

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'63:539.25

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ ЦИРКОНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Al–Sn–Cu-СПЛАВА

© 2019 г. Сяньвэй Жень^{a, b}, Юаньчунь Хуан^{a, b, *}, Ю Лю^a

^a Научно-исследовательский институт легких сплавов, Центральный Южный университет, Чанша, Хунань, 410083 Китай

^b Ведущая государственная лаборатория высокоэффективной промышленной обработки, Центральный Южный университет, Чанша, Хунань, 410083 Китай

*e-mail: science@csu.edu.cn

Поступила в редакцию 29.09.2016 г.

После доработки 29.11.2016 г.

Принята к публикации 19.07.2018 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии аттестована микроструктура сплавов Al–0.3Sn–0.3Cu и Al–0.3Sn–0.3Cu–0.15Zr. Оценку механических свойства этих сплавов проводили по результатам измерения твердости и испытаний на растяжение. После добавления Zr дисперсные выделения фазы Al₃Zr послужили местами затвердевания Sn. В то же время, Sn сыграл важную роль в пространственном распределении θ -фазы (Al₂Cu). Это привело к тому, что, при экструзии материала, произошло расслоение фаз β (Sn) и Al₂Cu. При одновременном присутствии в материале Al₃Zr и Sn квазибинарные образования Sn– θ (Al₂Cu) были распределены в матрице более равномерно. При этом частицы Al₃Zr препятствовали скольжению дислокаций, повышали стабильность промежуточных субграниц и сопротивление материала рекристаллизации. Все это явилось причиной значительного улучшения механических свойств сплава Al–0.3Sn–0.3Cu–0.15Zr.

Ключевые слова: Al–Sn–Cu сплав, выделения фазы Al₃Zr, микроструктура, квазибинарные образования Sn– θ (Al₂Cu), механические свойства

DOI: 10.1134/S001532301907009X

1. ВВЕДЕНИЕ

Среди сплавов на основе Al–Sn, широко используемых в качестве подшипниковых материалов в автомобильной промышленности и судостроении [1, 2], Al–Sn–Cu сплав является высокоэффективным международно признанным материалом, имеющим почти четыре десятилетия истории, как подшипниковый материал для двигателей. Обычно, для того, чтобы улучшить характеристики сплавов на основе Al–Sn, в матрицу добавляют Si, Cu, Mg и другие элементы [3]. В составе этих сплавов олово является очень важным элементом из-за его низкой прочности, низкого модуля упругости, низкой температуры плавления и ряда характеристик, препятствующих схватыванию Al-сплава с железом. Фазы олова в подшипниковых материалах Al–Sn могут обеспечить такие необходимые антифрикционные свойства, как хорошая адгезия, устойчивость к нагрузкам, износостойкость и коррозионная стойкость при скольжении. Олово имеет низкую растворимость в алюминии; его небольшое количество образует с алюминием и другими (распре-

деленными в алюминиевой матрице) элементами изолированные включения со структурой эвтектики [1, 2, 4]. Тот факт, что Cu растворяется в алюминии почти полностью с образованием твердого раствора, в котором олово существует в виде частиц β (Sn)-фазы, приводит к уменьшению постоянной кристаллической решетки α -Al, увеличению сил связи между атомами в сплаве Al–Sn–Cu и, таким образом, к уменьшению коэффициента его линейного расширения. При тех же условиях нагружения сплав алюминий–олово–медь по сравнению с матричным сплавом демонстрирует уменьшение износа [5]. Сплавы Al–Sn–Cu обычно подвергаются процессам горячей деформации: экструзия, ковка и т.д. На механические свойства сплавов Al–Sn–Cu влияют их химический состав, предыстория деформирования и микроструктура после их термомеханической обработки [6]. Есть сообщения, что добавление микролегирующих элементов (Zr и Sn), в высокопрочные алюминиевые сплавы (на основе Al–Cu, Al–Li, Al–Cu–Li, Al–Li–Cu–Mg) дает высокую ударную вязкость и повышает прочность этих сплавов [7–12].

Таблица 1. Продолжительность старения образцов

Время, ч	Al–Sn–Cu (A)	Al–Sn–Cu–Zr (B)
12	Образец 1	Образец 4
14	Образец 2	Образец 5
16	Образец 3	Образец 6

В нескольких исследованиях показано, что добавки циркония повышают стойкость сплавов Al–Sn–Cu к рекристаллизации, а также приводят к увеличению предела текучести в результате термообработки за счет торможения подвижных дислокаций когерентными выделениями фазы Al_3Zr [13–15]. Механические свойства материалов – прочность, вязкость разрушения и устойчивость к коррозии под напряжением, были улучшены в результате появления эффекта закрепления дислокаций на выделениях фазы Al_3Zr . С одной стороны, из-за низкой растворимости и малой диффузионной подвижности атомов Zr в матрице Al когерентные выделения фазы Al_3Zr весьма устойчивы при высоких температурах [16]. С другой стороны, низкая межфазная ($Al_3Zr/\alpha-Al$) энергия, очень высокая твердость (>5 ГПа) и устойчивость к растворению или агломерации самих дисперсных выделений фазы Al_3Zr , приводят к тому, что эти частицы вносят вклад в дисперсионное упрочнение сплава в процессе гомогенизации и термообработки. Из-за большой разницы между точками плавления Al и Zr, во время процесса затвердевания металла более тугоплавкий Zr легче образует центры кристаллизации расплава [17]. Наличие этих выделений способствует формированию измельченной субзеренной структуры и в процессе термомеханической обработки материала [6].

Кроме того, выделение частиц фазы Al_3Zr также препятствовало огрублению микроструктуры [7]. Выделения фазы Al_3Zr , обладающие замечательными свойствами, предопределили то, что Zr стал одним из ключевых элементов при разработке высокопрочного алюминиевого сплава. Было проведено несколько исследований термической обработки алюминиевых сплавов с цирконием, где сообщалось больше о влиянии Al_3Zr дисперсоидов на субзерна и дислокации [1, 17–21]. Однако нами в литературе не было найдено систематических исследований влияния Zr на микроструктурный механизм упрочнения сплава Al–Sn–Cu. Возникает необходимость понять, как добавление Zr влияет на микроструктуру сплава Al–Sn–Cu при деформации. Кроме того, добавление Zr или Sc в небольших количествах (около 0.15 мас. %) является достаточным для того, чтобы вызвать примерно 85% уменьшение размера зерна без термической

обработки сплава [22]. Поэтому в этой статье было выбрано содержание Zr в количестве 0.15 мас. %.

В настоящей работе механизм дисперсионного упрочнения сплава Al–Sn–Cu выделениями фазы Al_3Zr был установлен по результатам анализа микроструктуры и механических характеристик сплава. Для анализа влияния добавки Zr на механизмы упрочнения материала было проведено исследование микроструктуры сплавов после горячей экструзии.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Нами были использованы: промышленный алюминий (чистоты 99.0–99.9 мас. %), олово (99.5 мас. %) и алюминий-медный сплав (Cu: 50 мас. %). Для экспериментов были изготовлены два типа сплавов Al–Sn–Cu (A и B) различного химического состава (A: Al–0.3Sn–0.3Cu; B: Al–0.3Sn–0.3Cu–0.15Zr). Гомогенизация литого сплава проводилась в течение 19 ч при 480°C. Предварительная термообработка длилась 3 ч при температуре 350°C. Механические испытания проводились при комнатной температуре. Образцы для механических испытаний были подвергнуты обработке на твердый раствор в течение 90 мин при 495°C, с последующей закалкой в воду. Образцы были состарены при 165°C, продолжительность старения приведена в табл. 1.

Для исследования была проведена подготовка образцов. Чтобы получить конечное качество поверхности (с перепадом высоты неровностей) ~ 0.03 мкм, полировку образцов проводили на SiC наждачной бумаге и с использованием суспензии оксида алюминия. Для травления полированных образцов использовали реактив Келлера (раствор 3 об. % фтористоводородной кислоты и 2 об. % азотной кислоты в воде). Морфология микроструктуры была исследована с помощью оптического (ОМ) и сканирующего (РЭМ) электронного микроскопа. Компоненты фаз устанавливались методами энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Для идентификации фаз использовался метод энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (в режиме: 40 кВ, 250 мА). Образцы для исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) утоняли до 80 мкм, затем полировали в струе электролита состава 70 об. % CH_4O в 30 об. % HNO_3 при температуре – 25°C. ПЭМ-исследование образцов происходило при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для измерений прочности на растяжение и удлинения образцов была использована установка для испытаний на растяжение (со скоростью 2 мм/мин) модели RMT-D10. Для измерения твердости образцов (табл. 2) был использован твердомер модели HV-5.

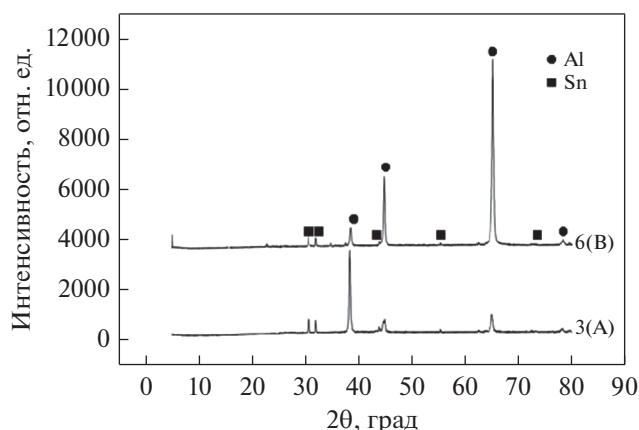


Рис. 1. Рентгеновские дифракционные спектры сплавов А и В.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Рентгеновские дифракционные спектры

Мы проанализировали рентгеновские дифракционные спектры сплава Al–Sn–Cu (А) и сплава Al–Sn–Cu–Zr (В). На рис. 1 можно видеть обнаруженные дифракционные пики, соответствующие α -Al (ГЦК) и β -Sn (ОЦК). Фазы Al_3Zr и Al_2Cu не образовались из-за незначительного количества циркония и меди, так что сложная фаза не была обнаружена.

3.2. Анализ микроструктуры

3.2.1. Результаты оптической микроскопии. Как показано на рис. 2, микроструктура сплавов А и В имеет различия, обусловленные влиянием Zr. Ширина большинства цепочек частиц олова непостоянна (рис. 2а), так что частицы однородного размера обнаружить нелегко. И, наоборот, на

рис. 2б представлены цепочки олова однородной ширины.

Диапазон взаимной растворимости Al и Sn в жидком состоянии очень велик, и только небольшое количество олова растворяется в матрице α (Al). Таким образом, компоненты сплава не образуют химических соединений, и олово существует в свободном состоянии [4]. Когда температура превышает 231.9°C, в сплавах будут присутствовать частицы жидкого олова. Некоторое количество непрерывной сетчатообразной (Al–Sn) эвтектики образуется на границах зерен. Эта эвтектика способна течь и собираться вдоль границ зерен в процессе гомогенизации. Такое движение приводит к разрушению непрерывной сетчатообразной эвтектики. Однако, поскольку некоторые частицы агломерировали, степень зернограницной диффузии олова уменьшилась. Это приводило к тому, что частицы олова становились все более крупными, и при последующем процессе экструзии пространственное распределение выделений фазы β (Sn) осталось неравномерным.

После легирования Zr, на рис. 2б можно видеть равномерно распределенные цепочки олова. В наших предыдущих исследованиях обсуждается, что из-за большого различия температур плавления Sn и Zr мелкие выделения фазы Al_3Zr оказываются для олова центрами кристаллизации во время охлаждения. В ходе гомогенизации, на границах зерен формируются частицы фазы Al_3Zr , имеющие повышенную температуру плавления. В то же время, в алюминиевой матрице появляются жидкие частицы олова. При этом частицы фазы Al_3Zr выступают в качестве центров кристаллизации, и жидкое олово собирается и растет вокруг них во время охлаждения. Более того, частицы Al_3Zr препятствуют течению и агломерации олова. В результате вдоль границ зерен не

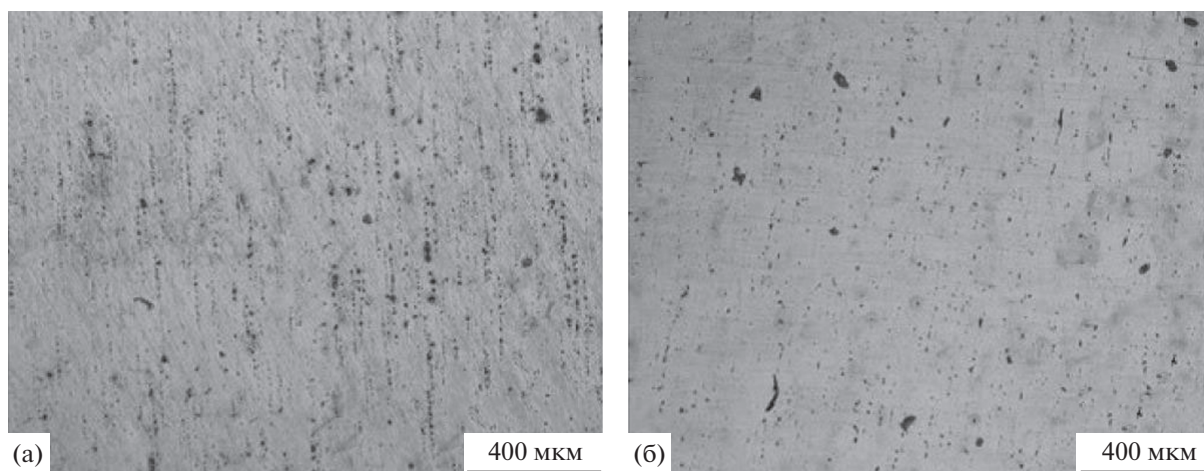


Рис. 2. ОМ-изображения микроструктуры в образцах 3(А) и 6(В) после их термообработки.

возникает сетки эвтектики, и в матрице появляются мелкие дисперсные частицы олова.

3.2.2. Результаты электронной сканирующей микроскопии. На рис. 3 представлены РЭМ-микрофотографии частиц в образцах 3 и 6 (см. табл. 1). На рис. 3а, 3б показана микроструктура в сечении, перпендикулярном направлению экструзии. Микроструктуру в сечении, в котором лежит вектор направления экструзии, можно увидеть на рис. 3в, 3г. Рис. 3д, 3е представляют увеличенное изображение структуры, приведенной на рис. 3а, 3б соответственно. Сплав Al–Sn–Cu является довольно специфическим материалом. Очевидно, что в системе Al–Sn возможно существование интервала несмешиваемости жидких фаз, и в этой системе проявляется тенденция к расслоению. Расслоение на фазы в жидком состоянии, возникающее в сплавах Al–Sn–Cu, приводит к появлению фаз $\beta(\text{Sn})$ и Al_2Cu , пространственно соседствующих друг с другом в процессе затвердевания [3]. Таким образом, на разрезе $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ –Sn, рассматриваемом как “квазибинарная” система [5, 23–25], при 230°C была обнаружена равновесная эвтектика.

Проведенный ЭДС-анализ частицы и слоя вокруг нее (рис. 3ж) показал, что образовавшаяся фаза имеет химический состав ($\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Sn}$).

Как показано на рис. 4, ЭДС-анализ использовался для подтверждения химического состава фазы, выделившейся в сплаве Al–Sn–Cu–Zr. Выделения Al_3Zr наблюдались в этом сплаве после его гомогенизации. Большая степень переохлаждения вначале приводит к разделению расплава на области, богатые Al, и области очень малого размера, обогащенные Sn. Области, обогащенные по Al, испытывают большую степень переохлаждения, чем области, богатые оловом. Таким образом, поначалу именно в областях, обогащенных по Al, с более высокой скоростью будет проходить образование центров кристаллизации и затвердевание, и, затем, такие процессы завершатся в богатой оловом (Sn) области. Согласно полученному результату, выделения фазы Al_3Zr оказываются окруженными оболочкой из фазы $\beta(\text{Sn})$, таким образом, они выступают как центры кристаллизации в процессе охлаждения олова. Можно сделать вывод, что эти частицы провоцируют появление некоторого количества частиц фазы $\beta(\text{Sn})$ небольшого размера. Кроме того, следует упомянуть, что течению олова и росту его образований также препятствуют частицы фазы Al_3Zr , локализованные на границах зерен. Эти явления приводят к увеличению объемной доли фазы $\beta(\text{Sn})$. Как показано на рис. 3б, пространственное распределение частиц фазы $\beta(\text{Sn})$ в матрице $\alpha(\text{Al})$ в сплаве Al–Sn–Cu–Zr является более однородным, чем в сплаве Al–Sn–Cu (см. рис. 3а). В то же время, из-за того, что для выделений фазы

Al_3Zr характерно низкое значение энергии поверхности раздела с матрицей $\alpha(\text{Al})$, явление расслоения в сплавах Al–Sn–Cu–Zr выглядит весьма очевидным.

Добавление 1 мас. % Cu может привести к выделению фазы Al_2Cu , причем по результатам расчетов [26] объемная доля этой фазы увеличивается с ростом концентрации Cu. Следует иметь в виду, что концентрация Cu влияет на морфологию эвтектических включений. В частности, при 1–2% Cu включения фазы Al_2Cu имеют сферическую форму [27]. Как видно на рис. 3, фазы $\beta(\text{Sn})$ и Al_2Cu могут иметь три формы: во-первых, как пространственно раздельные небольшие яркие пятна фазы $\beta(\text{Sn})$ (размер частиц < 5 мкм), во-вторых, как частицы фазы Al_2Cu диаметром менее 3 мкм, и, в-третьих, как частицы большого размера фазы $\beta(\text{Sn})$, в основном, окружающие (как оболочки) или соседствующие с фазой Al_2Cu ; основным образованием является квазибинарный $\beta(\text{Sn}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$.

Однако, чтобы лучше понять физические свойства сплавов, необходимо проанализировать механизм образования квазибинарного образования Sn– $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ с привлечением термодинамических расчетов. Итак, имеем следующую реакцию: $L = \zeta(\text{AlCu}) + (\text{Sn})$. С увеличением массовой доли Sn имеют место следующие изменения: $L'' = \zeta(\text{AlCu}) + (\text{Sn})$ (231.5°C) $\rightarrow L' + \zeta(\text{AlCu}) = (\text{Sn}) + \eta(\text{AlCu})$ (231.2°C) $\rightarrow L' + \eta(\text{AlCu}) = (\text{Sn}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ (230.3°C) $\rightarrow L'' = (\text{Sn}) + (\text{Al}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ (226.7°C). С увеличением массовой доли Cu происходят следующие изменения: $L'' = \zeta(\text{AlCu}) + (\text{Sn})$ (231.5°C) $\rightarrow L'' + \zeta(\text{AlCu}) = (\text{Sn}) + \delta(\text{Al}_2\text{Cu}_3)$ (231.5°C) $\rightarrow L'' + \delta(\text{Al}_2\text{Cu}_3) = (\text{Sn}) + \beta$ (228°C) $\rightarrow L'' = (\text{Sn}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ (226.7°C) [5, 23, 24]. Проанализировав реакции $L'' = (\text{Sn}) + (\text{Al}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ (226.7°C) и $L'' = (\text{Sn}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ (226.7°C), можно доказать, что фазы $\beta(\text{Sn})$ и $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ связаны друг с другом. Таким образом, с помощью термодинамических расчетов был понят механизм формирования квазибинарного комплекса Sn– $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$.

РЭМ-снимки квазибинарного комплекса Sn– $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, сделанные как перпендикулярно, так и параллельно направлению экструзии, представлены на рис. 3. Фаза $\beta(\text{Sn})$ чередуется с фазой Al_2Cu (см. рис. 3в). В основном, большая часть фазы $\beta(\text{Sn})$ имеет форму отдельных вытянутых вдоль направления экструзии светлых частиц; изображение небольшого числа крупных частиц фазы $\beta(\text{Sn})$ на рис. 3в имеет “полосчатый” контраст. После добавления Zr явление расслоения фаз $\beta(\text{Sn})$ и Al_2Cu становится очевидным. На рис. 3г, 3е можно наблюдать высокую объемную плотность и более равномерное распределение квазибинарных комплексов Sn– $\theta\text{Al}_2\text{Cu}$. Следовательно, из-за образования частиц фазы Al_3Zr , про-

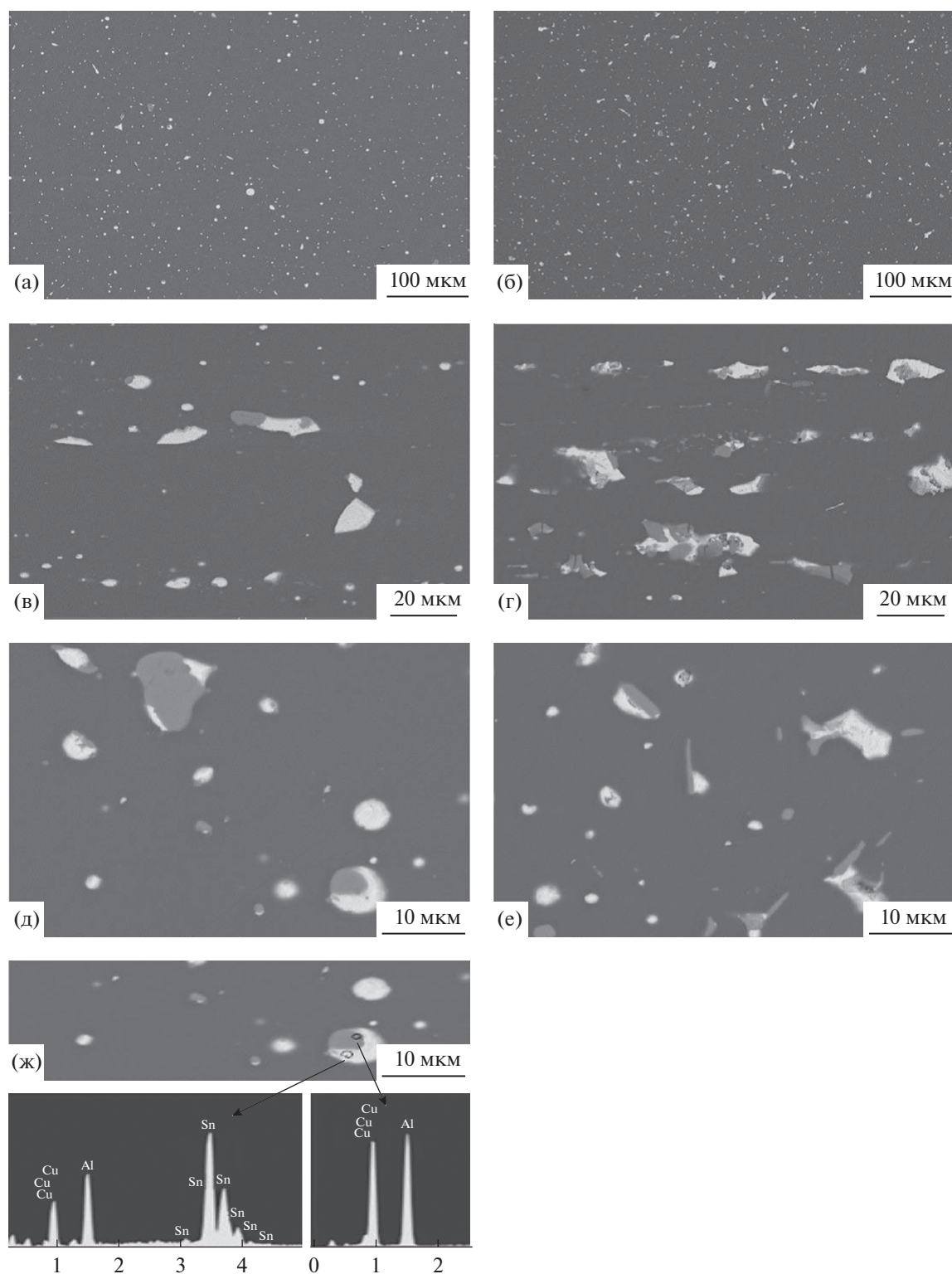


Рис. 3. Морфология выделений (по данным РЭМ) в образцах (а, в, д, ж) – 3(А) и (б, г, е) – 6(В) (а, б, д, е – в направлении, перпендикулярном направлению экструзии (НЭ); (в, г) – в направлении, совпадающем с НЭ, и (ж) – ЭДС-анализ комплексного выделения ($\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Sn}$)).

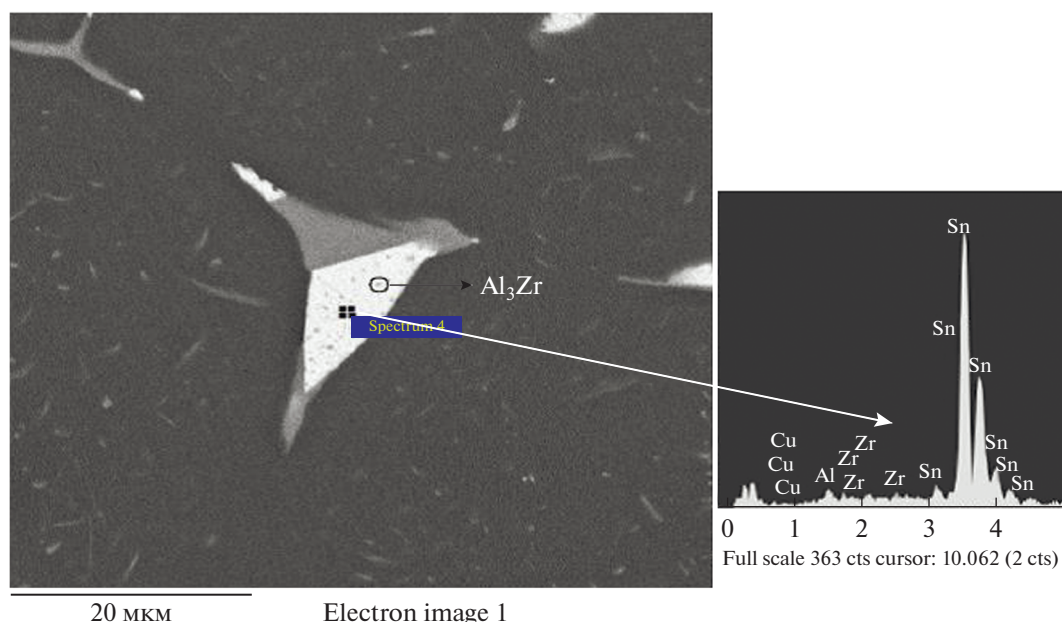


Рис. 4. Морфология Al_3Zr выделений в сплаве Al–Sn–Cu–Zr после гомогенизации (по данным РЭМ).

странственное распределение квазибинарных комплексов приобрело более однородный характер, что делает возможным улучшение свойств исследуемых материалов.

3.2.3. Результаты просвечивающей электронной микроскопии. Как показано на рис. 5, наличие фазы Al_3Zr подтверждается данными электронной дифракции; дислокации и частицы Al_3Zr взаимодействуют друг с другом. Во время горячей деформации количество субграниц увеличивалось с ростом напряжения, но число частиц Al_3Zr в единице объема Al матрицы уменьшалось [9, 16, 28]. В соответствии с этим результатом, на рис.5 можно

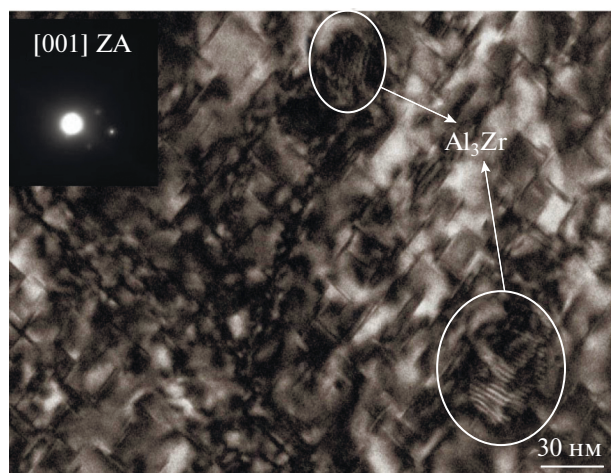


Рис. 5. ПЭМ-изображение выделений фазы Al_3Zr в сплаве Al–Sn–Cu–Zr.

наблюдать мелкие частицы Al_3Zr . В этих условиях, мелкая частица Al_3Zr мешала скольжению или переползанию дислокации [29]. Как правило, мелкие частицы Al_3Zr наиболее эффективно закрепляют границы зерен и субзерен при термической и механической обработке. Кроме того, во время процесса охлаждения, мелкие частицы Al_3Zr обеспечивают резкий рост числа центров кристаллизации, а также — числа квазибинарных комплексов $\text{Sn}-\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ в единице объема материала.

Добавление небольшого количества Zr в сплавы на основе Al препятствует протеканию в них рекристаллизации. Эффективность Zr в торможении рекристаллизации в широком ряде Al-сплавов связана с образованием дисперсных (диаметром 20–30 нм) выделений фазы Al_3Zr сферической и кубической формы, показанных на рис. 5. Эти частицы, оказывающиеся на границах субзерен в процессе экструзии, делают промежуточные субграницы устойчивыми и тем самым утрачиваются условия, необходимые для образования зародышей рекристаллизации в Al-сплавах [30–32]. В результате, размер зерна матрицы после горячей обработки будет мелким. Основной причиной того, почему Zr — по сравнению с другими элементами — стал предпочтительным в качестве элемента, препятствующего рекристаллизации, является его влияние на дислокации и границы субзерен в промышленных Al-сплавах. Согласно полученным результатам, поскольку выделения фазы Al_3Zr имеют превосходные характеристики, микроструктура матрицы оказалась оптимизиро-

ванной, что делает возможным улучшение свойств материалов.

3.3. Механические свойства

На рис. 6 показана прочность на растяжение сплавов А и В после трех различных режимов старения (образцы 1 и 4 – при 165°C в течение 12 ч, образцы 2 и 5 – при 165°C в течение 14 ч, образцы 3 и 6 – при 165°C в течение 16 ч). Сравнение свойств на растяжение с результатами измерений твердости показывает их одинаковые тенденции, которые могут быть связаны, как отмечалось выше, с упрочнением. Известно, что алюминиевые сплавы с добавками Zr демонстрируют более высокий уровень предела прочности и твердости. Высокая прочность сплава Al–Sn–Cu–Zr обусловлена наличием частиц второй фазы. Эти частицы “декорируют” границы субзерен и препятствуют переползанию дислокаций (см. рис. 5).

Дисперсные частицы фазы Al_3Zr привели к измельчению микроструктуры, представленной на рис. 2 и 3. Была улучшена однородность пространственного распределения Sn и квазибинарных комплексов Sn–θ(Al_2Cu) в матрице. Кроме того, рекристаллизованные зерна могут эффективно снижать прочность материала, но частицы Al_3Zr препятствуют рекристаллизации во время термообработки. Таким образом, мелкие выделения оказывают заметное влияние на упрочнение, а также могут уменьшить скорость роста зерна, что приведет к улучшению свойств материала. Табл. 2 показывает, что пластичность заметно не изменилась, и в качестве первоначальной оценки влияния микролегирующих элементов на механические свойства были использованы результаты измерений твердости по Виккерсу. Самая низкая твердость была получена на сплавах А, а самая высокая – на сплавах В. Благодаря тому, что частицы Al_3Zr имеют очень высокую твердость (>5 ГПа), их присутствие дает заметный вклад в дисперсионное упрочнение материала как во время его гомогенизации, так и термообработки.

Максимальное число частиц Al_3Zr в единице объема может быть получено в диапазоне температур старения 300–450°C [15, 25, 33]. Если температура термообработки превышает 450°C, то это может сказаться на образовании дисперсных обогащенных Zr выделений [30, 34, 35]. В этой статье температура термообработки составляла

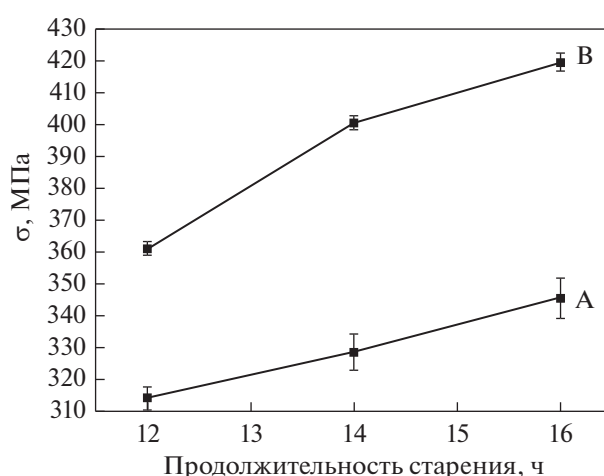


Рис. 6. Прочность на растяжение образцов сплавов Al–Sn–Cu (А) и Al–Sn–Cu–Zr (В) после старения при 165°C.

350°C, а число частиц Al_3Zr на ед. объема достигало максимума. Эти частицы сыграли важную роль при закреплении дислокаций и границ субзерен. Дислокации и границы субзерен были сгруппированы и имели сложный порядок вблизи частиц Al_3Zr , а эволюция субграниц была заметно подавлена. И наконец, образовывались границы зерен с малым углом разориентировки. В конечном итоге механические свойства материалов значительно улучшились.

4. ВЫВОДЫ

Настоящее исследование было сфокусировано на изучении микроструктуры и свойств сплава Al–Sn–Cu с добавками циркония. Механизм упрочнения этого сплава Al–Sn–Cu–Zr проанализирован вместе с его микроструктурными характеристиками. Испытания на растяжение проводились на образцах сплавов, подвергнутых различным режимам старения, с целью получения данных о механических свойствах изученных сплавов, а также для понимания влияния добавок на свойства при растяжении. На основании анализа полученных данных можно сделать следующие выводы.

1. Мелкие выделения фазы Al_3Zr не только выступают в качестве центров кристаллизации олова, но также увеличивают число этих центров в

Таблица 2. Твердость и удлинение образцов

№ образца	1	2	3	4	5	6
Твердость, HV	118.66	130.59	111.72	123.20	138.99	129.23
Удлинение, %	10%	10	12	20	20	20

процессе затвердевания, поэтому равномерное распределение частиц Al_3Zr влияет и на пространственное распределение олова.

2. После добавления Zr явление расслоения фаз $\beta(\text{Sn})$ и Al_2Cu в направлении экструзии выглядело достаточно очевидным; и олово играло важную роль в распределении частиц $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, так что квазибинарные комплексы $\text{Sn}-\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ оказались распределенными в матрице более однородно из-за присутствия частиц Al_3Zr .

3. Переползание или скольжение дислокаций затруднялось в присутствии мелких частиц Al_3Zr ; эти частицы, “декорировавшие” границы субзерен в процессе экструзии, сделали промежуточные субграницы устойчивыми; добавка циркония привела к тому, что матрица после горячей обработки обрела мелкозернистую структуру благодаря торможению рекристаллизации.

4. Механические свойства материалов значительно улучшены: среднее значение предела прочности увеличилось с 345 до 415 МПа, а микротвердость по Виккерсу увеличилась с 111.72 до 129.23 HV для сплава, содержащего 0.15% Zr.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках Государственной ключевой программы развития основных направлений фундаментальных исследований Китая и поддержана грантом № 2012CB619504 (State Key Development Program for Basic Research of China, grant No. 2012CB619504), а – в рамках Программы 973 – проектами № 2012CB619504 и № 2014CB046702. Мы благодарны и выражаем признательность профессору Y.C. Huang, доктору Z.B. Xiao, доктору Y. Liu и магистру Y. Li.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Desaki T., Goto Y., Kamiya S. Development of the aluminum alloy bearing with higher wear resistance // JSAE Review. 2000. V. 21. P. 321–325.
2. Chashechkina J., James M., Lepper K., Rigney D.A. Sliding behavior of selected aluminum alloys // Wear. 1997. V. 46–56. P. 203–204.
3. Muddle B.C., Nie J.F. Strengthening of an Al–Cu–Sn alloy by deformation-resistant precipitate plates // Acta Materialia. 2008. V. 56. P. 3490–3501.
4. Liu X., Ma Y., Zeng M.Q., Zhu M. Wear behavior of Al–Sn alloys with different distribution of Sn dispersoids manipulated by mechanical alloying and sintering // Wear. 2008. V. 265. P. 1857–1863.
5. Dai J., Du C., Yang L., Zhang N., Zhang Y. Effect of aluminum concentration on the microstructure and mechanical properties of Sn–Cu–Al solder alloy // Microelectronics Reliability. 2015. V. 55. P. 596–601.
6. Flower H.M., Hirosawa S., Kamio A., Sato T. Classification of the role of microalloying elements in phase composition of Al based alloys // Acta Mater. 2000. V. 48. P. 1797–1806.
7. Flower H.M., Silcock J.M. Comments on a comparison of early and recent work on the effect of trace additions of Cd, In, or Sn on nucleation and growth of θ' in Al–Cu alloys // Scripta Mater. 2002. V. 46. P. 389–394.
8. Auchterlonie G.J., Drennan J., Huo S.H., Schaffer G.B. The effect of trace elements on the sintering of an Al–Zn–Mg–Cu Alloy // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 2671–2678.
9. Белов Н.А., Михайлина А.О., Алабин А.Н., Столярова О.О. Расчетно-экспериментальное изучение фазовой диаграммы Al–Cu–Si–Sn в области алюминиевых сплавов // МитОМ. 2016. № 4(730). С. 11–17.
10. Белов Н.А., Столярова О.О., Яковлева А.О. Влияние свинца на структуру и фазовый состав литейного сплава Al–5% Si–4% Cu // Металлы. 2016. № 2. С. 35–44.
11. Белов Н.А., Столярова О.О., Муравьева Т.И., Загорский Д.Л. Фазовый состав и структура алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Si–Sn–Pb // ФММ. 2016. Т. 117. № 6. С. 600–608.
12. Robson J.D. A new model for prediction of dispersoid precipitation in aluminum alloys containing zirconium and scandium // Acta Mater. 2004. V. 52. P. 1409–1421.
13. Jiang F., Pan Q., Yin Z., Zhang Y. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg based alloys // Mater. Sci. Eng.: A. 2000. V. 280. P. 151–155.
14. Bruemmer S.M., Pawlowski L.M., Robertson I.M., Vetrano J.S. Influence of the particle size on recrystallization and grain growth in Al–Mg–X alloys // Mater. Sci. Eng.: A. 1997. V. 238. P. 101–107.
15. Deng Y., Duan Y.L., Xiao D., Xu G.F., Yin Z.M., Zhou L.Q. Excellent superplasticity and deformation mechanism of Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple free forging // Mater. Sci. Eng.: A. 2015. V. 624. P. 124–131.
16. Ryum N. Precipitation and recrystallization in an Al–0.5 wt % Zr-alloy // Acta Metal. 1969. V. 17. P. 269–278.
17. Baradarani B., Raiszadeh R. Precipitation hardening of cast Zr-containing A356 aluminum alloy // Materials & Design. 2011. V. 32. P. 935–940.
18. Rystad S., Ryum R. A metallographical investigation of the precipitation and recrystallization process in an Al–Zr alloy // Aluminum. 1977. V. 53. P. 193–195.
19. Nesen E. Precipitation of the metastable cubic Al_3Zr phase in subperitectic Al–Zr alloy // Acta Metal. 1992. V. 20. P. 499–506.
20. Jia Z.-h., Couzinié J.-P., Cherdoudi N., Guillot I., Arnberg L., Åsholt P., Brusethaug S., Barlas B., Massinon D. Precipitation behavior of Al_3Zr precipitate in Al–Cu–Zr and Al–Cu–Zr–Ti–V alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2012. V. 22. P. 1860–1865.
21. Li B., Li C., Pan Q., Zhang Z. Characterization of flow behavior and microstructural evolution of Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy using processing maps // Mater. Sci. Eng.: A. 2012. V. 556. P. 844–848.
22. Alkahtani S.A., Doty H.W., Samuel A.M., Samuel F.H. Role of Zr and Sc addition in controlling the microstructure and tensile properties of aluminum–copper

- based alloys // *Materials & Design*. 2015. V. 88. P. 1134–1144.
23. Gröbner J., Mirković D., Schmid-Fetzer R. Liquid demixing and microstructure formation in ternary Al–Sn–Cu alloys // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2008. V. 487. P. 456–467.
 24. Brown P.D., Harris S.J., Horlock A., Kong C.J., McCartney D.G. TEM assessment of HVOLF thermally sprayed Al–12 wt % Sn–1 wt % Cu alloy // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2004. V. 375–377. P. 595–598.
 25. Brown P.D., Harris S.J., Kong C.J., McCartney D.G. Analysis of microstructure formation in gas-atomized Al–12 wt % Sn–1 wt % Cu alloy powder // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2007. V. 454–455. P. 252–259.
 26. Drennan J., Kent D., Schaffer G.B. Age hardening of a sintered Al–Cu–Mg–Si–(Sn) alloy // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2005. V. 405. P. 65–73.
 27. Alabin A.N., Belov N.A., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // *J. Alloys and Comp.* 2014. V. 583. P. 206–213.
 28. Attar M.M., Ramezanzadeh B., Sharifi Golru S. Effects of surface treatment of aluminum alloy 1050 on the adhesion and anticorrosion properties of the epoxy coating // *Appl. Surface Sci.* 2015. V. 345. P. 360–368.
 29. Zhang Yun-ya, Deng Yun-lai, Wan Li, Zhang Xin-ming. Effects of precipitation of Al₃Zr particles on microstructures, textures and properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy hot-rolled plate // *The Chinese Journal of Non-ferrous Metals*. 2012. V. 22. P. 358–364.
 30. Chen J.-h., Jin N.-p., Zhang H. Hot deformation behavior of Al–Zn–Mg–Cu–Zr aluminum alloys during compression at elevated temperature // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. V. 21. P. 437–442.
 31. Azimi A., Shokuhfar A., Zolriasatein A. Nanostructured Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloy prepared by mechanical alloying followed by hot pressing // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2014. V. 595. P. 124–130.
 32. Chen X.G., Lai J., Zhang Z. The thermal stability of mechanical properties of Al–B₄C composites alloyed with Sc and Zr at elevated temperatures // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2012. V. 532. P. 462–470.
 33. Li B., Pan Q., Yin Z. Characterization of hot deformation behavior of as-homogenized Al–Cu–Li–Sc–Zr alloy using processing maps // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2006. V. 614. P. 199–202.
 34. Hu L., Geng D.L., Wei B., Zhai W. Thermodynamic properties and microstructure evolution of ternary Al–10% Cu–x% Sn immiscible alloys // *J. Alloys and Comp.* 2015. V. 627. P. 402–409.
 35. Baba Y., Yoshida H. The role of zirconium to improve strength and stress-corrosion resistance of Al–Zn–Mg and Al–Zn–Mg–Cu alloys // *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1982. V. 23. P. 620–630.