
ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

УДК 669.715:669.112

А. А. Беспалый

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССАХ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Проведен анализ литературных источников по модифицированию алюминиевых сплавов переходными и редкоземельными элементами. Рассмотрено влияние условий получения (температура перегрева расплава, скорость охлаждения, термовременная обработка) модификаторов на основе указанных выше элементов на их структуру и свойства. Проанализировано влияние таких модификаторов на структуру и свойства алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: модифицирование, алюминиевые сплавы, наноструктурные модификаторы, интерметаллиды, термообработка, структура, механические свойства.

Проведено аналіз літературних джерел по модифікуванню алюмінієвих сплавів перехідними та рідкоземельними елементами. Розглянуто вплив умов одержання (температура перегріву розплаву, швидкість охолодження, термочасова обробка) модифікаторів на основі цих елементів на їх структуру та властивості. Проаналізовано вплив таких модифікаторів на структуру та властивості алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: модифікування, алюмінієві сплави, наноструктурні модифікатори, інтерметаліди, термообробка, структура, механічні властивості.

Is containing analysis of references that have been devoted to modifying of aluminum alloys by transitive and rare-earth elements. Influence of obtaining conditions (the temperature of liquid alloy, the cooling rate, the thermotime processing) of master-alloys based on these elements on their structure and properties has been considered. Influence of these master-alloys on structure and properties of aluminum alloys has been analysed.

Keywords: modification, aluminum alloys, nanostructural master-alloys, intermetallides, heat treatment, structure, mechanical properties.

Конструкционные алюминиевые сплавы широко используются в промышленности для изготовления деталей различных узлов и механизмов изделий авиакосмической техники. Для таких деталей предъявляют повышенные требования относительно уровня механических свойств. Одним из методов повышения этих свойств является старение металлов, открытое А. Вильмом (1906 г.). Этот метод заключается в проведении термической обработки (ТО), во время которой в матрице сплава, представляющей собой твердый раствор легирующих элементов в алюминии, образуются дисперсные интерметаллидные фазы, размер которых обычно не превышает 100 нм. Поэтому технологию упрочнения алюминиевых

Получение и обработка расплавов

сплавов наноразмерными частицами интерметаллидов, которые образуются во время ТО, можно отнести к классу нанотехнологий.

Легирующие элементы, такие как медь, магний, цинк, кремний, серебро и литий образуют с алюминием наноразмерные интерметаллидные фазы (табл. 1) [1]. В промышленности нашли применение сплавы, в состав которых входят первые четыре из указанных элементов, имеющие существенную растворимость в алюминии при высоких температурах и малую – при температурах, близких к комнатной. Закалка и дальнейшее старение таких сплавов обеспечивают образование структуры твердого раствора, который упрочнен дисперсными частицами. Из табл. 1 видно, что большинство из них относится к так называемым деформируемым сплавам, которые используются для изготовления полуфабрикатов (лист, труба, плита, профилированные балки, проволока, поковка) методом деформации. Химический состав этих сплавов определяется, главным образом, необходимостью получения оптимального комплекса механических, физических и коррозионных свойств (табл. 2). Для них характерной является структура твердого раствора с максимальным содержанием эвтектики. Необходимо отметить, что на сегодняшний день возможности технологии упрочнения дисперсными фазами, которые образуются с участием вышеуказанных элементов, практически исчерпаны.

Таблица 1. Системы алюминиевых дисперсионноупрочненных сплавов и интерметаллидные фазы, которые в них образуются

| Система | Интерметаллидная фаза | Размер фазы, нм | Микротвердость, НВ | Год открытия упрочняющего эффекта | Марка сплава |
|-------------|------------------------------------------|-------------------------|--------------------|-----------------------------------|--------------------------------------------|
| Al-Cu-Mg | $CuAl_2$ Al_2CuMg | 10-100 10-100 | 400-500 550 | 1903-1911 | Д1, Д16, Д18, Д19, АК 4-1, БД17, М40, ВАД1 |
| Al-Mg-Si | Mg_2Si | 3-10 | 530 | 1915-1921 | АД31, АД33, АВ |
| Al-Mg-Si-Cu | Mg_2Si $Al_2CuMgSi$ | 3-10 – | 530 – | 1922 | АВ, АК6, АК8 |
| Al-Zn-Mg | $MgZn_2$ $Al_2Mg_2Zn_3$ | 20-60 3-15 | 400 420 | 1923-1924 | В92, В48-4, 01915, 01911 |
| Al-Zn-Mg-Cu | $MgZn_2$ $Al_2Mg_2Zn_3$ Al_2CuMg | 20-60 3-15 10-100 | 400 420 550 | 1932 | В95, В96, В93, В94 |
| Al-Cu-Mn | $CuAl_2$ $Al_{12}Mg_2Cu$ | 10-100 – | 400-500 – | 1938 | Д20, 01201 |
| Al-Be-Mg | Mg_2Al_3 | – | – | 1945 | сплавы типа АБМ |
| Al-Cu-Li | $Al_{7,5}Cu_4Li$ | – | – | 1956 | ВАД23 |
| Al-Li-Mg | Al_2LiMg | – | – | 1963-1965 | 01420 |

Альтернативным направлением получения высокопрочных алюминиевых сплавов может быть введение дисперсных наноразмерных частиц, которые образуются при взаимодействии алюминия с переходными металлами (ПМ) и редкоземельными металлами (РЗМ). Известно [2, 3], что небольшие добавки таких металлов (хром, железо, марганец, цирконий, скандий и иттрий) в количестве до 0,5 %мас. используют для измельчения зерна в алюминиевых сплавах (как в литейных, так и

Получение и обработка расплавов

Таблица 2. Химический состав и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов

| Марка сплава | Основные элементы, %мас. | | | | | Механические свойства | | |
|--------------|--------------------------|----------|---------|---------|-----------|-------------------------------------|-------------------------------------|----------------------------|
| | Cu | Mg | Zn | Si | Mn | предел прочности, Мн/м ² | предел текучести, Мн/м ² | относительное удлинение, % |
| АМг1 | <0,01 | 0,5-0,8 | – | <0,05 | – | 120 | 50 | 27,0 |
| АМГ6 | <0,1 | 5,8-6,8 | <0,2 | <0,4 | 0,5-0,8 | 340 | 170 | 20,0 |
| АД31 | <0,1 | 0,4-0,9 | <0,2 | 0,3-0,7 | <0,1 | 240 | 220 | 10,0 |
| АД33 | 0,15-0,4 | 0,8-1,2 | <0,25 | 0,4-0,8 | <0,15 | 320 | 260 | 13,0 |
| АВ | 0,2-0,6 | 0,45-0,9 | <0,2 | 0,5-1,2 | 0,15-0,35 | 340 | 280 | 14,0 |
| АК6 | 1,8-2,6 | 0,4-0,8 | <0,3 | 0,7-1,2 | 0,4-0,8 | 390 | 300 | 10,0 |
| АК8 | 3,9-4,8 | 0,4-0,8 | <0,3 | 0,6-1,2 | 0,4-1,0 | 470 | 380 | 10,0 |
| Д1 | 3,8-4,8 | 0,4-0,8 | <0,3 | <0,7 | 0,4-0,8 | 380 | 220 | 12,0 |
| Д16 | 3,8-4,9 | 1,2-1,8 | <0,3 | <0,5 | 0,3-0,9 | 440 | 220 | 19,0 |
| Д19 | 3,8-4,3 | 1,7-2,3 | <0,1 | <0,5 | 0,5-1,0 | 460 | 340 | 12,0 |
| В65 | 3,9-4,5 | 0,15-0,3 | <0,1 | <0,25 | 0,3-0,5 | 400 | – | 20,0 |
| АК4-1 | 1,9-2,5 | 1,4-1,8 | <0,3 | <0,35 | <0,2 | 420 | 350 | 8,0 |
| Д20 | 6,0-7,0 | <0,05 | <0,1 | <0,3 | 0,4-0,8 | 400 | 300 | 10,0 |
| ВАД23 | 4,9-5,8 | <0,05 | <0,1 | <0,3 | 0,4-0,8 | 550 | 500 | 4,0 |
| 01420 | <0,05 | 5,0-6,0 | – | <0,007 | 0,2-0,4 | 440 | 290 | 10,0 |
| В92 | <0,05 | 3,9-4,6 | 2,9-3,6 | <0,2 | 0,6-1,0 | 450 | 320 | 13,0 |
| 01915 | <0,1 | 1,3-1,8 | 3,4-4,0 | <0,3 | 0,2-0,6 | 350 | 300 | 10,1 |
| В93 | 0,8-1,2 | 1,6-2,2 | 6,5-7,3 | <0,2 | <0,1 | 480 | 440 | 2,5 |
| В95 | 1,4-2,0 | 1,8-2,8 | 5,0-7,0 | <0,5 | 0,2-0,6 | 560 | 530 | 7,0 |
| В96 | 2,2-2,8 | 2,5-3,5 | 7,6-8,6 | <0,3 | 0,2-0,5 | 670 | 630 | 7,0 |

деформируемых). Сплавы, которые содержат 1-2 %мас. этих элементов, используются в качестве тугоплавких лигатур. Низкий коэффициент диффузии ПМ и РЗМ в алюминии приводит к тому, что во время кристаллизации из пересыщенного раствора выделяются алюминиды этих элементов. Как правило, эти соединения имеют твердость более высокую, чем интерметаллиды элементов, хорошо растворимых в алюминии (табл. 3). Основные проблемы использования интерметаллидов ПМ и РЗМ – отсутствие доступных методов их введения и диспергирования в сплавах.

В большинстве случаев введение ПМ и РЗМ в алюминиевые расплавы осуществляется при помощи лигатур, которые содержат до 5 %мас. этих элементов. Исследованию их свойств, структуры и влияния на алюминиевые сплавы посвящен ряд современных работ [2, 4-6].

Исследования свойств сплавов системы Al-5-9 % ПМ (железо, цирконий, хром, марганец) показали, что микронеоднородное состояние в них сохраняется в широком интервале температур, намного превышающем температуры ликвидуса (t_l) [4, 5]. Показано, что переход расплавов системы Al-ПМ в гомогенное состояние

Таблица 3. Интерметаллидные фазы переходных и редкоземельных элементов с алюминием

| Система | Растворимость компонента в жидком алюминии, % | Интерметаллиды | Микротвердость, НВ |
|---------|-----------------------------------------------|--------------------|--------------------|
| Al-Mn | 1,80 | Al ₆ Mn | 540-560 |
| Al-Cr | 0,90 | Al ₇ Cr | 500-700 |
| Al-Ti | 0,26 | Al ₃ Ti | 600-700 |
| Al Zr | 0,28 | Al ₃ Zr | 420-740 |
| Al-Sc | 0,40 | Al ₃ Sc | 255 |
| Al-Ni | 0,04 | Al ₃ Ni | 700-770 |
| Al-Co | 0,02 | Al ₉ Co | 650-750 |
| Al-Fe | 0,05 | Al ₃ Fe | 800-1100 |

происходит при их перегреве на 450-500 °С над t_f . Отмечено также следующее: металлические расплавы алюминия с ПМ при незначительном перегреве их выше t_f состоят из двух типов микрообластей, которые отличаются между собой содержанием основных компонентов и структурой. Одна из них обогащена алюминием, в ней сохраняется ближний порядок, свойственный матрице сплава, вторая – переходным металлом, а по структуре подобна интерметаллидной фазе.

В работе [2] отмечено, что можно прогнозировать образование разных структур в сплаве относительно температуры гомогенизации ($t < t_{\text{ГОМ}}$ или $t > t_{\text{ГОМ}}$). На примере алюминидов циркония в сплаве Al-2 % Zr показано, что увеличение скорости охлаждения расплава (v) при температурах ниже, чем температура гомогенизации, способствует переходу от гранных к дендритным формам роста стабильных алюминидов Al₃Zr с объемноцентрированной решеткой. Повышение скорости охлаждения ($v > 10^3$ °С/с) приводит к образованию кристаллов метастабильной фазы Al₃Zr с кубической решеткой, которые с увеличением перегрева расплава (Δt) также приобретают дендритное строение. Установили, что дальнейшее увеличение скорости охлаждения ($v > 10^4$ °С/с) и температуры перегрева ($\Delta t > 450$ °С) приводит к резкому измельчению метастабильных алюминидов и увеличению их количества. Аналогичные результаты были получены при кристаллизации двойных и тройных сплавов систем Al-Fe, Al-Cr, Al-Cr-Zr, Al-Mn-Cr [4, 7, 8]. Эти данные совпадают с результатами работы [6]. Лигатуры на основе систем Al-Zr и Al-Ti имеют кубическую решетку и являются более эффективными модификаторами.

В этих же работах показано, что термовременная обработка расплава позволяет изменить состав первичных алюминидов. Так, в быстрозакаленном тройном сплаве Al - 2,5, Mn - 2 %мас. Cr, который был получен при низких температурах литья, алюминиды имеют сложный химический состав. Часть атомов марганца в их решетке замещена хромом. Перегрев расплава способствует переходу последнего в α -твердый раствор, а первичные алюминиды имеют состав и решетку, которые соответствуют интерметаллидам Al₆Mn.

Таким образом, анализ литературных источников показал, что нагрев расплавов системы Al-ПМ до температур ниже температуры гомогенизации и их дальнейшее быстрое охлаждение не влияют на количество метастабильных фаз, но изменяют их морфологию, размеры и кристаллическую структуру. Управляя этими параметрами (температурой и скоростью охлаждения), можно получать лигатуры, в состав которых будут входить дисперсные интерметаллиды, когерентные матрице модифицируемого сплава. Кроме того, возможно получение лигатур с метастабильными интерметаллидными соединениями. При введении таких сплавов в расплавы алюминия эти соединения разлагаются и образуют дисперсные интерметаллиды с заданной структурой.

Известно, что при высоких скоростях охлаждения ($v = 10^3\text{-}10^6$ °C/с) в сплавах алюминия с ПМ или РЗМ возможно получение твердого раствора, в котором концентрация легирующих элементов в несколько раз превышает их равновесную растворимость [9]. В работах [10-12] показано, что структура сплавов систем Al-Zr, Al-Cr, Al-Cr-Zr, перегретых над t_1 на 350°C (что существенно меньше температуры гомогенизации) и закристаллизованных со скоростью охлаждения 10^4 К/с, содержит вместе с метастабильными дисперсными алюминиды циркония и хрома зерна пересыщенного α -твердого раствора. Размер интерметаллидов в данном случае составляет 2-5 мкм, а зерен – 10-20 мкм. Установили, что рост температуры перегрева данных сплавов и скорости их охлаждения приводит к увеличению количество пересыщенного твердого раствора. В сплавах Al-Fe, полученных с такой же скоростью охлаждения при перегреве 450°C ($t > t_{\text{гом}}$), образуется квазиэвтектика, однако при этом пересыщенный твердый раствор не образуется [13, 14]. Концентрация железа в α -твердом растворе, который входит в состав эвтектики, не превышает равновесную, а параметры кристаллической решетки практически равны параметрам решетки чистого алюминия. В этом случае твердый раствор не образуется благодаря очень малой растворимости железа в алюминии. Она в 5 раз меньше растворимости циркония и титана (см. табл. 3). В данном случае пересыщенный твердый раствор может образоваться при существенном увеличении температуры перегрева расплава и скорости его охлаждения.

Еще одним способом получения пересыщенного твердого раствора в сплавах алюминия с ПМ и РЗМ является интенсивная пластическая деформация сплава (ИПД). Известно, что ИПД сплавов систем Al-Zr, Al-Cr приводит к увеличению содержания переходных металлов в алюминиевом твердом растворе. Их количество в сравнении с такими же сплавами в быстрозакристаллизованном состоянии увеличивается в 2,5 раза [15]. Эти данные подтверждаются результатами локального рентгеноспектрального анализа и мессбауровской спектроскопией [16].

Высокотемпературный нагрев сплавов, которые содержат пересыщенный твердый раствор, приводит к выделению дисперсных частиц алюминидов ПМ и РЗМ. Дисперсность интерметаллидных фаз в данном случае достигает 5-10 мкм, что способствует значительно большему упрочнению сплавов. Так, значительный эффект дисперсионного твердения при оптимальной температуре старения 450 °C был получен в случае кристаллизации гранул диаметром 1-2 мм при скорости охлаждения $10^3\text{-}10^4$ К/с сплава Al - 1,6 %мас. Zr. Его структура после термообработки содержала наноразмерные, когерентные с матрицей частицы Al_3Zr [9, 14]. Подобные результаты были получены для тройного сплава Al - 1,5 %мас. Cr - 1,5 %мас. Zr, в котором упрочняющей фазой является также Al_3Zr , в которой растворяется хром, вследствие чего тройной сплав имеет большую твердость, чем сплав Al-1,6 % Zr.

Исходя из вышеизложенного, можно утверждать, что механизм упрочнения алюминиевых сплавов как в случае использования в качестве легирующих элементов традиционных меди, магния, цинка и кремния, так и ПМ и РЗМ, одинаковый – дисперсионное твердение сплавов. Основное отличие при использовании ПМ и РЗМ заключается в том, что дисперсные интерметаллиды могут образовываться из пересыщенного твердого раствора во время термической обработки и из пересыщенных расплавов во время кристаллизации, а не только из твердого раствора. Последнее наблюдается за счет легирования элементами с более высокой растворимостью в алюминии при низких температурах. Еще одним отличием является более высокая стабильность алюминидов ПМ и РЗМ в отличие от соединений алюминия с медью, магнием и цинком. Температуры начала распада пересыщенных твердых растворов следующие [3], °C: 160-190 – для системы Al-Cu; 120-90 – для системы Al-Cu-Mg; 120-160 – для системы Al-Mg-Zn; 300-350 – для системы Al-Mn; 450-550 – для системы Al-Cr; 350-500 – для системы Al-Zr; 300-350 – для системы Al-Sc. Это обеспечивает высокую прочность сплавов и повышает их жаропрочность. Наличие алюминидов ПМ повышает также температуру рекристаллизации [1]. Это связано с тем, что

Получение и обработка расплавов

фаза Al_3Zr более стабильна и дисперсна, чем алюминиды меди, магния и поэтому влияние добавок циркония на процессы рекристаллизации деформированных полуфабрикатов значительно сильнее. Скандий образует дисперсную фазу Al_2Sc (1-3 нм), что делает его наиболее эффективным среди исследованных переходных металлов. Малые добавки скандия совместно с цирконием в сплавах системы Al-Mg обеспечивают упрочнение такого же уровня, как и основной легирующий элемент – магний. Предел прочности микрокристаллических сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr при комнатной температуре составляет около 450 МПа, а удлинение – 5 % (при среднем размере зерна 10 нм) [17].

Для сплавов, которые содержат элементы, практически не растворимые в твердом алюминии при равновесных условиях кристаллизации, однако полученные при высоких скоростях охлаждения в момент кристаллизации, вступает в действие механизм диспергирования первичных интерметаллидов непосредственно в момент кристаллизации. Последующее увеличение скорости охлаждения приводит к подавлению кристаллизации и образованию аморфного состояния. Поэтому получение алюминиевых сплавов в аморфном состоянии является развитием идеи их легирования элементами, которые практически не растворимы в твердом алюминии: ПМ (Fe, Co, Ni) и РЗМ (La, Ce, Y). Известно, что закалка из жидкого состояния со скоростью 10^6 К/с позволяет получить полосы в аморфном или смешанном (аморфная матрица с наноразмерными включениями) состоянии. При нагреве такого типа материала и его изотермической выдержке также будут выделяться интерметаллиды. Дисперсные частицы наноразмерных фаз, которые образуются при термообработке аморфных сплавов, дают возможность дополнительно повышать прочность, жаростойкость и влиять на другие свойства. Возможно также получение смешанной структуры за счет изменения режимов термообработки сплавов [18], а также материалов с повышенными физико-механическими свойствами. Их предел прочности составляет 1500-1600 МПа при объемной доле наноструктурной фазы 20-25 %. В случае компактирования аморфного порошка сплава $Al_{85}Y_{10}Ni_5$ при температуре выше температуры кристаллизации была получена смешанная структура из наноразмерных частиц кристаллического алюминиевого твердого расплава и интерметаллидных фаз. Предел прочности этого сплава при температуре 300 °С составляет 380 МПа, удлинение – 10 %.

Выводы

- Обработка расплавов на основе алюминия ПМ и РЗМ приводит к образованию дисперсных частиц в процессе кристаллизации, однако их распределение в матрице неравномерно.
- Возможность образования и фиксации пересыщенных растворов ПМ и РЗМ повышается при высокотемпературном нагреве расплавов и высоких скоростях охлаждения. Наиболее высокое пресыщение свойственно аморфизуемым сплавам.
- Условия и кинетика распада пересыщенных метастабильных сплавов при нагреве могут обеспечить образование наноструктурного смешанного (наночастицы в аморфной матрице) или микрокристаллического состояния.
- Высокая устойчивость жидких растворов ПМ в алюминии обеспечивает возможность неравновесной кристаллизации, а высокая устойчивость твердого раствора ПМ – высокую температуру его распада и дисперсность полученных алюминидов.
- Для сплавов алюминия с практически нерастворимыми ПМ и РЗМ применение высоких скоростей охлаждения из жидкого состояния дает возможность дополнительно к известному механизму упрочнения (образования пересыщенного твердого раствора при кристаллизации и дисперсионном твердении при нагреве) использовать механизм получения наноразмерных частиц при нагреве в интервале перехода из аморфного состояния в кристаллическое.



Список литературы

1. Елагин В. И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии // *МиТОМ*. – 2007. – № 9. – С. 3-11.
2. Роль расплава в образовании пересыщенных наноструктурных твердых растворов переходных металлов в алюминии // III Международная школа конференция «Физическое материаловедение», «наноматериалы технического и медицинского назначения» (24-28 сентября 2007). Тольятти (ТГУ), Самара (СГАУ), Ульяновск (УлГУ), Казань (КГТУ).
3. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
4. Расплавы как основа формирования структуры и свойства алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин и др. – Екатеринбург: УрОРАН, 2005. – 369 с.
5. Popel P. S., Chikova O. A., Matveev V. M. Metastable Colloidal States of Liquid Metallic Solutions // *High Temperature Materials and Processes*. – 1995. – Vol. 4, № 4. – P. 219-233.
6. Никитин В. И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с.
7. Brodova I. G., Polents I. V., Bashlikov D. V. The Forming Mechanism of Ultradispersid Phases in Rapidly Solidified Aluminum Alloys // *Nanostructured Materials*. – 1995. – Vol. 6, № 1-4. – P. 477-479.
8. Brodova I. G., Bashlikov D. V., Polents I. V. Influence of Heat time Melt treatment on the Structure and the Properties of Rapidly Solidificated Aluminum Alloys with Transition Metals // *J. Materials Science and Engineering*. – 1997. – Vol. 226-228. – P. 136-140.
9. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1981. – 177 с.
10. Маркушев М. В., Мурашкин М. Ю. Механические свойства субмикроструктурных алюминиевых сплавов после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // *ФММ*. – 2000. – Т. 90, № 5. – С. 92-101.
11. Бродова И. Г., Башлыков Д. В., Никитин М. С. Повышение уровня легированности алюминиевого твердого раствора хромом // Там же. – 2004. – Т. 98, № 1. – С. 83-92.
12. Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Антонова О. Г. Фазовые и структурные превращения в Al-Cr-Zr сплаве после быстрой закалки расплава и сдвига под давлением // Там же. – 2007. – Т. 104, № 3. – С. 1-8.
13. Brodova I. G., Yablonskikh T. I., Bashlikov D. V. Formation of Supersaturated Solid Solution in Al – Zr(Fe), Alloys Upon Shear Under Pressure and Their Behavior Upon Annealing // *Phys. Met. Metallogr.* – 2002. – Vol. 94, № 1. – P. 882-890.
14. Добаткин В. И., Елагин В. И., Федоров В. М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. – М.: ВИЛС, 1995. – 340 с.
15. Mondolfo L. F. Aluminum alloys – Structure and Properties. – London; Boston: Butterworths and Co (Publishers) LTD, 1976. – 971 p.
16. Мессбауровское исследование растворения алюминидов железа при сильной холодной деформации / В. А. Шабашов, И. Г. Бродова, А. Г. Мукосеев и др. // *Изв. РАН. Сер. физическая*. – 2005. – Т. 9, № 10. – С. 1459-1464.
17. Лякишев Н. П., Алымов М. И. Наноматериалы конструкционного назначения // *Российские нанотехнологии*. – 2006. – Т. 1, № 1. – С. 71-81.
18. Получение наноструктурных материалов путем термической обработки аморфного сплава $Zr_{64}Cu_{16}Ni_{10}Al_{9.5}Nb_{0.5}$ / А. А. Щерецкий, В. Л. Лахненко, В. С. Шумихин и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, № 10. – С. 1323-1332.

Поступила 01.03.2012