



УДК 534.2

Поступила 19.01.2017

ИМПУЛЬСНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

PULSE FORMATION OF STRUCTURE OF FOUNDRY ALUMINUM ALLOY

С. М. УШЕРЕНКО, С. Н. ГРИГОРЬЕВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: usherenko@gmail.com,

Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь,
ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: lms@itm.by,

Ю. С. УШЕРЕНКО, Филиал БНТУ «ИПК и ПК», г. Минск, Беларусь,

А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск,
Беларусь, пр. Независимости, 99. E-mail: andru49@mail.ru

S. M. USHERENKO, S. N. GRIGORIEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,
65, Nezavisimosti ave. E-mail: usherenko@gmail.com,

E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev,
Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli. E-mail: lms@itm.by,

YU. S. USHERENKO, Branch BNTU «IPK and PC», Minsk, Belarus,

A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus, 99, Nezavisimosti
ave. E-mail: andru49@mail.ru

Выполнена оценка воздействия порошковых частиц SiC в режиме сверхглубокого проникания (СГП) и последующей термической обработки на изменение параметров тонкой структуры алюминиевого литейного сплава АК12. Импульсное воздействие на сплав обеспечило структурную перестройку материала на разных структурных уровнях. На этой основе из АК12 получен массивный композиционный материал, армированный волокнами зонами с перестроенной структурой.

The estimation of the impact of the SiC powder in the mode of super-deep penetration (SDP) and subsequent heat treatment on the evolution of the fine structure parameters of aluminum casting alloy Al-12%Si are made. Impulse impact on the alloy provided evolution of its structure at different scales. Thus a massive composite material reinforced with the fiber zones was obtained from aluminum alloy casting.

Ключевые слова. Сверхглубокое проникание (SDP), алюминиевый литейный сплав, композит, энергорассеивающая рентгеновская спектроскопия, усовершенствование структуры, микроструктура, процесс расширения.

Keywords. Super-deep penetration (SDP), aluminium casting alloy, composite, Energy-dispersive X-ray spectroscopy, structure refinement, fine structure, diffusive process.

Введение

Алюминий и его сплавы широко применяются в промышленности. Использование этих материалов при создании деталей конструкций, элементов электрических сетей и электроники хорошо известно. В настоящее время возможности качественного повышения их свойств путем легирования при литье и методами традиционной металлургии в основном уже исчерпаны [1]. Поэтому необходимо реализовывать процессы, позволяющие получить детали с заданной структурой на микро- и наноразмерах [2].

В настоящее время нанопорошки на основе алюминия получают в больших объемах. Однако из-за высокой химической активности алюминия при взаимодействии с газами и технологическими примесями использование такого материала для получения детали не имеет перспектив. Более эффективным представляется получение тел с нано- и микроструктурой на основе массивных заготовок. По этому пути идут исследователи из Института проблем сверхпластичности металлов РАН. Способами формирования нанокристаллической структуры в материале, не приводящими, в отличие от других к остаточной

пористости и загрязнениям, являются методы интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением и равноканальное угловое прессование [3]. Нано- и микроструктуры в массиве металла получают также электрическими разрядами в расплавах [4]. Импульсная обработка литейных сплавов приводит к изменению растворимости легирующих элементов, что делает структуру сплава более неравновесной, создает метастабильную структуру, исключает термическую обработку [5, 6].

Динамическое нагружение металлов характеризуется внешним физическим воздействием на детали, которые отличаются кратковременностью действия, измеряемого на практике микросекундами. Интенсивность нагружения может быть настолько высока, что возможно разрушение или необратимые изменения в теле, на которое оно действует. При ударном и взрывном воздействии в материале формируются зоны со сложным напряженно-деформированным состоянием и метастабильные структуры. Использование взрывчатых веществ как источника энергии в настоящее время достаточно экономически обосновано. Особенность взрывного нагружения заключается в том, что плоские дефекты типа двойников или дефектов упаковки образуются в сплавах с высокой поверхностной энергией. Твердость после упрочнения взрывом и плотность дислокаций возрастают более интенсивно, чем после традиционных методов обработки давлением. Динамическое упрочнение способствует образованию избыточного количества дефектов в кристаллической структуре.

Перестройка структуры массивного твердого тела возможна за счет создания в нем полей давлений и градиентов напряжений. Достижение высоких давлений в твердом теле не является решающим фактором для измельчения структуры. Чем больше градиент напряжений в твердом теле, тем более разнородный материал, тем выше вероятность протекания локальных деформаций и измельчения структуры. Важным фактором, способствующим или препятствующим протеканию процесса деструкции, является время процесса. Образование в твердом теле при импульсных процессах флуктуаций, а также градиентов энергии, давления, температуры, деформаций и т. д. является правилом, а не исключением, как при стационарных процессах нагружения [5].

По данным [5], образец материала после облучения пучком ионов на ускорителе тяжелых ионов армируется параллельными и очень узкими (10 нм) каналами, заполненными аморфным веществом. При этом наблюдалась перестройка структуры материала (фазовый переход). При экспериментах с металлическим цирконием было обнаружено, что совместное действие облучения и высокого давления приводит к новым структурным превращениям. Эксперименты показали, что дополнительное облучение тяжелыми ионами служит катализатором процесса структурного превращения. Основным недостатком этого подхода является высокая стоимость обработки на современных стационарных ускорителях.

В рамках известного физического явления, так называемого «сверхглубокого» проникания (СГП) наблюдается прошивка металла и сплава сгустками пылевых микрочастиц, а генерируемое интенсивное электромагнитное излучение сочетается с давлением в диапазоне десятков и сотен тысяч атмосфер [7]. В режиме СГП реализуется проникание сгустка частиц в преграду на глубины в 100–10 000 калибров. В условиях так называемого «сверхглубокого» проникания пылевые частицы пронизывают преграды. В материале преграды формируются длиномерные канальные элементы. В канальных зонах наблюдаются динамические фазовые переходы – трехмерные зоны материала («солитоны») с давлением на уровне 8–12 ГПа [8]. Фоновое давление в матричной части материала преграды не превышало 0,2 ГПа.

Такое высокоэнергетическое воздействие на поликристаллический сплав Al-12%Si (AK12) рассматривалось в работе [9]. При введении в объем алюминиевого сплава порошков карбида кремния и свинца было получено несколько вариантов композиционного материала. Такие композиционные материалы имели армирующую структуру, существенно отличающуюся между собой на микроуровне. Доля армирующего материала (зоны влияния) после сверхглубокого проникания достигала 11%, но коррозионная стойкость зон, синтезированных при введении частиц карбида кремния в алюминиевый сплав Al-12%Si, увеличивалась по сравнению с исходным материалом в 5,6 раза.

Целью настоящей работы является оценка влияния динамического воздействия – сверхглубокого проникания порошковых частиц SiC и последующей термической обработки на изменение тонкой структуры алюминивно-кремниевого литейного сплава (AK12).

Методы исследования, методики, оборудование

Исследования проводили методами сканирующей электронной микроскопии с частичным использованием микрорентгеноспектрального анализа; рентгенофазного анализа; определения параметров тонкой структуры.

Микрошлифы из разрезанного на две части образца готовили в продольном и поперечном направлениях по отношению к воздействию ударно-волнового нагружения. Микрошлифы исходного алюминиевого сплава показаны на рис. 1, а, б. Микрошлифы готовили по стандартной методике в продольном и поперечном сечениях по отношению к направлению удара. С учетом эффекта возникновения наклепанного слоя при изготовлении микрошлифов из алюминиевого сплава перед исследованием наклеп удаляли многократным последовательным полированием и травлением.

Исследование микроструктуры на сканирующем электронном микроскопе CamScan, фирмы Cambridge Instruments (Англия). Для статистического анализа проникания частиц исследование микроструктуры проводили путем последовательного перемещения образца под объективом и электронным зондом микроскопов (практически сканирования по всей площади образца) и фотографирования выявляемых структурных особенностей.

Для исследований взаимодействия потока частиц порошка с металлическими преградами при соударении, проводимых на микроуровне, одним из требований является использование в качестве материала рабочего вещества (микрочастиц) химических элементов и их соединений, которые отсутствуют в материале мишеней. Это позволяет в процессе исследований фиксировать микрочастицы с помощью рентгеновских микроанализаторов. Использовали смесь порошков SiC+Pb для прошивки сплава АК12, который содержит Si. Добавка в порошковую смесь свинца необходима для маркировки обрабатываемых материалов, т. е. для подтверждения реализации сверхглубокого проникания.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на спектрометре по дисперсии энергии AN 10000, фирмы Link Analytical (Англия), установленном на сканирующем электронном микроскопе CamScan, фирмы Cambridge Instruments.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-3 [11].

Для расчета параметров тонкой кристаллической структуры выбирали линии двух порядков отражения от одной плоскости, для прецизионного расчета параметра решетки – линии на самых больших углах, которые для надежной регистрации должны иметь достаточную интенсивность и не совпадать (по возможности) с другими отражениями.

Для Al такими линиями являются пара (111)–(222) в направлении кристалла [111] и (200), (400) в направлении [100], для Si – пара (220)–(440) в направлении кристалла [110].

Определяли функцию физического уширения $\beta_{1/2}$, рад (ФФУ), интегральная ширина линии; средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D , Å; размер ОКР $D_{эфф}$ по Селякову, Å; плотность дислокаций в объеме кристалла ρ , см⁻².

Результаты структурных исследований

Рассмотрены изменения структуры алюминиевого сплава АК12 в поперечном и продольном сечениях до и после высокоэнергетической обработки (рис. 1, а, б).

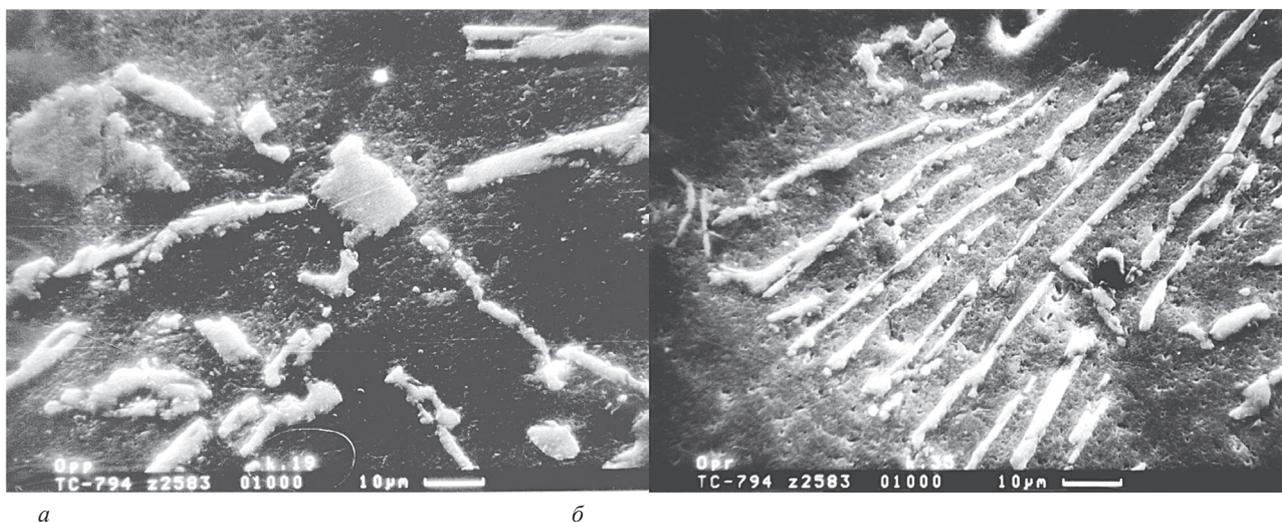


Рис. 1. Структура исходного литейного сплава алюминия и кремния (АК12): а – продольное сечение; б – поперечное сечение шлифа

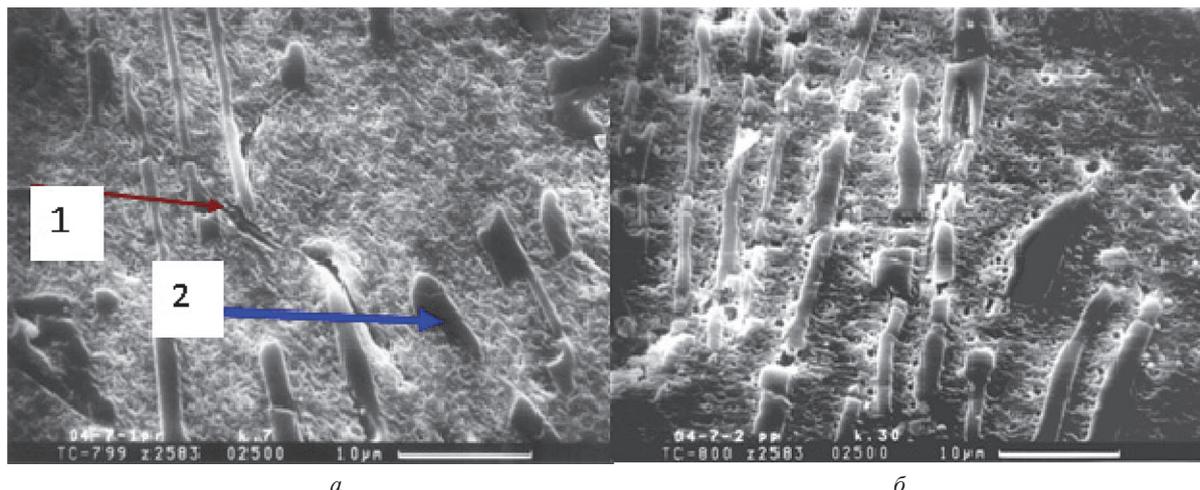


Рис. 2. Изменение структуры сплава алюминий-кремний (АК12) после обработки частицами карбида кремния в режиме СГП: *а* – продольное сечение; *б* – поперечное сечение шлифа; 1 – зона шлифа при проникании порошковой смеси, 2 – иглы на основе кремния

После высокоэнергетической обработки в режиме сверхглубокого проникания характер дефектности во взаимно перпендикулярных направлениях изменяется (рис. 2, *а, б*).

Обработка литого алюминиевого сплава Al-12%Si сгустками микрочастиц в режиме сверхглубокого проникания (СГП) приводит к дроблению кремниевых игл. Измельчение происходит как по длине игл, так и по ширине в зависимости от расположения фазовой составляющей в объеме по отношению к прилагаемой нагрузке. Длина игл из содержащей кремний фазы составила 30–40 мкм. Эвтектический кремний уменьшился в размере в 2–3 раза и приобрел более компактную форму.

В процессе микроанализа (рис. 2, *б*) было оценено легирование за счет введения сгустка порошковых частиц в образец алюминиевого сплава. При усреднении результатов на поверхности шлифа размером 300×200 мкм было получено: Al – 61,4%, Si – 12,5, Ca – 7,5, K – 3,6, Pb – 10,6, Mg – 2,2, Fe – 0,8, Mn – 0,5, Ti – 0,8%.

На рис. 2, *а* в точке 2 микроанализ дал следующие результаты: Al – 69,9%, Si – 13,4, Ca – 4,5, K – 3,2, Pb – 5,5, Mg – 2,1, Fe – 0,2, Ti – 1,2%.

Из приведенного выше следует, что при обработке в режиме высокоэнергетического воздействия (СГП) на алюминиевый литейный сплав АК12 в зонах легирования, кроме насыщения свинцом в твердом агрегатном состоянии, который использовали в качестве маркера, наблюдается дополнительное легирование калием и кальцием.

Результаты рентгеновских исследований высокоэнергетического воздействия в режиме сверхглубокого проникания

В образце сплава АК12 наблюдается измельчение области когерентного рассеивания (ОКР). Полученные результаты по изменению ОКР приведены на рис. 3.

Частицы вещества минимального размера, имеющие правильное кристаллическое строение, на которых рентгеновские лучи рассеиваются когерентно, т. е. с постоянной разностью фаз, признаются как область когерентного рассеяния (ОКР). Частицы и области когерентного рассеяния размером, меньшим $1,0 \cdot 10^{-5}$ – $1,5 \cdot 10^{-5}$ см, вызывают эффект размытия линий на рентгенограмме [9].

Отдельный кристаллит, наблюдаемый в электронном микроскопе, может по размерам совпадать с размером ОКР (т. е. представлять собой монокристалл), но может состоять из нескольких ОКР, развернутых друг относительно друга и разделенных границами раздела. Тогда размеры частиц, определенные этими методами, будут также существенно различаться.

При высокоскоростной обработке (СГП) в поперечном сечении реализуется измельчение ОКР тонкой структуры алюминия в 1,87 раз. В продольном сечении наблюдали аналогичное измельчение ОКР алюминия в 1,56 раз. Тонкая структура кремния в поперечном сечении практически не менялась. В продольном направлении размер ОКР кремния в условиях СГП уменьшился в 1,13 раза.

Дополнительный отжиг алюминиевой матрицы в течение 1 ч при 500 °С позволил дополнительно уменьшить ОКР алюминия в продольном сечении на 13%. При нагреве, а соответственно запуске диф-

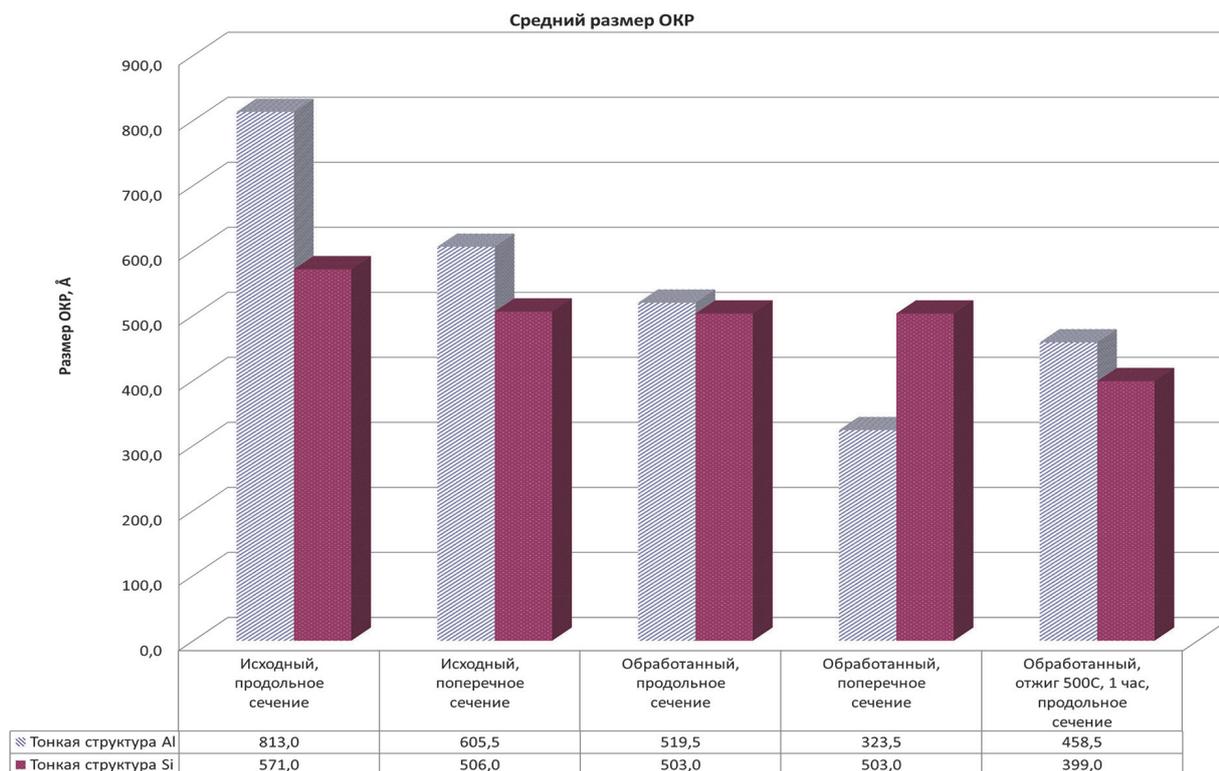


Рис. 3. Зависимость изменений ОКР от направления воздействия сгустка микрочастиц порошка на поликристаллический образец АК-12 и последующего нагрева

фузионных процессов, процесс измельчения ОКР алюминиевой матрицы практически прекратился. Для тонкой структуры кремния процесс измельчения ОКР на этапе отжига усилился. За счет дополнительного нагрева кремния, а следовательно, активации процесса диффузии, измельчение кремния увеличилось в 1,26 раза.

Анализ изменений плотности дефектов

Микронапряжения могут возникать при пластической деформации поликристаллического образца из-за упругой и пластической анизотропии кристаллов; при неоднородном нагреве или охлаждении тела – появляющиеся при этом растягивающие и сжимающие напряжения могут привести к пластическим сдвигам, в результате которых возникают остаточные микронапряжения; величина микронапряжений будет больше в многофазном образце, если фазы имеют различные коэффициенты теплового расширения; в процессе распада пересыщенного твердого раствора (старения) (на границах областей выделившейся фазы и матрицы создаются микронапряжения, связанные с сопряжением решеток); при локальных структурных или химических превращениях (изменение удельного объема какого-то слоя по отношению к основной массе также приводит к появлению микронапряжений).

Дислокационная структура материала характеризуется плотностью дислокаций. Плотность дислокаций в кристалле определяется как среднее число линий дислокаций, пересекающих внутри тела площадку площадью 1 м^2 , или как суммарная длина линий дислокаций в объеме 1 м^3 .

Дислокации влияют не только на прочность и пластичность, но и на другие свойства кристаллов. С увеличением плотности дислокаций возрастает внутреннее напряжение, изменяются оптические свойства, повышается электрическое сопротивление металла. Дислокации увеличивают среднюю скорость диффузии в кристалле, ускоряют старение и другие процессы, уменьшают химическую стойкость, поэтому в результате обработки поверхности кристалла специальными веществами в местах выхода дислокаций образуются ямки.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Повышение плотности дефектов кристаллического строения затрудняет движение отдельных новых дислокаций, а, следовательно, повышает сопротивление деформации и уменьшает пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающие при этом между ними взаимодействия тормозят дальнейшее их перемещение [12].

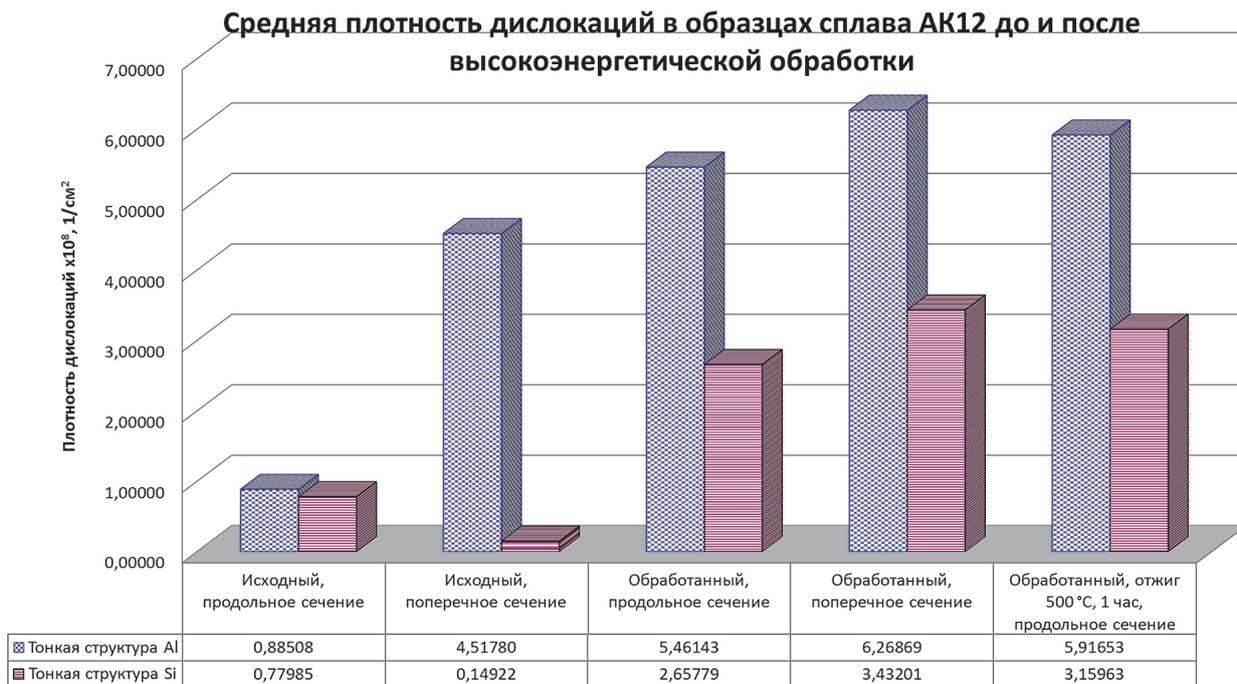


Рис. 4. Зависимость изменений плотности дислокаций от направления воздействия ступка микрочастиц порошка на поликристаллический образец АК12 и последующего нагрева

Изменение плотности дислокации в образцах сплава АК12 до и после обработки ступками частиц карбида кремния в режиме сверхглубокого проникания, а также отжига приведено на рис. 4.

При обработке в режиме СГП сплава АК12 в поперечном сечении реализуется для Al увеличение плотности дислокаций в 1,39 раза, для Si – в 22,9 раза. В продольном сечении для Al наблюдалось увеличение плотности дислокаций (дефектности) в 6,17 раз, для Si – в 3,41 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С на Al существенного влияния не оказал, а для Si уменьшил дефектность в 1,19 раза, т. е. диффузионные процессы приводят к залечиванию дефектов.

Специфические изменения наблюдались на линии (100). Дефектность в продольном сечении после СГП скачкообразно увеличилась в 9,17 раз. Дефектность в поперечном сечении увеличилась в 3,64 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С увеличил дефектность в 1,40 раза, т. е. диффузионные процессы не остановили запущенный в режиме СГП рост дефектности.

Выводы

1. При высокоскоростной обработке (СГП) в поперечном сечении реализуется измельчение ОКР тонкой структуры алюминия в 1,87 раз. В поперечном сечении наблюдали аналогичное измельчение области когерентного рассеивания (ОКР) алюминия в 1,56 раз. Тонкая структура кремния в поперечном сечении практически не измельчалась. В продольном направлении тонкая структура кремния в условиях СГП измельчилась незначительно – 1,13 раза.

2. Дополнительный отжиг матрицы в течение 1 ч при 500 °С позволил увеличить ОКР тонкой структуры алюминия в продольном сечении в 1,41 раза. При нагреве и соответственно запуске диффузионных процессов процесс измельчения ОКР алюминиевой матрицы прекратился и принял обратный характер. Для тонкой структуры кремния процесс измельчения ОКР на этапе отжига продолжился. За счет дополнительного нагрева и активации процесса диффузии измельчение увеличилось в 1,26 раза.

3. При обработке в режиме СГП сплава АК12 в поперечном сечении реализуется уменьшение плотности дислокаций на линии (111) в 1,24 раз. В продольном сечении наблюдается увеличение плотности дислокаций (дефектности) в 4,81 раз. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С уменьшил дефектность в 1,23 раза, т. е. диффузионные процессы приводят к залечиванию дефектов.

4. Специфические изменения наблюдались на линии (100). Дефектность в продольном сечении после СГП скачкообразно увеличилась в 9,17 раз. Дефектность в поперечном сечении увеличилась в 3,64 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С увеличил дефектность в 1,40 раза, т. е. диффузионные процессы не остановили запущенный в режиме СГП рост дефектности.

Литература

1. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. М.: МИСИС, 1999. 416 с.
2. Андриевский Р. А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы // *Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д. И. Менделеева)*. 2002. Т. XLVI. № 5. С. 50–56.
3. Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В. Нанотехнологии приготовления лигатур в мощном электроимпульсном поле // *Изв. Челябинского научного центра*. 2006. Вып. 1(31). С. 45–49.
4. Многоуровневая кинетика деформирования сталей 30ХНЧМ при одноосном ударном нагружении / Ю. И. Мещеряков, С. А. Атрошенко, В. Б. Васильков, А. И. Чернышенко. Л., 1990. 45 с.
5. Glasmacher U. A. et al. *Physical Review Letters*, 96, 195701 (17 May 2006).
6. Usherenko S. M. Modern notions of the effect of superdeep penetration // *Journal of Physics and Thermophysics*, 2002. Vol. 75. No 3. P. 753–770.
7. Структурные изменения железоникелевых сплавов, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. Ч. 1. Эффекты ударноволнового нагружения / В. И. Зельдович, Н. И. Фролова, И. В. Хомская и др. // *Физика металлов и металловедение*. 2001. Т. 91. № 6. С. 72–79.
8. Формирование новых материалов на основе литейного алюминиевого сплава / С. М. Ушеренко, Е. И. Марукович, Ю. С. Ушеренко, А. И. Белоус, А. Н. Петлицкий // *ИФЖ*. 2011. Т. 84. № 5. С. 1095–1099.
9. Панова Т. В., Блинов В. И., Ковивчак В. С. Определение внутренних напряжений в металлах. Омск, 2004. 22с.
10. Система автоматизации рентгеновских дифрактометров серии «ДРОН». Программа X-Ray, версия 2.0. М.: МГУ, 1995.
11. Протасова Н. А. Рентгенодифрактометрическое исследование тонкой структуры монокристаллических лопаток из никелевых сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. М., 1993.
12. Ушеренко Ю. С. Модификация металлов и сплавов высокоскоростным потоком твердых частиц: Дис. ... канд. техн. наук. Могилев, 2013.

References

1. Kolachev B. A., Elagin V. I., Livanov V. A. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1999, 416 p.
2. Andrievskij R. A. Nanomaterialy: koncepcija i sovremennye problem [Nanomaterials: concept and modern problems]. *Rossijskij himicheskij zhurnal = Russian Chemical Journal*, 2002, vol. XLVI, no. 5, pp. 50–56.
3. Znamenskij L. G., Ivockhina O. V. Nanotehnologii prigotovlenija ligatur v moshhnom jelektroimpul'snom pole [Nanotechnology preparation ligatures in a powerful electric pulse field]. *Izvestija Cheljabinskogo nauchnogo centra = Proceedings of Chelyabinsk Scientific Centr*, 2006, vyp. 1(31), pp. 45–49.
4. Meshherjakov Ju. I., Atroschenko S. A., Vasil'kov V. B., Chernyshenko A. I. *Mnogourovnevaja kinetika deformirovanija stalej 30HNChM pri odnoosnom udarnom nagruzenii* [Multilevel deformation kinetics 30HNCHM steel under uniaxial impact loading]. Leningrad, 1990, 45 p.
5. Glasmacher U. A. et. al. *Physical Review Letters*, 96, 195701 (17 May 2006).
6. Usherenko S. M. Modern notions of the effect of superdeep penetration. *Journal of Physics and Thermophysics*, 2002, vol. 75, no. 3, pp. 753–770.
7. Zel'dovich V. I., Frolova N. I., Homskaja I. V., Hejfec A. Je., Usherenko S. M., Dybov O. A. Strukturnye izmenenija zhelezonikelevyh splavah, vyzvannye dejstviem vysokoskorostnogo potoka poroshkovyh chastic. Ch. 1. Jeffekty udarnovolnovogo nagruzenija [Structural changes in iron-nickel alloys, caused by the action of high-speed flow of powder particles. The effects of a shock loading]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2001, vol. 91, no. 6, pp. 72–79.
8. Usherenko S. M., Marukovich E. I., Usherenko Ju. S., Belous A. I., Petlickij A. N. Formirovanie novyh materialov na osnove litejnogo aljuminieвого сплава [Formation of new materials based on aluminum alloy castin]. *Inzhenerno-fizicheskij zhurnal = Journal of Engineering Physics*, 2011, vol. 84, no. 5, pp. 1095–1099.
9. Panova T. V., Blinov V. I., Kovivchak V. S. Opredelenie vnutrennih naprjazhenij v metallah [Determination of internal stresses in metals]. Омск, 2004, 22 p.
10. Sistema avtomatizacii rentgenovskih difraktometrov serii «ДРОН». Programma X-Ray, versija 2.0. Moscow, MGU, 1995.
11. Protasova N. A. *Rentgenodifraktometricheskoe issledovanie tonkoj struktury monokristallicheskih lopatok iz nikelovyh splavov* [Rentgenodifraktometricheskoe study the fine structure of single crystal blades of nickel alloys]. Diss. kand. techn. nauk, Moscow, VIAM, 1993.
12. Usherenko Ju. S. *Modifikacija metallov i splavov vysokoskorostnym potokom tverdyh chastic* [Modification of metals and alloys, high-solids stream]. Diss. kand. techn. nauk, Mogilev, 2013.