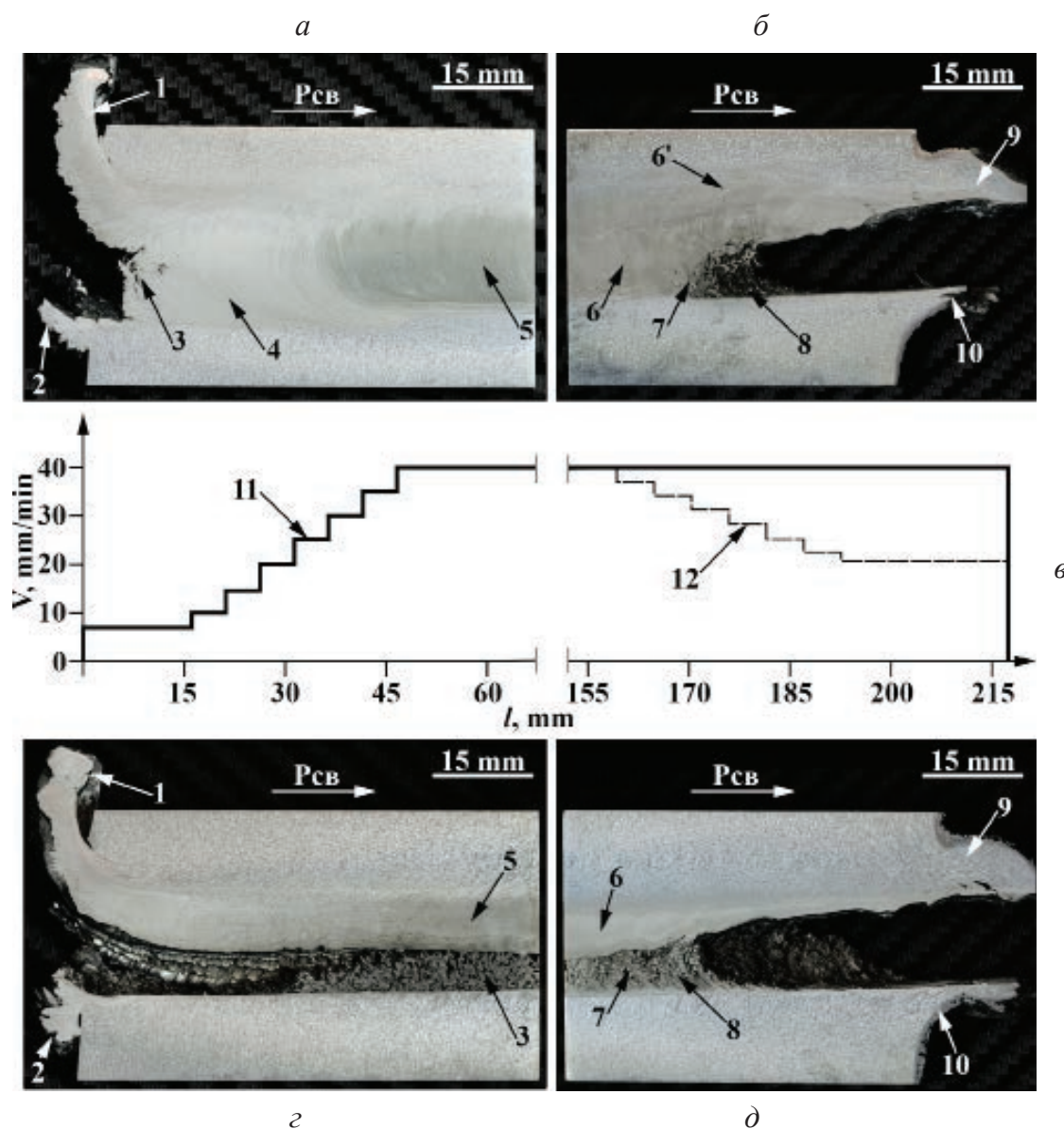


Рис. 4. Формирование соединения на входе инструмента и его разрушение на выходе. Металлографические шлифы продольных сечений соединения:

а, б – подплечевая область; в, г – центральная область; а, в – зона входа инструмента; б, г – зона выхода инструмента; в – изменение скорости движения инструмента при сварке; 1, 2 – наплыв в зоне входа инструмента с отступающей стороны и с наступающей стороны; 9, 10 – в зоне выхода инструмента с отступающей стороны и с наступающей стороны; 3 – зона уплотнения соединения на входе инструмента; 4 – зона пластифицированного металла на входе инструмента; 5 – зона перемешивания, сформированная на входе инструмента; 6 – перед разрушением на выходе инструмента; 7 – зона разуплотнения на выходе инструмента; 8 – зона несплошной структуры; 11 – кривая изменения скорости сварки, использованная в работе; 12 – кривая, предположительно приводящая к меньшей дефектности зоны выхода инструмента

Fig 4. Joint formation at tool entry zone and joint failure at tool exit zone. Metallographic specimens at longitudinal sections of the joint:

а, б – sub-shoulder zone; в, г – central zone; а, в – tool entry zone; б, г – tool exit zone; в – variation of tool positioning speed; 1, 2 – an overlap at retreating side and advancing side in tool entry zone; 9, 10 – an overlap at retreating side and advancing side in tool exit zone; 3 – joint packing region at tool entry zone; 4 – region of plasticized metal at tool entry zone; 5 – stirred zone at tool entry zone; 6 – stirred zone before joint failure at tool exit zone; 7 – softened zone at tool exit zone; 8 – zone of discontinuous structure; 11 – the curve of variation of tool positioning speed; 12 – the tool positioning speed curve supposed to provide low structure imperfection at tool exit zone

В зоне входа инструмента формируемый наплыв материала с отступающей стороны (1, рис. 4, а, з) имеет сложную форму. При этом структура металла в зоне наплыва, как будет показано далее, аналогична структуре металла зоны перемешивания и частично зоны термомеханического влияния. Налипший с наступающей стороны материал (2, рис. 4, а, з) также имеет структуру, близкую к структуре зоны перемешивания, но по причине отличной природы образования он меньше наплыва с отступающей стороны. При развитии процесса сварки с продвижением инструмента вдоль линии стыка происходит частичное смыкание экструдированного с отступающей стороны материала с образованием высокодефектной структуры зоны перемешивания (3, рис. 4, а, з). В подплечевой зоне по причине большего количества вовлекаемого в процесс материала и более ограниченной зоны формирования «смыкание» материала происходит намного раньше, чем в центральной части соединения. На начальных этапах в граничной и центральной областях соединения отчетливо просматривается объем пластифицируемого материала, который обусловлен значительным удельным тепловложением от вращения инструмента из-за малой скорости его перемещения (4, рис. 4, а, в).

При постепенном повышении скорости перемещения до значений 20 мм/мин и выше удельное тепловложение снижается. Это приводит к снижению количества пластифицируемого металла и уменьшению зоны термомеханического воздействия. Кроме того, при дальнейшем перемещении инструмента наблюдается постепенное уплотнение материала за инструментом и уменьшение дефекта. Такое положение обусловлено интенсификацией процесса экструзии материала (рис. 4, а, з). Согласно литературным данным [21], чем ниже соотношение скоростей вращения и перемещения инструмента в определенном интервале значений, тем эффективнее механизмы переноса между отступающей и наступающей стороной соединения. На рис. 4, а, в, з отчетливо видно, что с ростом скорости перемещения инструмента (при сохранении его скорости вращения) количество материала на наступающей стороне соединения возрастает и формируется зона перемешивания с более плотной и менее дефектной структурой (5, рис. 4, а, з). С приближени-

ем к зоне выхода инструмента (рис. 4, б, д) наблюдается разуплотнение зоны перемешивания с формированием более дефектной структуры (6, рис. 4, б, д), с разделением на две и более части (6', рис. 4, б, д). Далее количество дефектов возрастает (7, рис. 4, б, д) и формируется канал (8, рис. 4, б, д). Непосредственно на выходе инструмента образуются большая (9, рис. 4, б, д) и малая (10, рис. 4, б, д) зоны выдавливания материала, представленные в отличие от области входа инструмента существенно деформированным материалом.

Протяженность зон выдавливания материала на выходе инструмента обусловлена, помимо физической природы процесса скоростью сварки (11, рис. 4, в). В процессе входа инструмента постепенное увеличение скорости сварки позволяет уменьшить дефектообразование и ускорить процесс формирования соединения. Однако в зоне выхода инструмента высокая скорость сварки предположительно приводит к уменьшению фрагментированного слоя материала перед инструментом и большему деформационному влиянию на материал перед этим слоем.

В свою очередь, этот процесс приводит к опережающему разрушению структуры соединения в зоне выхода инструмента. Снизить дефектность структуры в конце соединения возможно предположительно путем увеличения локального теплового и деформационного влияния на материал (для увеличения степени фрагментации) за счет уменьшения скорости сварки (12, рис. 4, в).

Отличия в формировании зоны перемешивания на входе и выходе инструмента были исследованы с использованием оптической микроскопии (рис. 5). Границы зоны на наступающей стороне соединения выделяются более отчетливо (рис. 5, б, е, з, м), чем на отступающей стороне (рис. 5, а, д, ж, л), что можно объяснить различием локальных термомеханических процессов. Материал наступающей стороны соединения менее подвержен температурному и деформационному воздействию, так как при сварке происходит в основном первичная деформация лишь небольшой его части. С отступающей стороны помимо аналогичного процесса деформирования происходит экструдирование практически всего объема пластифицированного материала. По этой причине в области наступающей стороны

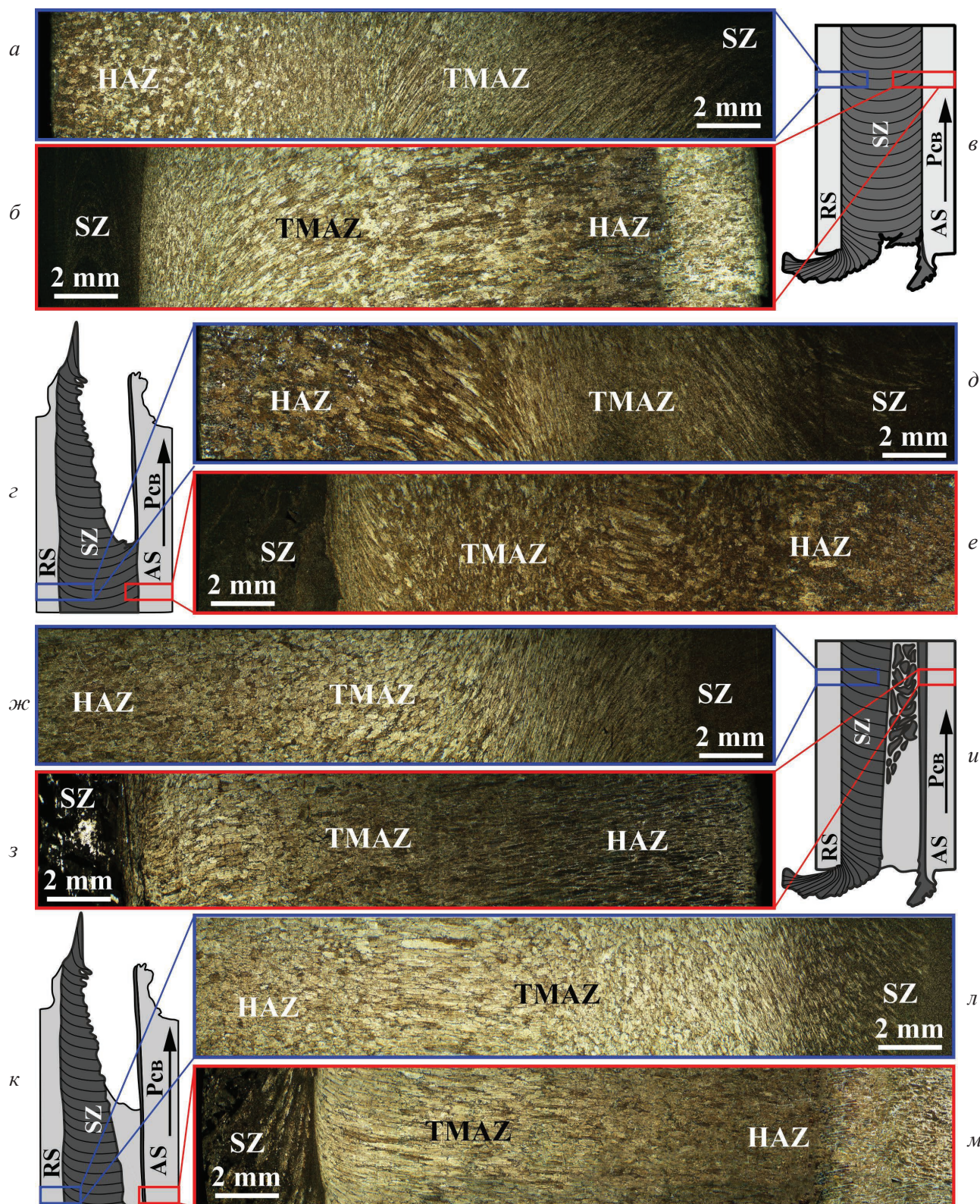


Рис. 5. Структурообразование в сварном соединении, полученном BFSW:

a, б, д, е, ж, з, л, м – структура зоны перемешивания (SZ) и зоны термомеханического влияния (TMAZ) в подплечевой (*a, б, д, е*) и центральной (*ж, з, л, м*) области с наступающей (*б, е, з, м*) и отступающей (*a, д, ж, л*) стороны соединения; *в, г, и, к* – схемы областей съемки структуры

Fig. 5. Structure formation at joint obtained by BFSW:

a, б, д, е, ж, з, л, м – structure in stirred zone (SZ) and thermomechanically affected zone (TMAZ) of sub-shoulder region (*a, б, д, е*) and central region (*ж, з, л, м*) at advancing (*б, е, з, м*) and retreating (*a, д, ж, л*) side of the joint; *в, г, и, к* – schematics of area for structure research

имеется более резкий градиент структуры в направлении от основного металла к зоне перемешивания. В области структурного градиента на входе (рис. 5, з) и на выходе (рис. 5, к) инструмента наблюдаются дефекты в виде несплошностей в зоне перемешивания.

В подплечевой области сварного соединения (рис. 5, а–е) размер основных структурных зон существенно выше, чем в области деформации материала стержнем инструмента (рис. 5, ж–м). Материал основных структурных зон в подплечевой области характеризуется меньшей дефектностью, что обусловлено процессом «смыкания» за инструментом выдавленного из области фрикционного взаимодействия материала.

Помимо меньшего размера основных структурных зон с наступающей стороны можно от-

метить более резкий градиент структуры зоны термомеханического влияния по сравнению со структурой с отступающей стороны (TMAZ, рис. 5). В области входа и выхода инструмента наблюдается тонкая зона термомеханического влияния (рис. 5, з, к). Материал зоны термического влияния на большинстве изображений четко выделен относительно зоны основного металла, что обусловлено его повышенной травимостью (например HAZ, рис. 5, б, к). Типичное строение основных структурных зон соединения, полученного BFSW, представлено на рис. 6.

Зона основного металла в данном сечении представлена преимущественно крупными равноосными зернами (рис. 6, а). Средний размер зерна в зоне основного металла и граничащей

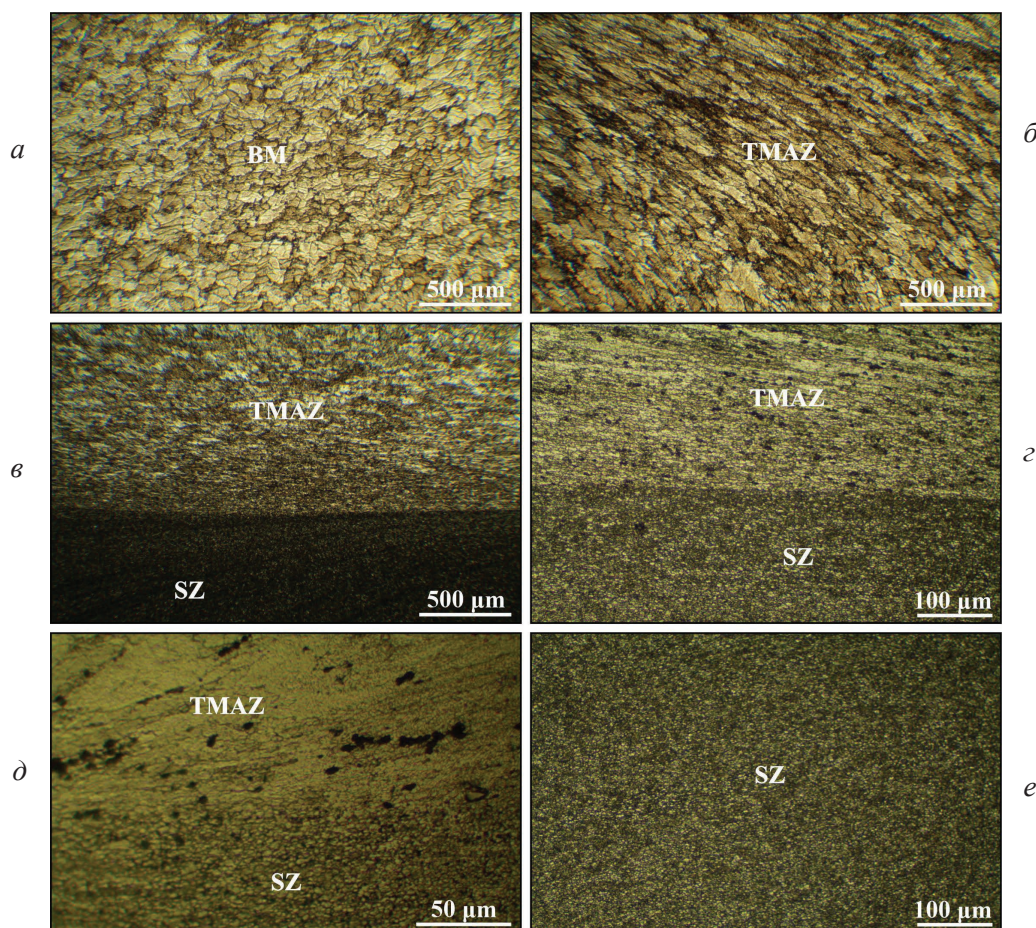


Рис. 6. Типичные структурные зоны в неразъемном соединении, полученном BFSW:

а – основной металл; б – зона термомеханического влияния; в, г, д – граница зоны термомеханического влияния и зоны перемешивания; е – зона перемешивания

Fig. 6. Characteristic zones in structure of a joint obtained by BFSW:

а – bulk metal; б – thermomechanically affected zone; в, г, д – boundary between thermomechanically affected zone and stirred zone; е – stirred zone

с ней зоне термического влияния находится на уровне 40...45 мкм. Материал в зоне термомеханического влияния представлен вытянутыми и сильно деформированными в направлении течения металла зернами (рис. 6, б–д). В зоне термомеханического влияния в направлении к зоне перемешивания наблюдается снижение размера зерен от 40...45 мкм до 2...3 мкм, средний размер зерна составляет 40,9 мкм.

Граница между зоной перемешивания и зоной термомеханического влияния в основном является плавной (рис. 6, в–д), но отличается для наступающей и отступающей стороны. При

приближении от зоны термомеханического влияния к зоне перемешивания наблюдается измельчение крупных включений вторичных фаз (рис. 6, д), в зоне перемешивания крупных включений не выявляется. Структура зоны перемешивания (рис. 6, е) представлена мелкодисперсными равноосными зернами со средним размером 2,7 мкм.

В структуре основных зон неразъемных соединений, полученных методом BFSW, возможно формирование дефектов различного типа и структурно-масштабного уровня (рис. 7). Причины образования дефектов могут заключаться

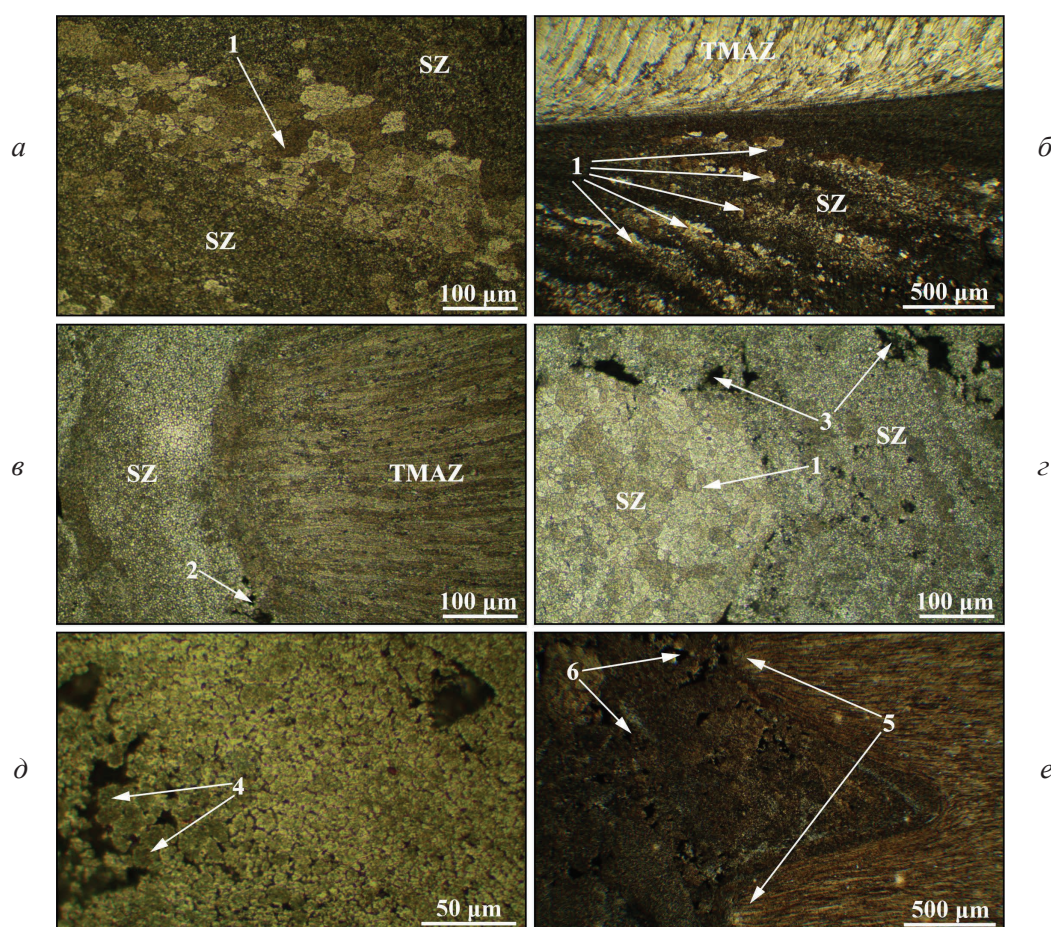


Рис. 7. Типичные дефекты в неразъемном соединении, полученном BFSW:

а, б – неоднородности зеренной структуры зоны перемешивания; в–е – несплошности и поры в зоне перемешивания и на границе с зоной термомеханического влияния; 1 – неоднородности зеренной структуры; 2 – несплошности на границе зоны перемешивания; 3, 4, 6 – несплошности в структуре зоны перемешивания; 5 – неоднородность деформации с наступающей стороны

Fig. 7. Common structural defects of a joint obtained by BFSW:

а, б – inhomogeneity in grain structure of a stirred zone; в–е – discontinuities and pores at stirred zone and its boundary with thermomechanically affected zone; 1 – inhomogeneity of grain structure; 2 – discontinuities at the boundary of a stirred zone; 3, 4, 6 – discontinuities in structure of a stirred zone; 5 – heterogeneity of deformation at advancing side of a joint

в асимметрии процесса перемешивания материала, нарушении адгезионного контакта, дисбалансе скоростей сварки и вращения инструмента, недостаточном уплотнении материала в зоне сварки и др. На границе зоны перемешивания и зоны термомеханического влияния наблюдаются несплошности различной геометрии (2, рис. 7).

Аналогичные дефекты формируются в зоне перемешивания совместно с дефектами типа неоднородностей зеренной структуры (3, рис. 7). В ряде областей зоны перемешивания дефекты в виде несплошностей формируются по границам зерен (4, рис. 7). Наиболее критическим дефектом структуры является дефект в виде канала с наступающей стороны соединения, который может быть частично заполнен материалом зоны перемешивания (6, рис. 7). Такие дефекты формируются из-за того, что в область за инструментом с наступающей стороны пластифицированный материал поступает в последнюю очередь. В сочетании с непрерывным смещением инструмента в направлении сварки и наличием уже имеющихся несплошностей в материале это приводит к постоянному дефициту пластифицированного металла в указанной области.

Таким образом, образование в зоне перемешивания с наступающей стороны крупноразмерного дефекта по типу канала свидетельствует о существенном отклонении параметров режима сварки, а наличие полости, заполненной материалом с высоким содержанием структурных несплошностей, говорит о занижении параметров режима. В результате образование структурных дефектов носит постоянный характер и сопровождается формированием повторяющей контур стержня инструмента зоны термомеханического влияния с неоднородной деформацией материала (5, рис. 7).

На рис. 8, а, б показана зона перемешивания участка сварного соединения с явно выраженными дефектами структуры. Указанные выше особенности структурообразования приводят к формированию зоны несплошностей структуры (1, рис. 8), которая может быть разделена на две части и содержать крупные поры (1, 1' и 5, рис. 8). Потоки металла по контуру инструмента в области между дефектом и отступающей стороной (I, II, II', II'', рис. 8) формируют неоднородную структуру с «винтовым строением», состоящую

из зон с различным направлением деформации материала, смыкающихся между собой.

При рассмотрении участка сварного соединения без явно выраженных дефектов структуры наблюдаются существенные отличия (рис. 8, з). В структуре соединения потоки металла (I–IV, рис. 8) воспроизводят контур инструмента и образуют систему параллельных зон деформации материала. На наступающей стороне соединения граница зон перемешивания и термомеханического влияния также повторяет форму инструмента (2, рис. 8). С отступающей стороны соединения форма границы зон перемешивания и термомеханического влияния близка к прямолинейной (3, рис. 8). При оптимальных параметрах процесса CFSW в сварном соединении происходит образование монолитного ядра со структурой, в литературе называемой “onion rings” (концентрических и сходных по форме областей деформированного материала), в противном же случае происходит формирование отдельных разрозненных потоков металла [23]. В структуре рассматриваемого соединения четко прослеживаются области, сформированные отдельными потоками металла, в каждой из которых можно выделить области с признаками “onion rings” (рис. 8, д). Такая структура свидетельствует о том, что в каждом отдельном потоке металла по контуру инструмента происходят процессы, которые аналогичны процессам, возникающим в зоне перемешивания при CFSW. Как было указано ранее, формирование соединения сопровождается выдавливанием на его отступающей стороне фрагментированного материала из зоны перед инструментом в зону за инструментом. Если давление, оказываемое выдавливаемым материалом на материал за инструментом, определяет процесс формирования структуры, то его наибольшее влияние будет в области, где температура на момент локального процесса переноса материала является максимальной, т. е., в центре потока (так как условия отвода тепла в центре существенно более затруднены, чем по краям). В результате на каждом этапе локальный поток металла будет иметь форму, близкую к куполообразной. При этом в поперечном сечении результирующая структура будет иметь вид концентрических колец неправильной формы в отдельных потоках металла (рис. 8, з, д).

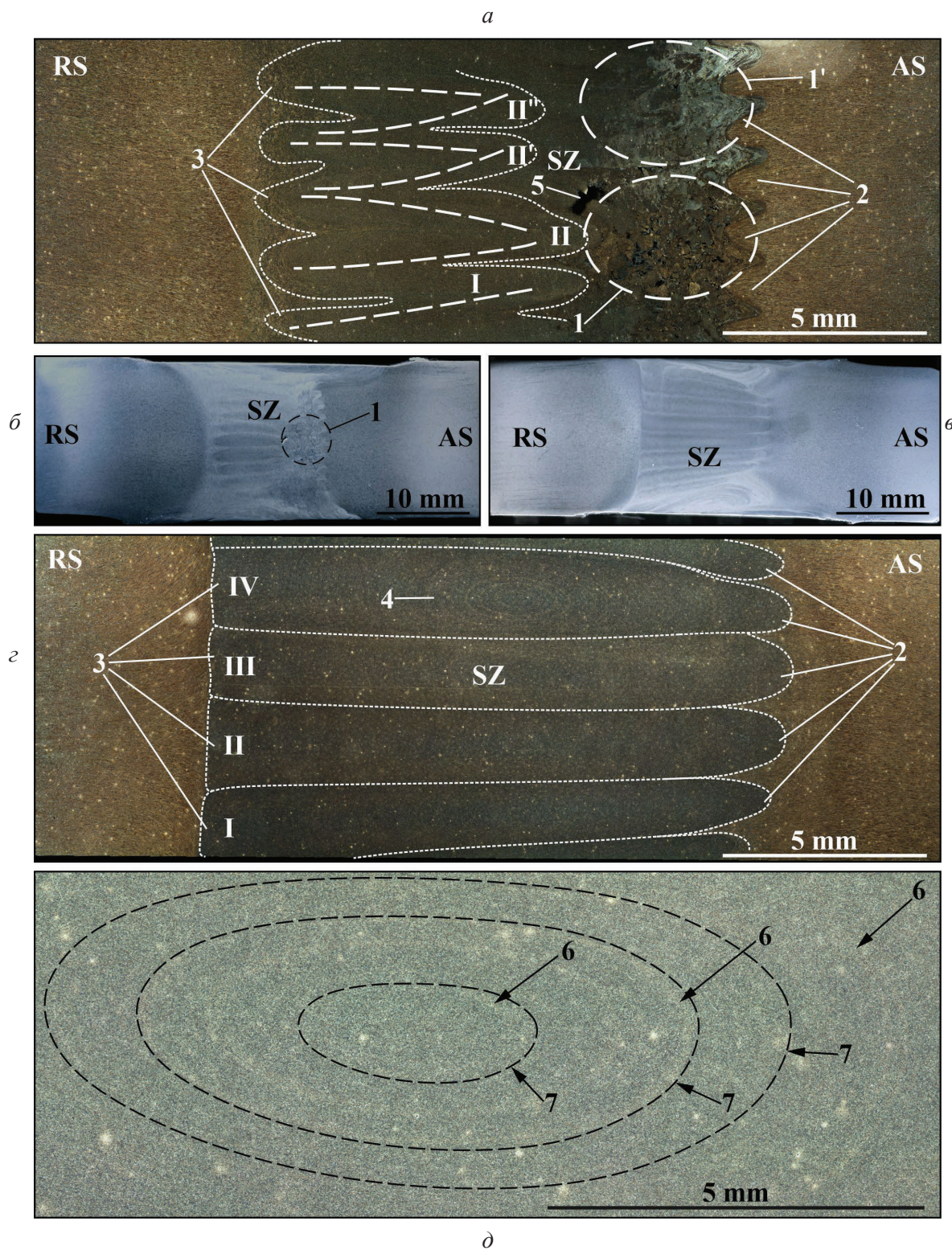


Рис. 8. Формирование потоков металла по контуру инструмента:

а, б – в дефектной зоне; *в–д* – в бездефектной зоне; *1* – дефект в виде канала; *2* – выступы, сформированные стержнем инструмента; *3* – потоки металла в зоне перемешивания; *4* – область формирования структуры типа “onion rings” в потоке; *5* – крупные несплошности в зоне перемешивания; *6* – “onion rings” в структуре потоков металла; *7* – контуры “onion rings”

Fig. 8. Formation of metal flows around the tool:

а, б – at defective zone; *в, в* – at non-defective zone; *1* – channel-type defect; *2* – spikes formed with welding tool's pin; *3* – metal flows at stirred zone; *4* – region of “onion rings” structure formation from metal flow; *5* – large imperfections at stirred zone; *6* – “onion rings” in metal flow's structure; *7* – “onion rings” lines

Эти особенности структуры зоны перемешивания наряду с формированием области выдавленного металла со следами экструдирования в зоне входа инструмента не объясняются исключительно адгезионным взаимодействием инструмента и свариваемого материала с его послойным переносом, что на сегодняшний день принято считать основным механизмом структурообразования при сварке трением с перемешиванием [23]. Одним из возможных путей образования такой структуры является поэтапное экструзивное формирование зоны перемешивания, что согласуется с данными структурных исследований. Экструзивное выдавливание материала проявляется уже на начальной стадии формирования соединения (см. рис. 3–5). При этом структуры выдавленного материала на входе инструмента и материала соединения являются практически идентичными, с наличием мелкодисперсного зерна и градиентным переходом к основному металлу через зону термомеханического влияния (см. рис. 5). Предположительно формирование соединения сопровождается измельчением размера зерна до величин, способствующих деформации путем зернограницного скольжения [24] с последующим сверхпласти-

ческим течением материала экструзивной природы. Это делает сходными процессы сварки и обработки трением с перемешиванием (friction stir processing, FSP) с процессом сверхпластического деформирования, который производится в условиях измельчения размера зерна в материале до 1...10 мкм при соответствующей температуре [25]. Таким образом, полученные данные говорят о двойственной физической природе формирования структуры в зоне перемешивания, основанной на адгезионном переносе и экструзии материала из области перед инструментом в область за инструментом.

Данные о микротвердости и размерах зерна материала характерных зон сварного соединения в его поперечном сечении были сопоставлены (рис. 9). Среднее значение микротвердости в зоне перемешивания составляет $HV_{ЗП} = 1,43$ ГПа, в зоне термического влияния $HV_{ЗТВ} = 1,17$ ГПа и в зоне термомеханического влияния $HV_{ЗТМВ} = 1,21$ ГПа. Минимальные значения микротвердости соответствуют зоне термического влияния, что обусловлено перестариванием материала после сварки и ослаблением твердого раствора основного металла. Твердость на наступающей стороне соединения больше,

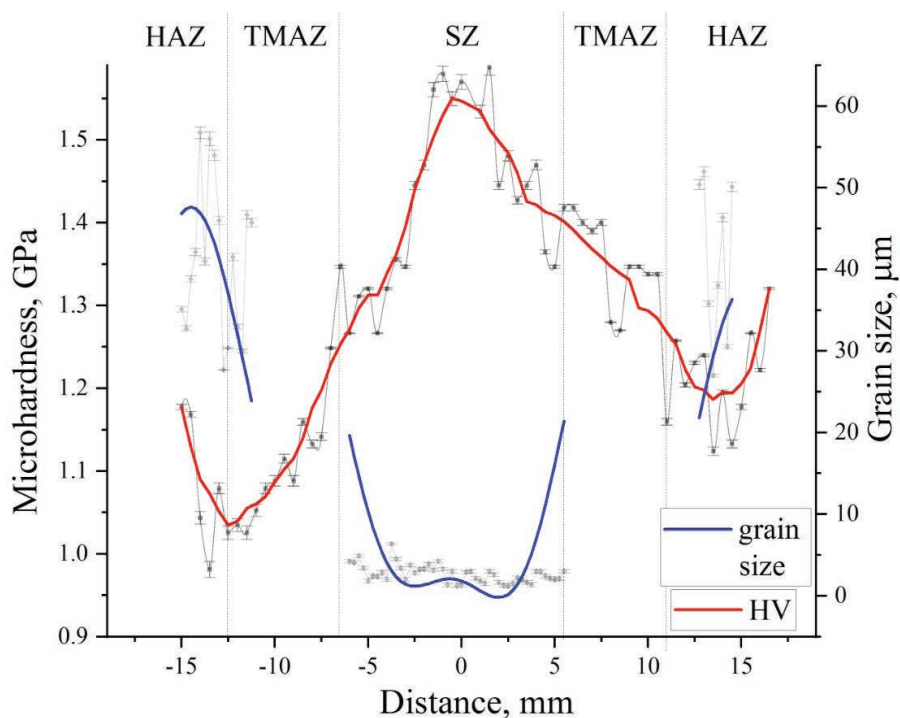


Рис. 9. Распределение микротвердости и размеров зерен по ширине образца сварного соединения в его поперечном сечении

Fig. 9. Distribution of microhardness and grain size across the width of cross-sectional sample of the joint

чем на отступающей стороне, что связано с вышеуказанными различиями термомеханических процессов на соответствующих сторонах и, следовательно, разным температурным воздействием на материал. Средний размер зерна основного металла находится в пределах 40...45 мкм, зоны термомеханического влияния – 40,9 мкм, а зоны перемешивания – 2,7 мкм. Уменьшение размера зерна в зоне перемешивания благоприятно влияет на характеристики механических свойств исходя из барьерного эффекта Холла-Петча. Но наиболее существенным эффектом упрочнения в данном случае может служить формирование пересыщенного твердого раствора за счет растворения частиц вторичных фаз и обогащения алюминиевой матрицы легирующими элементами [10]. Это подтверждается и разбросом измеренных значений микротвердости, которые превышают интервалы погрешности в связи с попаданием индентора в частицы вторичных фаз.

Выводы

Условия формирования сварного соединения в процессе BFSW определяются тепловложением в свариваемый материал, его фрагментацией и пластическим течением по контуру инструмента, которые зависят от соотношения скоростей вращения и перемещения сварочного инструмента. Сопутствующие механизмы формирования соединения основаны на сочетании равнозначимых процессов адгезионного взаимодействия в системе «инструмент – материал» и экструзивного выдавливания металла в зону за сварочным инструментом. В сочетании с условиями теплоотвода и конфигурацией системы «инструмент – материал» это приводит к экструзии материала из сварного соединения и его разуплотнению. Результатом является формирование протяженных дефектов, при этом в конце сварного соединения характерный дефект формируется независимо от режима сварки. Повышение скорости перемещения инструмента способствует снижению удельного тепловложения, но при сварке протяженных соединений из-за характерных условий теплоотвода количество тепла, выделяющегося в соединении, возрастает. В результате происходит изменение условий протекания процессов адгезионного взаимодействия и экструзивного выдавлива-

ния, что приводит либо к росту уже имеющихся, либо к формированию новых дефектов. С учетом комплексности механизмов формирования структуры сварных соединений способом BFSW получение бездефектных сварных соединений подразумевает обязательное использование различных методов неразрушающего контроля в сочетании с адаптивным регулированием технологических параметров непосредственно в ходе сварочного процесса.

Список литературы

1. The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys / P.L. Threadgill, M.M.Z. Ahmed, J.P. Martin, J.G. Perrett, B.P. Wynne // *Materials Science Forum*. – 2010. – Vol. 638–642. – P. 1179–1184. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1179.
2. Fuse K., Badheka V. Bobbin tool friction stir welding: a review // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24 (4). – P. 277–304. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1553655.
3. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded thick 5083 aluminum alloy / M. Imam, Y. Sun, H. Fujii, N. Ma, S. Tsutsumi, H. Murakawa // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2017. – Vol. 48. – P. 208–229. – DOI: 10.1007/s11661-016-3819-6.
4. Simulation on the temperature field of bobbin tool friction stir welding of AA 2014 aluminium alloy / X.M. Liu, J.S. Yao, Y. Cai, H. Meng, Z.D. Zou // *Applied Mechanics and Materials*. – 2013. – Vol. 433–435. – P. 2091–2095. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.433-435.2091.
5. A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates / C. Yang, D.R. Ni, P. Xue, B.L. Xiao, W. Wang, K.S. Wang, Z.Y. Ma // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 145. – P. 20–28. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.027.
6. Bobbin and conventional friction stir welding of thick extruded AA6005-T6 profiles / M. Esmaily, N. Mortazavi, W. Osikowicz, H. Hindsefelt, J.E. Svensson, M. Halvarsson, J. Martin, L.G. Johansson // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 108. – P. 114–125. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.089.
7. Semi-stationary shoulder bobbin tool friction stir welding of AA2198-T851 / J. Goebel, M. Reimann, A. Norma, J.F. Dos Santos // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 245. – P. 37–45. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.011.
8. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate / W. Xu,

- Y. Luo, W. Zhang, M. Fu // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34. – P. 173–184. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.05.015.
9. Experimental investigation of fatigue properties of FSW in AA2024-T351 / M. Milčić, Z. Burzić, I. Radisavljević, T. Vuherer, D. Milčić, V. Grabulov // *Procedia Structural Integrity*. – 2018. – Vol. 13. – P. 1977–1984. – DOI: 10.1016/j.prostr.2018.12.220.
10. Ultrasonic assisted second phase transformations under severe plastic deformation in friction stir welding of AA2024 / A.A. Eliseev, T.A. Kalashnikova, D.A. Gurianov, V.E. Rubtsov, A.N. Ivanov, E.A. Kolubaev // *Materials Today Communications*. – 2019. – Vol. 21. – P. 100660. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2019.100660.
11. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin-tool friction stir welded 2024-T3 aluminum alloy / J. Dong, C. Gao, Y. Lu, J. Han, X. Jiao, Z. Zhu // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. – 2017. – Vol. 24. – P. 171–178. – DOI: 10.1007/s12613-017-1392-7.
12. 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.
13. Quality improvement of bobbin tool friction stir welds in Mg-Zn-Zr alloy by adjusting tool geometry / G.H. Li, L. Zhou, S.F. Luo, F.B. Dong, N. Guo // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 282. – P. 116685. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116685.
14. Effect of an improved pin design on weld formability and mechanical properties of adjustable-gap bobbin-tool friction stir welded Al-Cu aluminum alloy joints / D. Wu, W.Y. Li, Y.J. Gao, J. Yang, Y. Su, Q. Wen, A. Vairis // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 58. – P. 1182–1188. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.015.
15. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded 2A14-T6 aluminum / H. Zhang, M. Wang, X. Zhang, G. Yang // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 65. – P. 559–566. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.068.
16. Macrostructure, microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded ZK60 Mg alloy joints / G. Li, L. Zhou, J. Zhang, S. Luo, N. Guo // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9, iss. 4. – P. 9348–9361. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.067.
17. Temperature measurement and control of bobbin tool friction stir welding / S. Chen, H. Li, S. Lu, R. Ni, J. Dong. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 86. – P. 337–346. – DOI: 10.1007/s00170-015-8116-9.
18. Tamadon A., Pons D.J., Clucas D. Structural anatomy of tunnel void defect in bobbin friction stir welding, elucidated by the analogue modelling // *Applied System Innovation*. – 2020. – Vol. 3. – P. 2. – DOI: 10.3390/asi3010002.
19. Internal material flow layers in AA6082-T6 butt-joints during bobbin friction stir welding / A. Tamadon, D.J. Pons, D. Clucas, K. Sued // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – P. 1059. – DOI: 10.3390/met9101059.
20. Seidel T.U., Reynolds A.P. Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 2879–2884. – DOI: 10.1007/s11661-001-1038-1.
21. A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding / Z. Zhu, M. Wang, H. Zhang, X. Zhang, T. Yu, Z. Wu // *Metals*. – 2017. – Vol. 7. – P. 256. – DOI: 10.3390/met7070256.
22. Formation mechanisms for entry and exit defects in bobbin friction stir welding / A. Tamadon, D.J. Pons, K. Sued, D. Clucas // *Metals*. – 2018. – Vol. 8. – P. 33. – DOI: 10.3390/met8010033.
23. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets / T. Kalashnikova, A. Chumaevskii, K. Kalashnikov, S. Fortuna, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Metals*. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 1–20. – DOI: 10.3390/met10060806.
24. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation / E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, N.A. Popova, N.A. Koneva // *Physical Mesomechanics*. – 2011. – Vol. 14. – P. 283. – DOI: 10.1016/j.physme.2011.12.007.
25. Grimes R. Superplastic forming of aluminium alloys // *Superplastic forming of advanced metallic materials: methods and applications* / ed. by G. Giuliano. – Cambridge; Philadelphia, PA: Woodhead Publishing, 2011. – P. 247–271. – (Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering).

Конфликт интересов

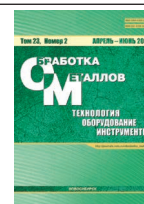
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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







Features of structure formation processes in AA2024 alloy joints formed by the friction stir welding with bobbin tool

Alexey Ivanov^{1, 2, a, *}, Valery Rubtsov^{1, 2, b}, Andrey Chumaevskii^{1, c}, Kseniya Osipovich^{1, d},
 Evgeny Kolubaev^{1, 2, e}, Vladimir Bakshaev^{3, f}, Ivan Ivashkin^{3, g}

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



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

³ SESPEL 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/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>,  osipovich_k@ispms.tsc.ru,

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

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 March 2021

Revised: 25 March 2021

Accepted: 07 April 2021

Available online: 15 June 2021

Keywords:

Friction stir welding

Bobbin tool

Structure formation

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. One of friction stir welding types is the *bobbin friction stir welding* (BFSW) process, which allows to obtain welded joints in various configurations without using a substrate and axial embedding force, as well as to reduce heat loss and temperature gradient across the welded material thickness. This makes the BFSW process effective for welding aluminum alloys, which properties are determined by their structural-phase state. According to research data, the temperature and strain rate of the welded material have some value intervals in which strong defect-free joints are formed. At the same time, much less attention has been paid to the mechanisms of structure formation in the BFSW process. Therefore, to solve the problem of obtaining defect-free and strong welded joints by BFSW, an extended understanding of the basic mechanisms of structure formation in the welding process is required. **The aim of this work** is to research the mechanisms of structure formation in welded joint of AA2024 alloy obtained by bobbin tool friction stir welding with variation of the welding speed. **Results and discussion.** Weld formation conditions during BFSW process are determined by heat input into a welded material, its fragmentation and plastic flow around the welding tool, which depend on the ratio of tool rotation speed and tool travel speed. Mechanisms of joint formation are based on a combination of equally important processes of adhesive interaction in “tool-material” system and extrusion of metal into the region behind the welding tool. Combined with heat dissipation conditions and the configuration of the “tool-material” system, this leads to material extrusion from a welded joint and its decompaction. This results in formation of extended defects. Increasing in tool travel speed reduce the specific heat input, but in case of extended joints welding an amount of heat released in joint increases because of specific heat removal conditions. As a result, the conditions of adhesion interaction and extrusion processes change, which leads either to the growth of existing defects or to the formation of new ones. Taking into account the complexity of mechanisms of structure formation in joint obtained by BFSW, an obtaining of defect-free joints implies a necessary usage of various nondestructive testing methods in combination with an adaptive control of technological parameters directly in course of a welding process.

For citation: Ivanov A.N., Rubtsov V.E., Chumaevskii A.V., Osipovich K.S., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Ivashkin I.N. Features of structure formation processes in AA2024 alloy joints formed by the friction stir welding with bobbin tool. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 98–115. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-98-115. (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.: 8 (382) 228-68-63, e-mail: ivan@ispms.tsc.ru

References

1. Threadgill P.L., Ahmed M.M.Z., Martin J.P., Perrett J.G., Wynne B.P. The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 638–642, pp. 1179–1184. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1179.
2. Fuse K., Badheka V. Bobbin tool friction stir welding: a review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24 (4), pp. 277–304. DOI: 10.1080/13621718.2018.1553655.
3. Imam M., Sun Y., Fujii H., Ma N., Tsutsumi S., Murakawa H. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded thick 5083 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, vol. 48, pp. 208–229. DOI: 10.1007/s11661-016-3819-6.
4. Liu X.M., Yao J.S., Cai Y., Meng H., Zou Z.D. Simulation on the temperature field of bobbin tool friction stir welding of AA 2014 aluminium alloy. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, vol. 433–435, pp. 2091–2095. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.433-435.2091.
5. Yang C., Ni D.R., Xue P., Xiao B.L., Wang W., Wang K.S., Ma Z.Y. A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates. *Materials Characterization*, 2018, vol. 145, pp. 20–28. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.027.
6. Esmaily M., Mortazavi N., Osikowicz W., Hindsefelt H., Svensson J.E., Halvarsson M., Martin J., Johansson L.G. Bobbin and conventional friction stir welding of thick extruded AA6005-T6 profiles. *Materials and Design*, 2016, vol. 108, pp. 114–125. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.089.
7. Goebel J., Reimann M., Norma A., Dos Santos J.F. Semi-stationary shoulder bobbin tool friction stir welding of AA2198-T851. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 245, pp. 37–45. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.011.
8. Xu W., Luo Y., Zhang W., Fu M. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, pp. 173–184. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.05.015.
9. Milčić M., Burzić Z., Radisavljević I., Vuherer T., Milčić D., Grabulov V. Experimental investigation of fatigue properties of FSW in AA2024-T351. *Procedia Structural Integrity*, 2018, vol. 13, pp. 1977–1984. DOI: 10.1016/j.prostr.2018.12.220.
10. Eliseev A.A., Kalashnikova T.A., Gurianov D.A., Rubtsov V.E., Ivanov A.N., Kolubaev E.A. Ultrasonic assisted second phase transformations under severe plastic deformation in friction stir welding of AA2024. *Materials Today Communications*, 2019, vol. 21, p. 100660. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2019.100660.
11. Dong J., Gao C., Lu Y., Han J., Jiao X., Zhu Z. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin-tool friction stir welded 2024-T3 aluminum alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2017, vol. 24, pp. 171–178. DOI: 10.1007/s12613-017-1392-7.
12. Ivanov A.N., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Ivashkin I.N. Vliyanie rezhima svarki treniem s peremeshivaniem i ee napravleniya otnositel'no napravleniya prokatki splava D16 na strukturu i svoystva ego svarnykh soedinenii [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.
13. Li G.H., Zhou L., Luo S.F., Dong F.B., Guo N. Quality improvement of bobbin tool friction stir welds in Mg-Zn-Zr alloy by adjusting tool geometry. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116685. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116685.
14. Wu D., Li W.Y., Gao Y.J., Yang J., Su Y., Wen Q., Vairis A. Effect of an improved pin design on weld formability and mechanical properties of adjustable-gap bobbin-tool friction stir welded Al-Cu aluminum alloy joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 1182–1188. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.015.
15. Zhang H., Wang M., Zhang X., Yang G. Microstructural characteristics and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded 2A14-T6 aluminum. *Materials and Design*, 2015, vol. 65, pp. 559–566. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.068.
16. Li G., Zhou L., Zhang J., Luo S., Guo N. Macrostructure, microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded ZK60 Mg alloy joints. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, iss. 4, pp. 9348–9361. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.067.
17. Chen S., Li H., Lu S., Ni R., Dong J. Temperature measurement and control of bobbin tool friction stir welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 337–346. DOI: 10.1007/s00170-015-8116-9.

18. Tamadon A., Pons D.J., Clucas D. Structural anatomy of tunnel void defect in bobbin friction stir welding, elucidated by the analogue modelling. *Applied System Innovation*, 2020, vol. 3, p. 2. DOI: 10.3390/asi3010002.
19. Tamadon A., Pons D.J., Clucas D., Sued K. Internal material flow layers in AA6082-T6 butt-joints during bobbin friction stir welding. *Metals*, 2019, vol. 9, p. 1059. DOI: 10.3390/met9101059.
20. Seidel T.U., Reynolds A.P. Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, pp. 2879–2884. DOI: 10.1007/s11661-001-1038-1.
21. Zhu Z., Wang M., Zhang H., Zhang X., Yu T., Wu Z. A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding. *Metals*, 2017, vol. 7, p. 256. DOI: 10.3390/met7070256.
22. Tamadon A., Pons D.J., Sued K., Clucas D. Formation mechanisms for entry and exit defects in bobbin friction stir welding. *Metals*, 2018, vol. 8, p. 33. DOI: 10.3390/met8010033.
23. Kalashnikova T., Chumaevskii A., Kalashnikov K., Fortuna S., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), p. 1–20. DOI: 10.3390/met10060806.
24. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, p. 283. DOI: 10.1016/j.physme.2011.12.007.
25. Grimes R. Superplastic forming of aluminium alloys. *Superplastic forming of advanced metallic materials: methods and applications*. Ed. by G. Giuliano. Cambridge, Philadelphia, PA, Woodhead Publishing, 2011, pp. 247–271.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2021 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/>).