

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:620.193.918.4

### О ВЫДЕЛЕНИИ $\{111\}_{Al}$ ПЛАСТИН $\Omega$ -ФАЗЫ В СПЛАВЕ Al–Cu–Mg

© 2023 г. И. С. Зуйко<sup>а</sup>\*, М. Р. Газизов<sup>а</sup>, Р. О. Кайбышев<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»),  
ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

\*e-mail: zuiko\_ivan@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 29.11.2022 г.

После доработки 13.03.2023 г.

Принята к публикации 15.03.2023 г.

Работа посвящена исследованию особенностей выделения  $\{111\}_{\alpha}$  пластин  $\Omega$ -фазы в Al–Cu–Mg сплаве с отношением Cu/Mg > 10 и низким содержанием Si. Впервые было установлено, что в отличие от Al–Cu–Mg-сплавов с добавлением Ag, в исследованном сплаве выделение наноразмерных пластин с габитусной плоскостью  $\{111\}_{\alpha}$  происходит по гетерогенному механизму, а именно вдоль малоугловых границ, линий дислокаций и на межфазной границе раздела  $\theta'$ -фаза/Al-матрица.

**Ключевые слова:** фазовые превращения, упрочняющие частицы, старение, термоупрочняемый сплав, гетерогенное выделение

**DOI:** 10.31857/S0015323022601787, **EDN:** OJUOAU

### ВВЕДЕНИЕ

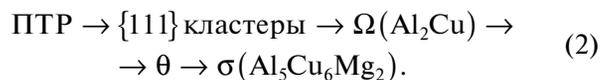
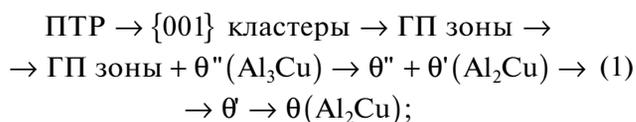
Одной из базовых концепций современного материаловедения является формирование в материале желаемой микроструктуры, которая зависит от его химического состава и условий обработки. С этой точки зрения термоупрочняемые алюминиевые сплавы представляют собой коммерчески важную группу материалов, поскольку их свойства могут быть улучшены за счет выбора оптимальных условий обработки [1].

На сегодняшний день хорошо известно, что микролегирование может приводить к повышению эксплуатационных характеристик сплавов. Например, добавки Mg в сплав Al–Cu повышают его прочность, пластичность и жаропрочность [1]. Однако, несмотря на тот факт, что первый дуралюмин (сплав Al–Cu–Mg) был открыт более века назад, в научной среде и сегодня обсуждаются механизмы выделения и взаимодействия с дислокациями упрочняющих элементов – кластеров/зон/фаз.

Фазовый состав и свойства бинарных Al–Cu-сплавов довольно хорошо описаны в литературе, поскольку служат базой широкому классу термоупрочняемых сплавов (2xxx серии по версии Aluminum Association). В связи с этим в данной работе мы рассматриваем композиции с небольшими добавками Mg и других элементов, которые оказывают влияние на тип и структуру упрочняющих фаз. Закалка таких сплавов формирует пересыщенный твердый раствор (ПТР) легирующих элементов, который при последующем нагреве/вы-

леживании распадается с образованием кластеров/зон/фаз. Традиционной обработкой этих сплавов является термическая обработка (ТО), включающая закалку и старение. Однако применяется и низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО), которая включает в себя холодную пластическую деформацию, проводимую перед старением, что приводит к существенному повышению прочности по сравнению с ТО.

Сегодня последовательность фазовых превращений в Al–Cu–Mg-сплавах с Cu/Mg  $\geq$  5.6 в результате распада ПТР имеет следующий вид:



Реакции (1) и (2) протекают на матричных плоскостях  $\{001\}_{\alpha}$  и  $\{111\}_{\alpha}$  соответственно. В предыдущих работах были рассмотрены зоны Гинье–Престона (ГП),  $\theta''$ - и  $\theta'$ -фазы [2, 3]. В данной работе мы более подробно остановимся на частицах  $\Omega$ -фазы.

Еще одним примером микролегирования является добавка Ag в Al–Cu–Mg-сплавы. Эти композиции отличаются прочностью и сопротивлением ползучести, поскольку серебро обеспечивает гомогенное выделение пластин  $\Omega$ -фазы [1, 4–10]. Ее частицы обладают высоким сопротивлением к огрублению при повышенных температурах (вплоть до

200°C), что объясняется сегрегациями магния и серебра на ее широких границах [1].

Несмотря на интенсивные исследования, точная кристаллическая решетка  $\Omega$ -фазы до сих пор является предметом дискуссии. В литературе эту фазу представляют как одну из форм стабильной  $\theta$ -фазы с номинальной стехиометрией  $Al_2Cu$  [7, 10, 11]. Она принадлежит к пространственной группе  $Fm\bar{3}m$  ( $a = 0.496$  нм,  $b = 0.859$  нм,  $c = 0.848$  нм) [12]. А ориентационное соотношение – одно из 22-х возможных для равновесной  $\theta$ - $Al_2Cu$ :  $(111)_\alpha \parallel (001)_\Omega$  и  $[10\bar{1}]_\alpha \parallel [010]_\Omega$ ,  $[1\bar{2}1]_\alpha \parallel [100]_\Omega$  [4, 8, 12]. Благодаря тому, что несоответствие решеток  $\Omega$ -фазы и матрицы в габитусной плоскости составляет  $<0.0015\%$ , частицы когерентны вдоль  $\{111\}_\alpha$ . При этом вокруг торцов пластины в направлении  $\langle 111 \rangle$  вдоль оси  $c$  параметр несоответствия составляет  $\sim 9.3\%$  [1]. Полное сопряжение вдоль плоскостей  $\{111\}_\alpha$  обеспечивается за счет сегрегаций атомов Ag и Mg и, возможно, вакансий [7, 13]. Движущей силой для сегрегации Mg и Ag является уменьшение несоответствия между матрицей и частицами [7]. Отмечено [14], что кинетика роста  $\Omega$ -частиц в сплавах с серебром и без отличается значительно.

Кроме того, превосходная стойкость  $\Omega$ -фазы к огрублению связана с высоким энергетическим барьером зарождения ступенек в сильном поле вакансий, нормальном к плоской межфазной границе пластины [15]. Впервые о выделении  $\Omega$ -частиц в Al–2.5Cu–1.5Mg–0.5Ag сообщалось в семидесятых годах прошлого столетия [12], однако этот факт не получил должного внимания. Позже многие работы [10] были посвящены этим пластинам, но только в 1990 было продемонстрировано, что их выделение может происходить и в сплавах, не содержащих серебра. Разницу в более чем четверть века между этими событиями можно связать с высоким содержанием кремния в ранних Al–Cu–Mg-сплавах [6]. Известно, что энергия связи атомов Si с Mg выше, чем Ag с Mg. Это вызывает преимущественное формирование кластеров Mg–Si на ранних стадиях старения и подавляет выделение Ag–Mg-кластеров, которые являются возможными прекурсорами  $\Omega$ -фазы. Минимум 0.1–0.3 вес. % Mg должен содержать Al–Cu-сплав (при соотношении Si/Mg  $> 2$ ), чтобы в структуре наблюдались  $\Omega$ -частицы [6, 13], а механические свойства значительно повышались.

Добавки Ag/Mg уменьшают интенсивность диффузных  $\{002\}_\alpha$  тяжей (стержней) на картинах дифракции электронов, что свидетельствует о снижении количества зон Гинье–Престона [16]. Также известно [17], что атомы Zn в Al–Cu–Mg–Ag сплавах могут обнаруживаться вдоль плоских межфазных границ пластин  $\Omega$ -фазы (в узлах, исходно занятых Ag).

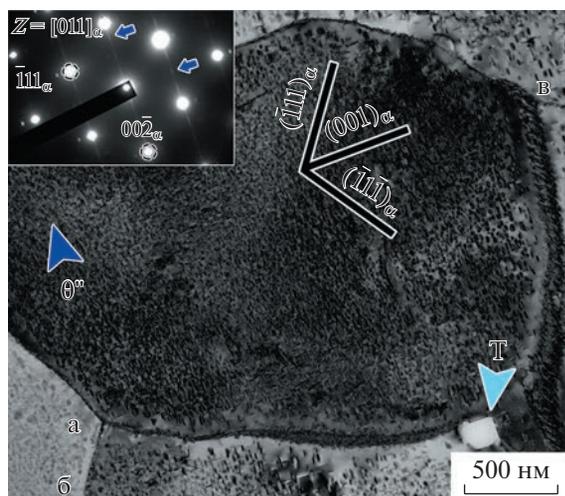
Как ранее упоминалось, Ag не является обязательным элементом легирования для выделения  $\Omega$ -фазы [4] и практически не оказывает влияния на процесс старения двойных Al–Cu и Al–Mg-сплавов [1], но при этом в тройных Al–Cu–Mg-сплавах Ag усиливает эффект старения и сокращает время достижения максимальной прочности/твердости. Анализ научной литературы выявил следующие возможные механизмы выделения  $\Omega$ -фазы в Al–Cu–Mg-сплавах без добавок Ag:

1. В работе [18] показано, что во время переползания дислокации захватывают растворенные атомы легирующих элементов из твердого раствора путем быстрой диффузии вдоль ядра, поэтому частицы могут зарождаться на дислокациях. Так, предвыделения (прекурсоры) Mg–Cu зарегистрированы вдоль дислокации методом STEM-HAADF [19] и методом 3-х мерной атомной томографии [14]. Образование таких предвыделений можно связать с сильным взаимодействием Mg–Cu на дислокациях, однако отдельные растворенные атомы Mg и Cu также обнаруживаются на дислокациях [14]. Гипотетически такие структуры могут быть прекурсорами для  $\{111\}_\alpha$  частиц. Также отмечено, что вблизи вакансионных стоков, т.е. дислокаций, методом аннигиляции позитронов были обнаружены комплексы, содержащие вакансии Mg–Cu–v [20].

2. В работе [21] при помощи прямого разрешения решетки было показано, что крошечные (менее 12 атомов) пластинообразные медные кластеры могут быть обнаружены на плотноупакованных плоскостях  $\{111\}_\alpha$  в стандартном сплаве Al–4% Cu на начальных этапах старения. Эти выделения после 10-часового старения при 100°C нестабильны – растут и растворяются даже при воздействии луча электронного микроскопа. Наличие подобных выделений подтверждено в тонких пленках Al–1.0Si–0.5Cu [22] и Al–Cu–Mg [11]. Авторами этих работ обнаружены нанометровые пластинообразные ГП-зоны с нетрадиционной габитусной плоскостью  $\{111\}_\alpha$ .

3. Возможно, только магниевые кластеры являются местами гетерогенного зарождения  $\Omega$ -фазы [6].

Добавки Cu в Al слабо либо совсем не изменяют энергию дефекта упаковки (которая определяет склонность материала к поперечному скольжению дислокаций) [23], но при этом Ag и Mg уменьшают ее настолько, что способствуют расщеплению дислокации и аккомодации атомов растворенных элементов на плотноупакованных плоскостях  $\{111\}_\alpha$  [7, 19, 23], на которых может зарождаться  $\Omega$ -фаза. Это объясняет ускоренное образование ГП-зон на плоскостях  $\{111\}_\alpha$  наряду с традиционными  $\{001\}_\alpha$  [11]. В связи с этим Sano N. и др. предположили [13], что добавки Ag увеличивают плотность  $\{111\}$  дефектов упаковки,



**Рис. 1.** Микроструктура сплава AA2519, состаренного на максимальную прочность. Буквами “а”, “б”, и “в” обозначены области, которые представлены на рис. 2.

которые действуют как места гетерогенного зарождения частиц.

Таким образом, несмотря на обширное количество работ по исследованию эволюции фазового состава Al–Cu–Mg-сплавов в процессе старения, можно заключить, что природа выделений  $\Omega$ -фазы достоверно неизвестна. Данная работа посвящена исследованию мест предпочтительного зарождения и роста  $\{111\}_\alpha$  пластин  $\Omega$ -фазы в Al–Cu–Mg-сплаве без серебра на примере современного высокопрочного сплава AA2519, посредством просвечивающей электронной микроскопии. Результаты исследования могут быть полезны для дизайна новых сплавов и оптимизации режимов ТО/ТМО обработок Al–Cu–Mg-сплавов с целью выделения желаемых фаз.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования использовали сплав AA2519 (химический состав Al–5.64Cu–0.33Mn–0.23Mg–0.15Zr–0.11Ti–0.09V–0.08Fe–0.08Zn–0.04Sn–0.01Si, вес. %), полученный методом полунепрерывного литья в НИУ “БелГУ”. После гомогенизационного отжига ( $510^\circ\text{C} - 24$  ч) слитки проковали ( $\epsilon_{\text{ист}} \approx 2.0$ ) и прокатали ( $\epsilon_{\text{ист}} \approx 1.4$ ) при  $T = 425^\circ\text{C}$ . Из горячекатаных плит вырезали образцы, обработали на твердый раствор при  $T = 525^\circ\text{C}$  в течение 1 ч, закалили в холодную воду ( $20^\circ\text{C}$ ) и состарили в течение 5 ч при  $180^\circ\text{C}$  (состояние максимальной прочности [24]).

Для исследования особенностей морфологии дисперсных частиц вторых фаз из обработанного сплава стандартным методом электрополировки при 20 В в растворе 25%  $\text{HNO}_3 + 75\%$   $\text{CH}_3\text{OH}$ ,

охлажденном до  $-30^\circ\text{C}$ , на устройстве Struers Te-типу Pol-5, были приготовлены тонкие фольги.

Просвечивающая электронная микроскопия проводилась с использованием JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Все остальные детали эксперимента, в том числе и схемы дифракции электронов для исследованного сплава, подробно описаны в предыдущих работах [2, 3, 24].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показана микроструктура сплава после старения на максимальную прочность. Принимая во внимание габитусную плоскость  $\Omega$ -частиц, снимок был получен при ориентации электронного луча строго параллельно направлению  $\langle 011 \rangle_\alpha$ . Как и ожидалось, анализ картин дифракции центральной области (вставка на рис. 1) свидетельствует о преобладании в структуре равномерно распределенных  $\theta$ -частиц (обозначены стрелкой синего цвета). На это указывают четкие прерывистые диффузные тяжи вдоль  $\langle 002 \rangle_\alpha$  (вставка на рис. 1). Также методом EDXS-анализа [24] был идентифицирован дисперсоид  $T\text{-Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  фазы (обозначен голубой стрелкой), но в отличие от Al–Cu–Mg–Ag-сплавов [10], выделения  $\Omega$ -пластин на межфазной границе  $T$ -фаза/матрица выявить не удалось.

В первом приближении интенсивность дифракционных эффектов (рефлексов и тяжей) пропорциональна объемной доли частиц. Характерные для  $\Omega$ -частиц рефлексов на позициях  $1/3$  и  $2/3$   $[220]_\alpha$  и диффузных тяжей вдоль  $\langle 111 \rangle_\alpha$  обнаружено не было. Поэтому можно предполагать, что ее объемная доля в этом состоянии невелика, однако возрастает при низкотемпературной термомеханической обработке [3]. Эти наблюдения полностью коррелируют с предыдущими результатами [3, 25].

Как известно [1], механические свойства сплавов зависят не только от объемной доли вторых фаз, но и от комплекса их морфологических характеристик таких как размер, форма, плотность выделения, пространственное распределение и когерентность. Необходимо отметить, что на сегодняшний день нет консенсуса, согласно которому было бы понятно, какие из частиц (с плоскостью габитуса  $\{111\}_\alpha$  или  $\{001\}_\alpha$ ) наиболее эффективно препятствуют скольжению дислокаций во время пластической деформации [26]. При этом установлено, что выделение частиц лишь на одном типе матричных плоскостей приводит к низким показателям трещиностойкости [1]. Учитывая, что преимущественное скольжения в ГКЦ-кристаллах (Al) происходит в первичной системе скольжения  $\langle 110 \rangle_{\text{Al}} \{111\}_{\text{Al}}$  в плотноупакованных  $\{111\}$  атомных плоскостях (главных плоскостях скольжения), Al–Cu–Mg–Ag сплавы,

упрочненные  $\{111\}_{Al}$  пластинами  $\Omega$ -фазы, демонстрируют более высокую прочность даже несмотря на то, что сдвиговые напряжения обоих видов пластин ( $\theta'$  и  $\Omega$ ) приблизительно равны [26].

На рис. 2 представлены участки, выделенные буквами на рис. 1. Учитывая плоскости залегания, довольно легко идентифицировать пластины  $\theta''/\theta'$  и  $\Omega$ . Как видно из рис. 2а и 2б,  $\{111\}_{\alpha}$ -пластины  $\Omega$ -фазы выделяются на малоугловых границах. О разориентировке границы можно косвенно судить по контрасту снимков (см. рис. 1). Точный угол разориентировки границы на данном участке методом идентификации Кикучи-линий определен не был, но анализ электронограмм (не представлен), снятых с границы и участков фольги с обеих сторон от границы, выявил что угол поворота составляет менее  $10^\circ$ , что позволило предположить, что граница малоугловая.

Также было обнаружено выделение  $\Omega$ -пластин на частицах  $\theta'$  (рис. 2в). О том, что это именно полугогерентная фаза, а не когерентная  $\theta''$ , свидетельствует характерная “точечная” дифракция электронов, специфический контраст и ширина пластин [2, 3, 25]. Также на рис. 2а обнаружена  $\theta'$ -частица повышенной толщины на высокоугловой границе (отмечена зеленой стрелкой). Ранее сообщалось о гетерогенном выделении  $\theta'$  на несовершенствах решетки, таких как дислокации, границы с разориентировкой не менее чем  $8^\circ$ – $12^\circ$ , а также на межфазных границах [17, 26].

Чтобы продемонстрировать, что это не единственный случай выделения частиц по границам, на рис. 3 представлен другой участок. Как и в предыдущем случае – когерентные  $\theta''$ -пластины выделяются гомогенно в матрице, а частицы  $\theta'$  и  $\Omega$  на малоугловых границах. Также отмечено появление вдоль границ зон свободных от выделений. Это явление характерно для границ зерен термоупрочняемых сплавов после обработки типа закалка и старение [1].

В ходе исследования особенностей фазового состава было обнаружено, что пластины  $\theta'$  и  $\Omega$  могут выделяться не только в теле зерен и на малоугловых границах, но и вдоль линий дислокаций. Пример этого представлен на рис. 4. На картине дифракции (вставка на рис. 4б) присутствуют тяжи (выделены красными стрелками) вдоль  $\langle 111 \rangle_{\alpha}$  – отличительная черта тонких пластин  $\Omega$ -фазы [3, 5]. Однако характерные для нее точечные рефлексы обнаруживаются с трудом, что связано с ее небольшим количеством в данном состоянии. Предположение, что  $\Omega$ -частицы выделяются непосредственно на дислокациях, после тщательного изучения полученных микрофотографий ПЭМ подтвердить не удалось. Но такой механизм в настоящее время установлен для  $\{111\}_{\alpha}$ -частиц  $T_1$ -фазы ( $Al_2CuLi$ ) в Al–Cu–Li-сплавах [27]. Интересно отметить, что  $T_1$  и  $\Omega$  фаза изоструктурны:

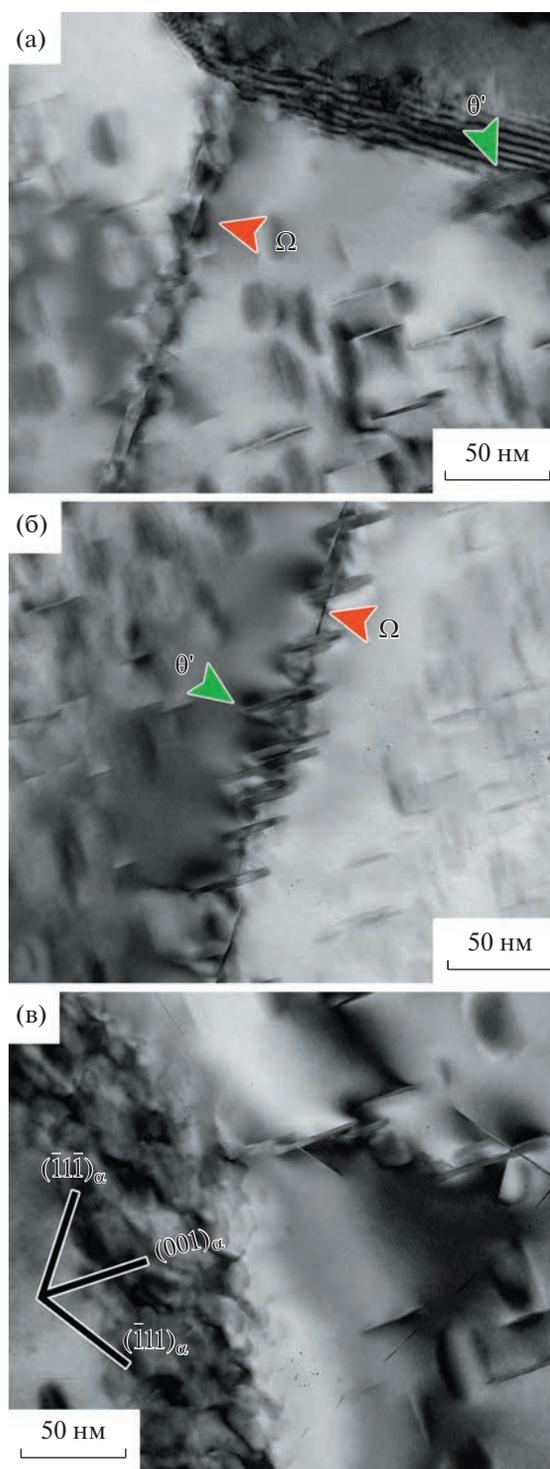
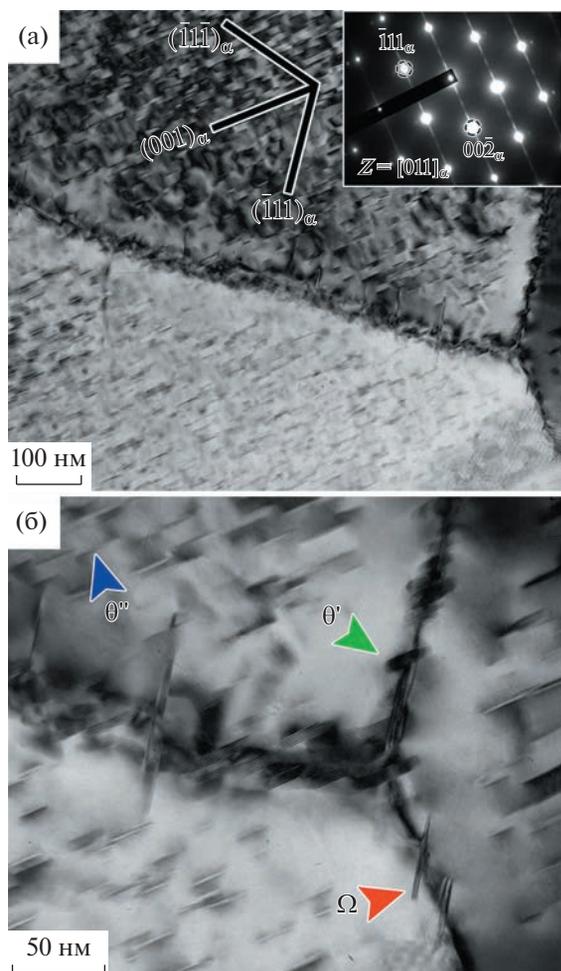


Рис. 2. Микрофотографии ПЭМ, демонстрирующие гетерогенное выделение  $\Omega$ -частиц. Представленные снимки (а, б и в) получены с мест, обозначенных соответствующими буквами на рис. 1.

картины дифракции абсолютно идентичны, а атомы Ag также сегрегируют на границе раздела частица/матрица.

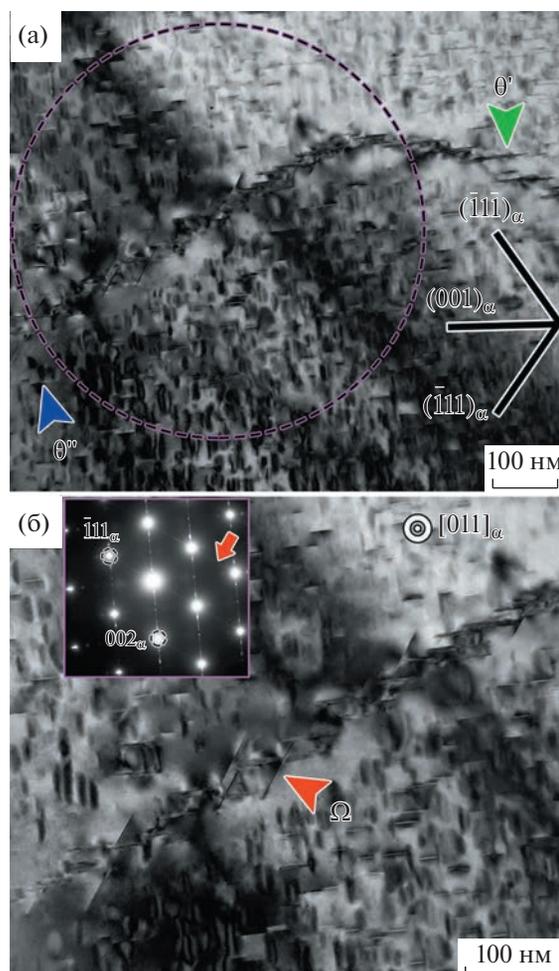


**Рис. 3.** Микроструктура сплава, демонстрирующая гетерогенное выделение  $\theta'$ - и  $\Omega$ -частиц. Ось зоны  $\langle 011 \rangle_\alpha$ . (б) – увеличенное изображение участка структуры, приведенной на рис. 3 (а).

Авторы склонны предполагать, что маленькие  $\Omega$ -частицы формируются вокруг  $\theta'$ -частиц, первоначально выделившихся на дислокации, или в пределах упругих полей напряжения, окружающую линию дислокации. Но более вероятным сценарием является гетерогенное зарождение  $\Omega$ -фазы на атмосферах Коттрелла, которые формируются скользящими дислокациями. О присутствии таких областей повышенной концентрации примесных атомов внедрения свидетельствуют осцилляции (эффект Портевена–Ле Шателье) на кривых растяжения закаленного сплава [3]. Однако необходимы дальнейшие исследования в этом направлении.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе установлены места гетерогенного выделения частиц  $\Omega$ -фазы в современном высокопрочном сплаве Al–Cu–Mg (AA2519).



**Рис. 4.** Микроструктура внутренних объемов зерна сплава. Положение и размер селективной диафрагмы ( $\varnothing 0.64$  мкм), использованной для получения электроннограммы, обозначен пунктирной линией. (б) Увеличенное изображение участка структуры, приведенной на рис. 4 (а).

Продемонстрировано, что частицы с габитусной плоскостью  $\{111\}_\alpha$  могут выделяться не только вблизи линии дислокации, но и на малоугловых и межфазных границах  $\theta'$ -фаза/Al-матрица. Авторы считают необходимым обратить внимание на целесообразность дальнейшего исследования мест зарождения  $\Omega$ -фазы на атомном уровне, применяя метод 3-х мерной атомной томографии и/или сканирующую микроскопию прямого разрешения, поскольку они позволят точно определить расположение отдельных атомов и их скоплений (возможно Cu–Mg кластеров вблизи линии дислокаций вдоль направлений  $\langle 111 \rangle_\alpha$ ).

Работа выполнена при поддержке внутривузовского гранта НИУ “БелГУ” “Молодые лидеры в науке” в рамках проекта “Наука XXI века” программы Приоритет-2030.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Polmear I., StJohn D., Nie J.-F., Qian M.* Light Alloys. Metallurgy of the Light Metals, 5th ed., Butterworth-Heinemann, 2017.
2. *Zuiko I., Kaibyshev R.* Aging behavior of an Al–Cu–Mg alloy // *J. Alloys Compd.* 2018. V. 759. P. 108–119. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.053>
3. *Zuiko I., Kaibyshev R.* Effect of plastic deformation on the ageing behaviour of an Al–Cu–Mg alloy with a high Cu/Mg ratio // *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. V. 737. P. 401–412. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.017>
4. *Wang S.C., Starink M.J.* Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys // *Int. Mat. Rev.* 2005. V. 50. P. 193–215. <https://doi.org/10.1179/174328005X14357>
5. *Gazizov M., Kaibyshev R.* Effect of pre-straining on the aging behavior and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. V. 625. P. 119–130. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.094>
6. *Gable B.M., Shiflet G.J., Starke E.A.* The effect of Si additions on  $\Omega$  precipitation in Al–Cu–Mg–(Ag) alloys // *Scr. Mater.* 2004. V. 50. P. 149–153. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.09.004>
7. *Reich L., Murayama M., Hono K.* Evolution of  $\Omega$  phase in an Al–Cu–Mg–Ag alloy—a three-dimensional atom probe study // *Acta. Mater.* 1998. V. 46. P. 6053–6062. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00280-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00280-8)
8. *Yoshimura R., Konno T.J., Abe E., Hiraga K.* Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys: the  $\theta'$  and T1 phases // *Acta. Mater.* 2003. V. 51. P. 4251–4266. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00253-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00253-2)
9. *Yoshimura R., Konno T.J., Abe E., Hiraga K.* Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys // *Acta. Mater.* 2003. V. 51. P. 2891–2903. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00104-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00104-6)
10. *Mukhopadhyay A.K.* Coprecipitation of  $\Omega$  and  $\sigma$  phases in Al–Cu–Mg–Mn alloys containing Ag and Si // *Metall. Mater. Trans. A.* 2002. V. 33. P. 3635–3648. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0238-7>
11. *Mondol S., Alam T., Banerjee R., Kumar S., Chattopadhyay K.* Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V. 687. P. 221–231. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.037>
12. *Auld J.H., Vietz J.T., Polmear I.J.* T-phase Precipitation induced by the Addition of Silver to an Aluminium–Copper–Magnesium Alloy // *Nature.* 1966. V. 209. P. 703–704. <https://doi.org/10.1038/209703a0>
13. *Sano N., Hono K., Sakurai T., Hirano K.* Atom-probe analysis of  $\Omega$  and  $\theta'$  phases in an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Scr. Metall. Mater.* 1991. V. 25. P. 491–496. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(91\)90216-N](https://doi.org/10.1016/0956-716X(91)90216-N)
14. *Araullo-Peters V., Gault B., de Geuser F., Deschamps A., Cairney J.M.* Microstructural evolution during ageing of Al–Cu–Li–x alloys // *Acta. Mater.* 2014. V. 66. P. 199–208. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.12.001>
15. *Gazizov M.R., Boev A.O., Marioara C.D., Holmestad R., Aksyonov D.A., Gazizova M.Yu., Kaibyshev R.O.* Precipitate/matrix incompatibilities related to the  $\{111\}_{Al}$   $\Omega$  plates in an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Mater. Charact.* 2021. V. 182. P. 111586. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111586>
16. *Ferragut R., Dupasquier A., Macchi C., Somoza A., Lumley R., Polmear I.* Vacancy–solute interactions during multiple-step ageing of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // *Scr. Mater.* 2009. V. 60. P. 137–140. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.09.011>
17. *Wenner S., Marioara C.D., Andersen S.J., Ervik M., Holmestad R.* A hybrid aluminium alloy and its zoo of interacting nano-precipitates // *Mater. Charact.* 2015. V. 106. P. 226–231. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.002>
18. *Dahmen U., Westmacott K.H.* The mechanism of  $\phi'$  precipitation on climbing dislocations in Al–Cu // *Scr. Metall.* 1983. V. 17. P. 1241–1246. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(83\)90292-2](https://doi.org/10.1016/0036-9748(83)90292-2)
19. *Gumbmann E., Lefebvre W., De Geuser F., Sigli C., Deschamps A.* The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al–Cu–Li alloy // *Acta Mater.* 2016. V. 115. P. 104–114. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.050>
20. *Nagai Y., Murayama M., Tang Z., Nonaka T., Hono K., Hasegawa M.* Role of vacancy–solute complex in the initial rapid age hardening in an Al–Cu–Mg alloy // *Acta Mater.* 2001. V. 49. P. 913–920. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00348-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00348-7)
21. *Yoshida H., Hashimoto H., Yokota Y., Ajika N.* High Resolution Lattice Images of G.P. Zones in an Al–3.97 wt % Cu Alloy // *Trans. JIM.* 1983. V. 24. P. 378–385. <https://doi.org/10.2320/matertrans1960.24.378>
22. *Tung C.-H., Chiu R.-L., Chang P.-H.* Observations of guinier-preston zones in an as-deposited Al–1 wt % Si–0.5 wt % Cu thin film // *Scr. Mater.* 1996. V. 34. P. 1473–1477. [https://doi.org/10.1016/1359-6462\(96\)00004-8](https://doi.org/10.1016/1359-6462(96)00004-8)
23. *Ying P., Liu Z., Bai S., Liu M., Lin L., Xia P., Xia L.* Effects of pre-strain on Cu–Mg co-clustering and mechanical behavior in a naturally aged Al–Cu–Mg alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V. 704. P. 18–24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.097>
24. *Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R.* Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al–Cu–Mg alloy by lowering of welding temperature // *Scr. Mater.* 2021. V. 196. P. 113765. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113765>
25. *Zuiko I.S., Gazizov M.R., Kaibyshev R.O.* Effect of thermomechanical treatment on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of Al–Cu–Mn–Mg–Zr alloy // *Phys. Met. Metallogr.* 2016. V. 117. P. 906–919. <https://doi.org/10.1134/S0031918X16090088>
26. *Gable B.M., Zhu A.W., Csontos A.A., Starke E.A.* The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al–Li–Cu–X alloy // *J. Light Metals.* 2001. V. 1. P. 1–14. [https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(00\)00002-X](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(00)00002-X)
27. *Cassada W.A., Shiflet G.J., Starke E.A.* Mechanism of Al<sub>2</sub>CuLi (T1) Nucleation and Growth // *Met. Trans. A.* 1991. V. 22. P. 287–297. <https://doi.org/10.1007/BF02656798>