

Нефтегазовое дело. 2023. Т. 21, № 5. С. 145-154. ISSN 2073-0128 (print)

Petroleum Engineering. 2023. Vol. 21. No. 5. P. 145-154. ISSN 2073-0128 (print)

Научная статья

УДК 669.7/.8

DOI: 10.17122/ngdelo-2023-5-145-154

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АВ, ЛОКАЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ЧАСТИЦАМИ SiC ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Гульнара Рашитовна Халикова^{1,2}, Эльнара Ураловна Шарипова²,
Вадим Геннадьевич Трифонов^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Автор, ответственный за переписку

Гульнара Рашитовна Халикова, gulnara.r.khalikova@gmail.com

Аннотация. Обработка трением с перемешиванием (ОТП) является одним из инновационных методов поверхностного упрочнения промышленных алюминиевых сплавов. ОТП позволяет модифицировать поверхность сплава в твердофазном состоянии путем интенсивной пластической деформации при повышенных температурах. Однако большинство сплавов после обработки трением с перемешиванием характеризуются относительно низкой термической стабильностью микроструктуры и, в некоторых случаях, наблюдается аномальный рост зерен после высокотемпературной термической обработки. В рамках данного исследования была показана возможность повышения термической стабильности микроструктуры путем локального поверхностного легирования алюминиевого сплава АВ (Al-Mg-Si) высокопрочными частицами SiC обработкой трением с перемешиванием и упрочняющей термообработкой. Предварительно на алюминиевом сплаве АК12Д (Al-Si) были экспериментально подобраны оптимальные режимы обработки трением с перемешиванием для промышленных алюминиевых сплавов (скорость вращения 1000 об/мин, скорость подачи 16 мм/мин) и последующей упрочняющей термообработки Т1 (включающей в себя обработку на твердый раствор и последующее искусственное старение). Для проведения микроструктурных исследований были применены методы оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и метод ориентационной микроскопии (EBSD анализ) с использованием передового оборудования. Для сравнения было проанализировано два структурных состояния после обработки трением с перемешиванием и термической обработки Т1: сплавы АВ и АВ-SiC. Показано, что ОТП способствует формированию чашеобразной формы зоны обработки с равномерно расширяющимися ее границами к поверхности заготовки. Установлено, что обработка трением с перемешиванием приводит к дроблению и равномерному распределению частиц первичных интерметаллидных фаз. Показано, что ОТП способствует дроблению частиц SiC и неравномерному их распределению в зоне перемешивания. Также выявлено, что введение высокопрочных частиц в сплав АВ при обработке трением с перемешиванием способствует повышению его термической стабильности и после упрочняющей термической обработки наблюдается мелкозернистая микроструктура со средним размером зерен около $1,60 \pm 0,03$ мкм.

Ключевые слова

обработка трением
с перемешиванием; интенсивная
пластическая деформация;
алюминиевый сплав, SiC;
структура; термическая
стабильность

Благодарности

Разработка режимов обработки трением с перемешиванием выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01318. Микроструктурные исследования на растровом электронном микроскопе, включая EBSD анализ, 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.

Для цитирования

Халикова Г.Р., Шарипова Э.У., Трифонов В.Г. Термическая стабильность микроструктуры алюминиевого сплава АВ, локально легированного частицами SiC обработкой трением с перемешиванием // Нефтегазовое дело. 2023. Т. 21, № 5. С. 145-154. <https://doi.org/10.17122/ngdelo-2023-5-145-154>.

Original article

THERMAL STABILITY OF THE MICROSTRUCTURE OF AV ALUMINUM ALLOY LOCALLY REINFORCED WITH SiC PARTICLES BY FRICTION STIR PROCESSING

Gulnara R. Khalikova^{1,2}, Elnara U. Sharipova², Vadim G. Trifonov^{1,2}

¹Institute for metals superplasticity problems, RAS, Ufa, Russia

²Ufa state petroleum technological university, Ufa, Russia

Corresponding author

Gulnara R. Khalikova, gulnara.r.khalikova@gmail.com

Abstract. Friction stir processing (FSP) is one of the innovative methods for surface hardening commercial aluminum alloys. It modifies the surface of the alloy in the solid phase state by severe plastic deformation at elevated temperatures. However, most alloys have low thermal stability of the microstructure after FSP. In some cases, abnormal grain growth occurs after high-temperature heat treatment. This study demonstrates the potential to enhance thermal stability of AV (avial, Al-Mg-Si) aluminum alloy microstructure via local surface alloying with high-strength SiC particles by means of FSP and T6 heat treatment. Experimental trials determined the optimal FSP settings for commercial aluminum alloys (rotation speed 1000 rpm, feed rate 16 mm/min) and T6 heat treatment (consisting of solid solution treatment and artificial aging) on AK12D (Al-Si) aluminum alloy. Advanced techniques in optical metallography, scanning electron microscopy, and orientation microscopy (EBSD analysis) were utilized to examine microstructures. The study compared two structural states, AV and AV-SiC alloys, after FSP and T6 heat treatments. The analysis revealed that FSP resulted in the formation of a basin-shaped stir zone whose boundaries extended uniformly to the workpiece surface. FSP has been found to result in the fragmentation and uniform distribution of primary intermetallic phase particles. Additionally, FSP has been shown to contribute to the crushing of SiC particles and their non-uniform distribution in the stir zone. The introduction of high-strength particles into the AV alloy during FSP has also been found to increase its thermal stability. Following a hardening heat treatment, a fine-grained microstructure with an average grain size of about 1.60 ± 0.03 microns is observed.

Keywords

friction stir processing; severe plastic deformation; aluminum alloy, SiC; structure; thermal stability

Acknowledgements

Friction stir processing modes were developed through the support of Russian Science Foundation Grant No. 22-29-01318. Microstructural studies, which included EBSD analysis, were conducted utilizing a scanning electron microscope at the Center for Shared Access «Structural and Physicomechanical Investigations of Materials» located within the Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Sciences. These studies were funded by the Program of Fundamental Research and the State Task of the Russian Ministry of Science and Education.

For citation

Khalikova G.R., Sharipova E.U., Trifonov V.G. Termicheskaya stabil'nost' mikrostrukturny alyuminievogo splava AV, lokal'no legirovannogo chasticami SiC obrabotkoj treniem s peremeshivaniem // [Thermal stability of the microstructure of AV aluminum alloy locally reinforced with SiC particles by friction stir processing] // *Neftgazovoe delo — Petroleum Engineering*, 2023, Vol. 21, No. 5. pp. 145-154. [in Russian]. <https://doi.org/10.17122/ngdelo-2023-5-145-154>.

Введение

В настоящее время промышленные алюминиевые сплавы нашли широкое применение в автомобильной, аэрокосмической, нефтегазовой и других отраслях промышленности, что связано с их малым удельным весом, высокой коррозионной стойкостью и удельной прочностью. К этим сплавам активно применяются различные методы упрочнения, включающие

деформационную [1] и/или термическую обработку [2], модифицирование поверхности [3] и их комбинации [4]. Современное развитие техники требует разработок новых технологий поверхностного упрочнения промышленных алюминиевых сплавов с повышенными эксплуатационными свойствами. Существующие традиционные методы поверхностного упрочнения алюминиевых спла-

вов имеют ряд недостатков, например, агломерацию частиц присадок и их неравномерное распределение, образование нежелательных фаз и межфазных реакций из-за высокой температуры обработки, образование многочисленных дефектов в поверхностных слоях, сложное технологическое оборудование, низкая производительность обработки и т.д. [5]. Альтернативным подходом к поверхностному упрочнению алюминиевых сплавов, устраняющим описанные выше дефекты структуры и нетехнологичность традиционных методов, является обработка трением с перемешиванием (ОТП), которая основана на физических принципах сварки трением с перемешиванием [6]. ОТП позволяет модифицировать поверхность сплава в твердофазном состоянии путем интенсивной пластической деформации при повышенных температурах, значения которых ниже температуры плавления исследуемых сплавов. Эта деформация создается через принудительное введение вращающегося инструмента в заготовку и линейного его перемещения. К ключевым характеристикам обработки/сварки трением с перемешиванием обычно относят скорость вращения инструмента и скорость его линейного перемещения [7]. Принято считать, что именно эти два параметра обработки определяют максимальную температуру и скорость охлаждения сплава и, таким образом, обуславливают тепловую энергию процесса.

Обработка трением с перемешиванием, как метод поверхностного упрочнения, опробован на различных промышленных алюминиевых сплавах [8–12]. Поскольку температура ОТП может превышать $\approx 0,5 T_{пл}$ (где $T_{пл}$ — гомологическая температура плавления), то в термически упрочняемых алюминиевых сплавах это обычно ведет к растворению частиц вторичных фаз и сопутствующему снижению прочности сплава. Одним из способов восстановления прочностных характеристик алюминиевых сплавов после ОТП является упрочняющая термообработка (перезакалка и последующее искусственное старение). Однако высокотемпературная обработка алюминиевых сплавов может приводить к аномальному росту зерен, который наблюдали на различных алюминиевых сплавах [13–17] и даже некоторых металломатричных композитах [18–20]. Тем не менее, в работе [21] было показано формирование мелкозернистой структуры со средним размером зерен около $3,3 \pm 0,1$ мкм в

алюминиевом сплаве АК12Д после обработки трением с перемешиванием и упрочняющей термообработки. Этот сплав характеризуется структурой близкой к микроdupлексной, состоящей из α -Al матрицы, эвтектического кремния и большого количества других избыточных фаз.

Целью работы является оценка возможности повышения термической стабильности микроструктуры путем локального поверхностного легирования алюминиевого сплава АВ высокопрочными частицами SiC обработкой трением с перемешиванием и упрочняющей термообработкой.

Материалы и методы исследований

В качестве материала исследования был выбран промышленный алюминиевый термоупрочняемый сплав АВ (система легирования Al-Mg-Si), химический состав которого соответствует ГОСТ 4784-97. Исходное состояние исследуемого сплава — литое. Разработку режимов обработки трением с перемешиванием проводили на промышленном алюминиевом термоупрочняемом сплаве АК12Д (система легирования Al-Si), химический состав которого соответствует ОСТ 1 92014-90. Однопроходную обработку трением с перемешиванием (ОТП) проводили на модернизированном фрезерном станке. Обрабатываемый инструмент вводился по нормали к поверхности заготовки и до соприкосновения его плечиков с поверхностью, подлежащей ОТП. При этом применялся обрабатываемый инструмент с конусообразным и цилиндрическим пином размером $\varnothing 3 \times 3$ мм. Скоростные режимы обработки составили: скорость вращения ω — 1000 и 2000 об/мин, скорость подачи v — 8 и 16 мм/мин. Перед ОТП пластины сплава АВ и АК12Д были механически обработаны с чистотой поверхности 0,6Ra. Конечная толщина пластин составляла 7 и 12 мм, соответственно. Локальное легирование сплава АВ осуществляли высокопрочными армирующими частицами SiC (средней площадью $6,4 \pm 0,2$ мкм²). Для этого на поверхности заготовки сплава АВ был вырезан паз размером 1×1 мм, в который помещался порошок SiC. Последующая стандартная упрочняющая термообработка (Т1) заключалась в закалке с температуры 520 °С и искусственном старении при температуре 160 °С в течение 12 ч.

Структурные исследования сплавов АК12Д и АВ проводили с поперечного сечения области обработки. Для исследования макростроения сплавов АК12Д и АВ, а также для анализа зеренной микроструктуры сплава АВ, образцы подвергали травлению в растворе следующего состава: H_2O (60мл), HNO_3 (35мл), HF (5мл). Количественную оценку интерметаллидных фаз и частиц SiC проводили на полированной поверхности образцов. Макростроение зоны обработки исследуемых сплавов оценивали с помощью оптического микроскопа Zeiss Axio Scope.A1. Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) TescanMira 3LMH с применением детектора обратно рассеянных электронов (BSE), а также с применением метода ориентационной микроскопии (в международной литературе он также известен как EBSD-анализ). Обработку результатов EBSD-анализа проводили с использованием встроенного программного пакета «CHANNEL 5.0». Обработку результатов проводили с доверительной вероятностью 95 %.

Результаты исследований и их обсуждение

Разработка режимов обработки трением с перемешиванием

На примере сплава АК12Д экспериментально подобраны оптимальные режимы обработки трением с перемешиванием промышленных алюминиевых сплавов (с точки зрения отсутствия различного рода дефектов и технологичности процесса): скорость вращения 1000 об/мин и скорость подачи 16 мм/мин и последующая стандартная упрочняющая термообработка Т1. При этих режимах формируется монолитная и бездефектная область перемешивания (рисунок 1). Эта область имеет чашеобразную форму с равномерным расширением ее границ к поверхности заготовки, которая несимметрична вдоль центральной линии зоны перемешивания.

Исходная микроструктура сплава АВ

На рисунке 2 представлена типичная микроструктура исходного алюминиевого сплава



ОС — отступающая сторона; НС — наступающая сторона;
ЗП — зона перемешивания; ЗТМВ — зона термомеханического влияния; ОМ — основной металл (исходный сплав). Оптическая металлография

RS — retreating side; AP — advancing side; SZ — stir zone;
TMAZ — thermo-mechanical affected zone; BM — base material (initial alloy). Optical metallography

Рисунок 1. Макростроение алюминиевого сплава АК12Д после обработки трением с перемешиванием при $\omega = 1000$ об/мин и $v = 16$ мм/мин и упрочняющей термообработки

Figure 1. Macrostructure of the AK12D aluminum alloy after friction stir processing at $\omega=1000$ rpm and $v=30$ mm/min and T6 heat treatment

АВ в литом состоянии после упрочняющей термообработки. В структуре наблюдается некоторое количество первичных интерметаллидных фаз, расположенных по границам дендритных ячеек и дендритных кристаллов. Средняя площадь первичных частиц составляет $4,9 \pm 0,5$ мкм².

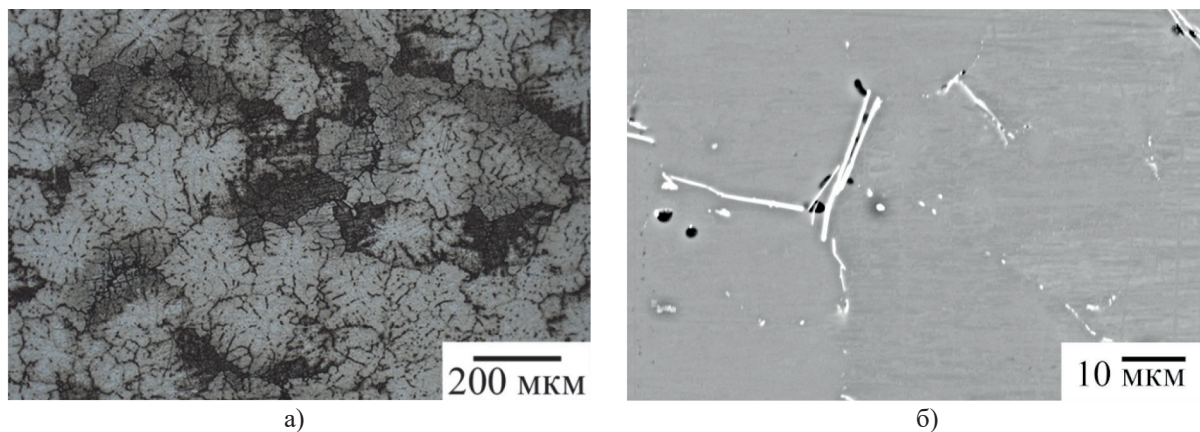
Макроструктура сплавов АВ и АВ-SiC после обработки трением с перемешиванием

В зависимости от параметров сварки/обработки трением с перемешиванием, геометрии пина, температуры заготовки и ее теплопроводности наблюдаются различные формы зоны перемешивания [22]. Как правило, во время сварки/обработки трением с перемешиванием образуется чашеобразная (с расширением у поверхности заготовки) или эллиптическая зоны перемешивания. Так, в работе [23] было показано, что в процессе сварки трением с перемешиванием пластин из алюминиевого сплава 6063Al-T5 формировалась чашеобразная зона. Причиной этому послужило то, что верхняя поверхность пластин испытывала экстремальную деформацию при разогреве от трения между плечиками обрабатывающего инструмента и сплавом. На примере литого алюминиевого сплава А356 было продемонстрировано то, что в процессе ОТП образовывались разные по форме зоны перемешивания: при низких скоростях формировалась чашеобразная зона, в то время как при высоких скоростях — эллиптическая зона перемешивания [24]. В нашем случае, типич-

ные макроструктуры сплавов АВ и АВ-SiC после обработки трением с перемешиванием приведены на рисунке 3. Видно, что формируется чашеобразная зона перемешивания, которая несимметрична вдоль центральной линии. Ближе к поверхности заготовки зона обработки плавно расширяется. Также в структуре сплавов можно наблюдать типичные для сварки/обработки трением с перемешиванием и последующей термообработки области: зона перемешивания (ЗП), зона термомеханического влияния (ЗТМВ) и основной сплав (ОС — зона, соответствующая исходному термообработанному состоянию).

Микроструктура сплавов АВ и АВ-SiC после обработки трением с перемешиванием

В сплавах АВ и АВ-SiC в процессе ОТП в зоне перемешивания имеет место интенсивное дробление первичных интерметаллидных фаз и их однородное распределение. В зоне термомеханического влияния также происходит дробление интерметаллидных фаз, которые располагаются по направлению течения сплава (рисунок 4, а; таблица 1). Кроме этого, в сплаве АВ-SiC имеет место дробление частиц SiC и неравномерное их распределение в зоне перемешивания (рисунок 4, б). Наибольшая их локализация наблюдается в наступающей стороне (рисунок 3, б). Последнее связано с различной температурой пластической деформации сплава в отступающей и наступающей сторонах в области обработки в процессе ОТП, как описано ранее.

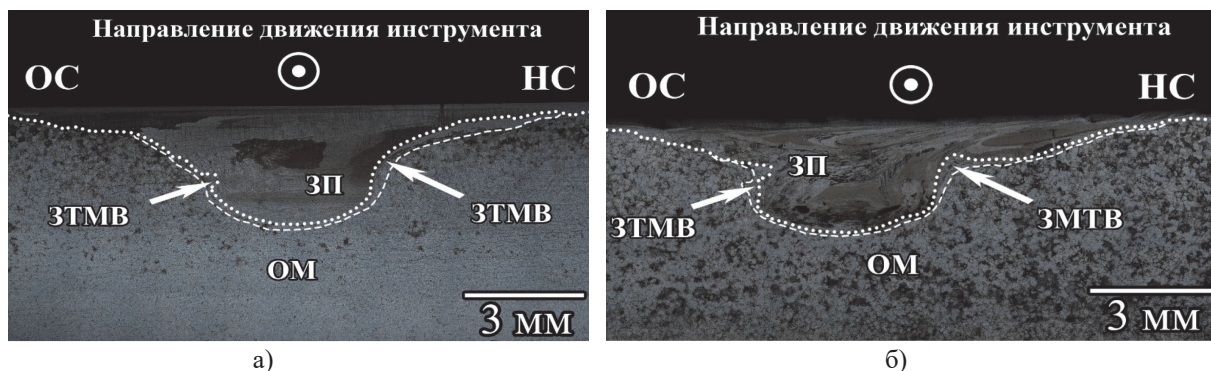


а) оптическая металлография; б) РЭМ (BSE режим съемки)

a) optical metallography; b) SEM (BSE imaging mode)

Рисунок 2. Типичная микроструктура алюминиевого сплава АВ в исходном литом состоянии

Figure 2. Typical microstructure of AV aluminum alloy in the initial cast state



ОС — отступающая сторона; НС — наступающая сторона; ЗП — зона перемешивания; ЗТМВ — зона термомеханического влияния; ОМ — основной металл (исходный сплав).
Оптическая металлография

RS — retreating side; AP — advancing side; SZ — stir zone; TMAZ — thermo-mechanical affected zone; BM — base material (initial alloy). Optical metallography

Рисунок 3. Макростроение алюминиевого сплава АВ (а) и сплава АВ-SiC (б) после ОТП и термообработки

Figure 3. Macrostructure of the AV aluminum alloy (a) and AV-SiC alloy (b) after FSP and T6 heat treatment

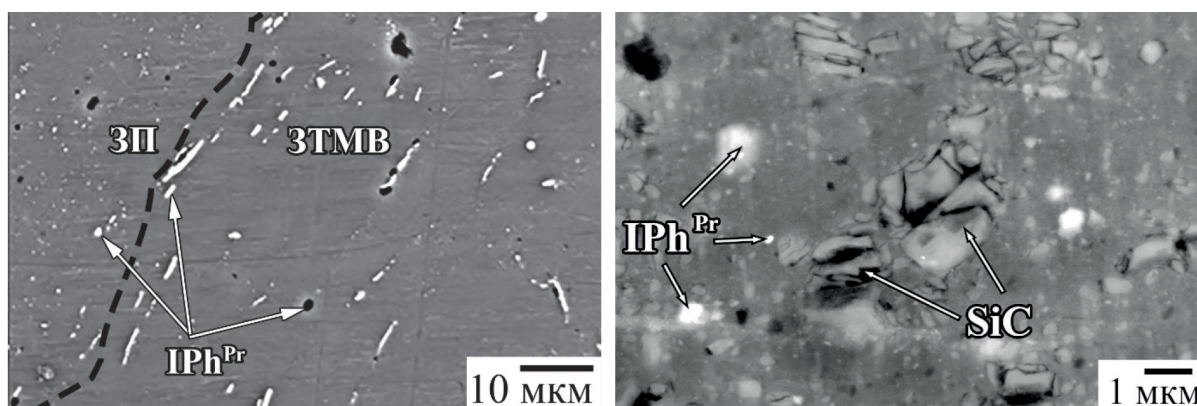


Рисунок 4. Типичная микроструктура перехода между зоной перемешивания (ЗП) и зоной термомеханического влияния (ЗТМВ) алюминиевого сплава АВ (а) и зоны перемешивания сплава АВ-SiC (б) после обработки трением с перемешиванием и последующей термообработки (BSE режим съемки)

Figure 4. Typical microstructure of the transition region between the stir zone (SZ) and thermo-mechanically affected zone (TMAZ) of AV aluminum alloy (a) and stir zone of AV-SiC alloy (b) following friction stir processing and T6 heat treatment (BSE imaging mode)

Таблица 1. Средняя площадь (S) первичных (IPh^{Pr}) интерметаллидных фаз, частиц SiC и средний размер зерен (d) в исходном термообработанном сплаве АВ (Т1) и сплавах АВ (ОТП+Т1) и АВ-SiC (ОТП+Т1) после обработки трением с перемешиванием и термообработки Т1

Table 1. Average area (S) of primary intermetallic (IPh^{Pr}) phases, SiC particles, and average grain size (d) for initial heat-treated AV (T6) alloy, AV (FSP+T6) and AV-SiC (FSP+T6) alloys after friction stir processing and T6 heat treatment

Состояние	АВ (Т1)	АВ (ОТП+Т1)		АВ-SiC (ОТП+Т1)	
Зоны	ОМ	ЗП	ЗТМВ	ЗП	ЗТМВ
SiC, μm^2	—	—	—	$0,20 \pm 0,03$	—
IPh , μm^2	$4,9 \pm 0,5$	$0,13 \pm 0,01$	$0,60 \pm 0,06$	$0,24 \pm 0,05$	$0,5 \pm 0,1$
d, μm	—	401 ± 75		$1,60 \pm 0,03$	

Упрочняющая термообработка сплава АВ после ОТП привела к формированию крупнозернистой структуры (рисунок 5). Принимая во внимание неоднородность зерен по размерам и их аномально крупную величину (отдельные зерна достигают размера несколько миллиметров), можно сделать вывод о том, что рост зерен носит аномальный характер.

В сплаве АВ-SiC после ОТП и последующей термообработки формируется неоднород-

ная зеренная микроструктура. В донной части наблюдаются крупные зерна, средний размер которых достигает 128 ± 12 мкм (рисунок 6, а). В остальной части зоны перемешивания формируется мелкозернистая микроструктура, близкая к равноосной (рисунок 6, б). Таким образом, можно предположить, что наличие частиц SiC способствуют подавлению аномального характера роста зерна.

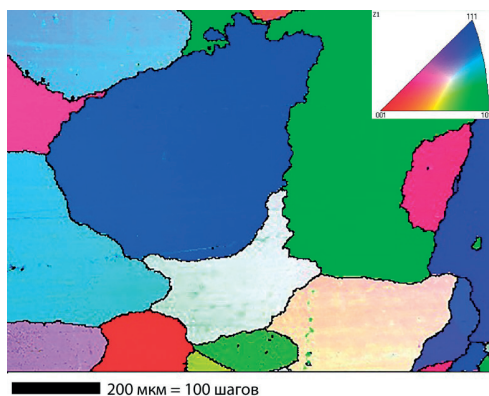


Рисунок 5. Карта распределения ориентаций зерен в алюминиевом сплаве АВ после ОТП и упрочняющей термообработки. На картах распределения ориентаций зерна имеют цвета в соответствии с их кристаллографической ориентацией по отношению к нормали (EBSD анализ)

Figure 5. Map of grain orientation distribution in AV aluminum alloy after FSP and T6 heat treatment. The grains in the orientation distribution maps are colored according to their crystallographic orientation in relation to the normal (EBSD analysis)

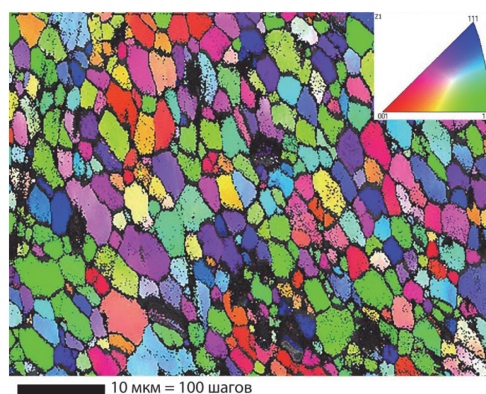


Рисунок 6. Оптическая металлография зоны перемешивания с указанием области, с которой был проведен EBSD анализ (а) и соответствующая карта распределения ориентаций зерен (б) в сплаве АВ-SiC после ОТП и упрочняющей термообработки. На карте распределения ориентаций зерна имеют цвета в соответствии с их кристаллографической ориентацией по отношению к нормали

Figure 6. Optical metallography of the stir zone displaying the EBSD analysis area (a) and the corresponding distribution map of grain orientation (b) in the AV-SiC alloy after undergoing FSP and T6 heat treatment. The grains in the orientation distribution maps are colored according to their crystallographic orientation in relation to the normal (EBSD analysis)

Выводы

В работе показана возможность повышения термической стабильности микроструктуры путем локального поверхностного легирования алюминиевого сплава АВ (Al-Mg-Si) высокопрочными частицами SiC обработкой трением с перемешиванием (ОТП) и последующей упрочняющей термообработкой. Установлено, что ОТП приводит к дроблению и равномерному распределению частиц первичных интерметаллидных фаз. Кроме того,

показано, что обработка трением с перемешиванием способствует дроблению частиц SiC и неравномерному их распределению в зоне перемешивания. Также выявлено, что введение высокопрочных частиц в сплав АВ при обработке трением с перемешиванием способствует повышению термической стабильности его микроструктуры и после упрочняющей термической обработки наблюдается мелкозернистая микроструктура со средним размером зерен около $1,60 \pm 0,03$ мкм.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. 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. P. 3–7. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-1-3-7.
2. Myshlyayev M., Mironov S., Korznikova G., Konkova T., Korznikova E., Aletdinov A., Khalikova G., Raab G., Semiatin S.L. EBSD Study of Superplasticity: New Insight into a Well-Known Phenomenon // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 898. Article No. 162949. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162949
3. Hutchings I., Shipway Ph. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials* // Shipway Ph. 2 ed. Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2017. 237 p.
4. Mulyukov R.R., Korznikova G.F., Nazarov K.S., Khisamov R.K., Sergeev S.N., Shayachmetov R.U., Khalikova G.R., Korznikova E.A. Annealing-Induced Phase Transformations and Hardness Evolution in Al–Cu–Al Composites Obtained by High-Pressure Torsion // *Acta Mechanica*. 2021. Vol. 232. P. 1815–1828. DOI: 10.1007/s00707-020-02858-6.
5. Zykova Anna P., Tarasov Sergei Yu., Chumaevskiy Andrey V., Kolubaev Evgeniy A. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process, Properties, and Methods // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 6. P. 772.
6. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2005. Vol. 50. No. 1-1. P. 1-78. DOI: 10.1016/j.msar.2005.07.001.
7. Ma Z.Y., Feng A.H., Chen D.L., Shen J. Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties // *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*. 2017. Vol. 43. No. 4. P. 260-333. DOI: 10.1080/10408436.2017.1358145.
8. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure of Cast A356 Aluminum // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 433. No. 1-2. P. 269-278. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.099.
9. Smolej A., Klobcar D., Skaza B., Nagode A., Slacek E., Dragojevic V., Smolej S. Superplasticity of the Rolled and Friction Stir Processed Al-4.5 Mg-0.35Sc-0.15Zr alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 590. P. 239-245. DOI: 10.1016/j.msea.2013.10.027.
10. Zhao H., Pan Q., Qin Q., Wu Y., Su X. Effect of the Processing Parameters of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of 6063 Aluminum Alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 751. P. 70–79. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.064.
11. Abrahams R., Mikhail J., Fasihi P. Effect of Friction Stir Process Parameters on the Mechanical Properties of 5005-H34 and 7075-T651 Aluminium Alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 751. P. 363-373. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.065.
12. Ramesh K.N., Pradeep S., Pancholi V. Multipass Friction-Stir Processing and its Effect on Mechanical Properties of Aluminum Alloy 5086 // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2012. Vol. 43. P. 4311-4319. DOI: 10.1007/s11661-012-1232-3.
13. Sato Y.S., Watanabe H., Kokawa H. Grain Growth Phenomena in Friction Stir Welded 1100 Al During Post-Weld Heat Treatment // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007. Vol. 12. No. 4. P. 318–323. DOI: 10.1179/174329307X197575.
14. Liu F.C., Ma Z.Y., Chen L.Q. Low-Temperature Superplasticity of Al–Mg–Sc Alloy Produced by Friction Stir Processing // *Scripta Materialia*. 2009. Vol. 60. No. 11. P. 968–971. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.021.
15. Lezaack M.B., Simar A. Avoiding Abnormal Grain Growth in Thick 7XXX Aluminium Alloy Friction Stir Welds During T6 Post Heat Treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 807. Article No. 140901. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140901.
16. Hou Y.F., Liu C.Y., Zhang B., Wei L.L., Dai H.T., Ma Z.Y. Mechanical Properties and Corrosion Resistance of the Fine Grain Structure of Al–Zn–Mg–Sc Alloys Fabricated by Friction Stir Processing and Post-Heat Treatment // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 785. Article No. 139393. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139393.
17. Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of Abnormal Grain Growth in Friction-Stir Welded Al–Cu–Mg Alloy by Lowering of Welding Temperature // *Scripta Materialia*. 2021. Vol. 196. Article No. 113765. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.113765.
18. Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of Post-Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Processed Al–Mg–TiO₂ Nanocomposites // *Materials & Design*. 2014. Vol. 63. P. 30-41. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.
19. Bourkhani R.D., Eivani A.R., Nateghi H.R. Through-Thickness Inhomogeneity in Microstructure and Tensile Properties and Tribological Performance of Friction Stir Processed AA1050-Al₂O₃ Nanocomposite // *Composites Part B: Engineering*. 2019. Vol. 174. Article No. 107061. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.107061.
20. Dolatkhan A., Golbabaee P., Givi M.K.B., Molaiekiya, F. Investigating Effects of Process Parameters on Microstructural and Mechanical Properties of Al5052/SiC Metal Matrix Composite Fabricated Via Friction Stir Processing // *Materials & Design*. 2012. Vol. 37. P. 458-464. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.035.
21. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. Surface Hardening of an Al-Si-Cu-Ni-Mg Aluminum Alloy by Friction Stir Processing and T6 Heat Treatment // *Letters on Materials*. 2022. Vol. 12. No. 3. P. 255-260. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-3-255-260.
22. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering: R*. 2002. Vol. 50. P. 1–78. DOI: 10.1016/j.msar.2005.07.001.
23. Sato Y.S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S. Microstructural Evolution of 6063 Aluminum During Friction-Stir Welding // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 1999. Vol. 30. P. 2429–2437. DOI: 10.1007/s11661-999-0251-1.
24. Ma Z. Y., Mishra R. S., Mahoney M. W. Friction Stir Welding and Processing II // *Materials Science and Engineering: R*. 2005. Reports 50. No. 1. DOI: 10.1016/j.msar.2005.07.001.

REFERENCES

1. 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.
2. Myshlyaev M., Mironov S., Korznikova G., Konkova T., Korznikova E., Aletdinov A., Khalikova G., Raab G., Semiatin S.L. EBSD Study of Superplasticity: New Insight into a Well-Known Phenomenon. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, Vol. 898, Article No. 162949. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162949
3. Hutchings I., Shipway Ph. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. Shipway Ph. 2 ed. Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2017. 237 pp.
4. Mulyukov R.R., Korznikova G.F., Nazarov K.S., Khisamov R.K., Sergeev S.N., Shayachmetov R.U., Khalikova G.R., Korznikova E.A. Annealing-Induced Phase Transformations and Hardness Evolution in Al–Cu–Al Composites Obtained by High-Pressure Torsion. *Acta Mechanica*, 2021, Vol. 232, pp. 1815–1828. DOI: 10.1007/s00707-020-02858-6.
5. Zykova Anna P., Tarasov Sergei Yu., Chumaevskiy Andrey V., Kolubaev Evgeniy A. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process, Properties, and Method. *Metals*, 2020, Vol. 10, No. 6, pp. 772.
6. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2005, Vol. 50, No. 1-1, pp. 1-78. DOI: 10.1016/j.msere.2005.07.001.
7. Ma Z.Y., Feng A.H., Chen D.L., Shen J. Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 2017, Vol. 43, No. 4, pp. 260-333. DOI: 10.1080/10408436.2017.1358145.
8. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure of Cast A356 Aluminum. *Materials Science and Engineering A*, 2006, Vol. 433, No. 1-2, pp. 269-278. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.099.
9. Smolej A., Klobcar D., Skaza B., Nagode A., Slacek E., Dragojevic V., Smolej S. Superplasticity of the Rolled and Friction Stir Processed Al-4.5 Mg-0.35Sc-0.15Zr alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, Vol. 590, pp. 239-245. DOI: 10.1016/j.msea.2013.10.027.
10. Zhao H., Pan Q., Qin Q., Wu Y., Su X. Effect of the Processing Parameters of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of 6063 Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, Vol. 751, pp. 70–79. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.064.
11. Abrahams R., Mikhail J., Fasihi P. Effect of Friction Stir Process Parameters on the Mechanical Properties of 5005-H34 and 7075-T651 Aluminium Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, Vol. 751, pp. 363-373. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.065.
12. Ramesh K.N., Pradeep S., Pancholi V. Multipass Friction-Stir Processing and its Effect on Mechanical Properties of Aluminum Alloy 5086. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2012, Vol. 43, pp. 4311-4319. DOI: 10.1007/s11661-012-1232-3.
13. Sato Y.S., Watanabe H., Kokawa H. Grain Growth Phenomena in Friction Stir Welded 1100 Al During Post-Weld Heat Treatment. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, Vol. 12, No. 4, pp. 318–323. DOI: 10.1179/174329307X197575.
14. Liu F.C., Ma Z.Y., Chen L.Q. Low-Temperature Superplasticity of Al–Mg–Sc Alloy Produced by Friction Stir Processing. *Scripta Materialia*, 2009, Vol. 60, No. 11, pp. 968–971. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.021.
15. Lezaack M.B., Simar A. Avoiding Abnormal Grain Growth in Thick 7XXX Aluminium Alloy Friction Stir Welds During T6 Post Heat Treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, Vol. 807, Article No. 140901. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140901.
16. Hou Y.F., Liu C.Y., Zhang B., Wei L.L., Dai H.T., Ma Z.Y. Mechanical Properties and Corrosion Resistance of the Fine Grain Structure of Al–Zn–Mg–Sc Alloys Fabricated by Friction Stir Processing and Post-Heat Treatment // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 785. Article number 139393. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139393.
17. Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of Abnormal Grain Growth in Friction-Stir Welded Al-Cu-Mg Alloy by Lowering of Welding Temperature. *Scripta Materialia*, 2021, Vol. 196, Article No. 113765. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.113765.
18. Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of Post-Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Processed Al–Mg–TiO₂ Nanocomposites. *Materials & Design*, 2014, Vol. 63, pp. 30-41. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.
19. Bourkhani R.D., Eivani A.R., Nateghi H.R. Through-Thickness Inhomogeneity in Microstructure and Tensile Properties and Tribological Performance of Friction Stir Processed AA1050-Al₂O₃ Nanocomposite. *Composites Part B: Engineering*, 2019, Vol. 174, Article No. 107061. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.107061.
20. Dolatkhan A., Golbabaei P., Givi M.K.B., Molaiekiya, F. Investigating Effects of Process Parameters On Microstructural and Mechanical Properties of Al5052/Sic Metal Matrix Composite Fabricated Via Friction Stir Processing. *Materials & Design*, 2012, Vol. 37, pp. 458-464. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.035.
21. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. Surface Hardening of an Al-Si-Cu-Ni-Mg Aluminum Alloy by Friction Stir Processing and T6 Heat Treatment. *Letters on Materials*, 2022, Vol. 12, No. 3. pp. 255-260. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-3-255-260.
22. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R*, 2002, Vol. 50, pp. 1–78. DOI: 10.1016/j.msere.2005.07.001.
23. Sato Y.S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S. Microstructural Evolution of 6063 Aluminum During Friction-Stir Welding. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 1999, Vol. 30, pp. 2429–2437. DOI: 10.1007/s11661-999-0251-1.
24. Ma Z. Y., Mishra R. S., Mahoney M. W. Friction Stir Welding and Processing II. *Materials Science and Engineering: R*, 2005, Reports 50, No. 1. DOI: 10.1016/j.msere.2005.07.001.

ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ
INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Гульнара Рашитовна Халикова, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН; доцент кафедры «Технологические машины и оборудование»; доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении», Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Gulnara R. Khalikova, candidate of technical sciences, senior researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS; associate professor, Technological machines and equipment department; associate professor, Metal technology in oil and gas engineering department, Ufa state petroleum technological university, Ufa, Russia
gulnara.r.khalikova@gmail.com

Эльнара Ураловна Шарипова, магистрант, Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Elnara U. Sharipova, undergraduate Student, Ufa state petroleum technological university, Ufa, Russia

Вадим Геннадьевич Трифонов, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН; доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении», Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Vadim G. Trifonov, candidate of technical sciences, leading researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS; associate professor, Metal technology in oil and gas engineering department, Ufa state petroleum technological university, Ufa, Russia

Статья поступила в редакцию 20.05.2023; одобрена после рецензирования 15.09.2023; принята к публикации 30.09.2023.

The article was submitted 20.05.2023; approved after reviewing 15.09.2023; accepted for publication 30.09.2023.