ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 5, с. 543-549

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.4

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ AI-Mg-Mn-Cr

© 2020 г. А. А. Кищик^{*a*}, М. С. Кищик^{*a*}, А. Д. Котов^{*a*}, А. В. Михайловская^{*a*}, *

^аНациональный исследовательский технологический университет "МИСиС", Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия *e-mail: mihaylovskaya@misis.ru Поступила в редакцию 08.10.2019 г. После доработки 03.12.2019 г.

Принята к публикации 13.12.2019 г.

Методами электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии исследовано влияние всесторонней ковки на зеренную структуру и параметры частиц вторых фаз сплава Al-4.8Mg-1.2Mn-0.1Cr. Всесторонняя ковка с накопленной деформацией 10.5 при температуре 350°С обеспечила уменьшение среднего размера частиц марганцовистых фаз кристаллизационного происхождения и частиц дисперсоидов в полтора раза и формирование структуры со средним размером зерен 1.7 мкм. Использование всесторонней ковки вместо горячей прокатки обеспечивает формирование в рекристаллизованных листах равноосной зеренной структуры с размером зерен около 6 мкм и повышение прочностных характеристик.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, всесторонняя изотермическая ковка, интенсивная пластическая деформация, размер зерна, дисперсоиды

DOI: 10.31857/S0015323020050071

введение

Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура позволяет повысить технологические и эксплуатационные свойства материалов [1, 2]. Основным способом формирования УМЗ-структуры является пластическая деформация с одновременной или последующей рекристаллизацией [3–7]. Термин "интенсивная пластическая деформация" (ИПД) используют в случае реализации больших степеней деформации при сохранении исходной геометрии деформируемого объекта [1, 5, 8], при этом использование технологий ИПД позволяет сформировать ультрамелкозернистые и наноразмерные структуры в сплавах промышленных составов [1, 5, 6]. Всесторонняя ковка (ВК) – это вид деформационной обработки, позволяющий получить УМЗ-структуру в массивных заготовках без изменения исходной геометрии образца при накоплении значительных деформаций, т.е. метод можно отнести к ИПД. Технология ВК заключается в серии осадок на 40-60% со сменой оси деформации поворотом образца на 90° после каждого прохода [9-13], а после полного цикла ковки образец возвращается к исходным размерам.

Влияние ВК на микроструктуру и свойства сплавов на основе алюминия и магния изучено в работах [14—17]. Показано, что сплавы способны выдерживать большие накопленные деформации (e > 28) без разрушения [18]. ВК значительно повышает прочностные свойства и измельчает размер зерна в алюминии и его сплавах до 0.5–1 мкм [14, 18, 19], а размер субзерна может достигать 0.2 мкм [20].

УМЗ-структура формируется за счет динамической рекристаллизации в процессе ВК при повышенных температурах [12, 19]. Основной проблемой метода является неоднородность деформации в разных точках образца при осадке, приводящая к формированию бимодальной зеренной структуры, с участками мелких рекристаллизованных зерен в центре образца и слабодеформированных зерен на его периферии. Увеличение степени накопленной деформация при ВК повышает однородность зеренной структуры [21–23], так при $e \ge 10$ структура периферии и центра образца отличается незначительно [12, 24]. Для большей проработки структуры целесообразно использовать пониженные скорости деформации, закрытые/полузакрытые штампы и криогенные температуры [15, 25].

Однородность структуры и ее стабильность при последующих нагревах повышается благодаря частицам нанометрических размеров, дисперсоидам [26–29]. В сплаве системы Al–Mg–Sc, благодаря наноразмерным дисперсоидам Al₃Sc, рекристаллизованная структура с размером зерен 1.2 мкм формировалась после всесторонней изо-

термической ковки при 325°С при накопленной деформации 8.1 [20]. Промышленный сплав 1565 ч системы Al-Mg-Mn, содержащий 0.6% Mn, после ВК при 350°С и накопленной деформации 10.5 имеет структуру с размером зерна 1-2 мкм [30, 31]. В указанном сплаве сохранялась бимодальность структуры при накопленной деформации 6.3, но при использовании после ковки холодной прокатки формируется однородная структура в листе и повышаются механические свойства [31]. Вопросы эволюции микроструктуры при всесторонней ковке сплавов с разными параметрами структуры недостаточно изучены. Данная работа нацелена на (1) исследование влияния всесторонней ковки в изотермических условиях на параметры зеренной структуры, частиц вторых фаз и на механические свойства сплава системы Al-Mg-Mn-Cr с повышенным содержанием марганца (1.2 мас. %) и (2) анализ эффективности использования всесторонней ковки взамен горячей прокатки для получения мелкозернистой структуры и повышения механических свойств исследуемого сплава после холодной прокатки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследуемый сплав имел следующий химический состав (в мас. %): Al-4.8Mg-1.2Mn-0.1Cr-0.01Fe-0.01Si. Слиток размером $28 \times 110 \times 200$ мм³ был получен полунепрерывным литьем в медный водоохлаждаемый кристаллизатор на лабораторной установке, обеспечивающей скорость охлаждения при литье 3 К/с. Для приготовления сплава использовали: алюминий чистотой 99.99%, магний чистотой 99.95% и лигатуры: Al-10% Mn и Al-10% Cr.

Термическую обработку проводили в печи электросопротивления марки Nabertherm N30/65A с вентилятором с точностью поддержания температуры 1 К. Гомогенизационный отжиг проводили в две ступени при 360°С в течение 24 ч и 420°С в течение 4 ч с целью получения наиболее дисперсной фракции марганцовистых выделений [32, 33].

Реализованная схема ВК обеспечивала за одну операцию истинную деформацию 0.7 и 2.1 за полный цикл смен осей деформации. Деформация шла по двум из трех осей, после каждой осадки образец поворачивали на 90° относительно исходного положения, и конечная геометрия образца не изменялась. Для уменьшения трения использовали графитовую смазку. Скорость деформирования составляла 5 мм/мин, что соответствует начальной скорости деформации $5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, с уменьшением размера образца во время деформации скорость деформации увеличивалась до $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Было проведено 6 полных циклов всесторонней ковки, обеспечившие накопленную деформацию $\Sigma e = 10.5$.

Перед каждым проходом оснастку вместе с образцом подогревали до заданной температуры и выдерживали в течение 5 мин. Температуру на поверхности образца контролировали хромель—алюмелевой термопарой, через отверстия в оснастке.

Микроструктуру изучали при помоши сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Тезcan-VEGA3 LMH с приставкой для энергодисперсионного анализа (X-MAX80, Oxford Instruments) и при помощи светового микроскопа (CM) Axiovert 200MMAT "Carl Zeiss" в поляризованном свете. Образцы для анализа готовили путем механической шлифовки и полировки на установке Struers LaboPol, и конечной электролитической полировки в хлорно-спиртовом электролите (А2 производства Struers) при напряжении 15–20 В. Для анализа зеренной структуры в поляризованном свете светового микроскопа образцы подвергали оксидированию в 10%-ном водном растворе HF в H₃BO₄. Средний размер зерна определяли методом случайных секущих, анализируя более 300 измерений на состояние. Коэффициент формы (КФ) зерен определяли отношением продольного размера зерна к его поперечному размеру. Доверительный интервал среднего значения определяли, используя значения стандартного отклонения при доверительной вероятности 95%. Анализ вторичных выделений проводили при помоши просвечиваюшего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100.

Объектами электронно-микроскопического исследования служили диски диаметром 3 мм, которые утоняли механическим шлифованием до 0.25 мм, а затем до образования отверстия в струе электролита Struers Electrolyte AII на установке Struers TenuPol-5 при напряжении 23 В и температуре $0 \pm 2^{\circ}$ С.

Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на разрывной машине Zwick Z250 со скоростью деформирования 4 мм/мин. Образцы имели размер рабочей части $36 \times 10 \times 1$ мм³.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Средний размер зерен алюминиевого твердого раствора в гомогенизированном состоянии составил 81 ± 9 мкм (рис. 1).

В сплаве присутствовали частицы фаз кристаллизационного происхождения, обогащенные главным образом марганцем и железом, средним размером 2.3 ± 0.1 мкм (рис. 2) и объемной долей около 2%.

После ВК средний размер частиц фаз кристаллизационного происхождения уменьшился с 2.3 ± 0.1 до 1.2 ± 0.1 мкм, а коэффициент формы увеличился с 0.82 до 0.95 (рис. 26).



Рис. 1. Зеренная структура слитка после гомогенизационного отжига.

В процессе гомогенизационного отжига формировались дисперсоиды Мп-содержащей фазы. Цепочки выделений обнаружены по результатам СЭМ (рис. 3а) и ПЭМ-анализов (рис. 3в). Дисперсоиды имели разброс по размерам от 32 до 485 нм, средний размер 114 ± 7 нм. Анализируя морфологию выделений, можно заключить, что они принадлежат фазе типа Al₆Mn. Согласно [32, 34, 35], в данной фазе возможно растворение Cr и Fe по способу замещения без изменения типа кристаллической решетки фазы.

После ВК ($\Sigma e = 10.5$) наблюдали деление вытянутых частиц, в результате чего их средний размер составил 80 ± 4 нм, с разбросом от 23 до 248 нм (рис. 36, 3г). ПЭМ-анализом после ВК выявили смешанную зеренно-субзеренную структуру, отличающуюся от структуры после гомогенизации повышенной плотностью дислокаций и числом границ зерен.

Всестороння ковка привела к формированию однородной рекристаллизованной структуры с размером зерен 1–3 мкм на 85% площади центрального сечения образца (рис. 4а, 4б), отдельные зерна имели размер от 6 до 37 мкм, при этом, доминировали высокоугловые границы (рис. 4в). Средний размер зерна по данным EBSD-анализа составил 1.7 \pm 0.6 мкм.



Рис. 2. Структура сплава после гомогенизационного отжига (а), после 6 циклов ковки при 350°С (б) и карты распределения Fe (в) и Mn (г).

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 5 2020



Рис. 3. Распределение частиц фазы Al₆Mn после гомогенизационного отжига (а, в) и после ковки (б, г); а, 6 - CЭM, в, $r - \Pi ЭM$.



Рис. 4. Зеренная структура центрального сечения образца после 6 циклов ковки при температуре 350°С: а – поляризованный свет СМ; б – ориентационная карта с наложенной схемой границ (EBSD); в – гистограмма распределения границ зерен по углам разориентировки.

Отжиг в течение 30 мин при температуре ковки (350°С) не повлиял на размер зерна и однородность зеренной структуры (рис. 5а). Повышение температуры отжига до 460°С привело к формированию микроструктуры с участками крупных зерен размером более 50 мкм и мелких зерен, занимающих 45% площади шлифа (рис. 56). При повышении температуры отжига до подсолидусной температуры (0.97 T_{nn} , 540°С) отдельные зерна достигали 100 мкм, мелкозернистые области не выявлялись, а средний размер зерна составил 50 ± 10 мкм (рис. 5в). Зеренная структура, сфор-

мированная ВК при 350°С, при температурах отжига выше температуры ковки на 100°С и более имеет низкую термическую стабильность.

С целью анализа эффективности замены горячей прокатки (ГП) на всестороннюю ковку для уменьшения размера рекристаллизованного зерна в листовых полуфабрикатах сравнивали образцы, полученные горячей прокаткой (режим 1) или всесторонней ковкой (режим 2). Для обоих заготовок последующую прокатку при комнатной температуре (ХП) проводили с обжатием



Рис. 5. Зеренная структура в середине образца после всесторонней ковки и отжигов: а – ВК и отжиг 350°С, 30 мин; б – ВК и отжиг 460°С, 30 мин; в – ВК и отжиг 540°С, 20 мин; поляризованный свет СМ.



Рис. 6. Зеренная структура сплава после: горячей и холодной прокатки и: а – отжига 350°С, 20 мин; б – отжига 460°С, 20 мин; ВК и холодной прокатки и: в – отжига 350°С, 20 мин; г – отжига 460°С, 20 мин; поляризованный свет СМ.

60%, а рекристаллизационный отжиг при 350 или 460°С в течение 30 мин (рис. 6).

Структура сплава, деформированного по режиму 1, после отжига при 350°С представлена зернами, вытянутыми вдоль направления прокатки, со средним размером 17.8 \pm 1.6 мкм вдоль и 5.3 \pm 0.5 мкм поперек направления прокатки с КФ = 3.3 (рис. 6а). После отжига при 460°С средний размер зерна вдоль направления прокатки составил 12.9 \pm 1.3 мкм, а поперек 5.4 \pm 0.5 мкм, КФ = 2.4 (рис. 6б). Использование ВК взамен горячей прокатки (режим 2) позволяет уменышить средний размер зерна в листе до 6.6 \pm 0.8 мкм после отжига при 450°С (рис. 6в, 6г). КФ зерен в обоих случаях близок к 0.9, за исключением отдельных вытянутых зерен, обнаруженных при низкотемпературном отжиге.

Таким образом, образцы, полученные с использованием всесторонней ковки и последующей холодной прокатки, имеют однородную микрозеренную структуру после отжига при температурах 350—460°С, близкую к структуре сплава 1565 ч с большим содержанием магния, обработанного по аналогичной технологии [31].

Механические свойства образцов сплава, полученных по обоим режимам и отожженных при 350°С, и для сравнения образцов, подвергнутых только всесторонней ковке, представлены в табл. 1. Использование ВК как промежуточной операции обеспечивает в среднем на 10% большие значения прочностных характеристик, чем традиционная горячая прокатка, при сохранении характеристик пластичности на одном уровне.

Образцы непосредственно после всесторонней ковки демонстрируют наибольшие значения прочностных характеристик, с пределом текучести в полтора раза больше, чем в листах, полученных по традиционному режиму обработки, и несколько пониженное относительное удлинение, что можно объяснить более мелкозернистой структурой и повышенной плотностью дислокаций в данном состоянии.

Таблица 1	l.	Механические	свойства	сплава	при	комнатной	температур	ев	разных	состояниях
-----------	----	--------------	----------	--------	-----	-----------	------------	----	--------	------------

Режим обработки	σ _{0.2} , МПа	$\sigma_{_{\rm B}},$ МПа	δ, %
BK $350^{\circ}C\Sigma = 10.5$	265 ± 3	400 ± 4	13 ± 1
Режим 1 (ВК 350°С $\Sigma e = 10.5 + X\Pi 60\% + $ отжиг 350°С, 20 мин)	200 ± 3	370 ± 3	18 ± 1
Режим 2 (ГП 350°С + ХП 60% + отжиг 350°С, 20 мин)	180 ± 2	350 ± 3	18 ± 1

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Всесторонняя изотермическая ковка при температуре 350° С при накопленной деформации $\Sigma e = 10.5$ эффективно уменьшает средний размер частиц марганцовистых фаз кристаллизационного происхождения с 2.3 ± 0.1 в гомогенизированном состоянии до 1.2 ± 0.1 мкм и размер вторичных выделений (дисперсоидов) с 114 ± 7 до 80 ± 4 нм.

2. Применение всесторонней изотермической ковки по описанному выше режиму позволяет получить в 85% площади поперечного сечения образца зеренную структуру с средним размером зерна 1.7 ± 0.6 мкм. Оставшаяся часть образца представлена зернами размерами от 6 до 37 мкм. При этом, нагрев образца, подвергнутого ВК, до температуры 460–540°С приводит к формированию бимодальной зеренной структуры со значительной неоднородностью.

3. Использование всесторонней изотермической ковки вместо горячей прокатки в технологическом цикле получения листовой заготовки обеспечивает формирование более равноосной зеренной структуры и в два раза меньший размер зерна в рекристаллизованном состоянии, что обеспечивает повышение на 10% предела текучести сплава при сохранении характеристик пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта РНФ 17-79-20426.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. *Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. John Wiley & Sons Inc. New York. USA, 2014. 456 p.
- Добаткин С.В., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Красильников Н.А., Бастараш Е.Н. Формирование нано-и субмикрокристаллической структуры в алюминиевом сплаве Д16 в ходе интенсивной пластической деформации // Технология легких сплавов. 2006. V. 1–2. Р. 62–66.
- Murashkin M., Medvedev A., Kazykhanov V., Krokhin A., Raab G., Enikeev N., Valiev R.Z. Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy // Processed via ECAP-Conform. Metals. 2015. V. 5. P. 2148–2164.
- Kawasaki M., Ahn B., Kumar P., Jang J., Langdon T.G. Nano- and Micro-Mechanical Properties of Ultrafine-Grained Materials Processed by Severe Plastic Deformation Techniques // Adv. Eng. Mater. 2017. V. 19. P. 1–17.
- Langdon T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement // Acta Mater. 2013. V. 61. P. 7035– 7059.
- Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions // Prog. Mater. Sci. 2014. V. 60. P. 130–207.
- 7. Ильясов Р.Р., Автократова Е.В. Котов А.Д. Крымский С.В. Маркушев М.В. Михайловская А.В. Ситди-

ков О.Ш. Влияние предварительной термообработки на структуру и твердость криопрокатанного и отожженного алюминиевого сплава Д16 // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1033–1037.

- Маркушев М.В. О принципах деформационных методов измельчения зерен алюминиевых сплавов до ультрамелких размеров. II. Ультрамелкозернистые сплавы // ФММ. 2009. Т. 108. № 2. С. 169–179.
- 9. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Жеребцов С.В., Смыслов А.М., Сафин Э.В., Мышляев М.М. Механические свойства титанового сплава ВТ6 с микрокристаллической и субмикрокристаллической структурами // Металлы. 1999. № 6. С. 84–87.
- Nakao Y.E., Miura H. Nano-grain evolution in austenitic stainless steel during multi-directional forging // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 1310–1317.
- Belyakov A., Sakai T., Miura H. Microstructure and deformation behaviour of submicrocrystalline 304 stainless steel produced by severe plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 319. P. 867–871.
- Sitdikov O.S., Avtokratova E.V., Mukhametdinova O.E., Garipova R.N., Markushev M.V. Effect of the Size of Al₃(Sc,Zr) Precipitates on the Structure of Multi-Directionally Isothermally Forged Al–Mg–Sc–Zr Alloy // Phys. Met. Metallogr. 2017. V. 118. P. 1215–1224.
- Dziubinskaa A., Gontarz A., Horzelska K., Piersko P. The microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy aircraft brackets produced by a new forging technology // Procedia Manuf. 2015. V. 2. P. 337–341.
- 14. *Estrin Y., Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Mater. 2013. V. 61. № 3. P. 782–817.
- Rao P.N., Singh D., Jayaganthan R. Mechanical properties and microstructural evolution of Al 6061 alloy processed by multidirectional forging at liquid nitrogen temperature // Mater. Des. 2014. V. 56. P. 97–104.
- Armstrong P.E., Hockett J.E., Sherby O.D. Large Deformation of 1100 Aluminum at 300 K // J. Mech.Phys. Solids. 1982. V. 30. P. 37–58.
- Li J., Liu J., Cui Z. Microstructures and mechanical properties of AZ61 magnesium alloy after isothermal multidirectional forging with increasing rate // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 643. P. 32–36.
- Zhu Q., Li L., Ban C., Zhao Z., Zuo Y., Cui J. Structure uniformity and limits of grain refinement of high purity aluminum during multi-directional forging process at room temperature // Trans. Nonferrous Met. Soc. 2014. V. 24. P. 1301–1306.
- Padap A.K., Chaudhari G.P., Nath S.K., Pancholi V. Ultrafine-grained steel fabricated using warm multiaxial forging: Microstructure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 527. P. 110–117.
- Sitdikov O., Garipova R., Avtokratova E., Mukhametdinova O., Markushev M. Effect of temperature of isothermal multidirectional forging on microstructure development in the Al–Mg alloy with nano-size aluminides of Sc and Zr // J. Alloys Compd. 2018. V. 746. P. 520–531.
- 21. *Ringeva S., Piot D., Desrayaud C., Driver J.H.* Texture and microtexture development in an Al-3Mg-Sc(Zr)

alloy deformed by triaxial forging //Acta Mater. 2006. V. 54. P. 3095–3105.

- Nakao Y., Miura H., Sakai T. Microstructural evolution and recrystallization behavior in copper multi-directionally forged at 77 K // Adv. Mater. Res. 2007. V. 15. P. 649–654.
- Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Уфа. Гилем, НИК Башк. энцикл. 2013. 376 с.
- Wang M., Huang L., Liu W., Ma Y., Huang B. Influence of cumulative strain on microstructure and mechanical properties of multi-directional forged 2A14 aluminum alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 674. P. 40–51.
- Hussain M., Rao P.N., Singh D., Jayaganthan R., Singh S. Comparative study of Microstructure and Mechanical properties of Al 6063 alloy Processed by Multi axial forging at 77K and Cryorolling // Procedia Eng. 2014. V. 75. P. 129–133.
- Humphreys F.J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium // Acta Metall. 1977. V. 25. P. 1323–1344.
- Zolotorevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S., Besogonova E.S. Strength and Substructure of Al– 4.7Mg-0.32Mn-0.21Sc-0.09Zr Alloy Sheets // Physics of Metals and Metallography. 2017. V. 118. № 4. P. 407-414.
- Кищик А.А., Котов А.Д., Михайловская А.В. Особенности микроструктуры и сверхпластичности при повышенных скоростях деформации сплава системы Al-Mg-Ni-Fe-Mn-Cr-Zr // ФММ. 2019. Т. 120. № 1. С. 1101–1108.
- 29. Zolotorevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S.,

Besogonova E.S. Evolution of structure and mechanical properties of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr alloy sheets after accumulated deformation during rolling // Phys. Met. Metall. 2016. V. 117. № 11. P. 1163–1169.

- Kishchik M. S., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Mosleh A., AbuShanab W. S. and Portnoy V.K. Effect of Multidirectional Forging on the Grain Structure and Mechanical Properties of the Al–Mg–Mn Alloy // Materials. 2018. V. 11. P. 2166.
- Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Kishchik M.S., Prosviryakov A.S., Portnoy V.K. The Effect of Isothermal Multi-Directional Forging on the Grain Structure, Superplasticity and Mechanical Properties of the Conventional Al-Mg-Based Alloy // Metals. 2019. V. 9. № 1. P. 33.
- Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K., Mochugovskiy A.G., Zadorozhnyy M.Yu., Tabachkova N.Yu., Golovin I.S. Effect of homogenisation treatment on precipitation, recrystallisation and properties of Al–3% Mg–TM alloys (TM = Mn, Cr, Zr) // Materials and Design. 2016. V. 109. P. 197–208.
- Mochugovskiy A., Tabachkova N., Mikhaylovskaya A. Annealing induced precipitation of nanoscale icosahedral quasicrystals in aluminum based alloy // Mater. Letters. 2019. V. 247. P. 200–203.
- Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents // J. Alloy. Comp. 2017. V. 728. P. 669–681.
- Engler O., Laptyeva G., Wang N. Impact of homogenization on microchemistry and recrystallization of the Al–Fe–Mn alloy AA 8006 // Mater. Char. 2013. V. 79. P. 60–75.