

НГТУ



НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Закономерности структурообразования и эволюция механических свойств медных сплавов в условиях однократной фрикционной перемешивающей обработки с регулируемым теплоотводом

Андрей Черемнов^{a, *}, Андрей Чумаевский^b, Евгений Княжев^c, Сергей Тарасов^d, Евгений Колубаев^e

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14:620.186:620.178.1:669.3

История статьи:

Поступила: 26 февраля 2026
Рецензирование: 21 марта 2026
Принята к печати: 23 марта 2026
Доступно онлайн: 15 июня 2026

Ключевые слова:

Фрикционная перемешивающая обработка
Медные сплавы
Бронза
Латунь
Динамическая рекристаллизация
Активное охлаждение
Зернограничное упрочнение

Финансирование

Результаты получены при выполнении государственного задания FWRW 2026 0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) признается перспективным методом модификации поверхностных слоев конструкционных сплавов на основе меди, однако высокая теплопроводность данной группы материалов существенно затрудняет управление термическим циклом и, как следствие, контроль микро-структуры. Настоящая работа посвящена систематическому изучению влияния регулируемого теплоотвода – воздушного и водяного – в ходе однократной ФПО на структурно-фазовое состояние и комплекс механических характеристик ряда промышленных медных сплавов. **Цель исследования** состоит в выявлении взаимосвязи между интенсивностью принудительного охлаждения, теплофизическими свойствами сплавов и результирующей морфологией зерен в зоне перемешивания, определяющей уровень эксплуатационных свойств обработанного материала. **Методы.** В качестве объектов исследования выбраны сплавы БрАМц9-2, БрОФ6,5-0,15, БрКМц3-1 и Л63. ФПО осуществляли в один проход на специализированной экспериментальной установке ИФПМ СО РАН с применением инструмента из жаропрочного никелевого сплава ЖС6У. Активный теплоотвод реализовывали посредством погружения заготовки в проточную воду, циркуляции хладагента через корпус инструмента и направленной подачи струи в зону контакта; альтернативным вариантом служило обдувание сжатым воздухом. Макро- и микроструктуру исследовали методами оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа и энергодисперсионной спектроскопии. Механические характеристики определяли путем измерения микротвердости по Виккерсу и одноосного статического растяжения. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что во всех изученных сплавах ФПО приводит к формированию рекристаллизованной мелкозернистой структуры с преимущественно равноосной формой зерен. Наилучшая стабильность технологического процесса и наиболее выраженное упрочнение достигнуты на алюминиевой бронзе БрАМц9-2: микротвердость, предел прочности и предел текучести возросли на 9, 16 и 5 % соответственно по сравнению с исходным состоянием. Выявлено, что повышенная теплопроводность сплавов обуславливает необходимость увеличения осевого усилия инструмента, что расширяет зону воздействия плеч и формирует широкую область перемешивания. Обнаружена выраженная неоднородность размера зерен по толщине зоны перемешивания: в сплавах с пониженной теплопроводностью при водяном охлаждении размер зерен у корня обработанной зоны превышал аналогичный параметр у лицевой поверхности до 16 раз, что объясняется различиями в скорости затухания рекристаллизационных процессов. Высокая теплопроводность способствует формированию более гомогенной зеренной структуры, особенно в отсутствие принудительного водяного охлаждения.

Для цитирования: Закономерности структурообразования и эволюция механических свойств медных сплавов в условиях однократной фрикционной перемешивающей обработки с регулируемым теплоотводом / А.М. Черемнов, А.В. Чумаевский, Е.О. Княжев, С.Ю. Тарасов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 2. – С. 298–317. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-298-317.

Введение

Сплавы на основе меди занимают особое место среди конструкционных металлических материалов благодаря сочетанию высокой коррозионной стойкости в агрессивных средах, хорошей пластичности, теплопроводности и отличных трибологических характеристик в условиях гидродинамического режима смазки [1–3]. Ука-

*Адрес для переписки

Черемнов Андрей Максимович, м.н.с.
Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 913 333-72-07, e-mail: amc@ispms.ru

занный комплекс свойств определяет широкий спектр практических приложений – от контактных подвесок электротранспорта до подвижных сопряженных элементов в машинах и приборах [4–6]. Вместе с тем ряд медных сплавов демонстрирует нестабильное трибологическое поведение в режимах смешанного и сухого трения, когда контактное взаимодействие осуществляется по вершинам микронеровностей. Трение пластичных материалов в отсутствие смазки нередко сопровождается формированием механически перемешанных поверхностных слоев, которые в дальнейшем определяют интенсивность и характер изнашивания при заданных условиях нагружения [7, 8]. Возможность управления этими процессами в определенной степени связана с целенаправленным изменением исходной микроструктуры путем термических и деформационных воздействий. Применительно к медным сплавам основными механизмами упрочнения являются увеличение протяженности границ зерен и двойниковых границ, твердорастворное упрочнение, а также дисперсионное твердение вследствие выделения вторичных когерентных матрице фаз [9].

Традиционное формирование неразъемных соединений из меди и ее сплавов методами сварки плавлением часто сопряжено с образованием дефектов и крупных дендритных структур, что стимулировало интерес к твердофазным технологиям, в частности к фрикционной перемешивающей сварке (ФПС) и фрикционной перемешивающей обработке (ФПО) [10, 11]. ФПО представляет собой метод поверхностной модификации, при котором вращающийся инструмент погружается в заготовку, вызывая пластификацию ее материала путем фрикционного разогрева с интенсивной пластической деформацией без образования расплава [12, 13]. При этом материал подвержен квазивязкому течению вокруг вращающегося инструмента и затеканию в зону формирования шва. Наряду с квазивязким течением существует адгезионное взаимодействие инструмента с обрабатываемым материалом, которое способствует его послойному переносу в зону за инструментом, в результате чего формируется однородная мелкозернистая равноосная структура с повышенным уровнем механических характеристик [14, 15]. С другой стороны, ФПО может рассматриваться как тех-

нология восстановления крупногабаритных изделий, подвергшихся коррозионному или эрозионному повреждению [16], включая получение заготовок с улучшенными свойствами для последующего армирования функциональных компонентов [17, 18].

Несмотря на относительно низкую пиковую температуру ($\sim 0,4T_{пл}$) по сравнению с процессами сварки плавлением, ФПО оказывает заметное термическое воздействие на обрабатываемый материал. Для сплавов, чувствительных к нагреву и способных к термическому упрочнению или, напротив, разупрочнению в зоне термического влияния (ЗТВ), критическое значение приобретает контроль температурного поля, главным образом посредством изменения частоты вращения инструмента. Особенно острой указанная проблема является для медных сплавов ввиду их высокой теплопроводности, приводящей к быстрому рассеиванию генерируемого тепла по объему заготовки и, как следствие, к ухудшению пластификации металла и нарушению процесса переноса [19]. Это вызывает необходимость генерации дополнительной тепловой энергии, что, как указано выше, может достигаться за счет повышения частоты вращения инструмента.

В свою очередь, при этом возможен чрезмерный фрикционный нагрев, который оказывает неблагоприятное воздействие на формирование шва и, кроме того, создает зону термического влияния. Таким образом, применение принудительного охлаждения непосредственно в ходе обработки может быть необходимым для достижения нужного типа структуры и свойств. Поскольку основной вклад в тепловыделение вносит трение плечевой части инструмента о поверхность заготовки, то рациональным является охлаждение как самой заготовки, так и корпуса инструмента.

Систематическим исследованиям влияния режима теплоотвода на структурообразование и свойства медных сплавов, подвергнутых ФПО, уделяется недостаточное внимание. Тем не менее известны работы, в которых в качестве хладагентов при ФПО и ФПС применяют воду (посредством погружения заготовки либо направленной подачи в зону контакта), сжатый воздух, углекислый газ (в жидком, газообразном виде или в форме сухого льда), а также жидкий или газообразный азот [21–24]. В частности,

Sedeghati и Bouzary [25] продемонстрировали, что ФПС листов алюминиевого сплава АА5086 (аналог АМг4) с водяным охлаждением позволяет повысить предел прочности соединений на 94 %. Behtaripour и соавторы [26] показали, что увеличение скорости охлаждения при ФПО термоупрочняемого алюминиевого сплава АА2024 (аналог Д16) ведет к уменьшению размера зерен и росту прочностных характеристик. Ху и соавторы [27] отмечают, что применение активного охлаждения латуни приводит к формированию нанодвойников и скоплений дислокаций в структуре, что способствовало увеличению пределов прочности и текучести по сравнению с ФПО без охлаждения на 24 и 31 %, соответственно. В другой работе Ху и соавторы [28] также отмечают увеличение предела прочности соединения латуни 70/30 (аналог Л70), полученного ФПС с активным охлаждением, несмотря на образование большого количества микропор и оксидов.

Исходя из этого поставлена **цель работы** – выявление эффекта от применения принудительных способов охлаждения (водяного и воздушного) при однопроходной фрикционной перемешивающей обработке на формирование структурно-фазового состояния зоны перемешивания, морфологию зерен и механические характеристики промышленных медных сплавов с различной теплопроводностью и элементным составом. Для реализации цели работы были поставлены следующие **задачи исследования**:

1) установить особенности формирования структурно-фазового состояния и механических свойств медных сплавов после однопроходной фрикционной перемешивающей обработки с применением активного водяного охлаждения;

2) определить закономерности влияния интенсивности активного водяного охлаждения, применяемого в процессе фрикционной перемешивающей обработки, на морфологию структуры и механические свойства алюминиевой бронзы;

3) определить особенности поведения материала медных сплавов в процессе и после фрикционной перемешивающей обработки с применением активного водного охлаждения и их отличия от фрикционной перемешивающей обработки с воздушным охлаждением.

Методика исследований

Материалы и режимы обработки

ФПО осуществляли на экспериментальной установке, разработанной в ИФПМ СО РАН для исследования влияния режимов обработки на эволюцию структуры и свойств металлов и сплавов в рамках диссертационного исследования [35].

Однопроходной обработке подвергали пластины из сплавов БрАМц9-2, БрОФ6,5-0,15, БрКМц3-1 и Л63. В качестве рабочей части использовали инструмент, изготовленный из жаропрочного никелевого суперсплава ЖС6У с гладким коническим выступом (pin) длиной $l = 1,9$ мм и плечевой (shoulder) частью $\varnothing 20$ мм. Угол наклона θ оси инструмента относительно нормали к обрабатываемой поверхности составлял 1° в направлении против хода. Заготовки сплавов в виде пластин размещали на подложке из нержавеющей стали для предотвращения повреждения рабочей области установки инструментом.

Принудительное водяное охлаждение реализовывали по комбинированной схеме: заготовку помещали в ванну с проточной водой; хладагент циркулировал через кожух инструмента (температура воды $T_{\text{воды}} = 10 \dots 15^\circ \text{C}$) (рис. 1, поз. 1); дополнительно воду подавали направленной струей через трубку с диаметром выходного

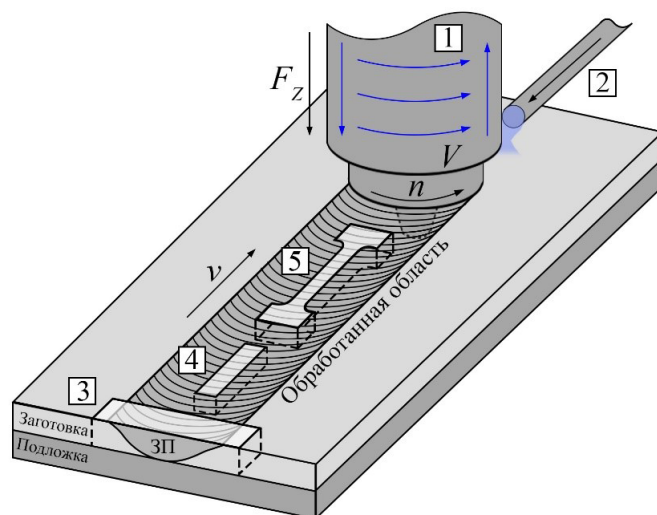


Рис. 1. Схема реализации процесса фрикционной перемешивающей обработки с принудительным охлаждением

Fig. 1. Schematic representation of friction stir processing (FSP) with forced cooling

сечения $D = 7$ мм непосредственно в область контакта инструмента с заготовкой ($T_{\text{воды}} = 2 \dots 10$ °С, объемный расход $V = 13$ л/мин) (рис. 1, поз. 2). Воздушное охлаждение обеспечивали потоком сжатого воздуха через трубку с выходным отверстием $D = 20$ мм к обработанной зоне позади инструмента ($T_{\text{воздуха}} = 35 \dots 40$ °С, расход $V = 40$ л/мин).

Скорость поступательного движения рабочего стола с заготовкой относительно неподвижного инструмента во всех опытах составляла $v = 90$ мм/мин, частота вращения инструмента $n = 500$ об/мин. Прочие технологические параметры – осевое усилие внедрения $F_{\text{вн}}$, осевое усилие при обработке $F_{\text{об}}$, а также расчетная мощность процесса P – приведены в табл. 1 дифференцированно для каждого сплава.

После внедрения вращающегося инструмента в заготовку с силой $F_{\text{вн}}$ задавалось усилие

вдоль оси инструмента $F_{\text{об}}$, частота вращения инструмента и скорость перемещения заготовки, при этом сила сопротивления материала, действующая на инструмент вдоль оси шва, а также величина крутящего момента автоматически регистрировались установкой. Мощность, затраченная на один проход обработки, рассчитывалась по следующему соотношению [29, 30]:

$$P = - \frac{\mu_{\text{об}}}{S_{\text{плеч}} S_{\text{пин}}} \omega \left(R_{\text{плеч}}^3 + R_{\text{пин}}^2 l_{\text{пин}} \right), \quad (1)$$

где μ – коэффициент трения между заготовкой и инструментом; $S_{\text{плеч}}$ и $S_{\text{пин}}$ – площади контакта плечевой и рабочей частей (выступ-пин) с заготовкой соответственно; ω – угловая скорость вращения инструмента; $R_{\text{плеч}}$ и $R_{\text{пин}}$ – радиусы плечевой части и среднее значение радиуса рабочего выступа; $l_{\text{пин}}$ – длина рабочего выступа (пина).

Таблица 1

Table 1

Параметры фрикционной перемешивающей обработки

Parameters of friction stir processing

Образец	Сплав	$F_{\text{вн}}$, кН	$F_{\text{об}}$, кН	P , кВт
А-1	БрАМц9-2	16,7	15,7	0,91
А-2		17,7	16,7	0,97
А-3		19,6	18,6	1,08
О-1	БрОФ6,5-0,15	15,7	14,7	0,85
О-2		16,7	15,7	0,91
К-1	БрКМц3-1	23,5	22,6	3,66
К-2		27,0	26,0	4,21
Л-1	Л63	16,7	15,7	1,82
Л-2		18,6	17,7	2,04
Л-3		19,6	18,6	2,16

Рассчитанные значения мощности для каждого образца также приведены в табл. 1. Полный набор параметров обработки был выбран на основании предварительных экспериментов и обеспечивал наилучшие условия механического перемешивания пластифицированного металла для получения бездефектных швов. В связи с этим измерения температуры в зоне перемешивания не представлялись необходимыми, тем более что применению тепловизионной аппаратуры мешало присутствие водяного слоя, а использование термопар не предусматрива-

лось ввиду возможных нарушений процесса переноса и формирования дефектов.

Критерии и интенсивность теплоотвода

Скорость отвода тепла от обработанной поверхности к хладагенту оценивали на основании закона Ньютона – Рихмана:

$$q = \alpha S_{\text{обр}} (T_2 - T_1), \quad (2)$$

где $S_{\text{обр}}$ – площадь теплоотдающей поверхности; T_2 – температура обработанной поверхности;

T_1 – температура хладагента; α – коэффициент теплоотдачи, определяемый как

$$\alpha = \frac{Nu \cdot \lambda}{D}, \quad (3)$$

где λ – теплопроводность хладагента; D – диаметр выходного сечения сопла; Nu – число Нуссельта. Для условий вынужденной конвекции при турбулентном импактном течении из круглого сопла число Нуссельта рассчитывали по критериальному соотношению [31, 32]:

$$Nu = C \cdot Re^m \cdot Pr^n, \quad (4)$$

где $C = 0,76$, $m = 0,6$, $n = 0,4$; Pr – число Прандтля (для воздуха при 30 °С $Pr = 0,7$; для воды при 10 °С $Pr = 9,45$); Re – число Рейнольдса:

$$Re = \frac{VD \cos \theta}{S_{\text{сопл}} \nu}, \quad (5)$$

где V – объемный расход хладагента; θ – угол наклона струи к поверхности; $S_{\text{сопл}}$ – площадь выходного сечения; ν – кинематическая вязкость хладагента.

Для оценки влияния интенсивности теплоотвода на механические характеристики использовали серию образцов из алюминиевой бронзы БрАМц9-2, параметры которых приведены в табл. 2.

Подготовка образцов и методы исследования

Перед вырезанием образцов обработанные заготовки исследовали на установке рентгеновского контроля YXLON Cheetah EVO (Comet Yxlon, Германия) для определения места вырезания образцов, не содержащего макродефектов и чужеродных частиц, например фрагментов подложки, замешавшихся в зону перемешивания при слишком глубоком проникновении инстру-

мента. Из обработанных заготовок на электроэрозионном станке DK7750 (Suzhou Simos CNC Technology Co., Ltd., Китай) вырезали образцы двух ориентаций: поперечные шлифы размером 20×5 мм для металлографических исследований и измерения микротвердости (рис. 1, поз. 3), продольные образцы для трибологических испытаний по схеме «палец – диск» в виде цилиндрических столбиков сечением 3×10 мм (рис. 1, поз. 4) и лопатки для одноосного растяжения толщиной 3 мм с рабочей длиной 12 мм (рис. 1, поз. 5).

Поверхность поперечных шлифов подготавливали последовательной шлифовкой абразивной бумагой с зернистостью от 180 до 2000, полировкой алмазной пастой зернистостью 1/0 и химическим травлением в растворе следующего состава: 10 мл HCl + 1 г FeCl₃ + 20 мл H₂O. Микроструктуру изучали на оптическом микроскопе «Альтами МЕТ 1С» (ООО «Альтами», Россия), лазерном конфокальном сканирующем микроскопе Olympus LEXT OLS4100 (Olympus Corporation, Япония) и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss LEO EVO 50 (Carl Zeiss AG, Германия) с приставкой энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) (Oxford Instruments, Великобритания). Средний размер зерен определяли методом секущих на металлографических изображениях поперечных сечений.

Механические испытания на одноосное статическое растяжение проводили на универсальной машине UTC 110M-100 (Testsystems, Россия) при скорости движения траверсы 1 мм/мин. Профили микротвердости регистрировали по линии, равноудаленной от лицевой поверхности и корня обработанной зоны, с шагом 0,5 мм при нагрузке 4,9 Н и длительности выдержки 10 с на приборе ТБМ 5215A Tochline («Точприбор», Россия).

Таблица 2

Table 2

Характеристики образцов для оценки интенсивности теплоотвода Characteristics of specimens for evaluation of cooling intensity

Образец	Сплав	$F_{\text{вн}}$, кН	$F_{\text{об}}$, кН	Охлаждение	V , л/мин	q , кДж/с
А-4	БрАМц9-2	15,2	13,2	воздушное	40	0,16
А-5				водяное	7	29,8
А-6					13	43,2
А-7					20	55,9

Результаты и их обсуждение

Алюминиевая бронза БрАМц9-2

Анализ поперечных сечений образцов алюминиевой бронзы БрАМц9-2 после ФПО выявил наличие локальных термических повреждений на лицевой стороне и точечных несплошностей в объеме зоны перемешивания (ЗП). Характерной особенностью явилось замешивание фрагментов материала подложки, образование интерметаллидных включений и механически перемешанных переходных слоев в нижней части ЗП (рис. 2, а–в, поз. 3), обусловленное вертикальным люфтом инструмента. При этом перенос материала инструмента в ЗП оставался незначительным вследствие высокой пластификации материала заготовок и избыточного налипания обрабатываемого материала на его рабочую поверхность. Основная концентрация несплошностей зафиксирована вблизи границы раздела с подложкой, в окрестности крупных включений

материала подложки и в приповерхностных областях ЗП (рис. 2, а–в, поз. 2). Наибольшая плотность дефектов отмечена в образце А-2 ($F_{об} = 16,7$ кН) (рис. 2, б), тогда как образец А-1 ($F_{об} = 15,7$ кН) характеризовался минимальной дефектностью и минимумом замешанного в него материала подложки (рис. 2, а).

Результаты рентгенофазового анализа (рис. 2, г) свидетельствуют о возрастании объемной доли интерметаллидной фазы β -Cu₃Al по сравнению с исходным состоянием, а также о появлении γ -фазы Cu₉Al₄, образование которой характерно для эвтектоидного распада β -Cu₃Al по схеме $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ при температуре примерно 565 °С.

Над основной ЗП в обработанных образцах идентифицирована зона перемешивания, образованная вращением плечевой части инструмента (ЗПП). Для металла этой зоны характерно наличие зерен β -фазы, вытянутых вдоль направления течения металла от вращения плеч. Ближе

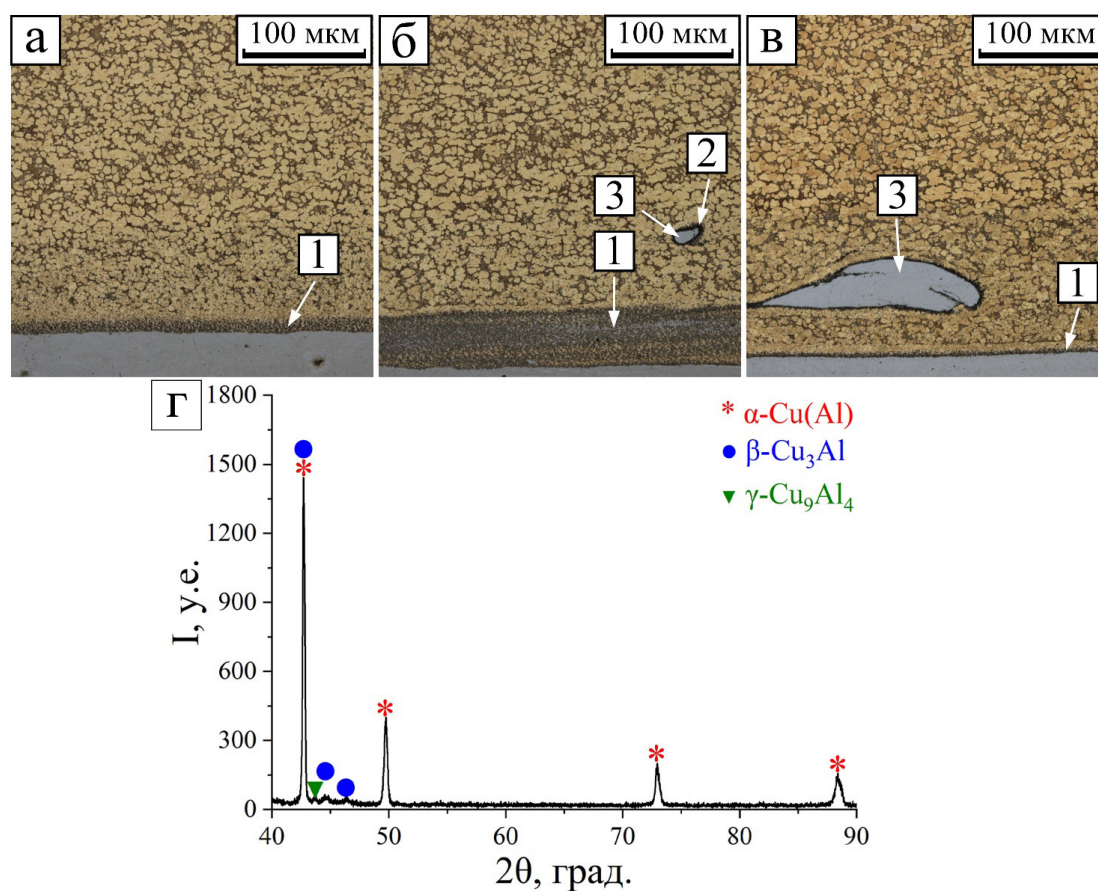


Рис. 2. Оптические изображения макроструктуры (а–в) и дифрактограмма (г) образцов А-1 (а, г), А-2 (б) и А-3 (в)

Fig. 2. Optical micrographs of macrostructure (a–в), and X-ray diffraction pattern (г) of specimens A-1 (а, г), A-2 (б), and A-3 (в)

к верхней части шва и преимущественно с наступающей стороны шва можно наблюдать равноосные зерна твердого раствора $\alpha\text{-Cu(Al)}$ – их размер меньше, чем у зерен неправильной формы в оставшейся части шва. Притом что средний размер зерен бронзы в состоянии поставки был 77 ± 7 мкм, средние размеры зерен в ЗП образцов А-1, А-2 и А-3 составили $5,1 \pm 0,9$, $5,7 \pm 0,9$ и $5,4 \pm 0,7$ мкм соответственно (рис. 2, а–в).

Повышение величины погружной силы $F_{об}$ с 15,7 до 16,7 кН сопровождалось нежелательным проникновением инструмента в подложку, захватом нержавеющей стали и соответствующим увеличением ширины переходного слоя на границе с подложкой с 9,5 до 38 мкм (рис. 2, а, б, поз. 1). Дальнейшее увеличение $F_{об}$ до 18,6 кН привело к сужению переходного слоя до 5,3 мкм (рис. 2, в, поз. 1), однако при этом дополнительно увеличилась глубина проникновения инструмента в подложку, объемы замешанного материала подложки (рис. 2, в, поз. 3) и степень вытеснения материала заготовки инструментом, обусловившая уменьшение высоты ЗП. Картирование методом ЭДС подтвердило преобладание элементов, входящих в состав бронзы, в переходных слоях (рис. 3).

Для уменьшения толщины переходного слоя необходима повышенная жесткость инструмента в отношении его изгиба вдоль вертикальной оси, а также применение рабочего выступа с винтовым профилем при угле наклона менее 1° от нормали к поверхности заготовки.

Высота ЗПП оставалась практически неизменной с ростом $F_{об}$, ширина ЗП сокращалась, а ширина зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) увеличивалась преимущественно с отступающей стороны (рис. 2, а–в). ЗТМВ характеризуется наличием вытянутых зерен, а микроструктура ЗТВ подобна микроструктуре основного металла, но с большим количеством β -фазы. Поскольку в медных сплавах ЗТМВ, как правило, является ослабленной зоной и характеризуется пониженными по сравнению с ЗП значениями твердости, то увеличение ее ширины при увеличении осевого усилия расценивается как вредное с точки зрения равнопрочности соединения.

Уровни микротвердости в ЗП образцов А-1, А-2 и А-3 превысили исходный уровень на 6,3, 3,8 и 7,1 % соответственно (рис. 4, б), что, вероятно, обусловлено упрочнением по механизму Холла – Петча за счет значительного уменьшения

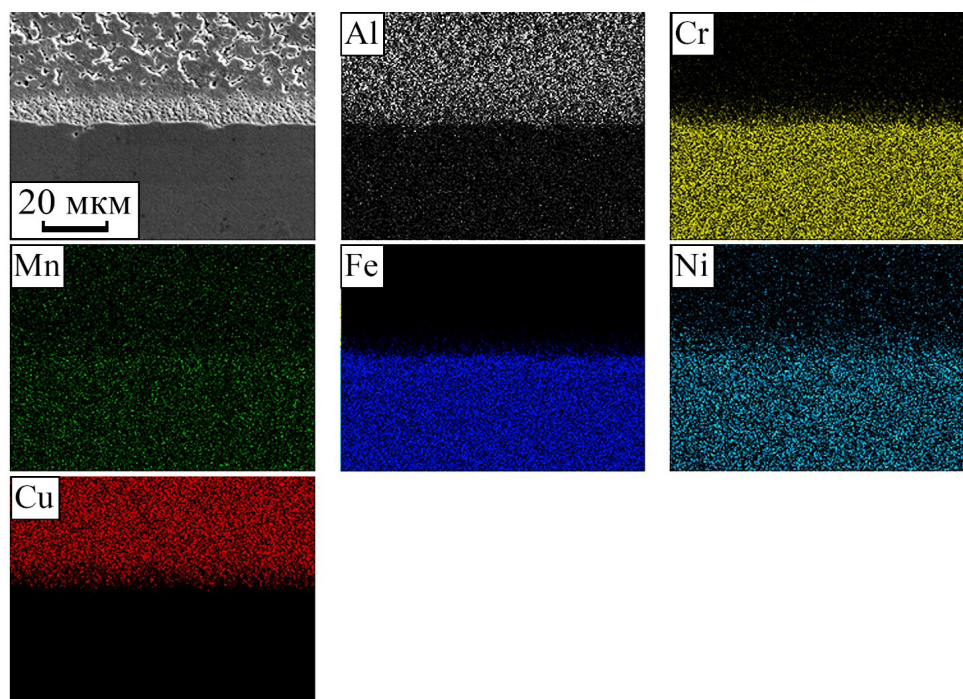


Рис. 3. СЭМ-изображение нижней части зоны перемешивания образца А-1 с переходным слоем и ЭДС-карты распределения элементов

Fig. 3. SEM image of the lower part of the stir zone in specimen A-1 with a transition layer and EDS elemental distribution maps

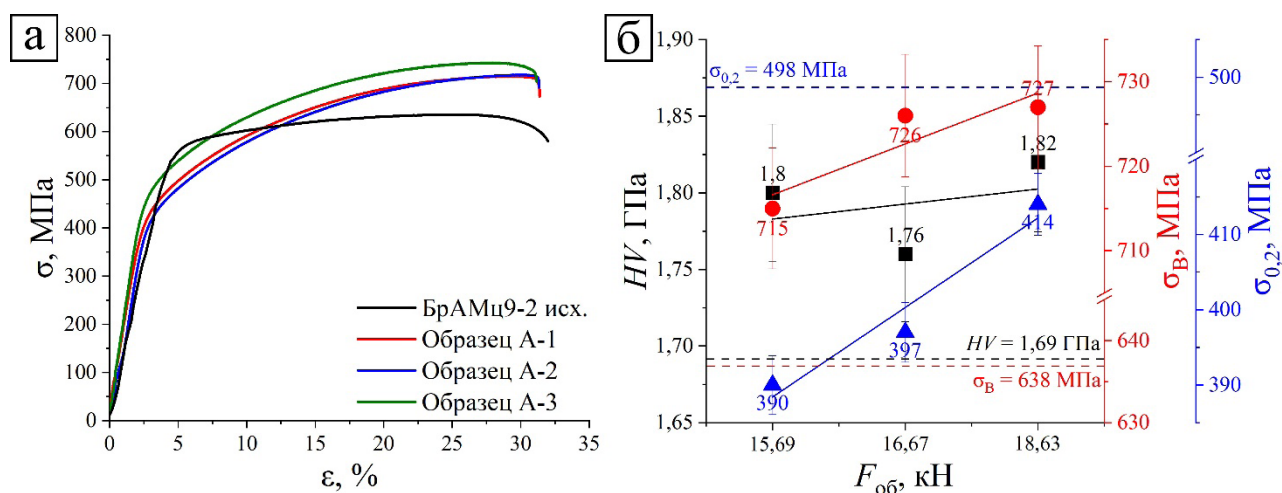


Рис. 4. Диаграммы растяжения (а) и механические характеристики (б) образцов А-1, А-2 и А-3

Fig. 4. Stress-strain curves (a) and mechanical properties (b) of specimens A-1, A-2, and A-3

размеров рекристаллизованных зерен. Испытания на квазистатическое одноосное растяжение продемонстрировали, что предел прочности σ_B этих образцов улучшился на 11, 12 и 12 % соответственно. При этом значения предела текучести $\sigma_{0.2}$ снизились на 28, 25 и 20 % (рис. 4).

Оловянистая бронза БрОФ6,5-0,15

Зона перемешивания оловянистой бронзы БрОФ6,5-0,15 в отличие от БрАМц9-2 не содержит крупных замешанных инструментом фрагментов подложки, несмотря на некоторое замешивание нержавеющей стали в корневой области (рис. 5). На границе ЗП с отступающей стороны между слоями переносимого материала зафиксированы отслоения, наиболее выраженные в образце О-2 ($F_{об} = 14,7$ кН) (рис. 5, б, поз. 1). Микроструктура ЗП характеризуется формированием структуры типа «луковые кольца» – чередующихся концентрических слоев, типичных для ядра (nugget) ЗП материалов после ФПС и ФПО. Средний размер зерен в образцах О-1 и О-2 составил $5,5 \pm 1,5$ и $7,7 \pm 3,1$ мкм соответственно. Наряду с этим отчетливо наблюдается присутствие ЗТВ, тогда как ЗТМВ отсутствует.

Такая особенность является характерной для ФПО медных сплавов. Для формирования отчетливо различимой ЗТМВ необходимо формирование значительной доли зерен вторичных фаз и интерметаллидных включений, что обычно происходит вследствие меньшей интенсивности деформационно-индуцированного растворения частиц в этой зоне.

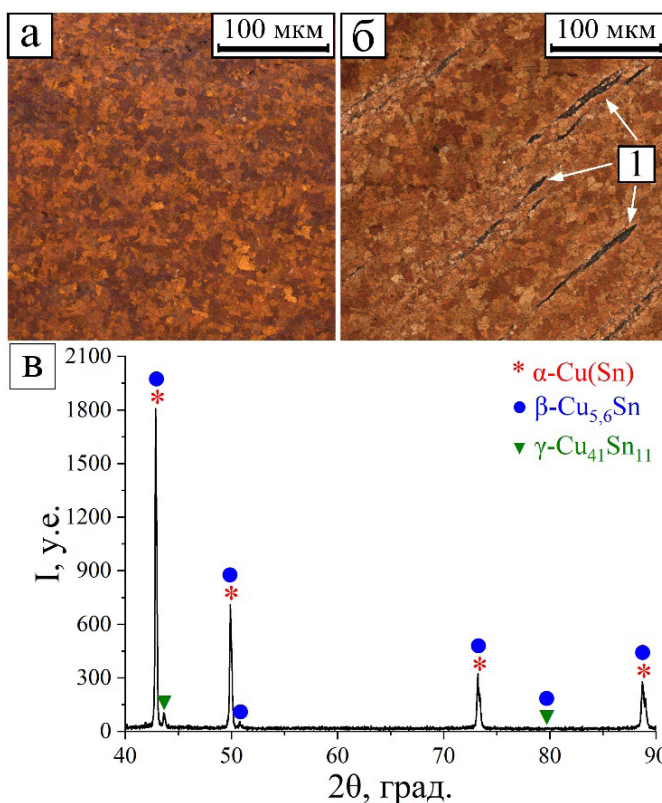


Рис. 5. Оптические изображения макроструктуры (а, б) и дифрактограмма (в) образцов О-1 (а) и О-2 (б, в)

Fig. 5. Optical images of macrostructure (a, б) and X-ray diffraction pattern (в) of specimens O-1 (a) and O-2 (б, в)

Рентгенофазовый анализ (рис. 5, в) позволил идентифицировать наряду с исходным α -твердым раствором Cu(Sn) присутствие таких фаз, как β -Cu_{5,6}Sn и метастабильная γ -Cu₄₁Sn₁₁. ОЦК-фаза β -Cu_{5,6}Sn образуется в интервале тем-

ператур 586...798 °С по перитектической реакции $L + \alpha\text{-Cu}$ и при дальнейшем охлаждении распадается по реакции $\beta \rightarrow \alpha\text{-Cu} + \gamma$. В свою очередь, при 520 °С происходит еще один распад по реакции $\gamma \rightarrow \text{Cu} + \varepsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$.

Увеличение осевого усилия прижима с $F_{об} = 14,7$ кН (О-1) до 15,7 кН (О-2) сопровождалось снижением уровня средней микротвердости в ЗП на 5,9 и 9,0 % соответственно относительно исходной бронзы (рис. 6, б), при этом уменьшил-

ся разброс чисел микротвердости по ширине ЗП. Пределы прочности и текучести после ФПО снизились: σ_B уменьшился в 1,58 и 1,60 раза, $\sigma_{0,2}$ – в 2,4 и 2,5 раза для О-1 и О-2 соответственно, тогда как относительное удлинение возросло в 3,3 и 3,5 раза (рис. 6). Подобное поведение может быть обусловлено разупрочнением за счет рекристаллизации зерен (снятие наклепа) и перестаривания интерметаллидных фаз по сравнению с исходным состоянием поставки.

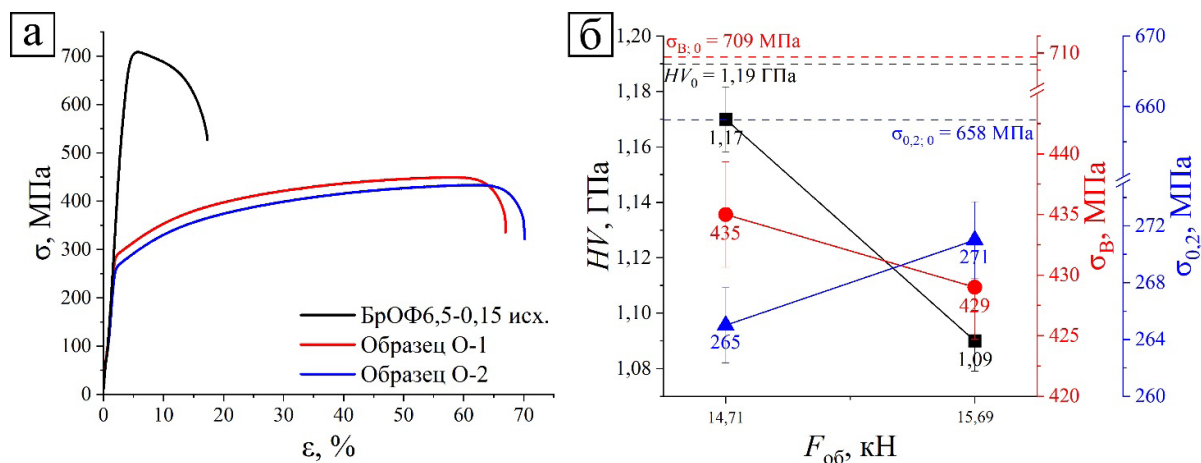


Рис. 6. Диаграммы растяжения (а) и механические характеристики (б) образцов О-1 и О-2

Fig. 6. (a) Stress-strain curves and (b) mechanical properties of specimens O-1 and O-2

Кремнемарганцевая бронза БрКМц3-1

ФПО на кремнемарганцевой бронзе БрКМц3-1 привела к тому, что средний продольный размер зерен исходного металла стал больше поперечного размера и составлял 409 ± 82 мкм. После обработки при $F_{об} = 22,6$ и 26,0 кН (образцы К-1 и К-2) средний размер зерен сократился до 16 ± 6 и 17 ± 6 мкм соответственно, а их форма приблизилась к равноосной (рис. 7, а, б). Аналогично БрОФ6,5-0,15 в образцах рассматриваемого сплава отчетливо наблюдалась ЗТВ с зернами промежуточного размера, но не было заметно наличие ЗТМВ. Рентгенофазовый анализ показал, что структура представлена зернами твердого раствора $\alpha\text{-Cu}(\text{Mn})$ (рис. 7, в): согласно равновесной диаграмме Cu-Si , при содержании кремния ~2,9 вес. % формирование интерметаллидных фаз маловероятно.

ФПО кремнемарганцевой бронзы БрКМц3-1 также привела к заметному разупрочнению материала зоны перемешивания. При исходной микротвердости в состоянии поставки 1,73 ГПа

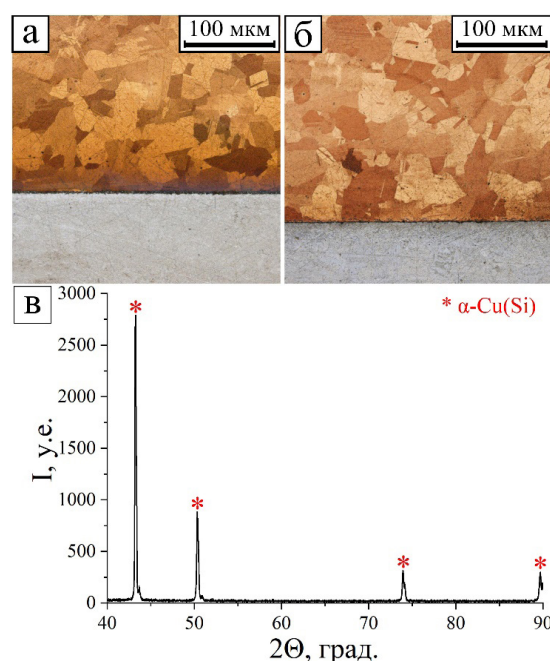


Рис. 7. Оптические изображения макроструктуры (а, б) и дифрактограмма (в) образцов К-1 (а) и К-2 (б, в)

Fig. 7. Optical micrographs of macrostructure (a, б) and X-ray diffraction pattern (в) of specimens K-1 (а) and K-2 (б, в)

числа микротвердости для К-1 и К-2 составили 0,98 и 1,07 ГПа. Предел прочности снизился с 605 МПа до 410 и 413 МПа, предел текучести – с 552 МПа до 205 и 200 МПа (рис. 8). Наблюдаемое снижение обусловлено укрупнением зерен и падением дислокационной плотности [33] в результате динамической рекристаллизации, характерной для условий ФПО.

Латунь Л63

Исходная двухфазная латунь Л63 характеризовалась вытянутыми зернами с продольным размером 217 ± 43 мкм. Под действием интенсивной пластической деформации и динамической рекристаллизации размеры зерен в образцах Л-1, Л-2 и Л-3 ($F_{об} = 15,7, 17,7$ и $18,6$ кН) сократились до $2,8 \pm 0,4, 3,3 \pm 0,5$ и $3,3 \pm 0,4$ мкм (рис. 9, а–в). В структуре идентифицирована ЗТМВ с измельченными зернами, вытянутыми по направлению течения материала вдоль ЗП.

Рентгенофазовый анализ (рис. 9, г) позволил обнаружить присутствие фазы $\text{Cu}_{0,64}\text{Zn}_{0,36}$ наряду с $\alpha\text{-Cu(Zn)}$, что свидетельствует о распаде $\beta\text{-CuZn}$ при охлаждении ниже 454°C .

Зернограничное упрочнение привело к росту микротвердости на 28, 30 и 26 % (рис. 10, б) и предела прочности на 3,7, 3,4 и 3,5 % (рис. 10). На участке деформационного упрочнения кривых растяжения всех образцов наблюдался эффект прерывистой текучести Портевена – Ле Шателье, проявляющийся за счет явления динамического старения (рис. 10, а).

Особенности деформационного поведения медных сплавов при ФПО

Взаимодействие между инструментом и металлом заготовки в ходе ФПО характеризуется сложным характером распределения напряжений, градиентами температур и скоростей деформации, а также наличием квазивязкого течения и адгезионного переноса. При этом вокруг инструмента формируется слой пластифицированного металла, в котором реализуется интенсивная пластическая деформация, эквивалентная деформации ϵ от 9 до 30 [34]. Перенос материала осуществляется преимущественно адгезионным механизмом по контуру инструмента в сочетании с послойным экструзионным течением. Этот процесс включает в себя деформационное дробление исходных зерен, их динамическую рекристаллизацию, потерю сдвиговой устойчивости и перенос в зону за инструментом. При этом возникает интенсивное диффузионное взаимодействие между материалом инструмента и пластифицированным металлом, что может приводить к изнашиванию инструмента [35].

При переносе в зону за инструментом пластифицированного материала он приваривается к предыдущему слою, и его течение останавливается. При этом происходит его окончательная (уже) статическая рекристаллизация и рост зерен. Вследствие интенсивного термического воздействия размер рекристаллизованных зерен возрастает до микрометрового масштаба, что делает корректную оценку эквивалентной дефор-

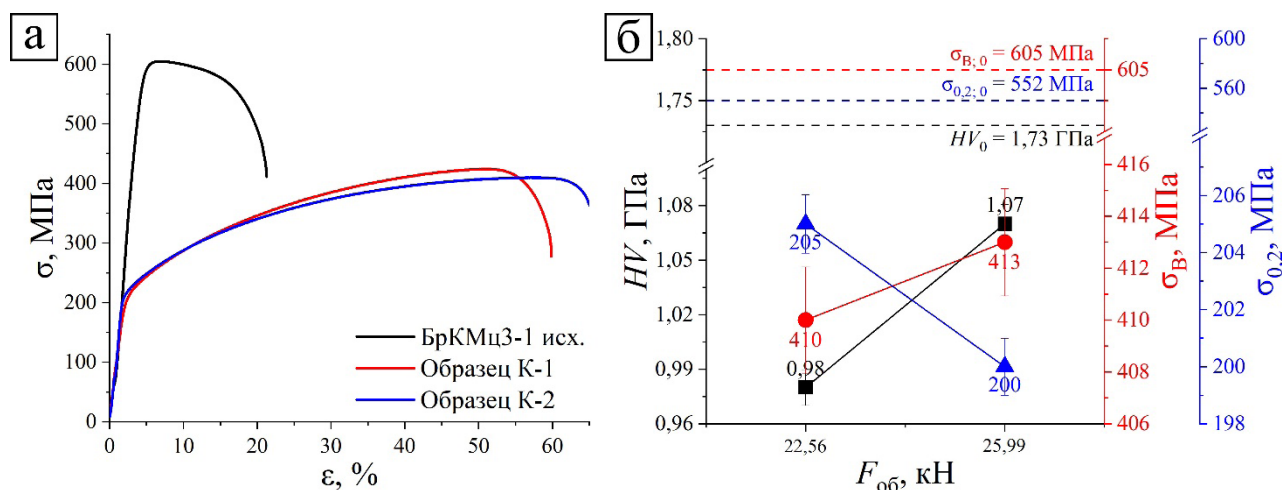


Рис. 8. Диаграммы растяжения (а) и механические характеристики (б) образцов К-1 и К-2

Fig. 8. Stress-strain curves (a) and mechanical properties (b) of specimens K-1 and K-2

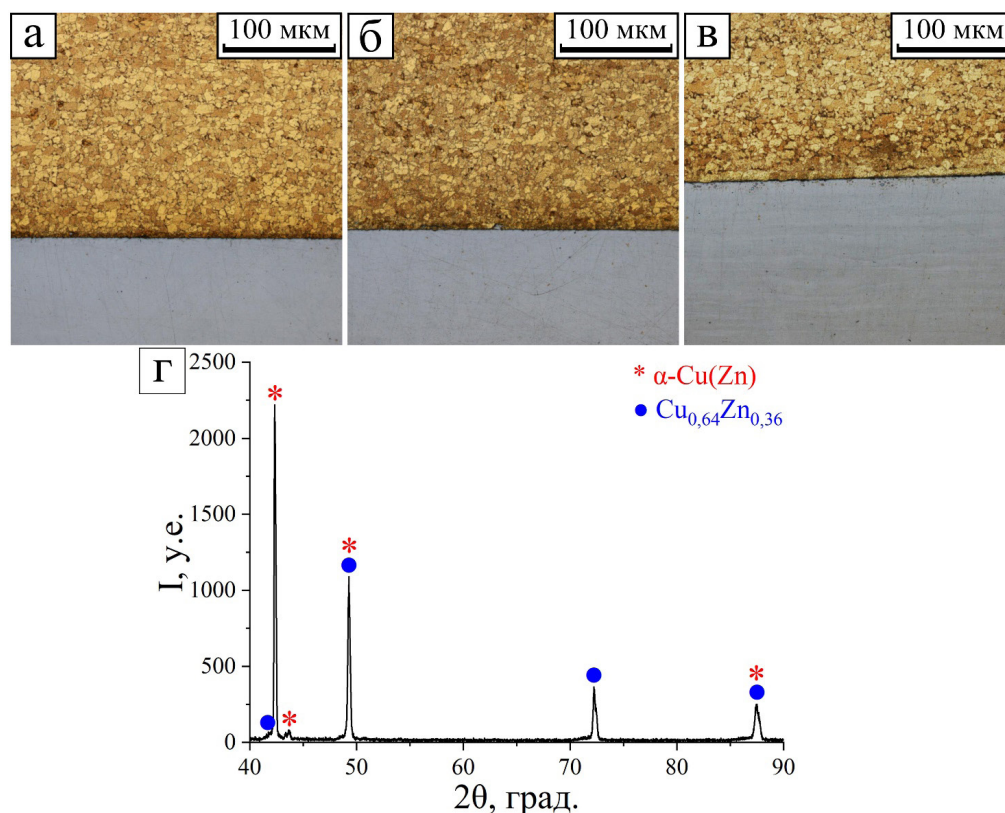


Рис. 9. Оптические изображения макроструктуры (а–в) и дифрактограмма (г) образцов Л-1 (а), Л-2 (б) и Л-3 (в, г)

Fig. 9. Optical micrographs of macrostructure (a–в) and X-ray diffraction pattern (г) of specimens L-1 (а), L-2 (б), and L-3 (в, г)

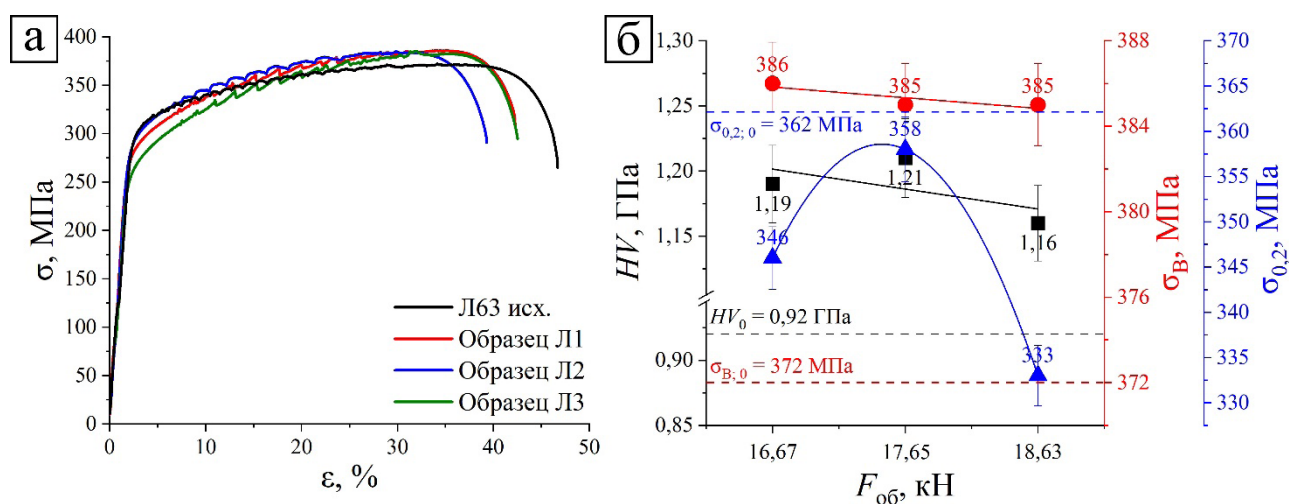


Рис. 10. Диаграммы растяжения (а) и механические характеристики (б) образцов Л-1, Л-2 и Л-3

Fig. 10. Stress-strain curves (а) and mechanical properties (б) of specimens L-1, L-2, and L-3

мации доступной лишь методами численного моделирования [34].

Принципиальным отличием медных сплавов от большинства других конструкционных материалов является то, что их высокая теплопроводность обеспечивает быстрое перерас-

пределение и отвод тепла по объему заготовки, тем самым влияя на протекание термически активируемых процессов, включая динамическую рекристаллизацию и выделение вторичных фаз. Это проявляется в характерном формировании ЗП, ширина которой сопоставима с диаметром

плечевой части инструмента практически по всей толщине обрабатываемого листа. Причем линии течения материала, типичные для алюминиевых и титановых сплавов (рис. 11, а), в медных сплавах (рис. 11, б), как правило, неразличимы. Образование типичной морфологии «луковых колец» (рис. 11, а, поз. 2), разделение на зону перемешивания пина (рис. 11, а, поз. 1)

и плеч (рис. 11, а, поз. 3) и формирование широкой зоны термомеханического воздействия (рис. 11, а, поз. 4) происходит редко. Среди исследованных материалов линии течения были идентифицированы лишь в БрОФ6,5-0,15. Высокая пластичность медных сплавов дополнительно облегчает послойное экструзионное течение вокруг инструмента (рис. 11, б).

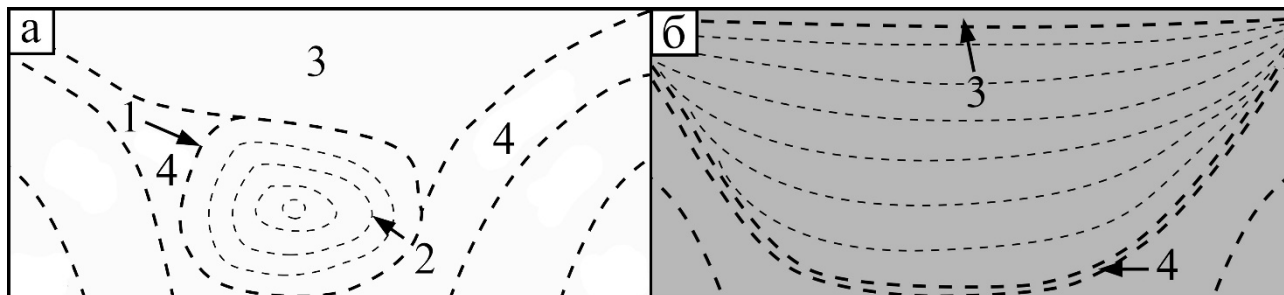


Рис. 11. Сравнительная схема структурообразования в алюминиевых (а) и медных (б) сплавах после фрикционной перемешивающей обработки

Fig. 11. Comparative schematic of structure formation in aluminum alloys (a) and copper alloys (b) after friction stir processing

Роль интенсивности теплоотвода (на примере БрАМц9-2)

Серия экспериментов на образцах А-4–А-7 (табл. 2) позволила оценить влияние скорости теплоотвода на их поведение под механической нагрузкой. Установлено следующее: несмотря на то что было достигнуто некоторое упрочнение обработанного материала по сравнению с исходной бронзой, увеличение скорости теплоотвода в ходе ФПО сопровождалось снижением уровня механических свойств, в частности пределов прочности и пластичности. Максимальное значение $\sigma_{0,2} = 559$ МПа было получено на образце А-4 после ФПО с охлаждением в воздушном потоке. Переход к охлаждению водой (А-5) привел к падению $\sigma_{0,2}$ до уровня 475 МПа, но последующее увеличение расхода воды и соответственно скорости теплоотвода обусловило постепенный рост предела текучести до 520 МПа, как для образца А-7 (рис. 12).

Влияние теплопроводности и режима охлаждения на зеренную структуру

Вследствие высокой теплопроводности медных сплавов при малой толщине заготовки (2...2,5 мм) пониженное осевое усилие провоцирует дефектообразование в ЗП. Для его предот-

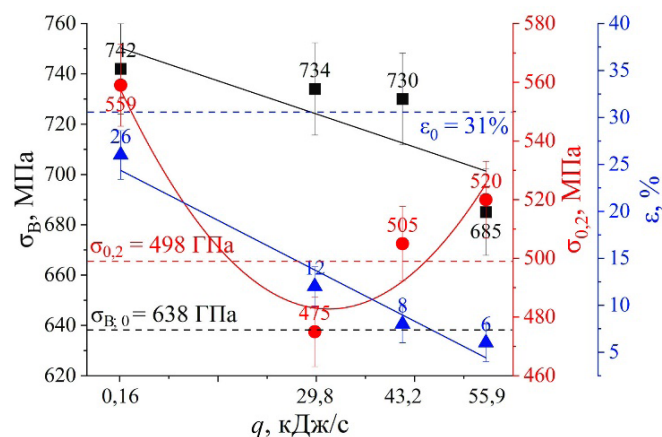


Рис. 12. Зависимость механических характеристик сплава БрАМц9-2 от интенсивности теплоотвода при фрикционной перемешивающей обработке

Fig. 12. Dependence of mechanical properties of the 89Cu-9Al-2Mn alloy on cooling intensity during friction stir processing

вращения необходимо повышение $F_{об}$, при этом переход от воздушного к водяному охлаждению требует дополнительного увеличения усилия: для БрОФ6,5-0,15 – на 19 %, для Л63 – на 24 %, для БрАМц9-2 – на 111 %.

ФПО с воздушным охлаждением приводит к формированию тонкой слабовыраженной ЗПП или к ее полному отсутствию (рис. 13, а, б, поз. 1) вследствие соответствующего понижения тем-

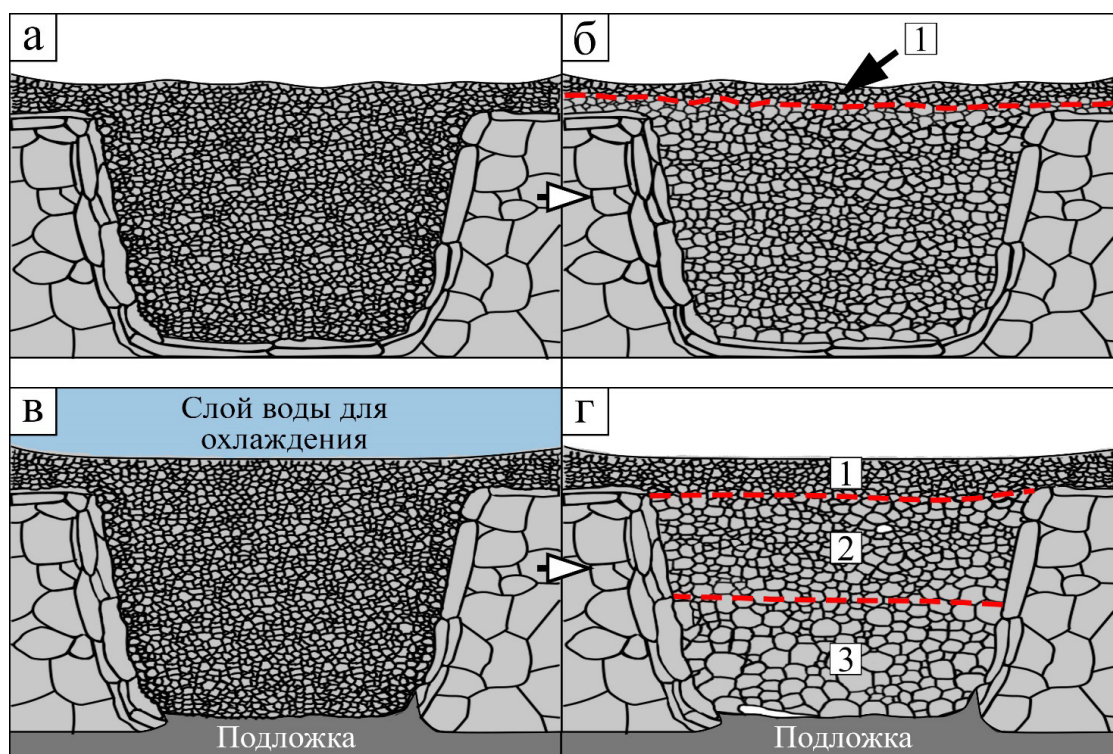


Рис. 13. Схема эволюции зеренной структуры медных сплавов при ФПО с воздушным (а, б) и водяным (в, г) охлаждением в процессе рекристаллизации (а, в) и после ее завершения (б, г)

Fig. 13. Schematic of grain structure evolution in copper alloys during FSP with air cooling (а, б) and water cooling (в, г): during recrystallization (а, в); after its completion (б, г)

пературы пластифицированного металла. Водяное же охлаждение обуславливает выраженную дифференциацию морфологии зерен в условных верхней (рис. 13, г, поз. 1), средней (рис. 13, г, поз. 2) и нижней (рис. 13, г, поз. 3) частях ЗП.

Процесс динамической рекристаллизации включает в себя этап пластической деформации медных сплавов в процессе ФПО и поэтому зависит от уровня энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Так, несмотря на смешанный механизм рекристаллизации для всех медных сплавов, для бронз БрАМц9-2, БрОФ6,5-0,15 и БрКМц3-1 с пониженной ЭДУ характерно преобладание прерывистой рекристаллизации, вызванной высокой плотностью неаннигилированных дислокаций. В итоге происходит формирование неоднородной структуры. В свою очередь, более высокая ЭДУ, характерная для латуней, обеспечивает формирование более однородной ультрамелкозернистой структуры [36, 37].

В процессе статической рекристаллизации интенсивное водяное охлаждение лицевой поверхности подавляет рост рекристаллизованных зерен в верхней части ЗП, обеспечивая более

мелкозернистую структуру и проявление ЗПП. Напротив, у корня обработанной зоны рост рекристаллизованных зерен продолжается в условиях замедленного теплоотвода. Этот эффект наиболее ярко выражен в сплавах с пониженным коэффициентом теплопроводности λ , для которых остывание обработанного объема протекает менее равномерно. В сплавах с более высокой теплопроводностью данный градиент выражен слабее; однако присутствие замешанного материала подложки у корня дополнительно замедляет рекристаллизацию, увеличивая локальный размер зерен (рис. 14, г). В образцах после ФПО при протекании статической рекристаллизации именно этот эффект оказывается более значимым, чем эффект от ЭДУ и типа рекристаллизации.

Количественно данная тенденция отражается в зависимостях размера зерен d от коэффициента теплопроводности λ сплавов: в образцах с водяным охлаждением рост λ сопровождается уменьшением d в средней и нижней частях ЗП (рис. 14, б, зоны 2, 3); воздушное охлаждение в сочетании с высокой теплопроводностью также

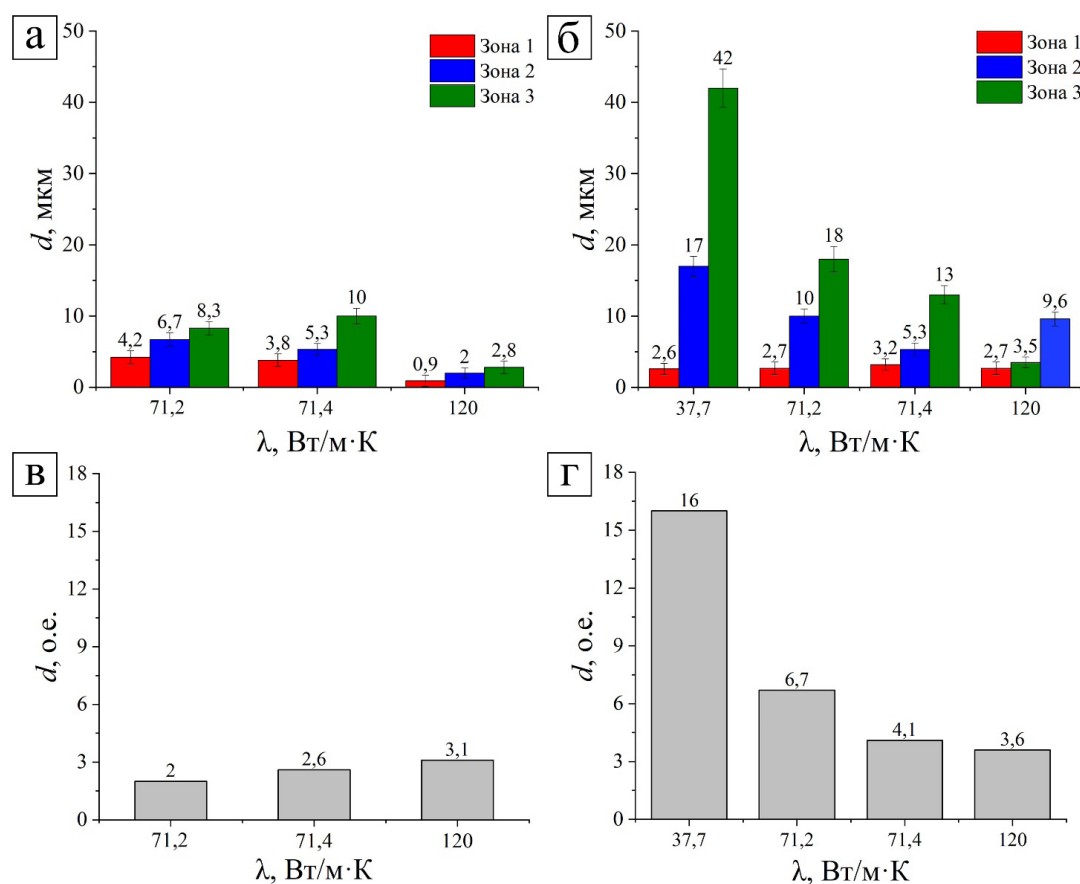


Рис. 14. Зависимости размера зерен от коэффициента теплопроводности сплавов (а, б) и относительное изменение размера зерен по высоте зоны перемешивания (в, г) после ФПО с воздушным (а, в) и водяным (б, г) охлаждением

Fig. 14. Grain size dependence on the thermal conductivity of the alloys (а, б) and relative grain size variation along the stir zone height (в, г) after FSP with air cooling (а, в) and water cooling (б, г)

ведет к измельчению зерен, преимущественно в верхней части ЗП (рис. 14, а). Этим же объясняется немонотонный характер зависимости предела текучести от скорости теплоотвода, зафиксированный при варьировании интенсивности охлаждения (рис. 11).

Закключение

В результате проведения комплексного исследования влияния однопроходной фрикционной перемешивающей обработки с принудительным охлаждением потоками воздуха и воды на структурно-фазовое состояние и механические характеристики промышленных медных сплавов БрАМц9-2, БрОФ6,5-0,15, БрКМц3-1 и Л63 установлено следующее.

1. Во всех исследованных сплавах ФПО обеспечивает формирование рекристаллизованной

мелкозернистой структуры с преимущественно равноосной формой зерен. Среди рассмотренных материалов наиболее выраженный положительный эффект упрочнения при ФПО продемонстрирован на образцах алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и латуни Л63, которые показали увеличение значений микротвердости HV и предела прочности σ_B : в БрАМц9-2 – до 1,82 и 727 МПа соответственно (что превышает значения характеристик исходной бронзы на 7 и 12 % соответственно), в Л63 – до 1,19 и 386 МПа соответственно (что превышает значения аналогичных характеристик исходной латуни на 22 и 4 % соответственно).

2. Изменение интенсивности активного водяного охлаждения в процессе ФПО приводило к постепенному снижению пластичности (с 12 до 6 %) и предела прочности образцов (с 734 до 685 МПа), а также к возрастанию их предела

текучести (с 475 до 520 МПа). Однако наибольшее его значение (559 МПа) характерно после ФПО с воздушным охлаждением и, как следствие, наименьшим теплоотводом.

3. Установлено, что ФПО с воздушным охлаждением приводит к более равномерному распределению размеров зерен в ЗП по сравнению с ФПО с водяным охлаждением, после которой обнаружена выраженная неоднородность размера зерен по толщине ЗП. У корня обработанной зоны зерна крупнее, чем у лицевой ее части, в 4...16 раз. Такое распределение наиболее отчетливо наблюдается после ФПО бронзы БрКМц3-1 с наименьшей теплопроводностью ($\lambda = 37,7$ Вт/м·К) и усиливается при применении водяного охлаждения. Физическая причина заключается в наличии температурного градиента и соответственно скоростей роста рекристаллизованных зерен: у охлаждаемой поверхности рост зерен быстро прекращается, тогда как у корня продолжается вследствие недостаточно высокой скорости охлаждения через материал с низкой теплопроводностью. Таким образом, повышенная теплопроводность медных сплавов является фактором, способствующим формированию более гомогенной зеренной структуры в зоне перемешивания, в особенности при обработке без принудительного охлаждения.

Список литературы

1. Corrosion of copper alloys in KOH, NaOH, NaCl, and HCl electrolyte solutions and its impact to the mechanical properties / I. Hamidah, A. Solehudin, A. Hamdani, L. Hasanah, K. Khairurrijal, T. Kurniawan, R. Mamat, R. Maryanti, A.B.D. Nandiyanto, B. Hammouti // *Alexandria Engineering Journal*. – 2021. – Vol. 60 (2). – P. 2235–2243. – DOI: 10.1016/j.aej.2020.12.027.
2. Improvement of properties of aluminum bronze CuAl₇Mn₃ by heat treatments / D.C. Achitei, P. Vizureanu, A.A. Minea, M.M.A.B. Abdullah, M.G. Minciună, A.V. Sandu // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 657. – P. 412–416. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.657.412.
3. Enhanced mechanical and electrical properties of in situ synthesized nano-tungsten dispersion-strengthened copper alloy / T. Lu, C. Chen, P. Li, Ch. Zhang, W. Han, Y. Zhou, C. Suryanarayana, Zh. Guo // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 799. – P. 140161. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140161.
4. Features of microstructure and texture formation of large-sized blocks of C11000 copper produced by

electron beam wire-feed additive technology / K. Osipovich, A. Vorontsov, A. Chumaevskii, E. Moskvichev, I. Zakharevich, A. Dobrovolsky, A. Sudarikov, A. Zyкова, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (3). – P. 814–832. – DOI: 10.3390/ma15030814.

5. Research of microstructure, friction and wear on siliconized aluminum-bronze with different silicon powder ratio / F. Tian, C. Wu, B. Zhu, L. Wang, Y. Liu, Y. Zhang // *Frontiers in Materials*. – 2021. – Vol. 7. – P. 620500. – DOI: 10.3389/fmats.2020.620500.

6. Ferreira L.F.P., Bayraktar E., Miskioglu I. Design of hybrid composites from scrap aluminum bronze chips // *Mechanics of Composite and Multifunctional Materials*. – 2017. – Vol. 7. – P. 131–138. – DOI: 10.1007/978-3-319-41766-0_15.

7. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu–Ni alloys // *Wear*. – 1982. – Vol. 75. – P. 205–220. – DOI: 10.1016/0043-1648(82)90149-1.

8. Venkataraman B., Sundararajan G. The sliding wear behaviour of Al–SiC particulate composites. II. The characterization of subsurface deformation and correlation with wear behavior // *Acta Materialia*. – 1996. – Vol. 44. – P. 461–473. – DOI: 10.1016/1359-6454(95)00218-9.

9. Effects of alloying, heat treatment and nanoreinforcement on mechanical properties and damping performances of Cu–Al-based alloys: A review / L. Yang, X. Jiang, H. Sun, Z. Shao, Y. Fang, R. Shu // *Nanotechnology Reviews*. – 2021. – Vol. 10. – P. 1560–1591. – DOI: 10.1515/ntrev-2021-0101.

10. A review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods / A.P. Zyкова, S.Y. Tarasov, A.V. Chumaevskiy, E.A. Kolubaev // *Metals*. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 772–812. – DOI: 10.3390/met10060772.

11. Microstructure and wear characterization of rice husk ash reinforced copper matrix composites prepared using friction stir processing / I. Dinaharan, K. Kalaiselvan, E.T. Akinlabi, J.P. Davim // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 718. – P. 150–160. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.117.

12. Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N. Producing high-strength materials by friction stir processing // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053. – P. 040036. – DOI: 10.1063/1.5084474.

13. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Çam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D.P. Field, J.D. Robson, A. Deschamps, P.J. Withers // *Progress in Materials Science*. – 2021. – Vol. 117. – P. 100752. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100752.

14. Effect of friction stir welding heat input on the microstructure and tensile properties of Cu–Zn alloy containing disordered β phase / A. Rahimzadeh,



A. Heidarzadeh, A. Mohammadzadeh, G. Moeini // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9 (5). – P. 11154–11161. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.08.010.

15. Arulmoni V.J., Ranganath M.S., Mishra R.S. Friction stir processed copper: a review // International Research Journal of Sustainable Science & Engineering. – 2015. – Vol. 3 (8). – P. 1–11.

16. Narender M., Manoj A., Jakirahamed A.D. Study on defects repairing using friction stir technologies // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 44 (1). – P. 2373–2379. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.441.

17. Production of Al–Sn bearing material by friction stir processing technique: structural evaluation and mechanical property / M. Kasraie, M. Hosseini, H. Danesh-Manesh, M. Abbasi // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6 (2). – P. 026503. – DOI: 10.1088/2053-1591/aaea2f.

18. Effects of the processing parameters of friction stir processing on the microstructure, hardness and tribological properties of SnSbCu bearing alloy / B. Leszczyńska-Madej, M. Madej, J. Hrabia-Wisnios, A. Węglowska // Materials. – 2020. – Vol. 13 (24). – P. 5826–5841. – DOI: 10.3390/ma13245826.

19. Черемнов А.М. Закономерности формирования структуры и свойств медных сплавов трибологического назначения в условиях квазивязкого течения при фрикционной перемешивающей обработке: дис. ... канд. техн. наук. – Томск, 2026. – 155 с.

20. Cartigueyen S., Mahadevan K. Role of friction stir processing on copper and copper based particle reinforced composites – a review // Journal of Materials Science & Surface Engineering. – 2015. – Vol. 2 (2). – P. 133–145.

21. Iwaszko J. New trends in friction stir processing: rapid cooling – a review // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2022. – Vol. 75. – P. 1681–1693. – DOI: 10.1007/s12666-022-02552-2.

22. Critical review on advanced cooling strategies in friction stir processing for microstructural control / M.S. Patel, R.J. Immanuel, A. Rahaman, M.F. Khan, M. Jouiad // Crystals. – 2024. – Vol. 14 (7). – P. 655–678. – DOI: 10.3390/cryst14070655.

23. Sree Sabari S., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Influences of tool traverse speed on tensile properties of air cooled and water cooled friction stir welded AA2519-T87 aluminium alloy joints // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 237. – P. 286–300. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.015.

24. Fratini L., Buffa G., Shivpuri R. Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58 (6). – P. 2056–2067. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.11.048.

25. Sedeghati A., Bouzary H. A study on the effect of cooling on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded AA5086 aluminum butt and lap joints // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. – 2017. – Vol. 233 (6). – P. 1156–1165. – DOI: 10.1177/1464420717726562.

26. High-temperature tensile properties of friction stir processed AA2024 aluminum alloy under varying in situ cooling conditions / E. Behtaripour, H.R. Jafarian, S.H. Seyedein, N. Park, A.R. Eivani // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 35. – P. 140–151. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.01.008.

27. Heterogeneous structure-induced strength and ductility synergy of α -brass subjected to rapid cooling friction stir welding / N. Xu, L. Chen, B.-k. Gu, Z.-k. Ren, Q.-n. Song, Y.-f. Bao // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2021. – Vol. 31 (12). – P. 3785–3799. – DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65764-3.

28. Xu N., Ueji R., Fujii H. Enhanced mechanical properties of 70/30 brass joint by rapid cooling friction stir welding // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 610. – P. 132–138. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.05.037.

29. An overview of friction stir processing of Cu–SiC composites: Microstructural, mechanical, tribological, and electrical properties / M.R. Akbarpour, H.M. Mirabad, F. Gazani, I. Khezri, A. Ahmadi Chadegani, A. Moeini, H.S. Kim // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 27. – P. 1317–1349. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.200.

30. The impact of welding heat input on microstructure, micro-texture, and mechanical properties of stir zone in friction stir welded DP600 steel / H. Ashrafi, M. Shamanian, M. Sanayei, F. Farhadi, J.A. Szpunar // Materials Today Communications. – 2023. – Vol. 37. – P. 107127. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.107127.

31. Колдин А.В., Платонов Н.И. Теплообмен при струйном охлаждении высокотемпературной поверхности // Вестник Челябинского государственного университета. – 2013. – № 25. – С. 48–51.

32. Zuckerman N., Lior N. Jet impingement heat transfer: physics, correlations, and numerical modeling // Advances in Heat Transfer. – 2006. – Vol. 39. – P. 565–631. – DOI: 10.1016/S0065-2717(06)39006-5.

33. General methodology to estimate the dislocation density from microhardness measurements / A.A.H. Ameri, N.N. Elewa, M. Ashraf, J.P. Escobedo-Diaz // Materials Characterization. – 2017. – Vol. 131. – P. 324–330. – DOI: 10.1016/j.matchar.2017.06.031.

34. On material flow in friction stir welded Al alloys / A. Tongne, C. Desrayaud, M. Jahazi, E. Feulvarch // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 239. – P. 284–296. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030.

35. *Liu F.C., Nelson T.W.* In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 354–364. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.147.
36. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys / A. Heidarzadeh, T. Saeid, V. Klemm, A. Chabok, Yu. Pei // *Materials and Design*. – 2019. – Vol. 162. – P. 185–197. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.050.
37. Driving forces of solid-state Cu-to-Cu direct bonding suppressing the work-hardening loss by refill friction stir spot welding / S. Lee, S. Baek, S.-J. Lee, C. Chen, M. Nishijima, K. Suganuma, H. Utsunomiya, N. Ma, H.-Y. Yu, D. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 915. – P. 147178. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.147178.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 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



Regularities of structure formation and evolution of mechanical properties of copper alloys under single-pass friction stir processing with controlled heat removal

Andrey Cheremnov^{a,*}, Andrey Chumaevskii^b, Evgeny Knyazhev^c, Sergei Tarasov^d, Evgeny Kolubaev^e

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Akademicheskyy ave, 2/4, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  clothoid@ispms.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>,  tsy@ispms.ru;

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 February 2026

Revised: 21 March 2026

Accepted: 23 March 2026

Available online: 15 June 2026

Keywords:

Friction stir processing

Copper alloys

Bronze

Brass

Dynamic recrystallization

Active cooling

Grain boundary strengthening.

Funding

The results were obtained under the state assignment for ISPMS SB RAS, Project No. FWRW-2026-0001.

ABSTRACT

Introduction. Friction stir processing (FSP) is recognized as a promising method for surface layer modification of structural copper-based alloys; however, the high thermal conductivity of this class of materials significantly complicates thermal cycle management and, consequently, microstructural control. The present work is devoted to a systematic study of the effect of controlled heat removal – both air cooling and water cooling – during single-pass FSP on the structural-phase state and the resulting mechanical properties of a series of commercial copper alloys. **The purpose of the study** is to establish the relationship between the intensity of forced cooling, the thermophysical properties of the alloys, and the resulting grain morphology in the stir zone, which determines the level of service properties of the processed materials. **Methods.** The following alloys were selected as research objects: 89 Cu–9 Al–2 Mn, 93.35 Cu–6.5 Sn–0.15 P, 96 Cu–3 Si–1 Mn, and 63 Cu–37 Zn. FSP was performed in a single pass on a specialized experimental setup at ISPMS SB RAS using a tool fabricated of the nickel-based superalloy ZhS6U. Active heat removal was realized by immersing the workpiece in flowing water, circulating coolant through the tool body, and directing a water jet into the contact zone; compressed air blowing was used as an alternative cooling scheme. Macro- and microstructure were investigated using optical metallography, scanning and transmission electron microscopy, X-ray diffraction analysis, and energy-dispersive spectroscopy. Mechanical properties were determined by Vickers microhardness measurements and uniaxial quasi-static tensile testing. **Results and Discussion.** It was established that, in all studied alloys, FSP leads to the formation of a recrystallized fine-grained structure with predominantly equiaxed grain morphology. The best process stability and the most pronounced strengthening were achieved for aluminum bronze 89 Cu–9 Al–2 Mn and brass 63 Cu–37 Zn: microhardness, and ultimate tensile strength for 89 Cu–9 Al–2 Mn increased by 7, and 12%, respectively, and for 63 Cu–37 Zn increased by 22, and 4%, respectively, compared to the initial condition of the alloys. It was revealed that the higher thermal conductivity of the alloys necessitates an increase in axial tool force, which expands the shoulder-affected zone and forms a wide stir zone. A pronounced grain size heterogeneity along the stir zone thickness was observed: in alloys with lower thermal conductivity under water cooling, the grain size near the root of the processed zone exceeded that near the top surface by a factor of up to 16, which is explained by differences in the rate of recrystallization arrest. Higher thermal conductivity promotes the formation of a more homogeneous grain structure, especially in the absence of forced water cooling.

For citation: Cheremnov A.M., Chumaevskii A.V., Knyazhev E.O., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Regularities of structure formation and evolution of mechanical properties of copper alloys under single-pass friction stir processing with controlled heat removal. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 2, pp. 298–317. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-298-317. (In Russian).

* Corresponding author

Cheremnov Andrey M., Junior Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
 2/4 Akademicheskyy ave.,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 913 333-72-07, e-mail: amc@ispms.ru

References

1. Hamidah I., Solehudin A., Hamdani A., Hasanah L., Khairurrijal K., Kurniawan T., Mamat R., Maryanti R., Nandiyanto A.B.D., Hammouti B. Corrosion of copper alloys in KOH, NaOH, NaCl, and HCl electrolyte solutions and its impact to the mechanical properties. *Alexandria Engineering Journal*, 2021, vol. 60 (2), pp. 2235–2243. DOI: 10.1016/j.aej.2020.12.027.
2. Achiței D.C., Vizureanu P., Minea A.A., Abdullah M.M.A.B., Minciună M.G., Sandu A.V. Improvement of properties of aluminum bronze CuAl₇Mn₃ by heat treatments. *Applied Mechanics and Materials*, 2014, vol. 657, pp. 412–416. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.657.412.
3. Lu T., Chen C., Li P., Zhang Ch., Han W., Zhou Y., Suryanarayana Ch., Gou Zh. Enhanced mechanical and electrical properties of in situ synthesized nano-tungsten dispersion-strengthened copper alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 799, p. 140161. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140161.
4. Osipovich K., Vorontsov A., Chumaevskii A., Moskvichev E., Zakharevich I., Dobrovolsky A., Sudarikov A., Zykova A., Rubtsov V., Kolubaev E. Features of microstructure and texture formation of large-sized blocks of C11000 copper produced by electron beam wire-feed additive technology. *Materials*, 2022, vol. 15 (3), pp. 814–832. DOI: 10.3390/ma15030814.
5. Tian F., Wu Ch., Zhu B., Wang L., Liu Y., Zhang Y. Research of microstructure, friction and wear on siliconized aluminum-bronze with different silicon powder ratio. *Frontiers in Materials*, 2021, vol. 7, p. 620500. DOI: 10.3389/fmats.2020.620500.
6. Ferreira L.F.P., Bayraktar E., Miskioglu I. Design of hybrid composites from scrap aluminum bronze chips. *Mechanics of Composite and Multi-functional Materials*, 2017, vol. 7, pp. 131–138. DOI: 10.1007/978-3-319-41766-0_15.
7. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu–Ni alloys. *Wear*, 1982, vol. 75, pp. 205–220. DOI: 10.1016/0043-1648(82)90149-1.
8. Venkataraman B., Sundararajan G. The sliding wear behaviour of Al–SiC particulate composites. II. The characterization of subsurface deformation and correlation with wear behavior. *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, pp. 461–473. DOI: 10.1016/1359-6454(95)00218-9.
9. Yang L., Jiang X., Sun H., Shao Zh., Fang Y., Shu R. Effects of alloying, heat treatment and nanoreinforcement on mechanical properties and damping performances of Cu–Al-based alloys: A review. *Nanotechnology Reviews*, 2021, vol. 10, pp. 1560–1591. DOI: 10.1515/ntrev-2021-0101.
10. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods. *Metals*, 2020, vol. 10 (6), pp. 772–812. DOI: 10.3390/met10060772.
11. Dinaharan I., Kalaiselvan K., Akinlabi E.T., Davim J.P. Microstructure and wear characterization of rice husk ash reinforced copper matrix composites prepared using friction stir processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 718, pp. 150–160. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.117.
12. Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N. Producing high-strength materials by friction stir processing. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2053, p. 040036. DOI: 10.1063/1.5084474.
13. 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, p. 100752. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100752.
14. Rahimzadeh A., Heidarzadeh A., Mohammadzadeh A., Moeini G. Effect of friction stir welding heat input on the microstructure and tensile properties of Cu–Zn alloy containing disordered β phase. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9 (5), pp. 11154–11161. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.08.010.
15. Arulmoni V.J., Ranganath M.S., Mishra R.S. Friction stir processed copper: a review. *International Research Journal of Sustainable Science & Engineering*, 2015, vol. 3 (8), pp. 1–11.
16. Narender M., Manoj A., Jakirahmed A.D. Study on defects repairing using friction stir technologies. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44 (1), pp. 2373–2379. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.441.
17. Kasraie M., Hosseini M., Danesh-Manesh H., Abbasi M. Production of Al–Sn bearing material by friction stir processing technique: structural evaluation and mechanical property. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6 (2), p. 026503. DOI: 10.1088/2053-1591/aac2f.
18. Leszczyńska-Madej B., Madej M., Hrabia-Wisnios J., Węglowska A. Effects of the processing parameters of friction stir processing on the microstructure, hardness and tribological properties of SnSbCu bearing alloy. *Materials*, 2020, vol. 13 (24), pp. 5826–5841. DOI: 10.3390/ma13245826.
19. Cheremnov A.M. *Zakonomernosti formirovaniya struktury i svoystv mednykh splavov tribologicheskogo naznacheniya v usloviyakh kvazivyazkogo techeniya pri friktsionnoi peremeshivayushchei obrabotke*. Diss. kand.



tekhn. nauk [Regularities of structure and properties formation of tribological copper alloys under quasi-viscous flow during friction stir processing. PhD eng. sci. Diss]. Tomsk, 2026. 155 p.

20. Cartigueyen S., Mahadevan K. Role of friction stir processing on copper and copper based particle reinforced composites – a review. *Journal of Materials Science & Surface Engineering*, 2015, vol. 2 (2), pp. 133–145.

21. Iwaszko J. New trends in friction stir processing: rapid cooling – a review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, vol. 75, pp. 1681–1693. DOI: 10.1007/s12666-022-02552-2.

22. Patel M.S., Immanuel R.J., Rahaman A., Khan M.F., Jouiad M. Critical review on advanced cooling strategies in friction stir processing for microstructural control. *Crystals*, 2024, vol. 14 (7), pp. 655–678. DOI: 10.3390/cryst14070655.

23. Sree Sabari S., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Influences of tool traverse speed on tensile properties of air cooled and water cooled friction stir welded AA2519-T87 aluminium alloy joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 237, pp. 286–300. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.015.

24. Fratini L., Buffa G., Shivpuri R. Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58 (6), pp. 2056–2067. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.11.048.

25. Sedeghati A., Bouzary H. A study on the effect of cooling on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded AA5086 aluminum butt and lap joints. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2017, vol. 233 (6), pp. 1156–1165. DOI: 10.1177/1464420717726562.

26. Behtaripour E., Jafarian H.R., Seyedein S.H., Park N., Eivani A.R. High-temperature tensile properties of friction stir processed AA2024 aluminum alloy under varying in situ cooling conditions. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 35, pp. 140–151. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.01.008.

27. Xu N., Chen L., Gu B.-k., Ren Z.-k., Song Q.-n., Bao Ye-f. Heterogeneous structure-induced strength and ductility synergy of α -brass subjected to rapid cooling friction stir welding. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, vol. 31 (12), pp. 3785–3799. DOI: 10.1016/S1003-6326(21)65764-3.

28. Xu N., Ueji R., Fujii H. Enhanced mechanical properties of 70/30 brass joint by rapid cooling friction stir welding. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 610, pp. 132–138. DOI: 10.1016/j.msea.2014.05.037.

29. Akbarpour M.R., Mirabad H.M., Gazani F., Khezri I., Chadegani A.A., Moeini A., Kim H.S. An overview of friction stir processing of Cu–SiC composites: Microstructural, mechanical, tribological, and electrical properties. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 27, pp. 1317–1349. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.200.

30. Ashrafi H., Shamanian M., Sanayei M., Farhadi F., Szpunar J.A. The impact of welding heat input on microstructure, micro-texture, and mechanical properties of stir zone in friction stir welded DP600 steel. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 37, p. 107127. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.107127.

31. Koldin A.V., Platonov N.I. Teploobmen pri struinom okhlazhdenii vysokotemperaturnoi poverkhnosti [Heat transfer during jet cooling of high-temperature surface]. *Vestnik Chelyabinskogo gosudarstvennogo universiteta = Bulletin of Chelyabinsk State University*, 2013, no. 25, pp. 48–51.

32. Zuckerman N., Lior N. Jet impingement heat transfer: physics, correlations, and numerical modeling. *Advances in Heat Transfer*, 2006, vol. 39, pp. 565–631. DOI: 10.1016/S0065-2717(06)39006-5.

33. Ameri A.A.H., Elewa N.N., Ashraf M., Escobedo-Diaz J.P. General methodology to estimate the dislocation density from microhardness measurements. *Materials Characterization*, 2017, vol. 131, pp. 324–330. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.06.031.

34. Tongne A., Desrayaud C., Jahazi M., Feulvarch 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.

35. Liu F.C., Nelson T.W. In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 2016, vol. 110, pp. 354–364. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.147.

36. Heidarzadeh A., Saeid T., Klemm V., Chabok A., Pei Yu. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys. *Materials and Design*, 2019, vol. 162, pp. 185–197. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.050.

37. Lee S., Baek S., Lee S.-J., Chen C., Nishijima M., Suganuma K., Utsunomiya H., Ma N., Yu H.-Y., Kim D. Driving forces of solid-state Cu-to-Cu direct bonding suppressing the work-hardening loss by refill friction stir spot welding. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 915, p. 147178. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147178.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 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>).