

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'3'721:539.25

ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОГО РОТАЦИОННО-ФРИКЦИОННОГО ПЕРЕДЕЛА НА МИКРОСТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СВЕЖЕЛИТОГО СПЛАВА Al–20Si

© 2019 г. Йондзин Ян^а, Пен Хуа^{а, *}, Сяньфэн Ли^а, Ке Чень^а, Вэй Чжоу^{а, б}

^аФакультет материаловедения и технологии материалов, Хэфэйский технологический университет, пров. Аньхой, Китай

^бШкола авиа- и ракетостроения, Машиностроительный колледж, Наньянский технологический университет, Наньян, Сингапур

*e-mail: weldinghua@163.com

Поступила в редакцию 06.12.2017 г.

После доработки 24.09.2018 г.

Принята к публикации 06.06.2019 г.

Исследовано влияние многопроходного ротационно-фрикционного передела (РФП) на микроструктуру и ударную вязкость свежелитого сплава Al–20Si. РФП выражен в раздроблении грубых первичных Si-частиц, а также в раздроблении эвтектических Si-частиц иглообразной формы, в их большей однородности и в залечивании пор. Средний размер и аспектное отношение Si-частиц уменьшаются от 86.0 мкм до 1.4 мкм и от 3.42 до 1.48 после семи РФП проходов, соответственно. Ударная вязкость, измеренная по методике Шарпи, сначала существенно возрастает с увеличением числа проходов и затем становится постоянной по величине в области значений 7.3–7.7 Дж/см² после трех РФП проходов РФП. Улучшение показателей ударной вязкости в первую очередь было связано с измельчением элементов микроструктуры и с увеличением содержания ультрадисперсных Si-частиц в процессе многопроходного РФП. Кроме того, мода излома образцов, прошедших тестирование на ударную вязкость, после РФП изменяется с хрупко-откольной на вязкую. Вместе с этим различие в микроструктуре и значениях ударной вязкости после трех и семи РФП проходов оказывается минимальным, и объясняется это невозможностью бесконечного дробления Si-частиц.

Ключевые слова: сплав Al–20Si, ротационно-фрикционный передел (РФП обработка), микроструктура, ударная вязкость

DOI: 10.1134/S0015323019110056

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Al–Si до сих пор находят широкое применение в автомобильной и других отраслях промышленности благодаря своему невысокому удельному весу, небольшому коэффициенту теплового расширения (КТР) и хорошей износостойкости [1–4]. Ударная вязкость Al–Si-сплавов как важная характеристика деталей поршневой и кузовной систем до сих пор является объектом пристального внимания со стороны исследователей [2–9]. Известно, что повышение содержания кремния провоцирует огрубление Si-фазы и возникновение дефектов литья. Ударная вязкость Al–Si-сплавов при этом заметно снижается, что сужает сферу их использования. Ряд методов, таких как добавка легирующих элементов [2–4], термообработка [5], равноканальное угловое прессование (РКУП) с вращающимся плунжером (ВП) [6] и ротационно-фрикционный передел (РФП обработка) [7, 8], нашли свое применение в случае Al–Si-сплавов для улучшения их ударной вязкости. В таблице 1 приведены результаты не-

скольких более ранних исследований по улучшению ударной вязкости Al–Si-сплава. По ним можно сделать вывод, что улучшение ударной вязкости за счет традиционных методов, таких как добавка элементных модификаторов состава и термообработка материала, крайне ограничено в сравнении с возможностями интенсивной пластической деформации (ИПД). Что касается методов ИПД, для достижения желаемого прироста ударной вязкости, при РКУП ВП требуется, по меньшей мере, 8 проходов. В этой связи авторы [9] отмечали, что формирование многочисленных пор в Al–Si-сплавах во время первых четырех РКУП ВП проходов происходило из-за хрупкости их Si-частиц, причем и после 4-х проходов поры не исчезали. Напротив, авторы [8] пришли к заключению, что РФП обработка способна улучшить показатели ударной вязкости Al–Si сплавов за какие-то два прохода и практически исключить присутствие в этих сплавах пор.

Ротационно-фрикционный передел является эффективным способом обработки материала, возникшей на базе метода фрикционно-ротационной

Таблица 1. Результаты предшествующих исследований по ударной вязкости Al–Si-сплавов

Сплав	Размер частиц	Ударная вязкость, Дж/см ²	Источник
Al–7Si (модифицир. Cu, Sr)	60 нм (Al)	4.0	[2]
Al–11Si (модифицир. Cu, Mg)	4.2 ± 5.1 мкм (Si)	<6	[3]
Al–12Si (модифицир. Cu)	–	3.63 ± 0.4	[4]
A390 (Al–17Si), состар. 100 ч	–	<6	[5]
Al–11Si, после 32-прох. РКУП	200–400 нм (Al)	>10	[6]
Al–12Si, после 1-прох. РФП	–	5.3	[7]
Al–12Si, после 2-прох. РФП	2.6 ± 2.4 мкм (Si)	8.3 ± 0.3	[8]

сварки (РФС). В процессе РФП интенсивная пластическая деформация (ИПД), а также течение материала и воздействие на него тепла (при неизбежном при РФП тепловыделении) приводят к измельчению элементов микроструктуры и залечиванию дефектов литья в зоне ротационного РФП воздействия [10]. Ранее РФП находил свое применение на таких Al–Si-сплавах доэвтектического состава, как, например, сплав A356 [10]. В ряде экспериментальных работ обнаружили значительную долю подвергшихся раздроблению как огрубленных иглообразных Si-частиц, так и алюминиевых дендритов. Недавно РФП было также проведено на заэвтектоидных Al–Si-сплавах. Было установлено, что РФП приводит к существенному дроблению огрубленных первичных Si-частиц и эвтектических Si-частиц, а также делает однородным их пространственное распределение [11]. Между тем почти все возникшие при литье поры, были залечены. Все эти изменения в микроструктуре благоприятны для улучшения ударной вязкости материала. При этом, однако, изучение влияния РФП на ударную вязкость Al–Si-сплавов было сфокусировано на составах вблизи эвтектической области (содержание Si около 12%), в условиях полного отсутствия Si-частиц [7, 8]. Мы не располагаем литературными данными об Al–Si-сплавах заэвтектических составов. Более того, нам представляется целесообразным попытаться установить взаимосвязь между числом РФП проходов и уровнем ударной вязкости для выбранного нами Al–Si-сплава. Поэтому заэвтектический сплав Al–20Si, подвергнутый различному числу РФП проходов, и был выбран с целью изучить влияние многопроходного РФП обработки на микроструктуру и ударную вязкость.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Заэвтектический Al–Si 20 вес. %-сплав был приготовлен в электроплавильной печи сплавлением компонентов промышленной чистоты – Al (99.9%) и Si (99.9%). Расплав был пневмоотформован в графитовую изложницу при 780°C. РФП обработку проводили с неплавящейся ротационно-фрикционной (РФ) насадкой из стали марки Н13 (Эйч 13), с имеющим винтовую нарезку (ВН) шипом. Индентационный ВН шип составлял угол до 2.5° с осью вращения РФ насадки. Ско-

рости вращения и продольной подачи РФП узла были фиксированы и составляли 950 об./мин и 47.5 мм/мин соответственно. Для того чтобы изучить влияние числа РФП проходов на ударную вязкость материала, в нашем исследовании были осуществлены РФП обработки в 3, 5 и 7 проходов в одном и том же РФ направлении со 100%-ным перекрытием (каждого из предыдущих и последующих РФ проходов) и изучены их результаты. Испытавший РФП воздействие материал после каждого РФП прохода охлаждали до комнатной температуры на воздухе. Образцы для измерения ударной вязкости по методу Шарпи, с U-образной насечкой на рабочей части, размерами 55 × 10 × 5 мм, были вырезаны в продольном направлении из мест поверхности прошедших РФП обработку образцов. Нанесение двухмиллиметровой по длине U-образной насечки было осуществлено для обеспечения локализации будущего разлома разрывного образца в тестах на ударную вязкость (УВ) исключительно в области его рабочей поверхности, подвергшейся ранее РФП обработке.

Аттестацию микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа (ОМ) марки Zeiss Axioskop 40, автоэлектронного сканирующего микроскопа (РЭМ) модели Hitachi SU8020 и электронного микроскопа на просвет (ПЭМ) марки JEOL JEM-2100F. Образцы для оптической металлографии были вырезаны из РФП обработанной пластины в сечении, поперечном поступательному направлению РФП. Затем их шлифовали на наждачной бумаге SiC абразива и далее полировали. Для травления ОМ образцов был выбран реагент Келлера. Продолжительность травления составляла 10 с. Для наведения статистики

Таблица 2. Размер Si-частиц и аспектное отношение сплава Al–20 вес. % Si

Сплав	Размер, мкм	Аспектное отношение
Литой	86.0 ± 22.3	3.42 ± 1.12
1-проход. РФП	2.5 ± 2.1	1.97 ± 0.89
3-проход. РФП	1.5 ± 1.2	1.55 ± 0.67
5-проход. РФП	1.4 ± 1.1	1.51 ± 0.61
7-проход. РФП	1.4 ± 0.8	1.48 ± 0.58

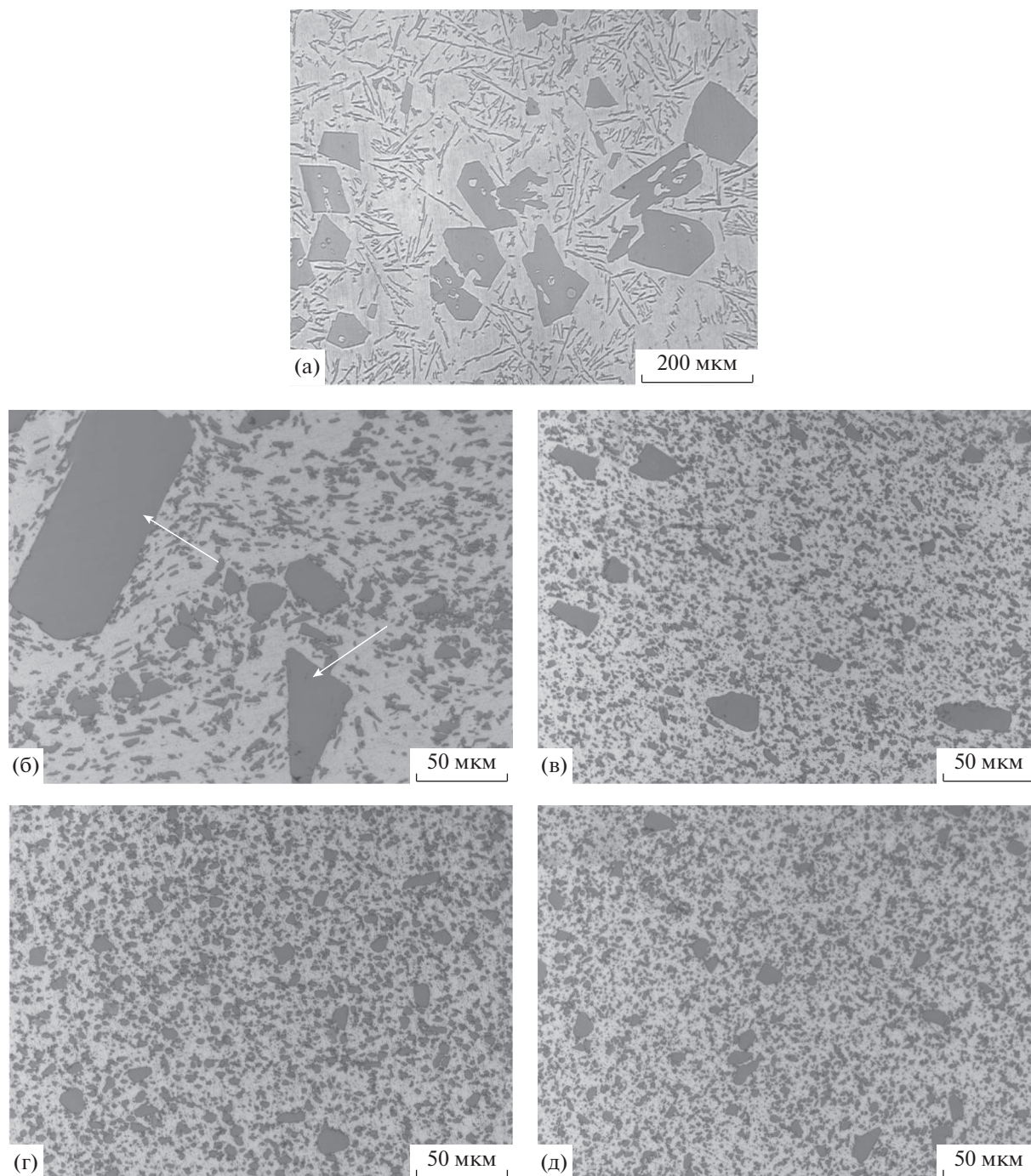


Рис. 1. Оптические микрофотографии, показывающие влияние многопроходной РФП обработки на микроструктуру сплава Al–20 вес. % Si: (а) литое состояние; после (б) 1 прохода; (в) 3 проходов; (г) 5 проходов; (д) 7 проходов.

по размерам частиц (табл. 2) была использована профессиональная программа ИРР обработки изображений (Image Pro Plus). Измерение размеров частиц производили по пяти металлографическим изображениям, снятым и отобраным с мест разной локации. Образцы для ПЭМ имели 3 мм в диаметре и 50 мкм толщины; вырезаны из центра в РФП зоне, а затем подвергнуты ионному травле-

нию в течение 5 ч. Далее поверхности излома разрывных образцов исследовали РЭМ методом.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура

На рис. 1 представлено изображение микроструктуры сплава Al–20Si до и после многопро-

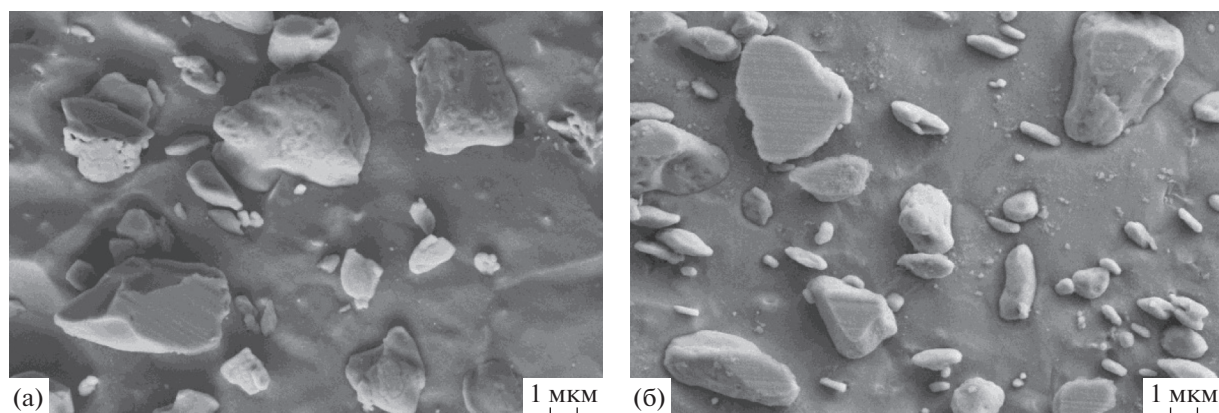


Рис. 2. РЭМ изображения микроструктуры сплава Al–20 вес. % Si после РФП: 1 проход (а), 3 прохода (б).

ходного РФП. Для литого сплава Al–20Si типична микроструктура, состоящая из огрубленных первичных Si-частиц и эвтектических Si-частиц игловидной формы (рис. 1а). Средний размер первичных Si-частиц составил более 80 мкм. Как можно видеть на рис. 1б, невозможно различить эвтектические Si и первичные Si-частицы после РФП обработки. Все игловидные эвтектические Si-частицы превратились в дисперсные Si-частицы, а огрубленные полигональные первичные Si-частицы также были раздроблены до частиц малых размеров. После первого РФП прохода средний размер Si-частиц значительно уменьшился – от 86 до 2.5 мкм, а аспектное отношение (длины к ширине) Si-частиц уменьшилось от 3.42 до 1.97. После трех РФП проходов размер Si-частиц, продолжив уменьшение, достиг 1.5 мкм, а форма Si-частиц оказалась практически сферической, с аспектным отношением 1.55. Кроме того, распределение Si стало более однородным в сравнении с литым и однократно РФП обработанным образцом. Вместе с этим, некоторые огрубленные Si-частицы (отмечены белыми стрелочками) по-прежнему сохранились в объеме материала после его однократной РФП обработки. Эти крупные Si-частицы далее подверглись раздроблению в мелкие частицы в результате многопроходных РФП обработок. Это обстоятельство, вероятно, может свидетельствовать о том, что основная доля крупных первичных Si-частиц подвергается раздроблению в процессе многопроходных РФП обработок. После 3-х, 5-ти и 7-ми РФП проходов микроструктура обнаруживает незначительные изменения. Это можно объяснить следующим образом. РФП обычно оказывает значительный эффект дробления на крупные Si-частицы, но при этом не затрагивает мелкие Si-частицы. После более трех РФП проходов, вероятно, это может воспрепятствовать прогрессирующему росту эффекта дробления Si-частиц. Данный вывод/результат находится в хорошем согласии с работами Rao [11] и Cui [12].

Численно очень трудно оценить размер и аспектное отношение ультрадисперсных Si-частиц на

малых увеличениях из-за сегрегирования дисперсных Si-частиц после РФП обработки. Поэтому для получения изображений на больших увеличениях в целях набора данных надежной статистики – необходимо проведение измерений вручную. На рис. 2а представлено РЭМ-изображение микроструктуры образца после первого РФП прохода. Вследствие несущественных различий в микроструктуре после РФП проходов число больше трех, на рис. 2б представлено, как характерное для многопроходной РФП обработки изображение микроструктуры образца, прошедшего 3-х стадийную РФП обработку. Распределение Si-частиц по размерам в образце после разного числа проходов РФП обработки проиллюстрировано на рис. 3. Доля Si-частиц размером меньше 1 мкм составила приблизительно 37, 38 и 40% для 3-х, 5-ти и 7-ми РФП проходов соответственно. В каждом из случаев это значительно превосходит показатель, характерный для случая единственного РФП прохода (16%).

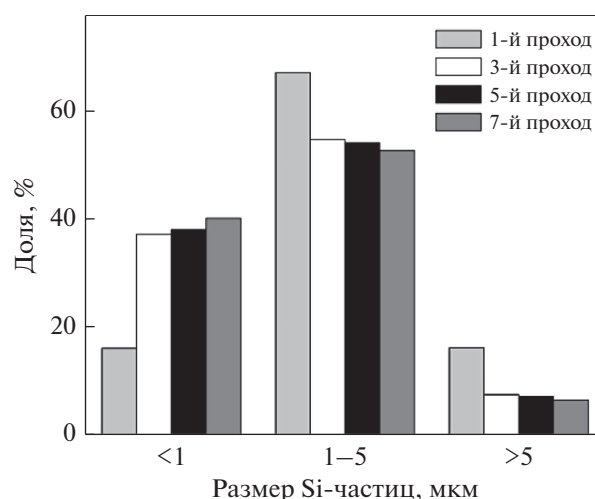


Рис. 3. Распределения Si-частиц по размерам в образцах после разного числа РФП проходов.

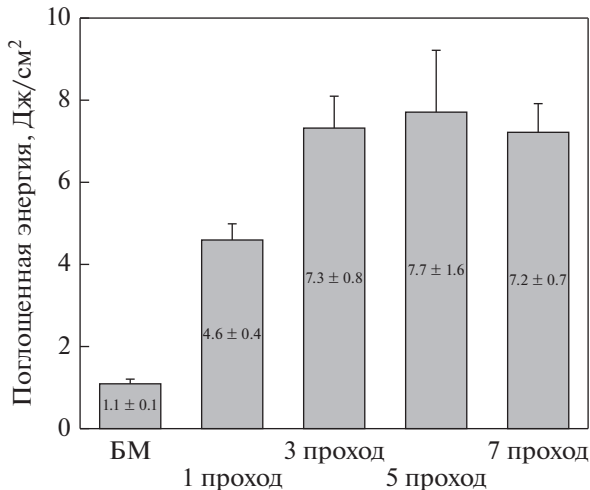


Рис. 4. Поглощенная энергия разрывного образца сплава Al–20 вес. % Si при его ударном нагружении, до и после РФП обработки.

Ударная вязкость

На рис. 4 графически представлена энергия, поглощенная образцом сплава Al–20 вес. % Si до и после его РФП обработки при ударном нагружении в опытах на ударную вязкость по методу Шарпи. Ударная вязкость литого сплава Al–20Si составляет обычно 1.1 Дж/см². После РФП энергия, поглощенная образцом сплава Al–20Si в состоянии после однократного РФП прохода, существенно возросла, приблизительно до 4.6 Дж/см², а в состоянии после трехкратного РФП прохода – до 7.3 Дж/см². Это в 4 и 6.6 раз превышает значение ударной вязкости литого образца. По мере увеличения числа РФП проходов, величина поглощенной энергии изменяется незначительно. Эти результаты говорят о том, что РФП в огромной степени улучшает ударную вязкость литого сплава Al–20Si.

Хорошо известно, что острые кромки первичных Si-кристаллов и эвтектических Si-кристаллов иглообразной формы обычно являются кон-

центраторами высокого уровня напряжений. Как результат, матрица в окрестности алюминиевых и кремниевых кристаллов может оказаться в по-разному напряженном состоянии. Это является причиной снижения устойчивости материала к образованию трещин и, следовательно, ведет к ухудшению ударной вязкости [13]. Микроструктура литого сплава полностью дефрагментирована после его РФП обработки, и как огрубленные первичные Si-частицы, так и эвтектические Si-частицы иглообразной формы диспергируются до меньших размеров. Между тем на рис. 5 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Al–20Si в литом состоянии и после одного и трех РФП проходов. Можно видеть, что размер зерен α -Al снижается до почти 1 мкм после РФП, а между размерами зерен α -Al в состояниях сплава после одного и трех РФП проходов трудно заметить какое-либо различие, что надо отнести на счет динамической рекристаллизации в зернах α -Al во время многопроходной РФП обработки. Автор [11] озвучил аналогичный результат по литому сплаву Al–30Si после его РФП обработки. Согласно ему, размер зерна уменьшался в процессе первого РФП прохода, и каких-либо его изменений не было отмечено вплоть до состояния, возникшего после шести РФП проходов.

Следует отметить, что явный рост ударной вязкости в процессе увеличения числа РФП проходов с одного до трех весьма замечателен, поскольку средний радиус Si-частиц и их аспектное отношение практически одинаковы в состояниях сплава после одного и после трех РФП проходов. Тем самым крупные Si-частицы не играют особо важной роли в этом улучшении сплава Al–20Si. Напротив, доля Si-частиц размера меньшего, чем 1 мкм, существенно возрастает – от 16 до 37%. Автор монографии [14] отмечал, что ультрадисперсные частицы (размером менее 1 мкм) и частицы сферической формы более устойчивы к трещинообразованию, что приводит к большей вязкости материала. В данной работе как ультрадисперсные Si-частицы, так и ультрадисперсные алюминиевые

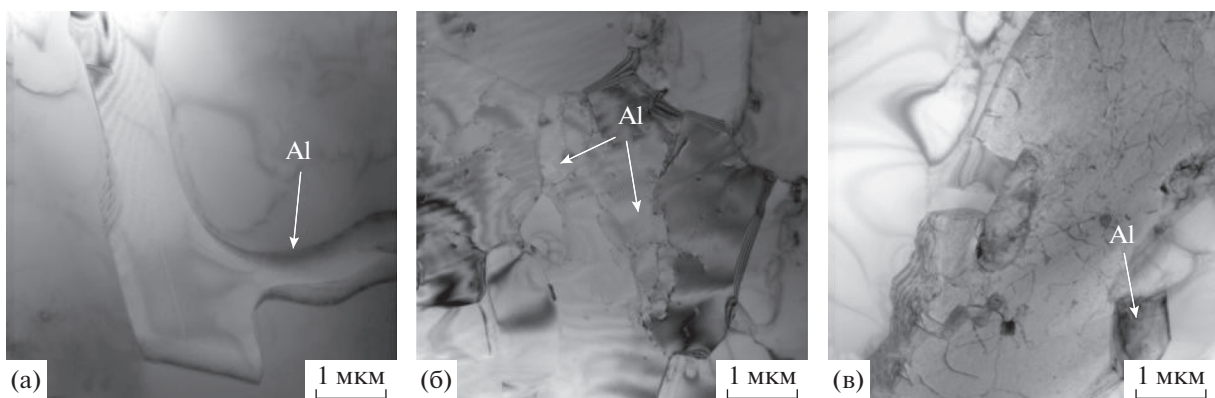


Рис. 5. ПЭМ изображения микроструктуры сплава Al–20 вес. % Si: литое состояние (а); после 1 (б) и 3 (в) РФП проходов.

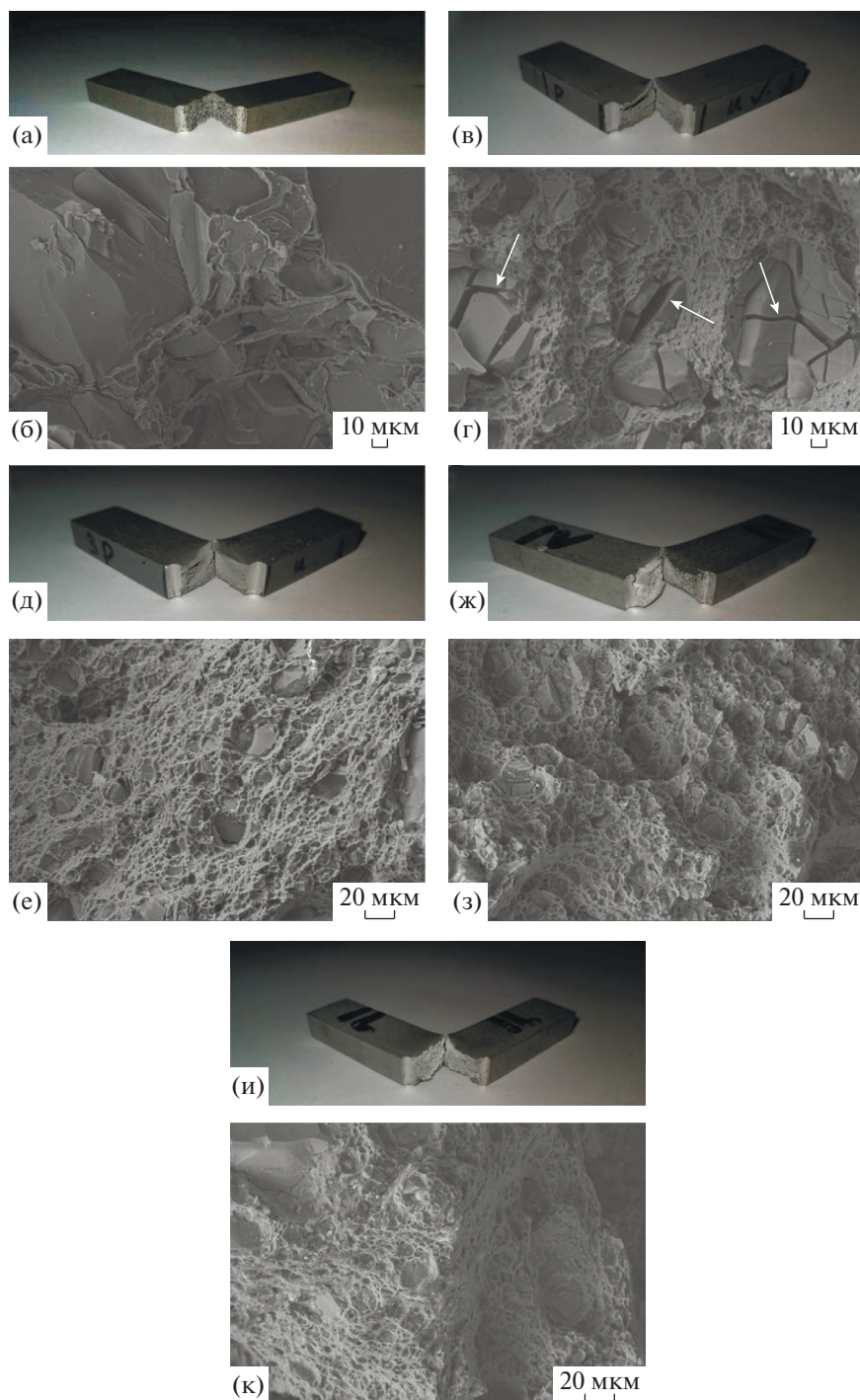


Рис. 6. Макро- и РЭМ изображения поверхностей ударного излома базового металла (БМ) (а, б), 1 проход (в, г), 3 прохода (д, е), 5 проходов (ж, з), 7 проходов (и, к) РФП обработки.

зерна получают в результате РФП обработки. Как обсуждали ранее, большинство алюминиевых зерен имеют размер порядка 1 мкм, который не изменяется и после РФП обработки [8, 10–12]. Поэтому увеличивающееся содержание ультрадисперсных Si-частиц могло бы быть основным фактором улучшения ударной вязкости при увеличении числа РФП проходов с одного до трех.

Изучение поверхностей излома

На рис. 6 представлены макро- и РЭМ-изображения поверхностей ударного излома. Макроскопический ударный излом литого сплава Al–20Si более плоский (по характеру поверхности) в сравнении с тем, что наблюдается в образцах, прошедших предварительно однократную РФП обработку

(сравним рис. ба и бв). Это говорит о том, что перед ударным разрушением образца литого сплава в нем отсутствовала какая-либо пластическая деформация. На рис.6б представлено типичное хрупкое разрушение литого сплава Al–20Si; его поверхность излома неровная и не обнаруживает формирования ямочек, хотя фасетки налицо. Для образцов, прошедших многопроходную РФП обработку, характерна поверхность излома, испещренная ямочками, которые отсутствуют в случае литого образца. Более того, мода излома для образцов, прошедших однократную РФП обработку, является смешанной, представляющей собой комбинацию хрупкого и вязкого разрушения (рис. 6г). Многочисленные трещины у крупных Si-частиц (показаны белыми стрелочками) возникают уже после первого РФП прохода. Эти Si-частицы являются хрупкими, и первичные огрубленные Si-частицы в сплаве Al–20Si вполне могут выступать в качестве центров инициации трещинообразования [1, 15]. Образцы после 3-х или большего числа РФП проходов демонстрируют поверхности излома с более дисперсными деталями – с многочисленными ямочками и равномерно пространственно распределенными Si-частицами. Кроме того, дисперсные Si-частицы брали свое происхождение от более крупных, у которых по мере их измельчения число трещин сокращалось, и сами частицы утрачивали роль центров инициации трещинообразования. Это подтверждается случаем (рис. 6е), который показывает сокращение числа трещин в этом состоянии сплава у Si-частиц, а также то, что зародыши ударного излома стремятся локализоваться в крупных Si-частицах.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Ротационно-фрикционный передел (РФП) с успехом применен для модифицирования микроstructures и улучшения ударной вязкости в сплаве Al–20Si. РФП обработка индуцирует дробление как эвтектических, так и первичных Si-частиц и приводит к их более однородному распределению. Ударная вязкость сплава Al–20Si значительно повысилась, достигнув значения в 7.3 Дж/см² после третьего РФП прохода и остается неизменным при дальнейшем увеличении их числа. Это почти в 7 раз выше значения, характерного для литого состояния. Увеличение ударной вязкости в основном обусловлено измельчением как размера, так и морфологии огрубленных Si-частиц, а также ростом доли Si-частиц размером менее 1 мкм. Рост числа РФП проходов выше 3-х не приводит к какому-либо ощутимому влиянию на микроstructure и ударную вязкость подвергнутого ротационно-фрикционному переделу сплава.

Работа получила финансовую поддержку Фонда Фундаментальных Исследований Ведущих университетов Китая (грант № JD2017JGPY0007).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ye H. An overview of the development of Al–Si–Alloy based material for engine applications // J. Mater. Eng. Perf. 2003. V. 12. P. 288–297.
2. Basavakumar K.G., Mukunda P.G., Chakraborty M. Influence of grain refinement and modification on microstructure and mechanical properties of Al–7Si and Al–7Si–2.5Cu cast alloys // Mater. Character. 2008. V. 59. P. 283–289.
3. Elsebaie O., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W. Impact toughness of Al–Si–Cu–Mg–Fe cast alloys: effects of minor additives and aging conditions // Mater. Des. 2014. V. 60. P. 496–509.
4. Basavakumar K.G., Mukunda P.G., Chakraborty M. Impact toughness in Al–12Si and Al–12Si–3Cu cast alloys—part 1: effect of process variables and microstructure // Int. J. Impact. Eng. 2008. V. 35. P. 199–205.
5. Abuhasel Kh.A., Ibrahim M.F., Elgallad E.M., Samuel F.H. On the impact toughness of Al–Si cast alloys // Mater. Des. 2016. V. 91. P. 388–397.
6. Ma A.B., Suzuki K., Nishida Y., Saito N., Shigematsu I., Takagi M., Iwata H., Watazu A., Imura T. Impact toughness of an ultrafine-grained Al–11 mas. % Si alloy processed by rotary- die equal-channel angular pressing // Acta. Mater. 2005. V. 53. P. 211–220.
7. Mohammed A., Mohammed J., Ouda A. Effect of friction stir processing on mechanical properties and microstructure of the sand casting eutectic Al–12 wt. % Si alloy // Int. J. Sci. Res. 2013. V. 2. P. 380–384.
8. Aktarer S.M., Sekban D.M., Saray O., Kucukomeroglu T., Ma Z.Y., Purcek G. Effect of two-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of as- cast binary Al–12Si alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 636. P. 311–319.
9. Ma A.B., Suzuki K., Saito N., Nishida Y., Takagi M., Shigematsu I., Iwata H. Impact toughness of an ingot hypereutectic Al–23 mas. % Si alloy improved by rotary-die equal- channel angular pressing // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 399. P. 181–189.
10. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Microstructural modification of as-cast Al–Si–Mg alloy by friction stir processing // Meta. Mater. Trans. A. 2006. V. 37. P. 3323–3336.
11. Rao A.G., Ravi K.R., Ramakrishnarao B. Recrystallization phenomena during friction stir processing of hypereutectic aluminum-silicon alloy // Meta. Mater. Trans. A. 2013. V. 44. P. 1519–1529.
12. Cui G.R., Ni D.R., Ma Z.Y., Li S.X. Effects of friction stir processing parameters and in situ passes on microstructure and tensile properties of Al–Si–Mg casting // Meta Mater Trans A. 2014. A. V. 45. P. 5318–5331.
13. Li Q.L., Xia T.D., Lan Y.F., Zhao W.J., Fan L., Li P.F. Effect of rare earth cerium addition on the microstructure and tensile properties of hypereutectic Al–20% Si alloy // J. Alloy. Compd. 2013. V. 562. P. 25–32.
14. Dieter G.E. Mechanical Metallurgy // McGraw- Hill, N.Y., 1988.
15. Hafiz M.F., Kobayashi T. Fracture toughness of eutectic Al–Si casting alloy with different microstructural features // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. P. 6195–6200.