

Структура и механические свойства алюминиевого сплава АК12Д, подвергнутого обработке трением с перемешиванием

© 2022

Халикова Гульнара Рашитовна*^{1,2,4}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, доцент кафедры «Технологические машины и оборудование»,

доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении»

Закирова Гульназ Рафаеловна², магистрант кафедры «Технологические машины и оборудование»

Фархутдинов Артур Ильдарович², магистрант кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении»

Корзникова Елена Александровна^{1,3,5}, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, заведующий научно-исследовательской лабораторией «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»

Трифонов Вадим Геннадьевич^{1,2,6}, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении»

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа (Россия)

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа (Россия)

³Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)

*E-mail: gulnara.r.khalikova@gmail.com

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6712-8469>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>

Поступила в редакцию 26.04.2022

Принята к публикации 12.09.2022

Аннотация: Применение обработки трением с перемешиванием (ОТП) для модифицирования структуры сплавов системы Al–Si, в частности фрагментации крупных частиц кремния, может приводить к повышению уровня механических свойств. Данная работа направлена на локальное поверхностное упрочнение алюминиевого сплава АК12Д (система Al–Si–Cu–Ni–Mg) при ОТП и последующей упрочняющей термической обработке Т6. Исследовано влияние параметров ОТП и последующей термообработки на структуру, микротвердость и твердость сплава АК12Д. ОТП проводили при скоростях вращения и подаче обрабатывающего инструмента 2000 об/мин и 8, 16 мм/мин соответственно. Последующую упрочняющую термообработку Т6 проводили по стандартному режиму для сплава АК12Д. В работе показано, что обработка трением с перемешиванием при скорости вращения 2000 об/мин и скорости подачи 8 мм/мин способствовала формированию монолитной и бездефектной зоны обработки. Исследование показало, что формируемая микроструктура неоднородна из-за влияния различных термомеханических эффектов. Наиболее интенсивно структурные изменения протекали в зоне перемешивания. Обработка трением с перемешиванием и последующая термообработка привели к фрагментации первичных фаз и частичному растворению интерметаллидных частиц в α -Al твердом растворе с последующим его распадом и образованием вторичных фаз. Кроме того, ОТП и последующая термообработка Т6 привела к формированию мелкозернистой структуры, близкой к равноосной. Значения микротвердости сплава АК12Д после исследуемой обработки изменялись немонокотонно и зависели от структуры в различных зонах. При этом значения твердости по Бринеллю после ОТП и последующей термообработки увеличивались по сравнению с исходным термообработанным состоянием.

Ключевые слова: обработка трением с перемешиванием; термическая обработка; АК12Д; сплав Al–Si; структура; механические свойства.

Благодарности: Исследование по подбору режимов обработки трением с перемешиванием, макроструктурные исследования и измерения твердости выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01318.

Микроструктурные исследования на сканирующем электронном микроскопе и измерения микротвердости выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Структурные и физико-механические исследования материалов» ИПСМ РАН и поддержаны в рамках программы фундаментальных исследований и государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ.

Е.А. Корзникова благодарит за финансовую поддержку Министерство науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания ФГБОУ ВО «УГАТУ» (соглашение № 075-03-2022-318/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ "Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях"».

Для цитирования: Халикова Г.Р., Закирова Г.Р., Фархутдинов А.И., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г. Структура и механические свойства алюминиевого сплава АК12Д, подвергнутого обработке трением с перемешиванием // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 3. С. 99–108. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы относятся к наиболее распространенным видам конструкционных материалов. К ним активно применяются различные методы упрочнения, включающие деформационную и/или термическую обработку, модифицирование поверхности и их комбинации. В настоящее время все большую актуальность получают различные способы обработки поверхности материала, позволяющие получить локальное улучшение тех или иных свойств материала без создания дополнительных упрочняющих соединений. Поверхностное упрочнение алюминиевых сплавов заключается в улучшении химических, физических и механических свойств независимо от свойств материала основы.

На сегодняшний день существует широкое разнообразие традиционных методов поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов. Однако существующие методы поверхностной обработки алюминиевых сплавов имеют множество недостатков, например, агломерацию частиц добавок и неравномерное их распределение по поверхности сплава, образование нежелательных фаз и межфазных реакций из-за высоких температур обработки, необходимость термической обработки или других дополнительных методов обработки, требующих сложного технологического оборудования, низкую эффективность обработки и т. д.

Альтернативным подходом поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов, исключаящим подобного рода дефекты, является обработка трением с перемешиванием (ОТП), основанная на физических принципах сварки трением с перемешиванием.

В настоящее время применение ОТП как метода поверхностного упрочнения опробовано на широком спектре композиций алюминиевых сплавов [1; 2]. В частности, ОТП успешно применяется для модифицирования в твердофазном состоянии сплавов системы Al-Si. Указанный подход актуален для этих сплавов, т. к. они часто обладают низкими механическими свойствами из-за присутствия в их микроструктуре крупных частиц кремния [3; 4]. Например, в работе [5] показано, что ОТП литого сплава Al-12 вес. % Si приводит к значительному измельчению микроструктуры и однородному распределению эвтектических частиц Si. Среднее значение микротвердости сплава, обработанного методом ОТП, примерно на 21 % выше среднего значения микротвердости литого сплава. Аналогичные результаты продемонстрированы на литом алюминиевом сплаве А356 [6]. ОТП привела к значительному дроблению крупных игольчатых частиц Si и фрагментации дендритной микроструктуры, способствовала однородному распределению частиц Si в алюминиевой матрице и почти полностью устранила всю пористость отливки. Такие микроструктурные изменения значительно улучшили механические свойства сплава А356, в частности относительное удлинение. Кроме того, авторы работы [6] показали, что при последующей упрочняющей термообработке Т6 сплава А356 (предварительно обработанного трением с перемешиванием) предел прочности при растяжении и относительное удлинение образцов значительно выше, чем в литом состоянии. Однако как обработанные трением с перемешиванием, так и литые образцы сплава А356 показали одинаковый предел текучести.

Цель работы – оценка возможности локального поверхностного упрочнения алюминиевого сплава АК12Д в твердофазном состоянии путем ОТП и упрочняющей термообработки с учетом выявленных структурных изменений.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе был рассмотрен промышленный алюминиевый сплав АК12Д со следующим химическим составом: Al-12,8%Si-1,67%Cu-1,03%Ni-0,84%Mg-0,33%Mn-0,23%Co-0,24%Fe (вес. %). Горячепрессованный прутки из сплава АК12Д был подвержен горячей деформации осадкой на 50 % при температуре 450 °С. Конечная толщина заготовки после осадки составила 12 мм. Деформированная заготовка была механически обработана с чистотой поверхности 0,6 Ra.

ОТП проводилась на модернизированном универсальном фрезерном станке. Применялся обрабатывающий инструмент с конусообразным пином. Обрабатывающий инструмент вводился в сплав АК12Д по нормали к поверхности заготовки до соприкосновения его плечиков с поверхностью, подлежащей ОТП. Скоростные режимы обрабатывающего инструмента составили: скорость вращения ω – 2000 об/мин, скорость подачи v – 8 и 16 мм/мин. Упрочняющую термообработку проводили по следующему режиму: закалка при температуре 520 °С и последующее искусственное старение при 190 °С в течение 10 часов. Структурные изменения оценивали в исходном термообработанном состоянии (АК12Д-Т6), а также в состоянии после ОТП с последующей термообработкой (АК12Д-ОТП-Т6). Поперечные сечения обработанных заготовок были подготовлены для макро- и микроструктурного анализа. Для исследований микроструктуры АК12Д-ОТП-Т6 и для анализа зеренной структуры обоих состояний образцы подвергались травлению в растворе 60 мл H₂O + 35 мл HNO₃ + 5 мл HF. Детали микроструктуры поперечных сечений образцов АК12Д-ОТП-Т6 были проанализированы с помощью оптического микроскопа Zeiss Axio Scope.A1. Микроструктурные исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan Mira 3LMH с применением детекторов вторичных электронов (SE) и обратно рассеянных электронов (BSE).

Количественную оценку средней площади (S) и объемной доли (V) частиц первичных (Pr) и вторичных (Sec) фаз проводили на полированной поверхности образцов с применением методик компьютерного анализа путем графического выделения группы каждой из исследуемых фаз. Для каждой зоны обработки количественные измерения проводили на равных по площади участках. Средний размер зерен оценивали методом случайных секущих на пяти полях зрения. При оценке первичных и вторичных упрочняющих фаз, а также зеренной структуры измеряли не менее 300 структурных элементов.

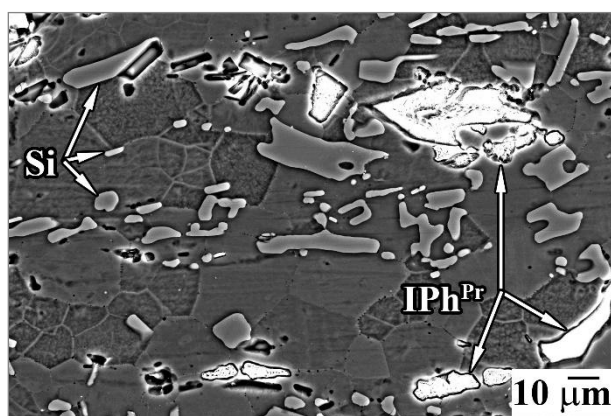
Оценка влияния формируемой структуры сплава АК12Д после ОТП и последующей термообработки на механические свойства сплава была произведена путем измерения микротвердости по Виккерсу и твердости по Бринеллю. Механические свойства оценивались в обоих состояниях: АК12Д-Т6 и АК12Д-ОТП-Т6. Микро-

твердость по Виккерсу определяли на микротвердомере Ахiovert-100 А под нагрузкой 100 г. Твердость по Роквеллу определяли на приборе для определения твердости по Роквеллу ТР 5006. Полученные значения твердости HRВ переводили в значения НВ. Обработка результатов проводилась с доверительной вероятностью 95 %.

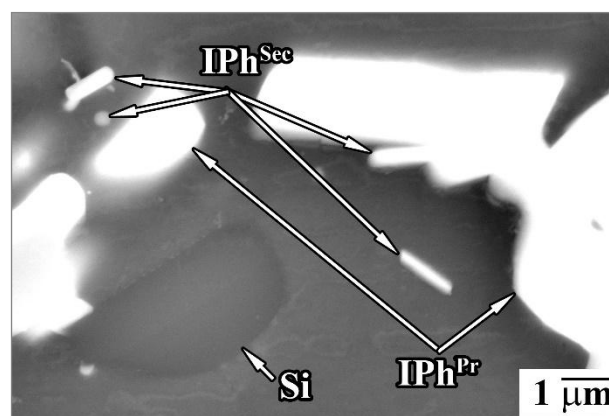
РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходная микроструктура

На рис. 1 представлена типичная микроструктура исходного состояния алюминиевого сплава АК12Д после упрочняющей термической обработки. Сплав АК12Д-Т6 содержит некоторое количество первичных интерметаллидных фаз и кремния, расположенных по направлению течения материала в процессе предварительной горячей деформации (рис. 1 а), а также некоторое количество вторичных упрочняющих фаз (рис. 1 б). Согласно [7] в сплавах системы Al–Si–Cu–Ni–Mg–Mn–Fe, богатых кремнием, кроме (Al+Si) эвтектики можно ожидать присутствия следующих первичных фаз кристаллизационного происхождения: Al_5FeSi , Al_8Fe_2Si , $Al_{15}(Fe, Mn)_2Si$, $FeNiAl_9$, $Al_8FeMg_3Si_6$, Al_3Ni , Al_7Cu_4Ni , $Al_3(Ni, Cu)_2$, Al_2Cu , Mg_2Si , $Al_6Cu_2Mg_8Si_5$. При использовании упрочняющей термообработки возможно образование метастабильных вторичных упрочняющих фаз, таких как Al_2Cu , Mg_2Si , $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, Al_2CuMg . Количественная оценка фаз в сплаве АК12Д-Т6 приведена в таблице 1. Зеренная структура сплава в исходном термообработанном состоянии рекристаллизована со средним размером зерен $11,5 \pm 0,4$ мкм. Микротвердость и твердость исходного сплава АК12Д-Т6 составляет 143 ± 2 НВ и 103 НВ соответственно.



a



b

Рис. 1. Типичная микроструктура сплава АК12Д в исходном термообработанном состоянии:

a – первичные фазы и зеренная микроструктура; **b** – первичные и вторичные фазы.

Белые частицы – интерметаллидные фазы, серые частицы – кремний (BSE-режим съемки)

Примечание. Данные, свидетельствующие о цветовой гамме интерметаллидных фаз и частиц кремния в сплавах Al–Si на СЭМ-изображениях в BSE-режиме съемки приведены, например, в ранней публикации авторов настоящей работы [8]

Fig. 1. Typical AK12D alloy microstructure in the initial thermally treated state:

a – primary phases and grained microstructure; **b** – primary and secondary phases.

White particles – intermetallide phases, gray particles – silicon (BSE exposure mode)

Note. Data indicating colors of intermetallide phases and silicon particles in Al–Si alloys in SEM-images in the BSE exposure modes are reproduced, for example, in previous publications of authors of this paper [8]

Макроструктура после ОТП и упрочняющей термообработки

Типичные макроструктуры сплава АК12Д после обработки трением с перемешиванием приведены на рис. 2. При скоростях деформации $\omega=2000$ об/мин и $v=8$ мм/мин зона обработки имеет чашеобразную форму (рис. 2 а). Эта зона вытянута и несимметрична вдоль центральной линии зоны перемешивания. Ближе к поверхности заготовки зона обработки резко расширяется. При скоростях деформации $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин зона обработки имеет также чашеобразную форму с равномерным расширением ее границ к поверхности заготовки и имеет туннельный дефект с наступающей стороны (рис. 2 б).

Микроструктура после ОТП и упрочняющей термообработки

Влияние ОТП и последующей термообработки на изменение структуры сплава АК12Д показано на рис. 2 а. На изображениях микроструктуры сплава АК12Д-ОТП-Т6 можно выделить зону перемешивания (SZ), зону термомеханического воздействия (ТМАЗ) и зону основного металла (ВМ), соответствующую исходному термообработанному состоянию.

Более детальное исследование образцов АК12Д-ОТП-Т6 показало, что в зоне перемешивания структура имеет сложное строение (рис. 2 а). С противоположных сторон зоны перемешивания наблюдаются выгибающиеся участки с различной структурой (темные участки в AS и светлые участки в RS), которые чередуются в ее центральной части (рис. 2 а). Структурный узор зоны перемешивания похож на узор «луковичных колец», что является типичной особенностью, наблюдаемой в области перемешивания после обработки/сварки трением

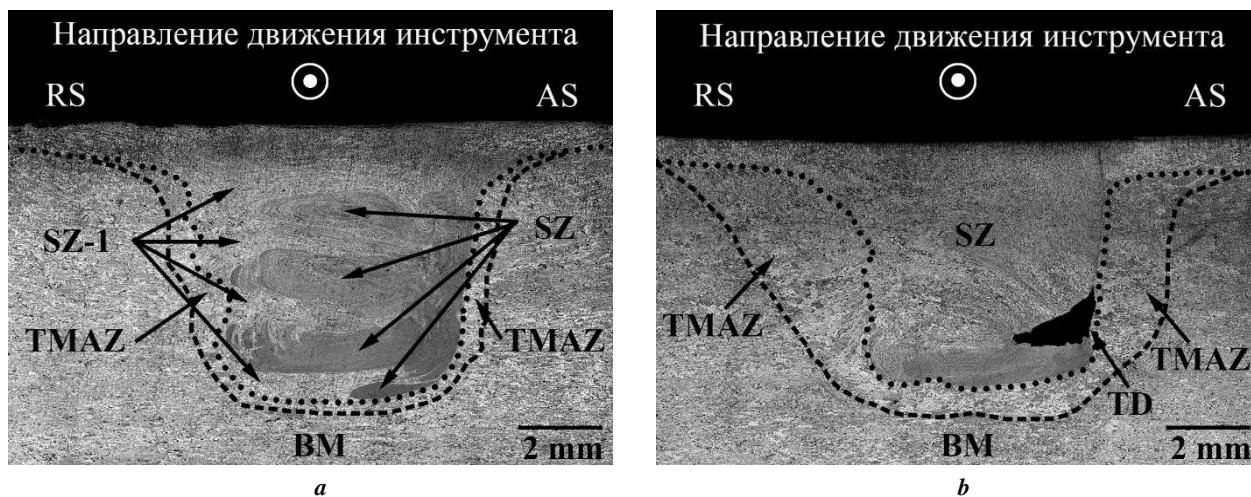


Рис. 2. Оптические макрофотографии, показывающие различные зоны в сплаве АК12Д после ОТП:
a – при $\omega=2000$ об/мин и $v=8$ мм/мин; **b** – при $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин.
 RS – отступающая сторона; AS – наступающая сторона; SZ – зона перемешивания;
 TMAZ – зона термомеханического воздействия; BM – основной металл; TD – туннельный дефект
Fig. 2. Optical macrophotographs indicating various zones in the AK12D alloy after FSP:
a – at $\omega=2000$ rpm and $v=8$ mm/min; **b** – at $\omega=2000$ rpm and $v=16$ mm/min.
 RS – retreating side; AS – attacking side; SZ – stirring zone;
 TMAZ – thermomechanical action zone; BM – base metal; TD – tunnel defect

с перемешиванием, с некоторыми отличиями в структуре «луковичных колец» сплава, которые можно объяснить размером пина.

В процессе ОТП имеет место интенсивное дробление первичных фаз и частичное растворение интерметаллидных частиц в α -Al твердом растворе (рис. 3, таблица 1). Кроме того, с наступающей стороны зоны обработки дробление и растворение первичных фаз происходит интенсивнее (темные участки SZ, рис. 4 а), чем с отступающей стороны (светлые участки SZ-1,

рис. 4 б). В зоне SZ средняя площадь вторичных фаз меньше по сравнению с зоной SZ-1, а их объемная доля больше (таблица 1). В зоне TMAZ наблюдаются раздробленные частицы первичных фаз (рис. 3), расположенные по направлению течения материала вблизи зоны перемешивания при ОТП, и выделение некоторого количества вторичных фаз (рис. 4 с). Средняя площадь первичных фаз несколько уменьшается по сравнению с исходным состоянием, при этом их объемная доля не меняется (таблица 1).

Таблица 1. Количественная оценка микроструктуры и механические свойства сплава АК12Д в исходном термообработанном состоянии (АК12Д-Т6) и после ОТП при $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин и последующей термообработке (АК12Д-ОТП-Т6)
Table 1. Quantitative assessment of microstructure and mechanical properties of the AK12D alloy in the initial thermally treated state (AK12D-T6) and after FSP at $\omega=2000$ rpm and $v=16$ mm/min and further thermal treatment (AK12D-FSP-T6)

Состояние		АК12Д-Т6		АК12Д-ОТП-Т6					
		Зоны		SZ		SZ-1		TMAZ	
		S, мкм ²	V, %	S, мкм ²	V, %	S, мкм ²	V, %	S, мкм ²	V, %
Si	Pr	45,9±5,7	13±1	7,4±0,5	13±1	13,9±1,1	12±1	32,7±3,6	13±1
	IPh	39,9±4,0	8±1	2,0±0,4	3±1	5,2±1,2	5±1	22,4±6,5	7±1
	Sec	0,026±0,005	1±0,5	0,035±0,002	6±0,5	0,043±0,004	4±0,5	0,035±0,005	1±0,5
d, мкм		11,5±0,4		3,3±0,1		10,3±0,2		9,6±0,5	
HV0,1		143±2		134±2		147±3		137±3	
HB		103		128					

Примечание: S – средняя площадь, V – объемная доля Pr (первичных фаз) Si и IPh (интерметаллидных) частиц, а также Sec (вторичных фаз), d – средний размер зерен, HV, HB – механические свойства.

Note: S – average area, V – volume ratio Pr (primary phases) of Si and IPh (intermetallide) particles and Sec (secondary phases), d – average grain diameter, HV, HB – mechanical properties.



Рис. 3. Типичная микроструктура перехода между зоной TMAZ и зоной SZ в сплаве АК12Д после ОТП при $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин и последующей термообработки.

Белые частицы – интерметаллидные фазы, серые частицы – кремний (BSE-режим съемки)

Fig. 3. Typical microstructure of a passage between the TMAZ and SZ zones in the AK12D alloy after FSP at $\omega=2000$ rpm and $v=16$ mm/min and further thermal treatment.

White particles – intermetallide phases, gray particles – silicon (BSE exposure mode)

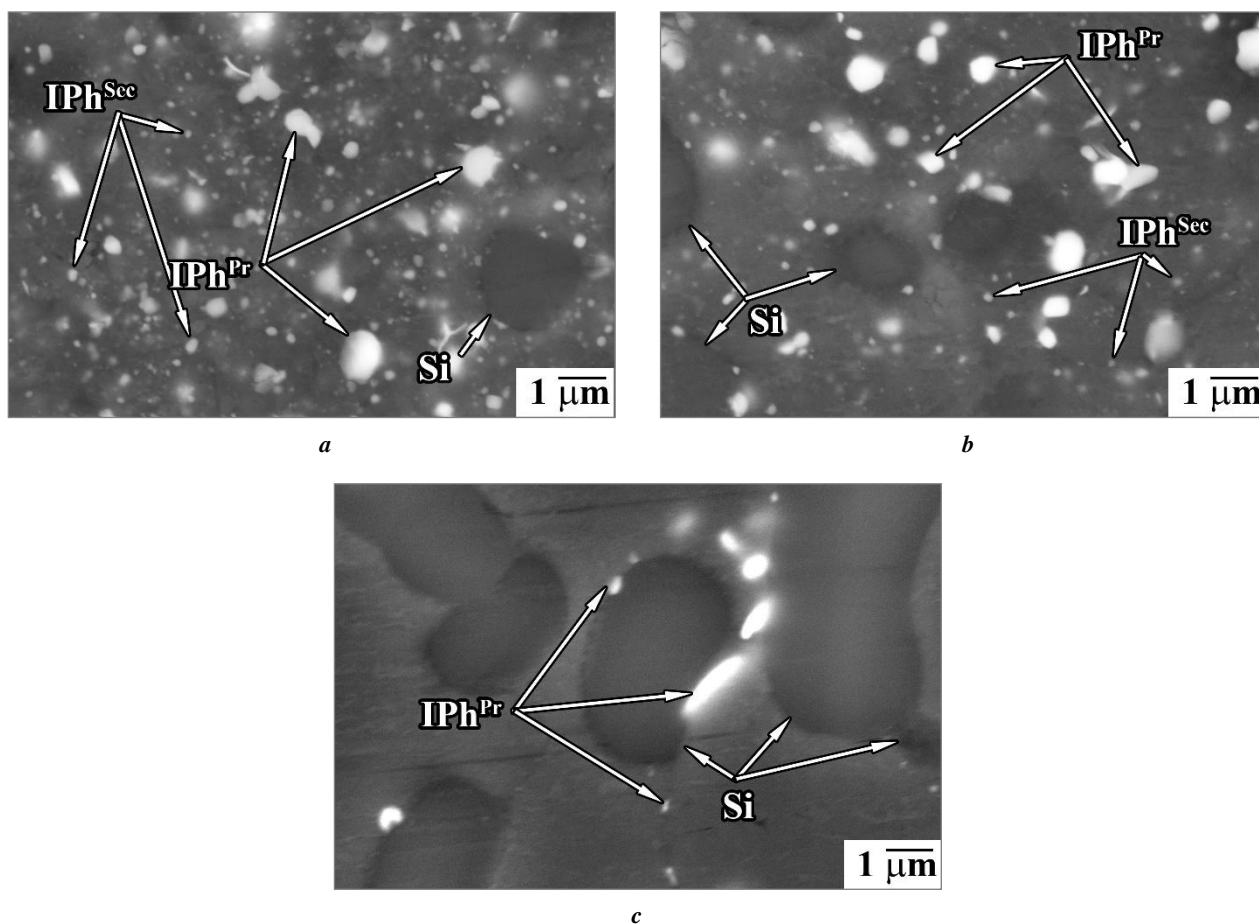


Рис. 4. Типичные микроструктуры сплава АК12Д после ОТП при $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин и последующей термообработки:

a – зона перемешивания SZ, **b** – зона перемешивания SZ-1, **c** – зона TMAZ.

Белые частицы – интерметаллидные фазы, серые частицы – кремний (BSE-режим съемки)

Fig. 4. Typical microstructures of the AK12D alloy after FSP at $\omega=2000$ rpm and $v=16$ mm/min and further thermal treatment: **a** – stirring zone SZ, **b** – stirring zone SZ-1, **c** – TMAZ zone.

White particles – intermetallide phases, gray particles – silicon (BSE exposure mode)

Анализ зеренной структуры показал, что ОТП и последующая термообработка приводят к формированию в зоне перемешивания мелкозернистой структуры, близкой к равноосной (рис. 5). Средний размер зерен сплава АК12Д-Т6 и АК12Д-ОТП-Т6 в различных зонах приведен в таблице 1.

Механические свойства

Измерения микротвердости проводили в каждой структурной зоне. Результаты измерений приведены в таблице 1. Видно, что микротвердость в зоне SZ несколько меньше, чем в зоне SZ-1. При этом в зоне TMAZ микротвердость не меняется по сравнению с исходным состоянием. Как показали результаты, значения твердости по Бринеллю увеличиваются со 103 НВ для сплава АК12Д-Т6 до 128 НВ для сплава АК12Д-ОТП-Т6.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В зависимости от параметров обработки трением с перемешиванием, геометрии пина, температуры заготовки и ее теплопроводности наблюдаются различные формы зоны перемешивания [9]. Образование чашеобразной зоны, наблюдаемой в данной работе (рис. 2 а), является результатом экстремальной пластической деформации в условиях разогрева от трения между плечиками обрабатывающего инструмента и материалом во время ОТП [10]. Однако в зависимости от параметров обработки могут образовываться различные типы дефектов [11]. Обработка трением с перемешиванием со скоростью подачи 16 мм/мин приводит к образованию туннельного дефекта с наступающей стороны (рис. 2 б). Это связано с незначительным тепловыделением при трении между обрабатывающим инструментом и заготовкой в процессе ОТП, и, как следствие, меньшими пиковыми температурами материала в зоне перемешивания при заданной скорости подачи. При этом значение напряжения течения материала становится недостаточным для его пластической деформации

[12]. В процессе ОТП материал перетекает от отступающей стороны (RS) к наступающей стороне (AS). При этом более низкая температура с отступающей стороны не позволяет достичь требуемого напряжения течения материала в наступающей стороне, из-за чего и появляется дефект. Более высокая температура в зоне контакта между плечиками обрабатывающего инструмента и заготовкой предполагает, что материал под плечиками будет пластически деформироваться в области наступающей стороны. Однако, поскольку температура пина обрабатывающего инструмента ниже [9], пластическая деформация материала в контакте с ним гораздо меньше, что приводит к образованию пустот в виде туннельного дефекта (рис. 2 б).

Отмеченное ранее сложное строение зоны перемешивания сплава является результатом комплексного течения материала по контуру движения инструмента, которое сопровождается образованием сложноорганизованной многозародышевой зоны перемешивания с небольшими отдельными вихревыми областями, которые, например, описаны в [13]. Луковичные кольца, которые характеризуются прогрессивно уменьшающимися по радиусу окружностями и приобретают конфигурацию трубки [14], наблюдающиеся в отдельных вихревых областях, являются результатом сложного пластического течения материала из-за вращательного и поступательного движения обрабатывающего инструмента, происходящего во время обработки трением с перемешиванием [15, 16]. Каждая из окружностей является результатом разных уровней пластической деформации материала [17].

ОТП можно рассматривать как локальный процесс горячей деформации, при котором микроструктурные изменения в зоне обработки обусловлены термомеханическими эффектами вследствие трения между инструментом и заготовкой и пластической деформацией вокруг вращающегося пина. Температурный градиент, инициированный неоднородным распределением выделяемой теплоты от трения, приводит к соответствующему различию фрагментации первичных фаз, частичному

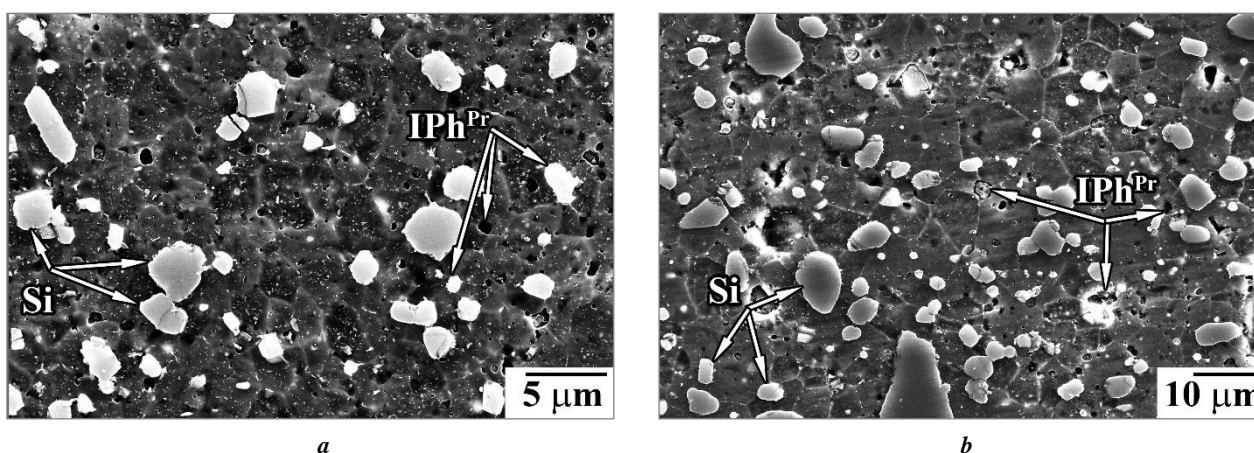


Рис. 5. Типичные зеренные микроструктуры сплава АК12Д после ОТП при $\omega=2000$ об/мин и $v=16$ мм/мин и последующей термообработки:

a – зона перемешивания SZ; *b* – зона перемешивания SZ-1 (SE-режим съемки)

Fig. 5. Typical grained microstructures of the AK12D alloy after FSP at $\omega=2000$ rpm and $v=16$ mm/min and further thermal treatment: *a* – stirring zone SZ; *b* – stirring zone SZ-1 (SE-exposure mode)

растворению интерметаллидных частиц и формированию ряда выделений от центра зоны перемешивания до основного металла. Последующая термическая обработка приводит к распаду пересыщенного α -Al твердого раствора с образованием дисперсных частиц вторых фаз. В зависимости от термомеханических воздействий при ОТП, влияющих на растворение первичных интерметаллидных фаз, соответственно изменяется средняя площадь и объемная доля выделений после термической обработки.

Известно, что высокотемпературное воздействие после обработки/сварки трением с перемешиванием может оказывать совершенно различное влияние на стабильность зеренной структуры [18–20]. В исследуемом сплаве после ОТП и последующей термообработки сохраняется мелкозернистая структура. Это можно объяснить наличием в структуре сплава большого количества фрагментированных избыточных фаз, стабилизирующих рост рекристаллизованных зерен при последующей термообработке. Аналогичные результаты приведены, например, в работе [20]. Разница в среднем размере зерен с наступающей и отступающей сторон связана с различной объемной долей избыточных фаз, и, следовательно, различным межчастичным расстоянием в зонах SZ и SZ-1.

Наблюдаемые структурные изменения в незначительной степени влияют на изменение микротвердости в зоне обработки по сравнению с основным металлом после упрочняющей термообработки (таблица 1). Разница в повышении микротвердости в зоне SZ-1 происходит из-за наличия большей объемной доли крупных первичных и вторичных фаз, чем в зоне SZ. Кроме того, формирование более мелкого размера зерен в зоне SZ не оказывает существенного влияния на изменения микротвердости. При этом в зоне TMAZ микротвердость не меняется по сравнению с исходным состоянием. В процессе ОТП и последующей термообработки в зоне TMAZ наблюдается дробление первичных фаз без изменения их объемной доли, а также незначительное изменение среднего размера зерен, что в сумме не оказывает значительного влияния на изменение микротвердости. Поскольку исследуемый сплав является высоколегированным с большим количеством крупных первичных и вторичных фаз, то измерение микротвердости в локальных точках не дает в данном случае какой-либо важной информации. Целесообразнее всего будет провести анализ изменения твердости по Бринеллю при усреднении данных с учетом неоднородности микроструктуры. Как показали результаты, значения твердость по Бринеллю увеличиваются со 103 НВ для сплава АК12Д-Т6 до 128 НВ для сплава АК12Д-ОТП-Т6. Это связано с измельчением первичных фаз и выделением большей доли дисперсных вторичных частиц. Аналогичное повышение твердости было показано на ряде алюминиевых сплавов, зеренная структура которых не претерпевала аномальный рост в процессе последующей термообработки [20].

Наблюдаемые в данной работе результаты исследований представляют практический интерес для разработки технологических решений локального поверхностного упрочнения промышленных алюминиевых сплавов системы Al-Si с высоким уровнем механических свойств.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

В данной работе показано, что обработка трением с перемешиванием при $\omega=2000$ об/мин и $v=8$ мм/мин и последующая упрочняющая термообработка Т6 приводят к формированию монолитной и бездефектной области перемешивания в алюминиевом сплаве АК12Д.

Установлено, что зона обработки имеет чашеобразную вытянутую форму, несимметричную относительно центральной линии.

Исследования показали, что ОТП и последующая термообработка Т6 привели к формированию неоднородной микроструктуры в сплаве АК12Д. В зоне перемешивания (SZ) имело место интенсивное дробление и частичное растворение первичных фаз в α -Al твердом растворе с последующим его распадом и образованием вторичных частиц. Кроме того, в зоне SZ формировалась мелкозернистая структура, близкая к равноосной, с минимальным средним размером зерен $3,3\pm 0,1$ мкм. В зоне термомеханического воздействия (TMAZ) наблюдалась фрагментация первичных фаз без изменения их объемной доли, а также незначительное уменьшение среднего размера исходных зерен. В зоне TMAZ структура вытягивалась по направлению течения материала вблизи зоны перемешивания.

Максимальная микротвердость наблюдалась в зоне перемешивания с отступающей стороны и достигала значений 147 ± 3 НВ, минимальные значения микротвердости имели место в зоне перемешивания с наступающей стороны – 134 ± 2 НВ. Микротвердость в зоне TMAZ составила 137 ± 3 НВ, что несколько ниже данной характеристики в исходном термообработанном состоянии (143 ± 2 НВ).

Твердость по Бринеллю увеличивалась со 103 НВ в исходном термообработанном состоянии до 128 НВ в состоянии после ОТП и последующей термообработки Т6.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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. Article number 100752. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100752](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752).
2. Zykova A.P., Tarasov S.Yu., 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. Article number 772. DOI: [10.3390/met10060772](https://doi.org/10.3390/met10060772).
3. Cheng W., Liu C.Y., Ge Z.J. Optimizing the mechanical properties of Al-Si alloys through friction stir processing and rolling // *Materials Science and Engineering A*. 2021. Vol. 804. Article number 140786. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140786](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140786).
4. Abboud J., Mazumder J. Developing of nano sized fibrous eutectic silicon in hypereutectic Al-Si alloy by laser remelting // *Scientific Reports*. 2020. Vol. 10. № 1. Article number 12090. DOI: [10.1038/s41598-020-69072-1](https://doi.org/10.1038/s41598-020-69072-1).
5. Sun H., Yang S., Jin D. Improvement of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of cast

- Al–12Si alloy by friction stir processing // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2018. Vol. 71. № 4. P. 985–991. DOI: [10.1007/s12666-017-1232-5](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1232-5).
6. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2006. Vol. 37. № 11. P. 3323–3336. DOI: [10.1007/BF02586167](https://doi.org/10.1007/BF02586167).
 7. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010. 511 с.
 8. Халикова Г.Р., Корзникова Г.Ф., Трифонов В.Г. Фазовые изменения в композиционном сплаве АК12ММgN-18%SiCp после интенсивной пластической деформации и отжига // *Письма о материалах*. 2017. Т. 7. № 1. С. 3–7. DOI: [10.22226/2410-3535-2017-1-3-7](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-1-3-7).
 9. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2005. Vol. 50. № 1-2. P. 1–78. DOI: [10.1016/j.mser.2005.07.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001).
 10. Sato Y.S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 1999. Vol. 30. № 9. P. 2429–2437. DOI: [10.1007/s11661-999-0251-1](https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1).
 11. Smith Ch.B. Chapter 11. Robots and Machines for Friction Stir Welding/Processing // *Friction stir welding and processing*. Ohio: ASM International, 2007. P. 219–233.
 12. Hirata T., Oguri T., Hideki H., Tanaka T., Chung S.W., Takigawa Y., Higashi K. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 456. № 1-2. P. 344–349. DOI: [10.1016/j.msea.2006.12.079](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.079).
 13. Kalashnikova T., Chumaevskii A., Kalashnikov K., Fortuna S., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 6. P. 1–20. DOI: [10.3390/met10060806](https://doi.org/10.3390/met10060806).
 14. Srivatsan T.S., Vasudevan S., Park L. The tensile deformation and fracture behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024 // *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 466. № 1-2. P. 235–245. DOI: [10.1016/j.msea.2007.02.100](https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.100).
 15. Adamowski J., Gambaro C., Lertora E., Ponte M., Szkodo M. Analysis of FSW welds made of aluminium alloy AW6082-T6 // *International OCSCO World Press*. 2007. Vol. 28. № 8. P. 453–460.
 16. Krishnan K.N. On the formation of onion rings in friction stir welds // *Materials Science and Engineering A*. 2002. Vol. 327. № 2. P. 246–251. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01474-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01474-5).
 17. Xu S., Deng X. A study of texture patterns in friction stir welds // *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. № 6. P. 1326–1341. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.016](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.016).
 18. Chen X.-G., da Silva M., Gougeon P., St-Georges L. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6063–B4C metal matrix composites // *Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. 518. № 1-2. P. 174–184. DOI: [10.1016/j.msea.2009.04.052](https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.04.052).
 19. Dialami N., Cervera M., Chiumenti M. Defect formation and material flow in friction stir welding // *European Journal of Mechanics, A/Solids*. 2020. Vol. 80. Article number 103912. DOI: [10.1016/j.euromechsol.2019.103912](https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2019.103912).
 20. Maji P., Nath R.K., Karmakar R., Paul P., Meitei R.K.B., Ghosh S.K. Effect of post processing heat treatment on friction stir welded/processed aluminum based alloys and composites // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2021. Vol. 35. P. 96–105. DOI: [10.1016/j.cirpj.2021.05.014](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.05.014).

REFERENCES

1. 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, article number 100752. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100752](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752).
2. Zykova A.P., Tarasov S.Yu., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A Review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 6, article number 772. DOI: [10.3390/met10060772](https://doi.org/10.3390/met10060772).
3. Cheng W., Liu C.Y., Ge Z.J. Optimizing the mechanical properties of Al–Si alloys through friction stir processing and rolling. *Materials Science and Engineering A*, 2021, vol. 804, article number 140786. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140786](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140786).
4. Abboud J., Mazumder J. Developing of nano sized fibrous eutectic silicon in hypereutectic Al–Si alloy by laser remelting. *Scientific Reports*, 2020, vol. 10, no. 1, article number 12090. DOI: [10.1038/s41598-020-69072-1](https://doi.org/10.1038/s41598-020-69072-1).
5. Sun H., Yang S., Jin D. Improvement of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of cast Al–12Si alloy by friction stir processing. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2018, vol. 71, no. 4, pp. 985–991. DOI: [10.1007/s12666-017-1232-5](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1232-5).
6. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2006, vol. 37, no. 11, pp. 3323–3336. DOI: [10.1007/BF02586167](https://doi.org/10.1007/BF02586167).
7. Belov N.A. *Fazovyy sostav promyshlennykh i perspektivnykh alyuminievykh splavov* [Phase composition of industrial and prospective aluminium alloys]. Moscow, MISiS Publ., 2010. 511 p.
8. Khalikova G.R., Korznikova G.F., Trifonov V.G. Phases changes of the AK12MMgN-18%SiCp composite alloy after severe plastic deformation and annealing. *Letters on Materials*, 2017, vol. 7, no. 1, pp. 3–7. DOI: [10.22226/2410-3535-2017-1-3-7](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-1-3-7).
9. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2005, vol. 50, no. 1-2, pp. 1–78. DOI: [10.1016/j.mser.2005.07.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001).
10. Sato Y.S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*:

- Physical Metallurgy and Materials Science*, 1999, vol. 30, no. 9, pp. 2429–2437. DOI: [10.1007/s11661-999-0251-1](https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1).
11. Smith Ch.B. Chapter 11. Robots and Machines for Friction Stir Welding/Processing. *Friction stir welding and processing*. Ohio, ASM International Publ., 2007, pp. 219–233.
 12. Hirata T., Oguri T., Hideki H., Tanaka T., Chung S.W., Takigawa Y., Higashi K. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 456, no. 1-2, pp. 344–349. DOI: [10.1016/j.msea.2006.12.079](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.079).
 13. Kalashnikova T., Chumaevskii A., Kalashnikov K., Fortuna S., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 6, pp. 1–20. DOI: [10.3390/met10060806](https://doi.org/10.3390/met10060806).
 14. Srivatsan T.S., Vasudevan S., Park L. The tensile deformation and fracture behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 466, no. 1-2, pp. 235–245. DOI: [10.1016/j.msea.2007.02.100](https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.100).
 15. Adamowski J., Gambaro C., Lertora E., Ponte M., Szkodo M. Analysis of FSW welds made of aluminium alloy AW6082-T6. *International OCSCO World Press*, 2007, vol. 28, no. 8, pp. 453–460.
 16. Krishnan K.N. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 327, no. 2, pp. 246–251. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01474-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01474-5).
 17. Xu S., Deng X. A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 6, pp. 1326–1341. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.016](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.016).
 18. Chen X.-G., da Silva M., Gougeon P., St-Georges L. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6063–B4C metal matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 518, no. 1-2, pp. 174–184. DOI: [10.1016/j.msea.2009.04.052](https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.04.052).
 19. Dialami N., Cervera M., Chiumenti M. Defect formation and material flow in friction stir welding. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 2020, vol. 80, article number 103912. DOI: [10.1016/j.euromechsol.2019.103912](https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2019.103912).
 20. Maji P., Nath R.K., Karmakar R., Paul P., Meitei R.K.B., Ghosh S.K. Effect of post processing heat treatment on friction stir welded/processed aluminum based alloys and composites. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2021, vol. 35, pp. 96–105. DOI: [10.1016/j.cirpj.2021.05.014](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.05.014).

The structure and mechanical properties of the AK12D (Al–Si–Cu–Ni–Mg) aluminum alloy subjected to friction stir processing

© 2022

Gulnara R. Khalikova^{*1,2,4}, PhD (Engineering), senior researcher,
assistant professor of Chair “Technological Machines and Equipment”,
assistant professor of Chair “Technology of Metals in Oil-and-Gas Engineering”

Gulnaz R. Zakirova², graduate student of Chair “Technological Machines and Equipment”

Artur I. Farkhutdinov², graduate student of Chair “Technology of Metals in Oil-and-Gas Engineering”

Elena A. Korznikova^{1,3,5}, Doctor of Science (Physics and Mathematics), leading researcher,
Head of the Research Laboratory “Metals and Alloys under the Extreme Conditions”

Vadim G. Trifonov^{1,2,6}, PhD (Engineering), leading researcher,
assistant professor of Chair “Technology of Metals in Oil-and-Gas Engineering”

¹*Institute for Metals Superplasticity Problems of the RAS, Ufa (Russia)*

²*Ufa State Petroleum Technological University, Ufa (Russia)*

³*Ufa State Aviation Technical University, Ufa (Russia)*

*E-mail: gulnara.r.khalikova@gmail.com

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6712-8469>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>

Received 26.04.2022

Accepted 12.09.2022

Abstract: The application of friction stir processing (FSP) to modify the structure of the Al–Si alloys, in particular the fragmentation of large silicon particles, can lead to an increase in the level of mechanical properties. This work is aimed to study features of local surface hardening of AK12D aluminum alloy (Al–Si–Cu–Ni–Mg system) during FSP and subsequent T6 hardening heat treatment. The authors investigated the influence of FSP and subsequent heat treatment parameters on the structure, microhardness, and hardness of the AK12D alloy. FSP was carried out at speeds of processing tool rotation and traverse of 2000 rpm and 8, 16 mm/min, respectively. The subsequent hardening T6 heat treatment was carried out according to the standard regime for the AK12D alloy. The paper shows that the FSP mode at a rotation speed of 2000 rpm and a traverse speed of 8 mm/min contributed to the formation of a monolithic and defect-free treatment zone. The study revealed that the formed microstructure is heterogeneous due to the influence of various thermomechanical effects. The most intense structural changes occurred in the stir zone. Friction stir processing and subsequent heat treatment led to fragmentation and partial dissolution of intermetallic particles in the α -Al solid solution followed by its decomposition and formation of secondary hardening phases. Moreover, the FSP and T6 heat treatment led to the formation of quasi-equiaxed fine-grained structure. The AK12D alloy microhardness after treatment under the study varied nonmonotonically

and depended on the structure in different zones. At the same time, the Brinell hardness values after FSP and subsequent T6 heat treatment increased compared to the initial heat-treated state.

Keywords: friction stir processing; heat treatment; AK12D; Al–Si alloy; structure; mechanical properties.

Acknowledgements: The investigation on the selection of friction stir processing modes, macrostructural investigations, and hardness measurements were funded by the Russian Science Foundation grant No. 22-29-01318.

Microstructural investigations using the scanning electron microscope and microhardness measurements were carried out on the equipment of the Collaborative Access Center “Structural and Physical and Mechanical Research of Materials” of IMSP RAS and supported within the fundamental research program and state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation.

E.A. Korznikova expresses gratitude to the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation for financial support within the state assignment to the Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education “USATU” (agreement No. 075-03-2022-318/1) “Youth Research Laboratory of the REC “Metals and Alloys under the Extreme Conditions”.

For citation: Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. The structure and mechanical properties of the AK12D (Al–Si–Cu–Ni–Mg) aluminum alloy subjected to friction stir processing. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3, pp. 99–108. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108.