

---

# MATERIALS. TECHNOLOGIES. DESIGN

---

УДК 669.018.62  
Р.А.С. 81.40.Lm

DOI 10.54708/26587572\_2025\_7322126

## FRICTION STIR WELDING OF ADVANCED AL-CU-MG ALLOY

*Alexander Andreevich Kalinenko <sup>a</sup>, Ivan Sergeevich Zuiko, Sergey Yurievich Mironov*

Belgorod State National Research University, 85 Pobedy st., 308015 Belgorod, Russia

<sup>a</sup> [kalinenco@bsuedu.ru](mailto:kalinenco@bsuedu.ru)

---

### ABSTRACT

This study investigated the influence of friction stir welding (FSW) conditions on microstructure and mechanical properties of an advanced Al-Cu-Mg alloy AA2624 (according to the Aluminum Association classification). For this study, alloy plates were solution annealed, water quenched, rolled to a 20% reduction at room temperature, and then artificially aged at 190 °C for 1 hour (T820 treatment). After thermomechanical treatment, the plates were butt-welded under various regimes. The regimes were selected by varying the rotational speed and feed rate of the tool. The rotational speed of the tool was in the range of 500–1100 rpm, and the feed rate varied from 127 to 380 mm/min. An increase in the rotational speed of the tool from 500 rpm to 1100 rpm resulted in a transformation of the stir zone shape from a bowl-shaped to an elliptical one. This reflected substantial changes in the character of material flow during FSW. It was found that FSW significantly reduced the strength properties of welds compared to the base material. The joint efficiency ranged from 51 to 61%. It was shown that weld failure occurred in the proximity to the edge of the tool shoulder. Consequently, the feed rate of the tool is a key factor determining weld strength.

### KEYWORDS

Friction stir welding; aluminum alloys; Al-Cu-Mg alloys; stir zone; microhardness profile; mechanical properties.

## СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ СОВРЕМЕННОГО AL-CU-MG СПЛАВА

*Александр Андреевич Калиненко <sup>a</sup>, Иван Сергеевич Зуйко, Сергей Юрьевич Миронов*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, 308015, Белгород,  
ул. Победы, 85

<sup>a</sup> [kalinenco@bsuedu.ru](mailto:kalinenco@bsuedu.ru)

---

### АННОТАЦИЯ

В работе было исследовано влияние режимов сварки трением с перемешиванием (СТП) на формирование структуры и механических свойств современного Al-Cu-Mg сплава AA2624 (по классификации Aluminum Association). Для этого пластины сплава были обработаны на пересыщенный твердый раствор и закалены в холодную воду, прокатаны при комнатной тем-

пературе с обжатием 20%, а затем состарены при 190 °С в течение 1 часа (обработка Т820). После термомеханической обработки пластины были сварены встык при различных режимах. Подбор режимов осуществлялся путем варьирования таких параметров сварки, как частота вращения и скорость подачи рабочего инструмента. Частота вращения рабочего инструмента находилась в интервале 500–1100 об/мин, скорость подачи варьировалась от 127 до 380 мм/мин. Показано, что с увеличением частоты вращения рабочего инструмента с 500 об/мин до 1100 об/мин происходит изменение формы зоны перемешивания от чашеобразной к эллиптической. Это указывает на изменение характера пластического течения материала во время СТП. Было установлено, что СТП способствовала значительному снижению прочностных свойств сварных швов по сравнению с основным материалом. Коэффициент прочности варьировался от 51 до 61%. Выявлено, что разрушение сварных швов происходило в наиболее разупрочненной области, а именно в области, находящейся рядом с краями заплечиков инструмента. Как следствие, скорость подачи рабочего инструмента является ключевым фактором, определяющим прочность сварных соединений.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; Al-Cu-Mg сплавы; зона перемешивания; профиль микротвердости; механические свойства.

## Введение

Сварка трением с перемешиванием является современной технологией соединения материалов, которые сложно или практически невозможно соединить традиционными методами сварки плавлением (например, аргонодуговая сварка). Твердофазный характер сварки позволяет получать высококачественные сварные швы при меньших энергозатратах. Бурное развитие СТП позволило внедрить данную технологию в аэрокосмическую, автомобильную, железнодорожную, судостроительную и морскую промышленности, энергетику, электротехнику и электронику, а также в оборонную промышленность [1–6]. Одним из важнейших достижений СТП в области соединения материалов является то, что она впервые продемонстрировала, что нерасходуемый вращающийся инструмент можно использовать для перемешивания металлов с целью получения прочных сварных соединений [2, 7–10].

Изначально СТП была разработана для получения сварных соединений из высокопрочных алюминиевых сплавов, в частности алюминиевых сплавов 2xxx серии [2, 7]. Эти

алюминиевые сплавы трудно сваривать традиционными методами сварки плавлением, поскольку они приводят к образованию дефектов литой структуры. К таким дефектам можно отнести наличие пористости, трещин и расслоений, формирование дендритной структуры, химическую неоднородность, а также утрату легирующих элементов. Такие дефекты значительно снижают механические свойства сварных соединений по сравнению с основным материалом. В преобладающем большинстве СТП применяется для линейной сварки встык, что является самой простой и распространенной конфигурацией сварных соединений. Это является востребованным для изготовления длинных листовых заготовок с относительно простой геометрией в сборных конструкциях из алюминиевых сплавов, используемых в транспортном машиностроении.

Алюминиевые сплавы 2xxx серии традиционно относятся к термоупрочняемым сплавам, т.е. свои свойства они получают за счет выделения частиц вторых фаз. Вследствие очень больших деформаций и высоких температур, возникающих при СТП, частицы вторых фаз могут претерпевать значи-

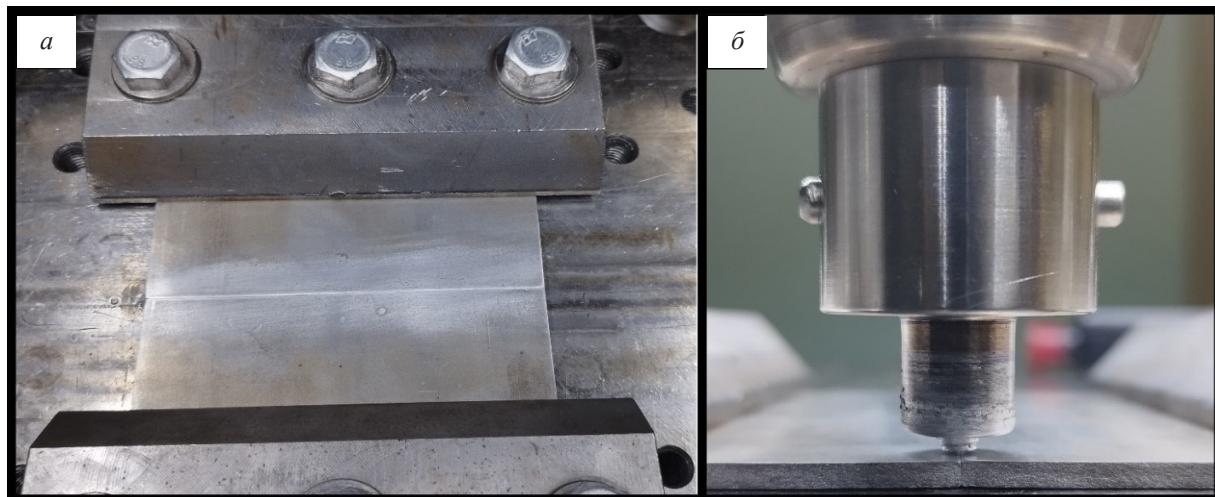
тельные изменения. В частности, они могут полностью/частично растворяться, повторно выделяться, либо огрубляться. К сплавам 2xxx серии последнего поколения относится относительно недавно разработанный сплав AA2624, который был актуализирован в первую очередь для возможной замены сплавов AA2024 и AA2324. Повышенное содержание меди в сплавах данной серии ограничивает свариваемость традиционными методами сварки плавлением, в основном из-за чрезмерного образования микротрещин, вызванных горячим растрескиванием в расплавленной зоне, пористости и остаточных напряжений [11–16]. Таким образом, СТП является привлекательным методом соединения этих материалов.

Цель данной работы – получить бездефектные сварные соединения из алюминиевого сплава AA2624-T820 методом СТП и установить влияние режимов на формирование макроструктуры и механические свойства полученных сварных швов.

**Таблица 1.** Химический состав сплава AA2624 (вес. %)

**Table 1.** Chemical composition of AA2624 alloy (wt. %)

Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Fe	Si	Al
3,94	1,19	0,59	0,16	0,04	0,14	0,1	0,0069	0,02	ост. / bal.



**Рис. 1.** Пластины сплава AA2624-T820 для СТП (а) и рабочий инструмент (б)

**Fig. 1.** AA2624-T820 alloy plates for FSW (a) and welding tool (b)

## 1. Материал и методики исследования

В качестве материала исследований был выбран алюминиевый сплав системы Al-Cu-Mg. Сплав был получен методом полунепрерывного литья с высокой скоростью охлаждения на базе НИУ «БелГУ». Химический состав сплава был измерен посредством оптико-эмиссионного анализатора Hitachi Foundry Master OE750 и представлен в табл. 1.

Литой сплав был гомогенизирован по двухступенчатому режиму (375 °C в течение 10 ч и 490 °C в течение 14 ч), осажен при 450 °C до истинной степени деформации  $\varepsilon \approx 1$ , после чего прокатан при этой же температуре до величины истинной деформации  $\varepsilon \approx 2$ . Листы после прокатки были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО) по режиму T820, включающему обработку на пересыщенный твердый раствор при 495 °C в течение 2 ч с последующей закалкой в воду, холодную прокатку до 20% обжатия и искусственное старение при 190 °C в течение 2 ч.

Для СТП исследуемый сплав в состоянии T820 был подготовлен в виде листов (рис. 1, *а*) размерами 130×50×3 мм<sup>3</sup>. Листы были сварены встык на СТП машине AccuStir 1004 вдоль направления прокатки (рис. 1, *б*). Рабочий инструмент для СТП был изготовлен из инструментальной стали и состоял из заплечиков диаметром 12,5 мм и наконечника длиной 2,7 мм с конической метрической резьбой M5 (рис. 1, *б*). Угол наклона инструмента относительно нормали к поверхности свариваемых пластин составлял 2,5°. В качестве подложки использовалась массивная плита из нержавеющей стали.

С целью выявления возможного влияния условий СТП на структуру и механические свойства сварных швов, СТП осуществлялась по режимам, представленным в табл. 2. Как видно из таблицы, варьировались такие ключевые параметры сварки, как частота вращения и скорость подачи рабочего инструмента. Выбор такого диапазона режимов был обусловлен, с одной стороны, ограничениями по максимальной частоте вращения шпинделя ( $\leq 1100$  об/мин), с другой стороны, формированием макроскопических дефектов в зоне перемешивания.

В качестве системы координат процесса СТП было выбрано направление сварки/welding direction (HC/WD), направление нормали/normal direction (HH/ND) и перпендикулярное направление/transverse direction (ПН/TD).

Сваренные пластины помещались в морозильную камеру ( $-20$  °C) с целью замедления процесса естественного старения, который, как известно, активно протекает в Al-Cu сплавах и особенно усиливается при легировании Mg.

Таблица 2. Режимы СТП

Table 2. Regimes of FSW

Частота вращения шпинделя, об/мин / Spindle rate, rpm	Скорость подачи, мм/мин / Feed rate, mm/min		
	127	254	380
500	—	500–254	500–380
750	—	—	750–380
1100	1100–127	—	1100–380

Макроскопическая структура, сформированная в ходе СТП, исследовалась посредством оптической микроскопии. С этой целью были вырезаны образцы перпендикулярно направлению сварки. Пробоподготовка осуществлялась путем шлифования исследуемой поверхности образца на шлифовально-полировальной установке LaboPol-5 фирмы Struers с использованием абразивной бумаги с постепенным уменьшением ее зернистости вплоть до P4000. После механической шлифовки была произведена электролитическая полировка с использованием реактива (78 мл HClO<sub>4</sub>, 90 мл H<sub>2</sub>O, 730 мл C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH, 100 мл C<sub>6</sub>H<sub>14</sub>O<sub>2</sub>) при напряжении 23,5 В в течение 30 секунд. Для выявления границ зеренной структуры образцы подвергали химическому травлению в реактиве Келлера (95% H<sub>2</sub>O, 2,5% HNO<sub>3</sub>, 1,5% HCl, 1% HF) в течение 30 секунд. Съемка макроструктуры производилась на инвертированном металлографическом оптическом микроскопе Olympus GX51 с использованием программного обеспечения SIAMS 800.

Предварительный анализ макроскопической неоднородности структуры, сформировавшейся в области сварного шва, осуществлялся посредством построения профилей микротвердости. Вырезка и подготовка образцов была аналогична методике подготовки микроструктурных образцов для оптической микроскопии. Измерение профиля микротвердости по Виккерсу осуществлялось в соответствии с ГОСТ 9450-76 с использованием полуавтоматического микротвердометра Wolpert 402 MVD, оснащенного четырехгранной алмазной пирамидой, при нагрузке 2Н с выдержкой 10 сек. Профили микротвердости измерялись посередине толщины СТП швов с шагом 0,5 мм.

Образцы для испытаний на одноосное растяжение вырезались поперек направления сварки, причем центральная линия шва соответствовала середине рабочей части образцов.

Важно подчеркнуть, что рабочая часть включала в себя все микроструктурные зоны сварного шва (т.е. зону перемешивания, зону термомеханического воздействия, зону термического влияния и зону исходного материала). Длина рабочей части образцов составляла 35 мм, а ширина 7 мм. Верхняя и нижняя поверхности образцов механически полировались для достижения одинаковой толщины и устранения области непровара в нижней части зоны перемешивания.

Испытания на одноосное растяжение проводились согласно ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 5882, с использованием автоматического экстензометра MFX 500 при постоянной скорости движения траверсы, соответствующей начальной скорости деформации  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Для сравнительных целей были также проведены испытания соответствующих образцов из исходного материала. Для воспроизводимости результатов были испытаны как минимум три образца для каждого из исследованных состояний.

## 2. Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлена макроструктура сварных швов, полученных при различных режимах СТП. Исследование поперечного сечения сварных соединений показало отсутствие макроскопических дефектов. Во всех случаях выявляется четкая зона перемешивания. Также примечателен тот факт, что с увеличением частоты вращения рабочего инструмента с 500 об/мин до 1100 об/мин происходит изменение формы зоны перемешивания от чашеобразной (basin-shaped nugget zone) [17] к эллиптической (elliptical nugget zone) [18, 19]. Это может указывать на изменение характера пластического течения материала. Данные результаты находят

подтверждение и в научно-технической литературе [17–20]. Наличие контраста разной интенсивности говорит об очень сложном характере пластического течения материала во время СТП.

Для оценки макроскопической неоднородности структуры, сформировавшейся в зоне сварного шва, были измерены профили микротвердости. Типичные профили, полученные при различных режимах СТП, приведены на рис. 3–5. Для наглядности на профилях обозначены диаметры пина и заплечиков инструмента. Считается, что первый из них примерно соответствует ширине зоны перемешивания, а второй – границе зоны термического влияния. Как следует из рисунков, границы разупрочненной зоны существенно превосходят размеры рабочего инструмента. Соответственно, материал в этой области не мог подвергаться пластической деформации. Следовательно, можно сделать вывод о формировании протяженной зоны термического влияния. Также следует отметить, что во всех случаях профили микротвердости имели характерную W-образную форму [21–23], причем минимальное значение твердости соответствовало области, предположительно относящейся к зоне термомеханического или термического влияния. С другой стороны, материал зоны перемешивания характеризовался повышенным уровнем твердости. Интересно отметить, что повышение частоты вращения рабочего инструмента способствовало усилинию эффекта упрочнения зоны перемешивания. С другой стороны, увеличение частоты вращения также способствовало уменьшению эффекта разупрочнения материала на периферии зоны перемешивания. Причина усиления эффекта упрочнения в зоне перемешивания при повышении частоты вращения рабочего инструмента может быть связана с протеканием процессов растворения/огрубления частиц упрочняющей фазы в ходе СТП и повторного их выделения при охлаждении материала после сварки. Как известно, максимальная температура процесса СТП растет с увели-

чением частоты вращения рабочего инструмента. Низкая частота вращения в ходе СТП обусловлена низкой температурой, недостаточной для полного растворения частиц, но при этом достаточной для их огрубления. При таких условиях сварки процесс огрубления частиц будет преобладать над процессом растворения частиц. Увеличение

частоты вращения рабочего инструмента при одинаковой скорости подачи (рис. 3) приводит к росту температуры сварки, в результате чего процесс растворения частиц становится преобладающим механизмом, который обеспечивает более сильную степень пересыщенности матрицы растворенными атомами.

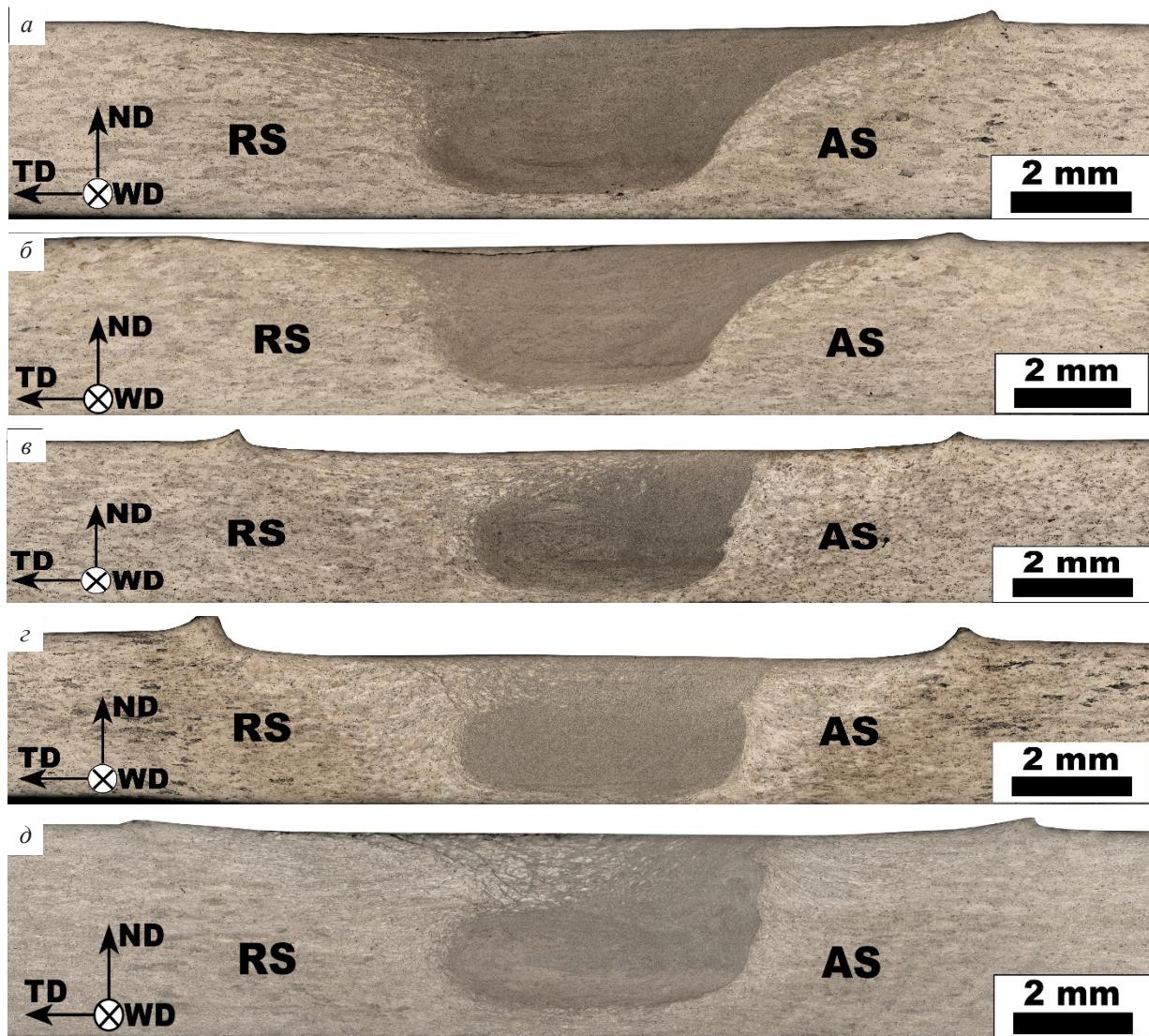


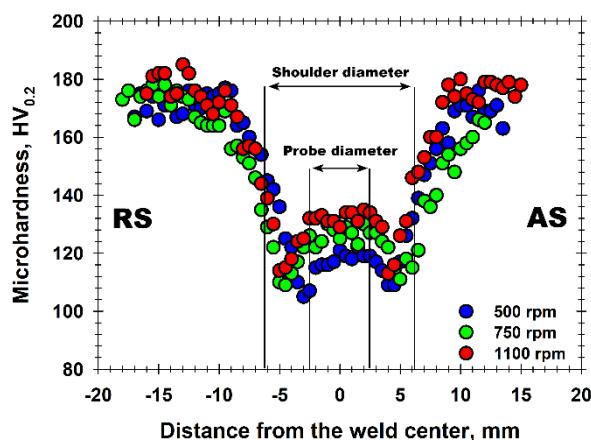
Рис. 2. Макроструктура СТП соединений алюминиевого сплава AA2624-T820, полученных при различных режимах сварки:

а – 500 об/мин – 254 мм/мин; б – 500 об/мин – 380 мм/мин; в – 750 об/мин – 380 мм/мин; г – 1100 об/мин – 127 мм/мин; д – 1100 об/мин – 380 мм/мин. Во всех случаях НС, НН, ПН, СО и СН соответствуют направлению сварки, направлению нормали, поперечному направлению, стороне отвода и стороне набегания соответственно

**Fig. 2. Effect of FSW conditions on macro-scale structure of welded joints AA2624-T820:**

а – 500 rpm – 254 mm/min; б – 500 rpm – 380 mm/min; в – 750 rpm – 380 mm/min;  
г – 1100 rpm – 127 mm/min; д – 1100 rpm – 380 mm/min.

*In all cases, WD, ND, TD RS, and AS refer to the welding direction, normal direction, transverse direction, retreating side, and advancing side, respectively*

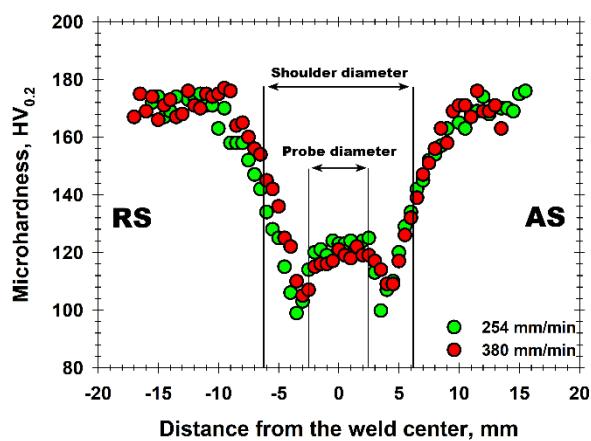


**Рис. 3.** Типичные профили микротвердости, измеренные в поперечном сечении СТП соединений, полученные при различной частоте вращения рабочего инструмента при скорости подачи, равной 380 мм/мин. СО и СН соответствуют стороне отвода и стороне набегания

**Fig. 3.** Typical microhardness profiles measured across transverse cross-section of welds obtained at different rotational speeds tool for the feed rate of 380 mm/min. RS and AS refer to the retreating side and advancing side

Типичные профили микротвердости, полученные после СТП при частоте вращения рабочего инструмента 500 об/мин (т.е., в условиях низкого тепловложения) и скоростях подачи 254 мм/мин и 380 мм/мин, представлены на Рис. 4. Как видно из рисунка, при более высокой скорости подачи инструмента (380 мм/мин) твердость вблизи внешней границы зоны перемешивания, соответствую-

ющей краю заплечиков инструмента, оказывается выше. Поскольку скорость подачи определяет длительность термического цикла СТП, то вполне логично предположить, что при более высокой скорости подачи скорость диссипации (рассеивания) тепловой энергии из зоны сварного шва будет выше, что способствует огрублению частиц упрочняющей фазы в меньшей степени.



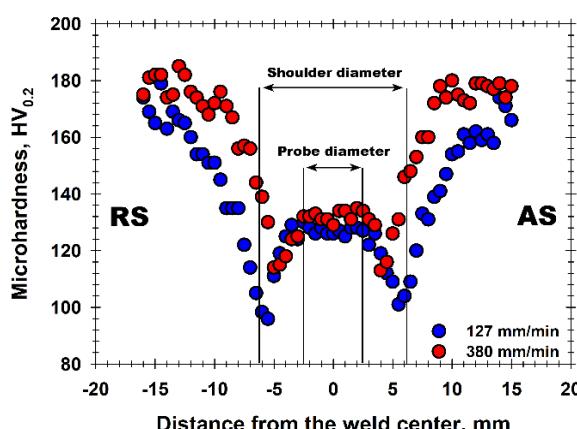
**Рис. 4.** Типичные профили микротвердости, измеренные в поперечном сечении СТП соединений, полученные при различной скорости подачи рабочего инструмента и одной частоте вращения, равной 500 об/мин. СО и СН соответствуют стороне отвода и стороне набегания

**Fig. 4.** Typical microhardness profiles measured across transverse cross-section of welds obtained at different feed rates tool for the rotational speed of 500 rpm. RS and AS refer to the retreating side and advancing side

Типичные профили, полученные СТП при частоте вращения рабочего инструмента 1100 об/мин (т.е. высокое тепловложение) и скоростях подачи 127 мм/мин и 380 мм/мин, представлены на рис. 5. В условиях высокого тепловложения скорость подачи рабочего инструмента оказывает значительное влияние на форму профиля микротвердости. Как следует из рисунка, при увеличении скорости подачи наблюдается сужение разупрочненной зоны и рост твердости в области, соответствующей краю заплечиков инструмен-

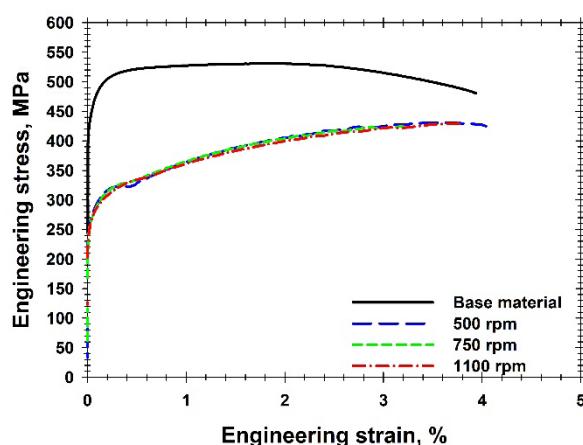
та. Известно [24], что уменьшение скорости линейной подачи инструмента обычно объясняется снижением скорости диссипации тепловой энергии из зоны сварного шва, что сопровождается ростом температуры и более сильным огрублением частиц упрочняющей фазы.

На рис. 6 представлены деформационные кривые после испытаний на одноосное растяжение сварных швов, полученных СТП при различной частоте вращения инструмента и скорости подачи 380 мм/мин.



**Рис. 5.** Типичные профили микротвердости, измеренные в поперечном сечении СТП соединений, полученные при различной скорости подачи рабочего инструмента и одной частоте вращения, равной 1100 об/мин. СО и CH соответствуют стороне отвода и стороне набегания

**Fig. 5.** Typical microhardness profiles measured across transverse cross-section of welds obtained at different feed rates tool for the rotational speed of 1100 rpm. RS and AS refer to the retreating side and advancing side



**Рис. 6.** Типичное влияние частоты вращения рабочего инструмента на деформационное поведение при одноосном растяжении в поперечном направлении сварных швов сплава AA2624-T820. Диаграммы деформации показаны для скорости подачи 380 мм/мин. Для сравнения также представлена характерная диаграмма деформации для основного материала

**Fig. 6.** Typical effect of the spindle rate on transverse tensile behavior of friction-stir welds of alloy AA2624-T820. In the deformation diagrams are shown for the feed rate of 380 mm/min. For comparison purpose, representative deformation diagram for base material is also shown

Как можно видеть из рис. 6 и табл. 3, прочность сварных швов значительно уступает прочности основного материала. В частности, максимальный коэффициент прочности, который определяется как отношение условного предела текучести сварного соединения к условному пределу текучести исходного материала, находится на уровне 61%, что соответствует промежуточному режиму СТП, т.е. 750 об/мин – 380 мм/мин (табл. 2). Минимальный коэффициент прочности, равный 51%, имеет сварное соединение, полученное по режиму 1100 об/мин – 127 мм/мин. Данный режим имеет максимально высокую температуру сварки. Как известно из научно-

технической литературы, максимальная температура процесса СТП растет с увеличением частоты вращения рабочего инструмента и уменьшением скорости его линейной подачи [24–27].

Важной характеристикой деформационного поведения СТП швов также являлась область разрушения. Как следовало из табл. 4, во всех случаях СТП соединения разрушались в зоне термического воздействия.

С другой стороны, повышение температуры в ходе СТП способствовало смещению области разрушения со стороны отвода в сторону набегания зоны термического воздействия (рис. 7, табл. 4).

**Таблица 3.** Механические свойства СТП соединений

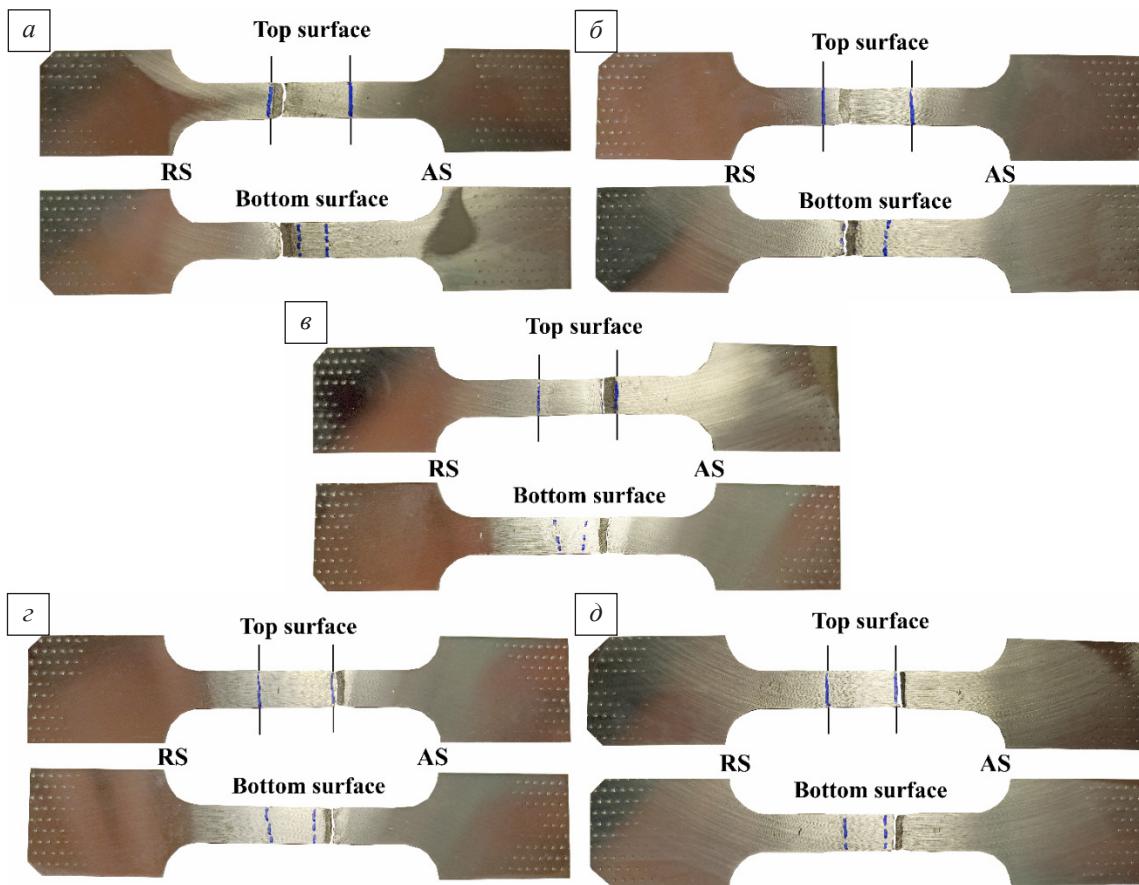
**Table 3.** Mechanical properties of FSW welds

Режимы / Welds	Предел текучести, Мпа / Yield strength, MPa	Предел прочности, Мпа / Ultimate strength, MPa	Удлинение до разрушения, % / Elongation to failure, %
500–254	290±10	410±10	4±0,4
500–380	295±10	415±10	3,9±0,3
750–380	308±8	425±1	3,3±0,1
1100–127	255±10	382±10	3,4±0,2
1100–380	285±10	410±10	4,2±0,1
Основной материал / Base material	503±3	530±1	3,7±0,4

**Таблица 4.** Механические свойства сварных швов

**Table 4.** Mechanical properties of welds

Режимы / Welds	Условный предел текучести, Мпа / Yield strength, MPa	Коэффициент прочности, % / Joint efficiency, %	Область разрушения / Fracture location
500–254	290±10	58	Край заплечиков / Shoulder edge
500–380	295±10	59	
750–380	308±8	61	
1100–127	255±10	51	
1100–380	285±10	57	
Основной материал / Base material	503±3	–	–



**Рис. 7.** Фотографии разрушенных образцов, иллюстрирующих механическое поведение СТП-соединений:  
 а – 500 об/мин – 254 мм/мин; б – 500 об/мин – 380 мм/мин; в – 750 об/мин – 380 мм/мин;  
 г – 1100 об/мин – 127 мм/мин; д – 1100 об/мин – 380 мм/мин.  
 CO и CH соответствуют стороне отвода и стороне набегания

**Fig. 7.** Images of failed samples showing the mechanical behavior of FSW joints:  
 а – 500 rpm – 254 mm/min; б – 500 rpm – 380 mm/min; в – 750 rpm – 380 mm/min;  
 г – 1100 rpm – 127 mm/min; д – 1100 rpm – 380 mm/min.  
 RS and AS refer to the retreating side and advancing side

## Выводы

1. Увеличение частоты вращения рабочего инструмента с 500 об/мин до 1100 об/мин приводит к изменению формы зоны перемешивания от чашеобразной к эллиптической.

2. Во всех случаях профили микротвердости имеют характерную W-образную форму с минимумом твердости в области рядом с краями заплечиков инструмента, т.е. изменение параметров СТП не оказывает влияния на локализацию разупрочненной зоны.

3. Увеличение частоты вращения инструмента способствует упрочнению материала в зоне перемешивания.

4. В условиях высокого тепловложения (1100 об/мин) увеличение скорости подачи приводит к сужению разупрочненной зоны, а также более высоким значениям твердости в разупрочненной зоне.

5. Во всех случаях разрушение происходило в области рядом с краями заплечиков инструмента. При увеличении частоты вращения инструмента и, соответственно, повышения температуры в ходе СТП, происходит смещение области разрушения со стороны отвода в сторону набегания.

**Благодарности / Acknowledgments**

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, код научной темы FZWG-2023-0005.*

*Исследование выполнено с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».*

*This work was performed with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, theme code No. FZWG-2023-0005.*

*This study was performed using the equipment of the Research Equipment Sharing Center “Technology and Materials” at Belgorod National Research University.*

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Thomas W. M., Nicholas E. D. Friction stir welding for the transportation industries. // Materials & Design. 1997. Vol. 18(4). P. 269–273. DOI: 10.1016/S0261-3069(97)00062-9.
2. Ma Z. Y., Feng A. H., Chen D. L., Shen J. Recent advances in friction stir welding/processing of aluminum alloys: Microstructural evolution and mechanical properties. // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. 2018. Vol. 43(4). P. 269–333. DOI: 10.1080/10408436.2017.1358145.
3. Shtrikman M. M. Current state and development of friction stir welding. Part 3. Industrial application of friction stir welding. // Welding International. 2008. Vol. 22(11). P. 806–815. DOI: 10.1080/09507110802593620.
4. Kallee S. W. Industrial applications of friction stir welding. // Friction stir welding. Woodhead Publishing. 2010. P. 118–163. DOI: 10.1533/9781845697716.1.118.
5. Khodabakhshi F., Gerlich A. P. Potentials and strategies of solid-state additive friction-stir manufacturing technology: A critical review // Journal of Manufacturing Processes. 2018. Vol. 36. P. 77–92. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.09.030.
6. Liu F. C., Hovanski Y., Miles M. P., Sorensen C. D., Nelson T. W. A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties. // Journal of Materials Science and Technology. 2018. Vol. 34(1). P. 39–57. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.10.024.
7. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2005. Vol. 50(1). P. 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
8. Su J.-Q., Nelson T. W., Mishra R., Mahoney M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium // Acta Materialia. 2003. Vol. 51(3). P. 713–729. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00449-4.
9. Mironov S., Sato Y. S., Kokawa H. Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron // Acta Materialia. 2008. Vol. 56(11). P. 2602–2614. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.01.040.
10. Ma Z. Y., Liu F. C., Mishra R. S. Superplastic deformation mechanism of an ultrafine-grained aluminum alloy produced by friction stir processing // Acta Materialia. 2010. Vol. 58(14). 4693–4704. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.05.003.
11. Fabrègue D., Deschamps A., Suéry M., Drezet J.-M. Non-isothermal tensile tests during solidification of Al–Mg–Si–Cu alloys: Mechanical properties in relation to the phenomenon of hot tearing // Acta Materialia. 2006. Vol. 54(19). P. 5209–5220. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.06.027.
12. Balasubramanian V., Ravisankar V., Reddy G. M. Influences of pulsed current welding and post weld aging treatment on fatigue crack growth behaviour of AA7075 aluminium alloy joints // International Journal of Fatigue. 2008. Vol. 30(3). P. 405–416. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.04.012.
13. Fuller C. B., Mahoney M. W., Calabrese M., Micona L. Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds // Materials Science and Engineering: A. 2010. Vol. 527(9). P. 2233–2240. DOI: 10.1016/j.msea.2009.11.057.
14. Yuqing M., Liming K., Fencheng L., Yuhua C., Li X. Investigations on temperature distribution, microstructure evolution, and property variations along thickness in friction stir welded joints for thick AA7075-T6 plates // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 86(1). 141–154. DOI: 10.1007/s00170-015-8182-z.
15. Liu J., Kou S. Crack susceptibility of binary aluminum alloys during solidification // Acta Materialia. 2016. Vol. 110. P. 84–94. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.030.
16. Liu J., Kou S. Susceptibility of ternary aluminum alloys to cracking during solidification // Acta Materialia. 2017. Vol. 125. P. 513–523. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.12.028.
17. Sato Y. S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding // Metallurgical and Materials Transactions A. 1999. Vol. 30(9). P. 2429–2437. DOI: 10.1007/s11661-999-0251-1.

18. Mahoney M. W., Rhodes C. G., Flintoff J. G., Bingel W. H., Spurling R. A. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum // Metallurgical and Materials Transactions A. 1998. Vol. 29(7). P. 1955–1964. DOI: 10.1007/s11661-998-0021-5.
19. Rhodes C. G., Mahoney M. W., Bingel W. H., Spurling R. A., Bampton C. C. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum // Scripta Materialia. 1997. Vol. 36(1). P. 69–75. DOI: 10.1016/S1359-6462(96)00344-2.
20. Ma Z. Y., Mishra R. S., Mahoney M. W. Superplasticity in cast A356 induced via friction stir processing // Scripta Materialia. 2004. Vol. 50(7). P. 931–935. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.01.012.
21. Çam G., İpekoğlu G. Recent developments in joining of aluminum alloys // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. Vol. 91(5). P. 1851–1866. DOI: 10.1007/s00170-016-9861-0.
22. Liu F. C., Hovanski Y., Miles M. P., Sorensen C. D., Nelson T. W. A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties // Journal of Materials Science and Technology. 2018. Vol. 34(1). P. 39–57. DOI: 10.1016/j.jimst.2017.10.024.
23. Heidarzadeh A., Saeid T., Klemm V., Chabok A., Pei Y. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys // Materials and Design. 2019. Vol. 162. P. 185–197. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.050.
24. Kalinenko A., Kim K., Vysotskiy I., Zuiko I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. Microstructure-strength relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 793. Art. 139858. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139858.
25. Threadgill P. L., Leonard A. J., Shercliff H. R., Withers P. J. Friction stir welding of aluminium alloys // International Materials Reviews. 2009. Vol. 54(2). P. 49–93. DOI: 10.1179/174328009X411136.
26. Wu T., Zhao F., Luo H., Wang H., Li Y. Temperature monitoring and material flow characteristics of friction stir welded 2A14-t6 aerospace aluminum alloy // Materials. 2019. Vol. 12(20). Art. 3387. DOI: 10.3390/ma12203387.
27. Heidarzadeh A., Mironov S., Kaibyshev R., Çam G., Simar A., Gerlich A., Khodabakhshi F., Mostafaei A., Field D.P., Robson J.D., Deschamps A., Withers P.J. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution // Progress in Materials Science. 2021. Vol. 117. Art. 100752. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100752.