

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715:539.25

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОТЖИГА
НА ЭВОЛЮЦИЮ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ
И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЕ
ИЗ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

© 2020 г. М. С. Тептерев^{a, b}, Е. В. Арышенский^{b, c, *}, С. В. Гук^c, В. Е. Баженов^d,
А. М. Дриц^a, Р. Кавалла^c

^aАО Арконик СМЗ, Самара, 443051 Россия

^bСамарский национальный исследовательский университет, Самара, 443086 Россия

^cТУ Фрайбергская Горная академия, Фрайберг, 09599 Германия

^dНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, 119049 Россия

*e-mail: ar.evgenii@yandex.ru

Поступила в редакцию 21.11.2018 г.

После доработки 23.04.2020 г.

Принята к публикации 30.04.2020 г.

Проанализировано влияние режимов отжига холоднокатаной ленты из нового алюминиево-магниевого сплава марки 1565ч, содержащего цинк и цирконий, на эволюцию зеренной структуры. Недавно разработанный отечественными учеными данный материал уже активно используют в транспортном машиностроении, однако еще недостаточно изучен. Особый интерес вызывают процессы рекристаллизации, происходящие в данном сплаве, и их связь с интерметаллидными частицами. Работа посвящена исследованию влияния температуры и времени выдержки на размер зерен сплава 1565ч. Зеренная структура изучена методами оптической микроскопии, интерметаллидные частицы – на сканирующем электронном микроскопе. Дополнительно проведен расчет фазового состава сплава 1565ч с использованием программы Thermo-Calc. Показано, что после достижения порога рекристаллизации размер зерна малочувствителен к времени выдержки и напрямую зависит только от температуры отжига, которая после достижения значения 350°C перестает оказывать заметное влияние. Показано, что сплав 1565ч склонен к рекристаллизации с участием крупных интерметаллидных частиц второй фазы. Для данного сплава такими частицами являются $Al_6(Mn, Fe)$ и Mg_2Si . Кроме того, исследовано влияние мелкодисперсных интерметаллидных частиц на протекание процесса рекристаллизации. Растворение и коагуляция мелкодисперсных частиц в данном сплаве дает возможность быстрого прохождения рекристаллизации.

Ключевые слова: рекристаллизация, интерметаллиды, дисперсоиды, частицы, алюминий, сплав 1565ч, цирконий

DOI: 10.31857/S0015323020080124

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы остаются во многом незаменимым материалом в большинстве областей современной промышленности, включая аэрокосмическую, транспортную и пищевую отрасли, а также при создании новых композиционных материалов [1, 2]. Одним из наиболее перспективных алюминиевых сплавов является алюминий-магний-цинковый сплав 1565ч, уже сейчас эффективно применяющийся в транспортной промышленности. Химический состав сплава 1565ч представлен в табл. 1. Несмотря на достаточно высокое содержание магния, этот сплав сохраняет высокую пластичность и коррозионную стойкость в сочетании с повышенной прочностью [3].

Сплав 1565ч был разработан на основе алюминиевого сплава 5182, он имеет более высокое содержание магния, введенного для упрочнения твердого раствора. Для этой же цели в него добавляют небольшое количество цинка [3, 4], которого недостаточно для образования фаз типа $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$ [5]. Также в сплаве 1565ч содержится цирконий в достаточном количестве для образования фазы Al_3Zr [6]. Частицы фазы Al_3Zr , формируясь при кристаллизации расплава, способны выступать в качестве центров кристаллизации для алюминиевого твердого раствора. Это приводит к формированию литой структуры сплава с малым размером зерна [7, 8]. Кроме того, из-за малой растворимости циркония возможен так называемый эффект

Таблица 1. Химический состав алюминиевого сплава 1565ч

Сплав	Содержание основных элементов, мас. %									
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
1565ч	Основа	0.2	0.3	0.05–0.100	0.40–1.2	5.10–6.20	0.02–0.25	0.45–1.00	0.02–0.1	0.05–0.20

самозакалки, когда образование пересыщенного твердого раствора происходит непосредственно в ходе литья при достаточно высоких скоростях кристаллизации. При добавлении циркония выпадающие из твердого раствора мелкодисперсные частицы когерентны алюминиевой матрице, что вызывает дополнительный упрочняющий эффект [9]. Также его добавки эффективно препятствуют рекристаллизации [10].

При термомеханической обработке алюминиевых сплавов с высоким содержанием магния для получения заданных механических свойств очень важно контролировать размер зеренной структуры. Для этого необходимо контролировать размер и количество интерметаллидных частиц, непосредственно влияющих на процесс рекристаллизации. Из литературы хорошо известно, что крупные частицы служат зародышами новых зерен по механизму PSN (Particle Stimulated Nucleation), а мелкодисперсные частицы тормозят движения межзеренных границ [11, 12]. Предыдущие работы авторов и их коллег [13–15] были посвящены исследованию эволюции зеренной структуры на различных этапах термомеханической обработки сплава 1565ч. Однако информация о ее эволюции в ходе отжига после холодной прокатки отсутствует. В то же время закономерности рекристаллизации горячекатаного металла и в ходе рекристаллизационного отжига после холодной прокатки будут существенно отличаться.

В связи с вышеизложенным целью данной работы является исследование механизмов эволюции зеренной структуры в ходе отжига холоднодеформированного сплава 1565ч. При этом особое внимание уделено связи рекристаллизации как с мелкодисперсными, так и крупными частицами вторичных интерметаллидных фаз.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования проводили на образцах, изготовленных из листовых полуфабрикатов производства АО “Арконик СМЗ”. Из холоднокатаного рулона алюминиевого сплава 1565ч были отобраны 73 карточки размером 1,2 × 200 × 200 мм. Состав сплава определяли на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460. Рулоны изготавливали по следующей технологии: литье в кристаллизатор скольжения, гомогенизация при температуре 500–530°C с выдержкой 4 ч, горячая прокатка в реверсивной клети при начальной температуре

прокатки 440°C и конечной 400°C, горячая прокатка в непрерывной клети с температурами начала 400°C и конца 330°C, холодная прокатка с обжатием 40–50%. 72 из отобранных карточек были отправлены на отжиг при различных температурах и временах выдержки (по 3 карточки для каждого режима). Отжиг производили при температурах от 250 до 500°C с шагом в 50°C в течение 1, 3, 9 и 24 ч.

До и после отжига микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert-40 MAT. Для каждого образца (в случае прохождения рекристаллизации) средний размер зерна измерялся методом секущих.

Для тех же режимов термообработки на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL 6390A исследовали размер и распределение дисперсоидов и более крупных интерметаллидных частиц. Методика подготовки образцов состояла в вырезке образцов, механическом шлифовании, полировании и электрополировании во фтороборном электролите состава: борная кислота – 11 г; фтористоводородная кислота – 30 мл; вода дистиллированная – 2200 мл. Электрополирование шлифов проводили при температуре 85–110°C и напряжении 10–30 В в электролите состава: H₃PO₄ 500 мл; H₂SO₄ 300 мл; CrO₃ 50 г; H₂O 50 мл.

Изображение с увеличением достаточным для подсчета доли фаз снимали с использованием детектора обратно-отраженных электронов. Для эффективного подсчета количества частиц изображения делали максимально контрастным до появления “шумовых” точек. С помощью программы ImageJ проводили обработку изображения до нужного контраста алюминиевой матрицы и вторичных фаз. Для каждого образца проводили 10 съемок для набора статистики, необходимой для более точного определения размеров и распределения частиц вторичных фаз.

Расчет фазового состава сплава 1565ч проводили с использованием программы Thermo-Calc 2016a [16]. Использовали термодинамическую базу TCAL4 (TCS Al-based alloy database, Version 4.0) [17].

РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 и 2 представлены изображения микроструктуры сплава 1565ч в холоднокатаном состоянии и после термообработки по различным

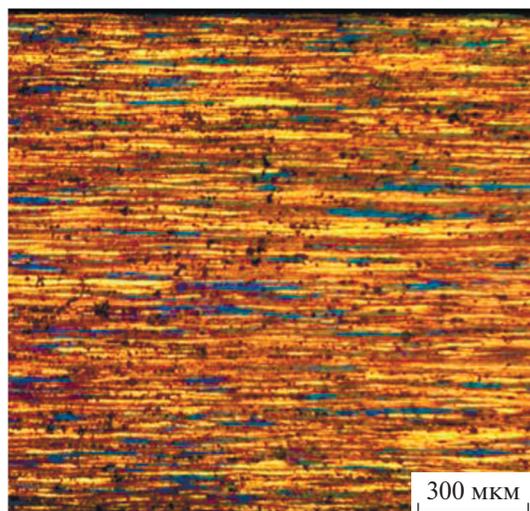


Рис. 1. Микроструктура сплава 1565ч в холоднокатаном состоянии.

режимам, полученные с помощью оптической микроскопии.

Из данных оптической микроскопии видно, что на размер и общую морфологию зерна влияет, в основном, температура отжига, а не время вы-

держки. Например, после отжига при 300°C зерно практически не рекристаллизуется, как при 1-часовой, так и при 24-ч выдержке (рис. 2а, 2б). При 250°C во всех случаях наблюдается полностью деформированная структура без каких-либо признаков начала рекристаллизации. Данная структура полностью совпадает с наблюдаемой после холодной прокатки и представленной на рис. 1. После отжига при 300°C наблюдается преимущественно нерекристаллизованная структура, имеющая области с новообразовавшимися зернами, особенно заметными после отжига в течение 24 ч (рис. 2б). По всей видимости, в этом случае происходит ориентированный рост зерен, имеющих благоприятную для прохождения рекристаллизации кристаллографическую ориентацию [18]. Однако при данной температуре этот рост быстро блокируется частицами второй фазы.

После достижения температуры 350°C (рис. 2в, 2г) рекристаллизация происходит при любом времени выдержки. Это существенно отличает данный сплав от других алюминиевых сплавов, например, 5182 и 8011. Рекристаллизация данных сплавов также протекает, в основном, по PSN-механизму. Частицы служат барьерами для дислокаций, движущихся в матрице при деформации. Это приводит к локальному увеличению плотности дислокаций в

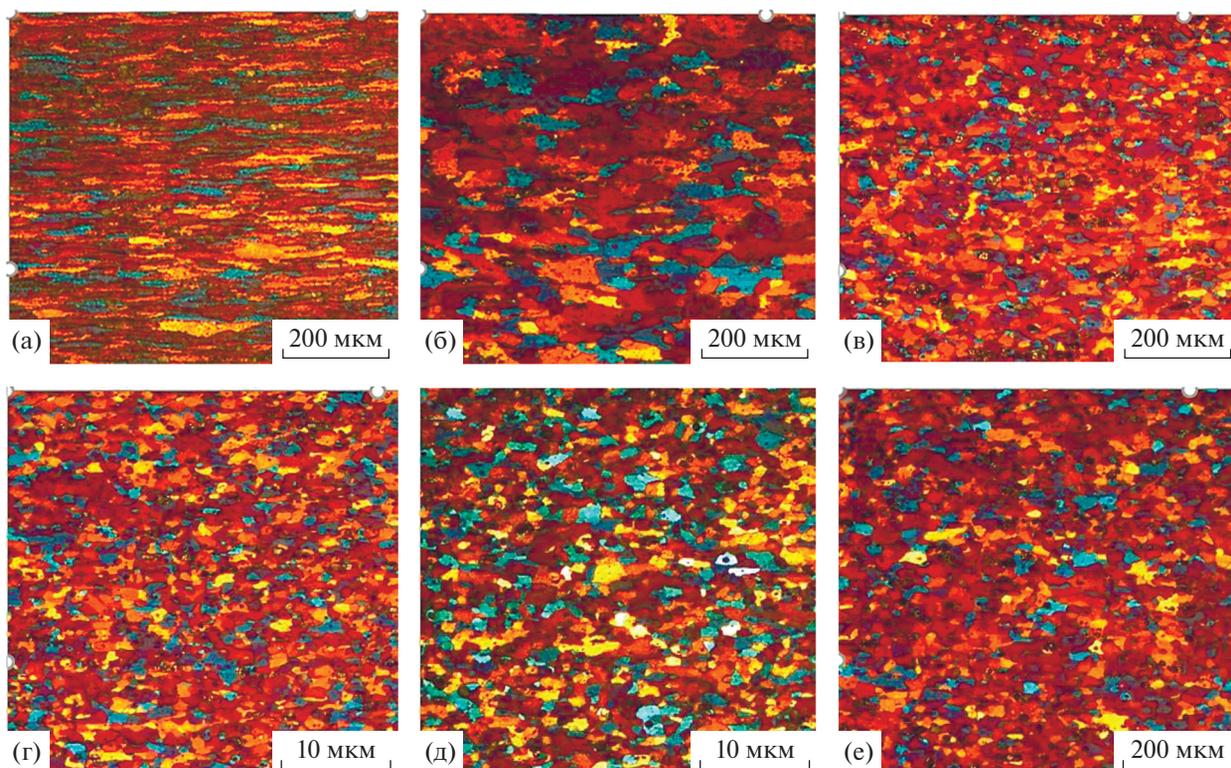


Рис. 2. Микроструктура сплава 1565ч: а – отжиг при 300°C и 1 ч выдержки; б – отжиг при 300°C и 24 ч выдержки; в – отжиг при 350°C, 1 ч выдержки, г – отжиг при 350°C и 24 ч выдержки; д – отжиг при 500°C, 1 ч выдержки, е – отжиг при 500°C и 24 ч выдержки.

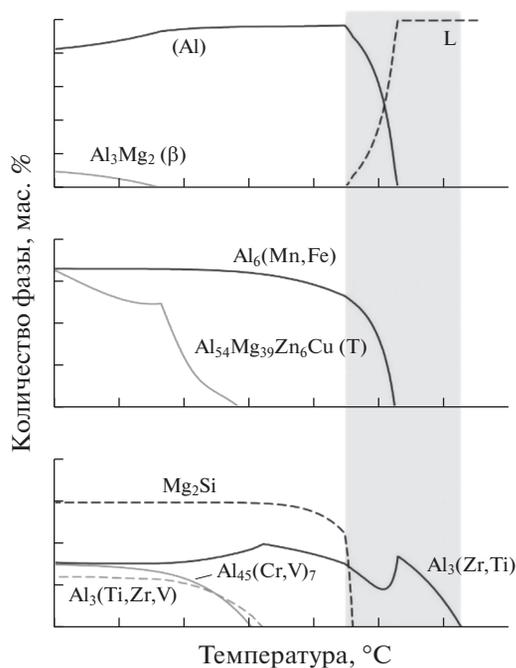


Рис. 3. Изменение массовой доли фаз в сплаве 1565ч в зависимости от температуры.

микрообъемах матрицы, прилегающих к частицам, к возрастанию объема дислокаций одного знака и, как следствие, к увеличению локальных изгибов кристаллической решетки в этих областях. При нагреве данные области становятся местами предпочтительного образования зародышей рекристаллизации. Вокруг данных частиц возникают зоны повышенной деформации, размер конкретной зоны пропорционален размеру частицы, но для того чтобы зона повышенной деформации послужила зародышем нового зерна, ее размер должен превышать критический размер, рассчитываемый по формулам [12]:

$$\eta^* = \frac{2\gamma_B}{P_D}; P_D = \frac{\rho G b^2}{2},$$

где P_D – движущая сила рекристаллизации; ρ – плотность дислокаций (для оценки принимаем при холодной деформации 10^{15} м^{-2}); G – модуль Юнга алюминия (принимаем $7 \times 10^{12} \text{ Н/м}^2$); b – вектор Бюргера (принимаем 0.2×10^{-9}) [4]; γ_B – энергия высокоугловой границы (принимаем $0.5 \text{ Дж} \times \text{м}^{-2}$);

После подстановки принятых числовых величин получаем значения движущей силы рекристаллизации $P_D = 1.4 \text{ МПа}$ и критический размер частицы $\eta^* = 0.65 \text{ мкм}$. При превышении критического размера энергетический выигрыш от образования нового зерна оказывается больше затрат на формирование новой границы зерна, т.е. чем крупнее частица и чем менее правильна их внешняя форма, тем сильнее эффект образования

локальных изгибов и тем при меньших деформациях они возникают. В данном случае наибольшее влияние на процесс измельчения зерна оказывают частицы $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ и Mg_2Si , размер которых больше 0.65 мкм . Таким образом, они могут служить зародышами новых зерен [20, 21], что является ключом к измельчению структуры при рекристаллизации.

Как будет показано дальше, данные частицы более эффективно активизируют механизм PSN при повышении температуры за счет увеличения их размеров. В приведенных выше сплавах другого состава полностью рекристаллизованная структура наблюдается уже после выдержки при 260°C (сплав 5182) и 300°C (сплав 8011) [19, 20]. При отжиге сплава 1565, как видно на рис. 2, происходит постепенный процесс измельчения зерна, где в первую очередь при рекристаллизации деформированной структуры и далее в ходе образования новых центров зарождения зерен происходит измельчение зерна. В итоге средний размер зерна после рекристаллизации при температуре 350°C составляет 15 мкм , и в ходе дальнейшего повышения температуры отжига средний размер зерна увеличивается до 17 мкм . Это происходит из-за того, что скорость миграции границ зерен увеличивается, они начинают двигаться быстрее, чем новые зародыши успевают образовываться. Этот эффект хорошо описан в литературе [12]. При этом рост зерна незначительный, что может объясняться наличием большого количества мелкодисперсных частиц, тормозящих движение границ зерен, в результате чего эффект повышения температуры на увеличение скорости их миграции не столь значителен.

На рис. 3 показано изменение массовой доли фаз в сплаве 1565ч в зависимости от температуры, рассчитанное в программе Thermo-Calc. Серым цветом выделена область, где протекает кристаллизация сплава. Кристаллизация сплава начинается с образования фазы $\text{Al}_3(\text{Zr,Ti})$ при температуре 726°C . При понижении температуры на 100°C начинается образование алюминиевого твердого раствора (Al). Кристаллизация завершается эвтектическими превращениями с образованием фаз $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ и Mg_2Si , начинающимися при температурах 623 и 559°C соответственно. При температуре 546°C сплав становится полностью твердым. В твердом состоянии, согласно расчетам, должны образовываться фазы $\text{Al}_3(\text{Ti,Zr,V})$, $\text{Al}_{45}(\text{Cr,V})_7$, $\text{Al}_{54}\text{Mg}_{39}\text{Zn}_6\text{Cu}$ (T) при температурах ниже 422 , 405 , 385°C соответственно. При значительном понижении температуры (ниже 265°C) должна образоваться фаза Al_3Mg_2 (β). При выбранной температуре гомогенизации (500 – 530°C) и температурах последующей горячей прокатки (450 – 330°C) возможно выделение следующих фаз: $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, Mg_2Si , $\text{Al}_{54}\text{Mg}_{39}\text{Zn}_6\text{Cu}$ (T),

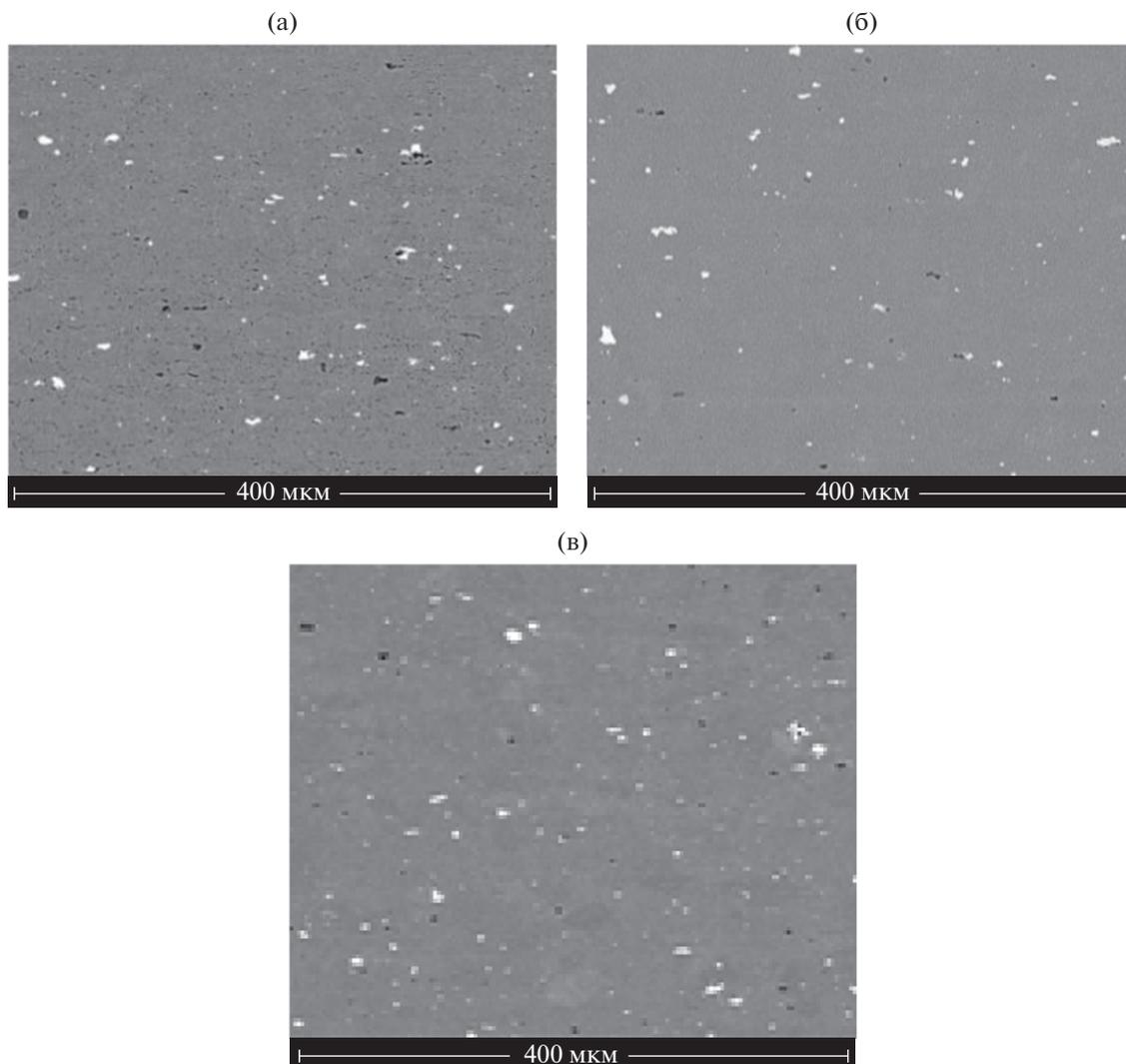


Рис. 4. Интерметаллидные частицы после отжига при: а – 250, б – 350, в – 500°С.

$Al_3(Ti, Zr, V)$ и $Al_{45}(Cr, V)_7$. При этом образование в структуре частиц фаз $Al_6(Mn, Fe)$, Mg_2Si наиболее вероятно, так как их формирование происходит при более высоких температурах. Окончательный отжиг проводится при температурах 450 и 400°С, где возможно дополнительное образование в структуре сплава фаз $Al_6(Mn, Fe)$, Mg_2Si . При более низких температурах отжига (350, 300 и 250°С) в сплаве также возможно образование частиц фаз $Al_{54}Mg_{39}Zn_6Cu$ (Т), $Al_3(Ti, Zr, V)$ и $Al_{45}(Cr, V)_7$. Однако при более высоких температурах отжига может происходить их растворение. Следует отметить, что при указанных температурах горячей прокатки и отжига выделение фазы Al_3Mg_2 (β) не должно происходить.

На рис. 4 показаны снимки крупных интерметаллидных частиц после отжига при различных температурах. В сплаве 1565ч во всех рассматриваемых состояниях присутствуют, в основном,

два типа крупных интерметаллидных частиц, образовавшихся из расплава при кристаллизации. Белые частицы идентифицированы как частицы $Al_6(Mn, Fe)$, черными выделены частицы Mg_2Si (рис. 5а). На рисунке 5б–5в представлен спектральный анализ частиц с указанием содержания элементов. При нагреве эти два основных типа частиц ведут себя различно. Изначально более крупные частицы $Al_6(Mn, Fe)$ в целом сохраняют свои размеры. При 250°С средний радиус данных частиц 1.8 мкм, а при 500°С радиус частиц немного увеличивается до 2 мкм. Частицы типа Mg_2Si изменяют форму и растут при термообработке. Если при 250°С их средний радиус составляет 1.4 мкм, то при нагреве они постепенно увеличиваются и после отжига при температуре 500°С достигают размеров 2.2 мкм. Основной механизм роста первичных интерметаллидов Mg_2Si заключается в том, что

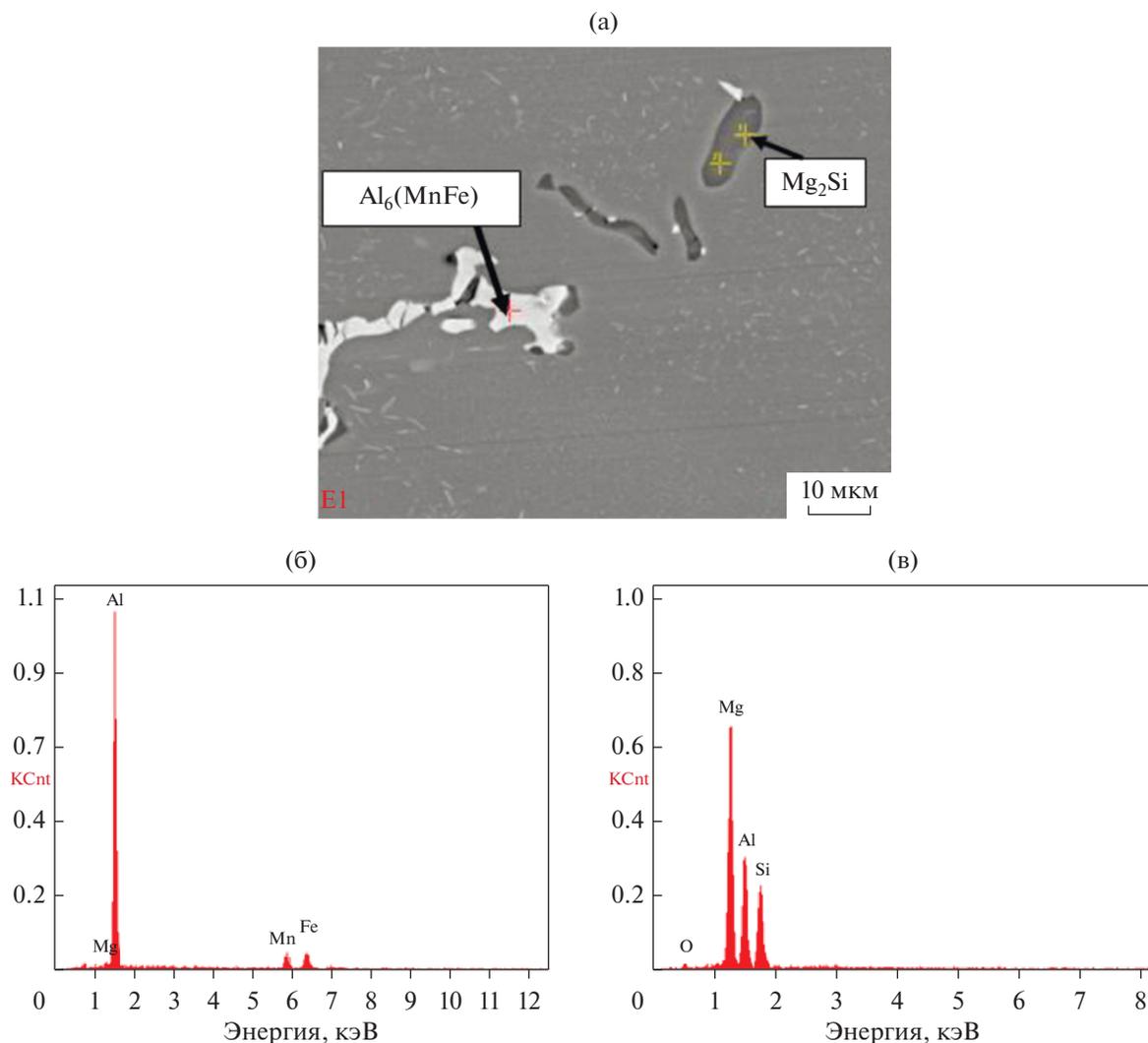


Рис. 5. Крупные интерметаллидные частицы: а – $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ и Mg_2Si , б – химический состав частицы $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, в – химический состав частицы Mg_2Si .

они являются когерентными центрами при росте дисперсоидов той же фазы.

Отметим, что частицы обеих фаз имеют достаточно сложную морфологию, однако для эффективного зародышеобразования в первую очередь важен средний размер частиц. Он выражается как средний радиус, который вычисляют, исходя из допущения, что все частицы имеют сферическую форму (при этом сохраняя свою площадь).

Общее распределение мелкодисперсных частиц приведено на рис. ба–бв. Следует отметить, что в силу увеличения на данных изображениях можно видеть и крупные (более ≥ 1 мкм) интерметаллидные частицы. Однако их количество по сравнению с мелкодисперсными частицами размерами 20–200 нм достаточно небольшое, поэтому они не вносят сильного искажения в расчет среднего радиуса последних.

Фактически различить частицы возможно лишь косвенно, соотнося их оттенок с оттенком крупных интерметаллидных частиц. Светлые дисперсоиды можно отнести к фазе $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$. Их количество практически не меняется с повышением температуры нагрева. Средний размер частиц фазы $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ при всех режимах отжига составляет 50 нм. Остальные “черные” мелкодисперсные частицы могут принадлежать фазам: Mg_2Si , $\text{Al}_{54}\text{Mg}_{39}\text{Zn}_6\text{Cu}$ (Т), $\text{Al}_3(\text{Ti,Zr,V})$ и $\text{Al}_{45}(\text{Cr,V})_7$. Их средний размер составляет 80 нм, однако объемная доля данных фаз постепенно уменьшается с ростом температуры отжига. При нагреве до 350°C их доля резко уменьшается. Исходя из данных расчетов, можно предположить, что происходит растворение частиц $\text{Al}_{54}\text{Mg}_{39}\text{Zn}_6\text{Cu}$ (Т). При 500°C объем “черных” частиц уменьшается еще сильнее. В целом происходит растворение и коагуляция мелких, блокирующих движение зерен, диспер-

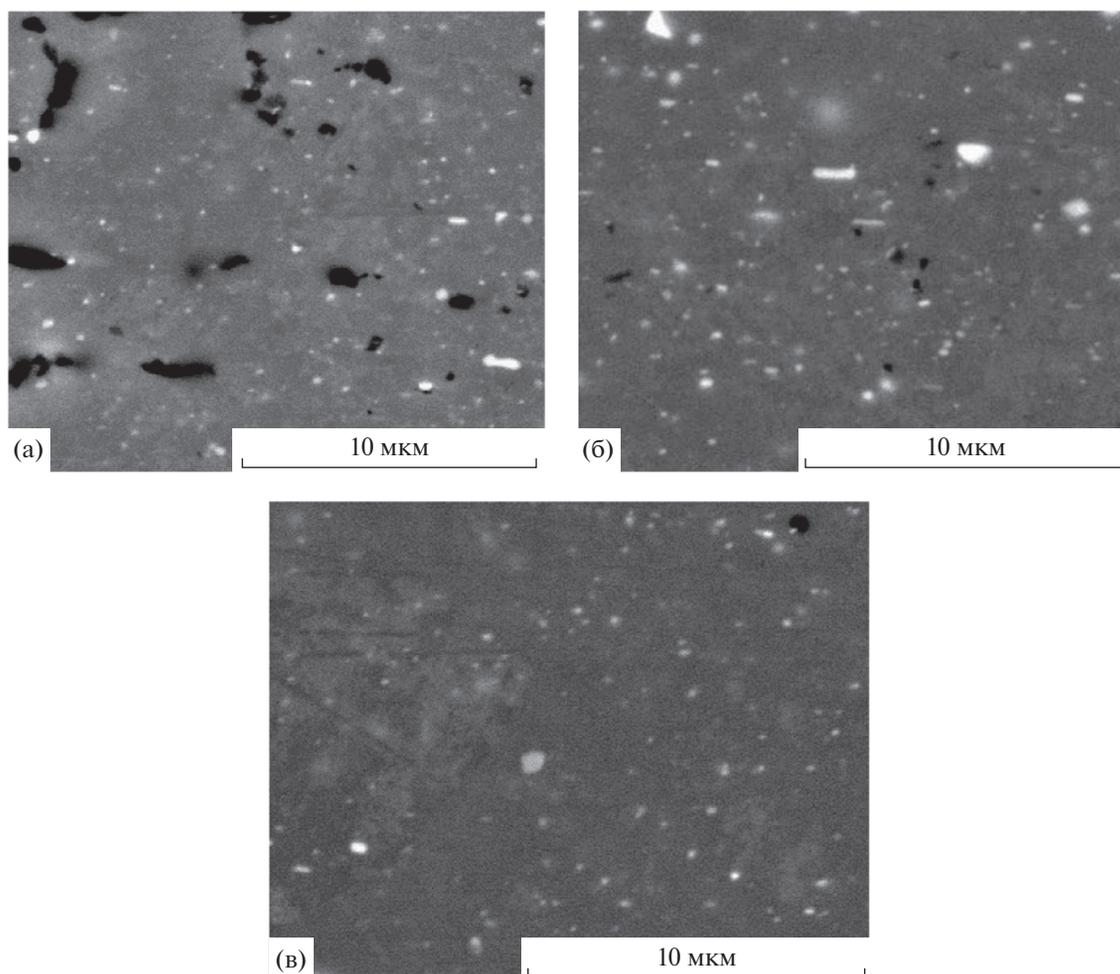


Рис. 6. Мелкодисперсные частицы: а – после отжига при 250°C, б – после отжига при 350°C, в – после отжига при 500°C.

соидов. В то же время частицы фазы $Al_6(Mn,Fe)$ практически не меняются и остаются стабильными как в виде крупных интерметаллидных, так и мелкодисперсных частиц. Стоит, однако, отметить важный факт, что на сканирующем электронном микроскопе с достаточной точностью можно определить лишь химический состав крупных интерметаллидных частиц, в то время как судить о химическом составе дисперсоидов достаточно трудно.

Общее количество дисперсоидов в 1565ч при температуре отжига 250°C составляет 4%, средний диаметр 0.19 мкм. При данных показателях тормозящая сила рекристаллизации составляет 1.57 МПа. Таким образом, она равна движущей силе P_D , поэтому рекристаллизации при данной температуре не происходит. При температуре отжига 350°C общий объем дисперсоидов снижается до 3%, средний диаметр практически не меняется и составляет 0.18 мкм, а тормозящая сила рекристаллизации падает до 1.27 МПа, что достаточно для ее протекания. Снижение объемной доли частиц и, как следствие, тормозящей силы рекристал-

лизации происходит из растворения дисперсоидов. При температуре отжига 500°C содержание дисперсоидов составляет 1%, средний диаметр повышается в результате коагуляции до 0.34 мкм, что резко снижает тормозящую силу рекристаллизации до 0.24 МПа.

В исследованном сплаве рассчитанные размеры частиц несколько больше, чем в сплаве Al–4.5% Mg 5083 [21] и меньше, чем в сплаве Al–3% Mg 5454 [22]. Этот факт во многом определяет похожую картину протекания рекристаллизации в сплаве 5454, а именно то, что она начинается при 350°C. Однако стоит отметить, что в работах [21, 22] количество дисперсоидов оценивали после различных режимов гомогенизации, в то время как в данном исследовании последующую термическую обработку вели на образцах, подвергнутых одинаковому режиму гомогенизации.

Основываясь на сказанном выше, поведение сплава 1565ч при отжиге можно описать следующим образом. При температуре 250–300°C рекристаллизация не происходит, в основном, из-

за большого количества сдерживающих этот процесс дисперсоидов (фазы $Al_6(Mn,Fe)$, Mg_2Si , $Al_{54}Mg_{39}Zn_6Cu$ (Т), $Al_3(Ti,Zr,V)$ и $Al_{45}(Cr,V)_7$). Однако после нагрева до $350^\circ C$ и $500^\circ C$ дисперсоиды $Al_{54}Mg_{39}Zn_6Cu$ (Т), и $Al_{45}(Cr,V)_7$ постепенно растворяются. Это приводит к снижению общей численности мелкодисперсных частиц, что вместе с увеличением их размера сопровождается снижением силы сопротивления рекристаллизации.

Увеличение времени выдержки не влияет на прохождение процесса рекристаллизации, она либо происходит в первый час, либо не происходит вовсе. Все это говорит о том, что наиболее рациональным, с точки зрения снижения производственных энергозатрат, является режим отжига в течение 1 ч при $350^\circ C$.

ВЫВОДЫ

1) Сплав 1565ч достаточно трудно рекристаллизуется, и полностью рекристаллизованная структура наблюдается лишь при температуре отжига не менее $350^\circ C$. При этом ни размер зерна, ни степень рекристаллизации практически не зависят от времени выдержки, если оно больше 1 ч.

2) Анализ размеров и объемной доли частиц вторых фаз на этапе термомеханической обработки показал наличие двух основных фаз – $Al_6(Mn,Fe)$ и Mg_2Si . Первая остается стабильной, а мелкодисперсные частицы второй при отжиге практически полностью коагулируют или растворяются, в результате чего происходит уменьшение силы, тормозящей рекристаллизацию. Большое количество относительно крупных (более 1 мкм) частиц одновременно с высокой температурой рекристаллизации приводят к реализации PSN механизма.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 18-79-10099.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Belov N.A., Stolyarova O.O., Murav'eva T.I., Zagorskii D.L. Phase composition and structure of aluminum Al–Cu–Si–Sn–Pb alloys // Phys. Met. Metal. 2016. V. 117. № 6. P. 579–587.
2. Zakharov V.V. About Alloying of Aluminum Alloys with Transition Metals // Metal. Sci. Heat Treatment. 2017. V. 59. № 1–2. P. 67–71.
3. Орыщенко А.С., Осокин, Е.П., Барахтина Н.Н., Дриц А.М. Алюминиево-магнийевый сплав 1565ч для криогенного применения // Цветные металлы. 2012. № 11. С. 84–90.
4. Totten G.E., MacKenzie D.S. Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes. New York: Marcel Dekker, 2003. 1310 p.
5. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 416 с.
6. Murray J., Peruzzi A., Abriata J.P. The Al–Zr (aluminum–zirconium) system // J. Phase Equilibria. 1992. V. 13. № 3. P. 277–291.
7. Wang F., Liu Z., Qiu D., Taylor J.A., Easton M.A., Zhang M.X. Revisiting the role of peritectics in grain refinement of Al alloys // Acta Mater. 2013. V. 61. № 1. P. 360–370.
8. Wang F., Qui D., Liu Z.-L., Taylor J.A., Easton M.A., Zhang M.-X. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium // Acta Mater. 2013. V. 61. № 15. P. 5636–5645.
9. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // Intern. Mater. Reviews. 2005. V. 50. № 1. P. 19–44.
10. Forbord B., Hallem H., Ryum N., Marthinsen K. Precipitation and recrystallisation in Al–Mn–Zr with and without Sc // Mater. Sci. Eng. 2004. V. 387–389. P. 936–939.
11. Nes E., Ryum N., Hunderi O. On the Zener drag // Acta Metal. 1985. V. 33. № 1. P. 11–22.
12. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Oxford: Elsevier, 2004. 574 p.
13. Yashin V.V., Aryshensky E.V., Kawalla R.F., Serebryany V.N., Rushchits S.V. Investigation impact of stressed state conditions and thermomechanical parameters on the texture and structure evolution in 1565ch aluminium alloy // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 156. № 1. P. 012012.
14. Rushchits S., Aryshenskii E., Kawalla R., Serebryany V. Investigation of texture structure and mechanical properties evolution during hot deformation of 1565 aluminum alloy // Mater.Sci. Forum. 2016. V. 854. P. 73–78.
15. Rushchits S.V., Aryshensky E.V., Sosedkov S.M., Akhmed'yanov A.M. Modeling the hot deformation behavior of 1565ch aluminum alloy // Key Eng. Mater. 2016. V. 684. P. 35–41.
16. Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science // CALPHAD. 2002. V. 26. P. 273–312.
17. Thermo-Calc Software TCAL4 Al-based alloy database, Version 4.0 (accessed 1 July 2018).
18. Nes E., Vatne H.E. The $40^\circ \langle 11 \rangle$ orientation relationship in recrystallization // Zeitschrift für Metallkunde. 1996. V. 87. P. 6.
19. Liu W.C., Zhai T., Morris J.G. Comparison of recrystallization and recrystallization textures in cold-rolled DC and CC AA 5182 aluminum alloys // Mater. Sci. Eng.: A. 2003. V. 358. № 1–2. P. 84–93.
20. Aryshenskii E.V., Serebryany V.N., Tepterev M.S., Grechnikova A.F. Study of the laws of texture formation in the alloy 8011 during cold rolling and annealing // Phys. Met. Metal. 2015. V. 116. № 9. P. 925–931.
21. Engler O., Miller-Jupp S. Control of second-phase particles in the Al–Mg–Mn alloy AA 5083 // J. Alloys and Compounds. 2016. V. 689. P. 998–1010.
22. Engler O., Liu Z., Kuhnke K. Impact of homogenization on particles in the Al–Mg–Mn alloy AA 5454—Experiment and simulation // J. Alloys and Compounds. 2013. V. 560. P. 111.