

ОСОБЕННОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СКАНДИЕМ

Ю.Д. Корягин, С.И. Ильин

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск

Деформируемые сплавы на базе системы Al–Mg принадлежат к группе сплавов, которые не упрочняются термической обработкой. Из этих сплавов производят все типы деформированных полуфабрикатов, а также прессованные изделия и штамповки. Наиболее легированными и прочными из распространённых деформируемых сплавов на основе системы Al–Mg являются сплавы AMg6 и AMg1. Применение сплава AMg6 в конструкциях этого вида объясняется его явными преимуществами, такими как хорошая свариваемость, высокая коррозионная стойкость, достаточно высокая пластичность и высокая технологичность. Основным методом упрочнения таких сплавов является холодная деформация. Главным недостатком сплава AMg6 являются его относительно невысокие механические свойства и нестабильность упрочненного состояния при нагревах. Одним из перспективных направлений повышения уровня прочности деформируемых сплавов на базе системы Al–Mg является легирование скандием. В статье приведены результаты исследования термической стабильности структурного состояния Al–Mg сплава, содержащего 0,22 % скандия (сплав 01570) после отжига при различных температурах, а также после дополнительной холодной деформации. Установлены температурно-временные параметры начала рекристаллизации горячепрессованного прутка из сплава 01570 после 4-часовой выдержки при температуре 500 °С и 1-часовой выдержки при 525 °С. Показано, что начало рекристаллизации горячепрессованных образцов, отожженных при 320 °С и деформированных на 40 % при комнатной температуре, наблюдается при 10-часовом отжиге при 400 °С, а отожженных при 450 °С и деформированных на 40 % при комнатной температуре – даже при 4-часовом отжиге при 400 °С.

Ключевые слова: алюминий; магний; скандий; термическая стабильность; рекристаллизация.

Введение

В качестве основного конструкционного материала в авиации и ракетостроении применяется сплав AMg6 (ГОСТ 4784–74), содержащий в качестве легирующих элементов магний (5,8–6,8 %), марганец (0,5–0,8 %), титан (0,02–0,1 %) и бериллий (0,0002–0,005 %) и не более 0,4 % Fe, 0,4 % Si, 0,2 % Zn и 0,1 % Cu в виде контролируемых примесей [1].

Основным методом упрочнения таких сплавов является холодная деформация (нагартовка). Этот способ упрочнения обширно используется в промышленности для повышения прочности листов и реже плит, предел прочности при этом повышается примерно на 25 %, а предел текучести – в 2 раза по сравнению с отожженным состоянием. Основные недостатки этого способа упрочнения: пониженная пластичность (6–9 %), снижение прочности материала в зоне сварки и невозмож-

ность его использования для большинства остальных полуфабрикатов, кроме листов и плит [1–7].

Более эффективным является дополнительное введение в эти сплавы циркония и скандия [2, 3, 8–13].

Скандий оказался наиболее эффективным легирующим компонентом из всех ранее известных; выделения фазы Al₃Sc значительно более дисперсны, чем выделения алюминидов Zr. Скандий при содержании в сплавах от 0,15 до 0,25 % обеспечивает весьма высокий эффект дисперсионного твердения слитков при правильно подобранных температурных режимах их обработки [3–5]. Упрочнение от введения скандия в равной мере обуславливается воздействием формирования в полуфабрикате субзеренной структуры и непосредственным дисперсионным твердением. Малое введение скандия и циркония в сплав

повышают предел текучести почти в 2 раза [7–16].

Наряду с дисперсионным твердением в Al–Mg–Sc сплавах действуют механизмы твердорастворного и структурного упрочнения (образование в деформированном полуфабрикате полигонизованной структуры). Высокая степень дисперсности и плотности распределения в матрице термически стабильных Al₃Sc частиц способствуют значительному повышению температуры рекристаллизации деформированных полуфабрикатов из сплавов Al–Mg–Sc. Холоднокатаные листы из этих сплавов, отожженные при температуре 300–400 °С, имеют полностью нерекристаллизованную структуру. Устойчивая нерекристаллизованная структура наблюдается в сплавах и после горячей деформации при температурах до 450 °С. При температурах выше 450 °С, как правило, наблюдается формирование частично рекристаллизованной структуры [17–19].

Скандий обладает также самым сильным антирекристаллизационным действием, обеспечивающим возможность выпускать все виды полуфабрикатов, в том числе тонкие холоднокатаные листы (до 90 % суммарного обжатия при холодной прокатке), с полностью нерекристаллизованной структурой после технологических нагревов.

Образование Al₃Sc может также происходить при температурах, используемых для гомогенизации, или отжига с образованием твердого раствора термообрабатываемых сплавов. Образующиеся в этих условия частицы Al₃Sc крайне дисперсны и значительно упрочняют сплав. Тем не менее, дисперсные выделения Al₃Sc очень эффективно препятствуют движению границ зерен в материале. Это приводит к хорошей стойкости к рекристаллизации материала после формовочных операций, таких как прокатка, штамповка и ковка. Нерекристаллизованная структура может улучшить такие свойства, как прочность, пластичность, вязкость и коррозионную стойкость.

На основании проведенных исследований к настоящему времени разработана большая группа деформируемых сплавов системы

Al–Mg–Sc, отличающихся друг от друга, в основном, содержанием магния (от 0,9 до 6,3 %). Все эти сплавы относятся к категории термически неупрочняемых. Наибольшее распространение среди этих сплавов получил сплав 01570, содержащий около 6 % Mg [4, 9, 18]. Данный сплав в рассматриваемой системе относится к группе высокопрочных сплавов. По прочностным свойствам полуфабрикаты из этого сплава существенно превосходят, особенно по пределу текучести ($\sigma_{0,2}$), аналогичные полуфабрикаты из Al–Mg сплавов с тем же содержанием магния (AMг6) и приближаются к полуфабрикатам из распространенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов в закаленном и состаренном состоянии. Так, добавка скандия к сплаву Al – 6 % Mg повышает предел текучести с 157 до 265 МПа.

Методика проведения исследований

Исследование проводилось на образцах, вырезанных из промышленных горячепрессованных заготовок деформируемого алюминиевого сплава 01570 следующего химического состава [10] (табл. 1).

Микроструктуру образцов исследовали на металлографическом микроскопе Zeiss Axiomat D1m при увеличениях от 100 до 500 раз.

Температура предварительного отжига сплавов варьировалась от 320 до 500 °С, а продолжительность от 1 до 3 ч.

Отожженные заготовки деформировали со степенью 10–40 % и скоростью деформации 1 с⁻¹. На отожженных и деформированных образцах изучали структуру и определяли комплекс других свойств. В данной работе представлены структурные исследования.

На горячепрессованном сплаве 01570 также изучали термическую стабильность структурного состояния после отжига и последующей холодной пластической деформации. Деформированные образцы нагревали на 400–550 °С с выдержками до 10 ч. Параллельно изучалось изменение структуры при нагреве исходного горячепрессованного материала.

Оценку развития процессов рекристаллизации при нагреве проводили по рентгенограммам, снятым в медном излучении в ак-

Таблица 1

Химический состав исследуемого сплава 01570

Массовая доля элементов, %						
Al	Mg	Sc	Ti	Mn	Zr	Итого
92,88	6,52	0,23	0,02	0,29	0,05	100,00

сиальной камере. Использование такой камеры позволяло получить расфокусированные задние и передние линии. При наличии в структуре рекристаллизованных зерен размерами 10^{-4} – 10^{-3} см на рентгенограммах появлялись точечные рефлексы («уколы»).

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура сплава 01570 в исходном горячепрессованном состоянии приведена на

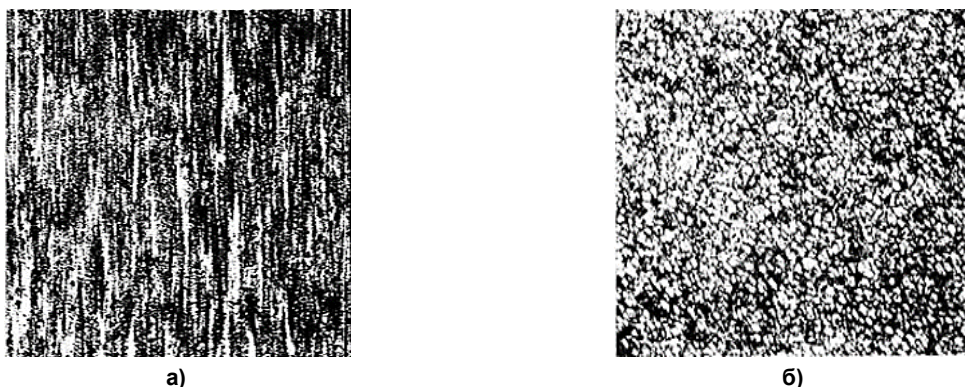


Рис. 1. Микроструктура сплава 01570 в исходном горячепрессованном состоянии:
а – продольный шлиф; б – поперечный шлиф. $\times 100$

рис. 1. Сплав имеет нерекристаллизованную структуру в виде вытянутых в направлении деформации зерен. В структуре встречаются скопления первичных интерметаллидов, также вытянутых в направлении деформации. На границах зерен наблюдаются отдельные частицы первичной β -фазы (Al_3Mg_2).

Полученные данные (табл. 2, рис. 2) показывают, что одночасовой нагрев горячепрессованного прутка при $500\text{ }^\circ\text{C}$ не приводит к появлению в структуре рекристаллизованных

Таблица 2

Изменение структуры сплава 01570 после обработки по различным режимам
(С – субструктура; Р – рекристаллизация)

Режим обработки	Температурно-временные параметры отжига											
	400 °С			450 °С			500 °С			525 °С		
	1 ч	4 ч	10 ч	1 ч	4 ч	10 ч	1 ч	4 ч	10 ч	1 ч	4 ч	10 ч
Горячепрессованное состояние	С	С	С	С	С	С	С	Р	Р	Р	Р	Р
Отжиг при 320 °С и деформация 40 %	С	С	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р
Отжиг при 450 °С и деформация 40 %	С	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р	Р

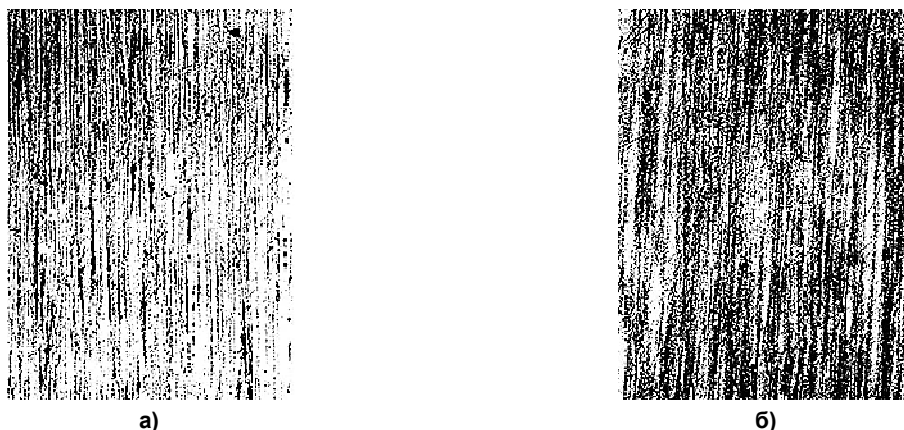


Рис. 2. Микроструктуры образцов горячепрессованного сплава 01570 после 1-часового нагрева на $500\text{ }^\circ\text{C}$ (а) и $525\text{ }^\circ\text{C}$ (б). $\times 100$

зерен. Начало рекристаллизации наблюдается при 4-часовом нагреве при 500 °С (рис. 3, а), а при более высокой температуре (525–550 °С) процессы рекристаллизации развиваются более интенсивно (рис. 3, б, в).

Мелкие рекристаллизованные зерна в структуре образцов, предварительно отожженных при 320 °С и холоднодеформированных на 40 %, наблюдаются после десятичасового нагрева при температуре 400 °С (см. табл. 2, рис. 4, а). Повышение температуры предварительного отжига до 450 °С стимулирует развитие процессов рекристаллизации, которые отмечаются уже после дополнительного 4-часового нагрева при 400 °С (рис. 5). Одночасовой нагрев холоднодеформированных образцов при 525 °С приводит к существенному укрупнению рекристаллизованных зерен (рис. 4, в; 5, в). Наблюдаемое понижение температуры начала рекристаллизации в холоднодеформированных образцах, подверг-

нутых предварительному отжигу при более высокой температуре (450 °С), по-видимому, связано с тем, что при данной температуре отжига происходит некоторое увеличение межчастичного расстояния и размеров частиц $Al_3(Sc, Zr)$, являющихся эффективными барьерами и препятствующих протеканию процессов рекристаллизации.

Полученные данные показывают, что для исследованного сплава оптимальное сочетание прочности и пластичности ($\sigma_b > 480$ МПа; $\sigma_{0,2} > 405$ МПа; $\delta > 10,5$ %) обеспечивает отжиг при температуре 320 °С с последующей холодной деформацией со степенью 30 %. Повышение температуры предварительного отжига хотя и повышает запас пластичности, однако уменьшает термическую стабильность структурного состояния, получаемого при холодной деформации. Кроме того, по некоторым данным повышение температуры отжига выше 335 °С неблагоприятно сказывается

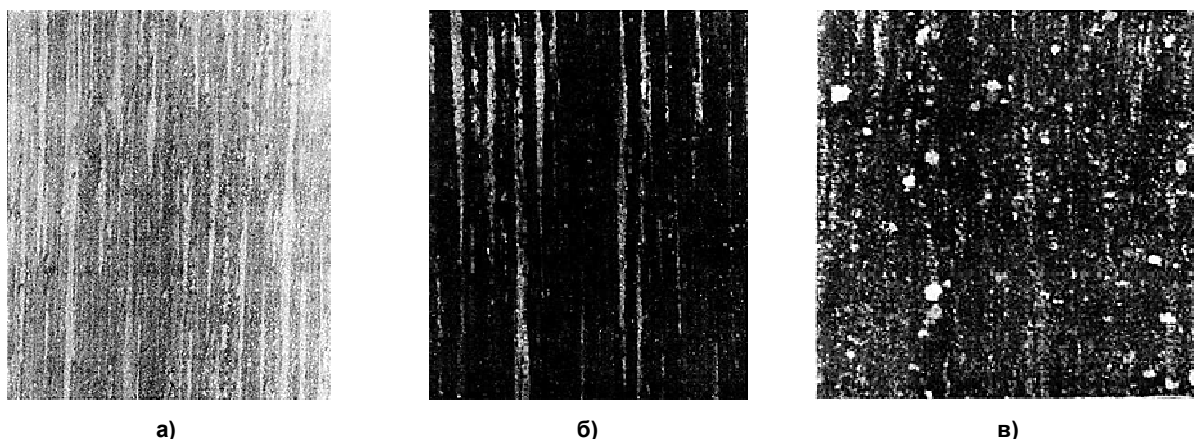


Рис. 3. Микроструктуры образцов горячепрессованного сплава 01570: а – нагрев 500 °С, 4 ч; б – нагрев 525 °С, 4 ч; в – нагрев 550 °С, 4 ч. $\times 100$

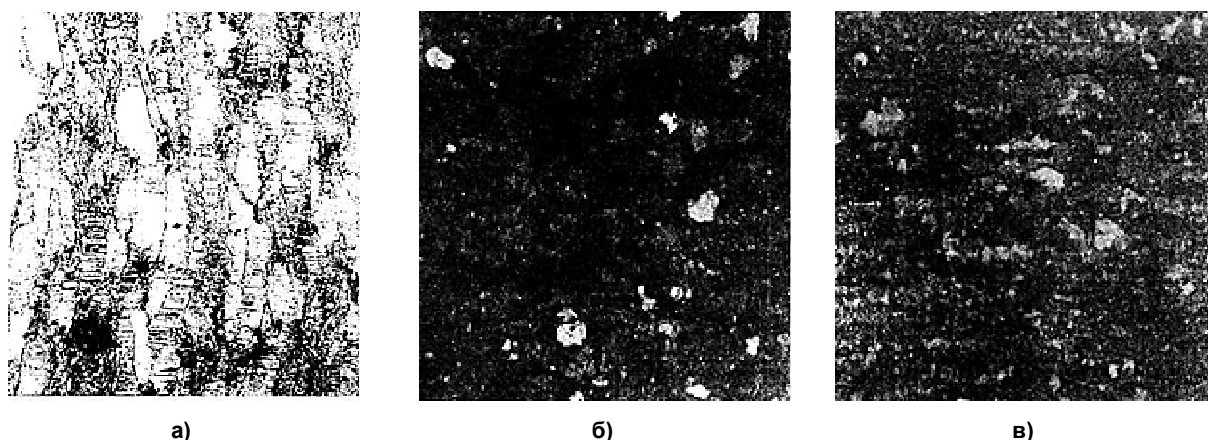


Рис. 4. Микроструктуры образцов горячепрессованного сплава 01570, подвергнутого отжигу при 320 °С в течение 2 ч, холодной деформации 40 % и дополнительному нагреву: а – нагрев 400 °С, 10 ч; б – нагрев 450 °С, 4 ч; в – нагрев 525 °С, 1 ч). $\times 200$

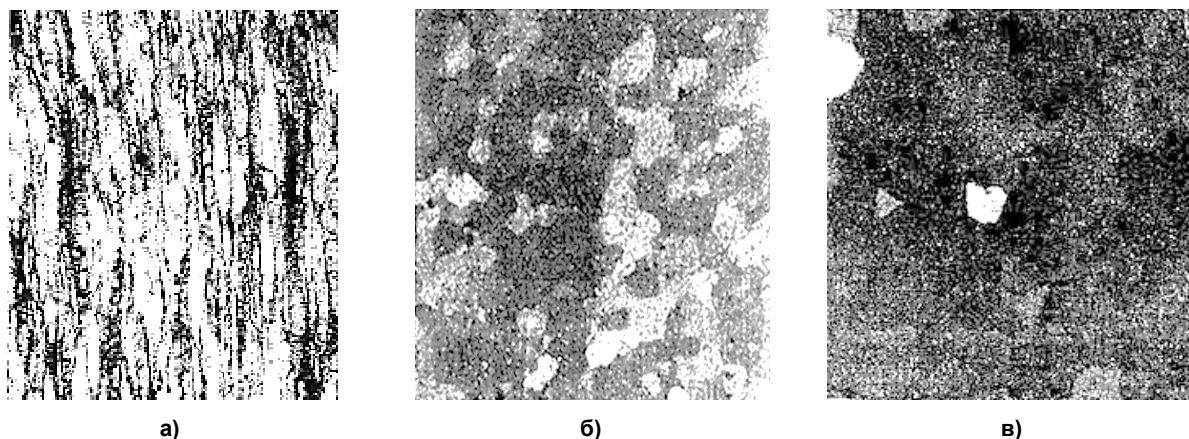


Рис. 5. Микроструктуры образцов горячепрессованного сплава 01570, подвергнутого отжигу при 450 °С в течение 2 ч, холодной деформации 40 % и дополнительному нагреву: а – нагрев 400 °С, 4 ч; б – нагрев 450 °С, 4 ч; в – нагрев 525 °С, 1 ч. $\times 200$

ся на коррозионной стойкости алюминий – магниевого сплава, приводя к увеличению скорости межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию.

Выводы

1. Полученные данные показывают, что сплав 01570 в горячепрессованном состоянии обладает высокой структурной стабильностью. Одночасовой нагрев образцов при 500 °С не приводит к появлению в структуре рекристаллизованных зерен. Начало рекристаллизации наблюдается при 4-часовом нагреве при 500 °С, а при более высокой температуре (525–550 °С) процессы рекристаллизации развиваются более интенсивно.

2. Мелкие рекристаллизованные зерна в структуре образцов, предварительно отожженных при 320 °С и холоднотемпературно деформированных на 40 %, наблюдаются после десятичасового нагрева при температуре 400 °С. Повышение температуры предварительного отжига до 450 °С стимулирует развитие процессов рекристаллизации, которые отмечаются уже после дополнительного 4-часового нагрева при 400 °С. Одночасовой нагрев холоднотемпературно деформированных образцов при 525 °С приводит к существенному укрупнению рекристаллизованных зерен.

3. Наблюдаемое понижение температуры начала рекристаллизации в холоднотемпературно деформированных образцах, подвергнутых предварительному отжигу при более высокой температуре (450 °С), по-видимому, связано с тем, что при данной температуре отжига происходит некоторое увеличение межчастичного рас-

стояния и размеров частиц $Al_3(Sc, Zr)$, являющихся эффективными барьерами и препятствующими протеканию процессов рекристаллизации [3, 5, 8]. Результаты измерения твердости образцов, отожженных при 320 °С, деформированных при 20 °С со степенью 30 % и подвергнутых дополнительному нагреву на 400–550 °С, подтверждают, что наиболее интенсивное разупрочнение сплава 01570 начинается с температуры 450 °С.

4. Повышение температуры предварительного отжига выше 320 °С хотя и повышает запас пластичности, однако уменьшает термическую стабильность структурного состояния, получаемого при холодной деформации. Кроме того, по данным [1] повышение температуры отжига выше 335 °С неблагоприятно сказывается на коррозионной стойкости алюминий-магниевого сплава.

Литература

1. Колачев, Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов* / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2001. – 416 с.

2. Дриц, М.Е. Влияние РЗМ на механические свойства сплава Al – 6,5 % Mg / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1980. – № 10. – С. 35–37. DOI: 10.1007/BF00700570

3. О механизме влияния скандия на повышение прочности и термической стабильности сплавов Al–Mg / М.Е. Дриц, С.Г. Павленко, Л.С. Торопова и др. // *ДАН СССР. Металлы.* – 1981. – Т. 257, № 2. – С. 353–356.

4. Филатов, Ю.А. Промышленные сплавы на основе системы Al–Mg–Sc / Ю.А. Филатов, В.И. Елагин, В.В. Захаров // *Скандий 94: тез. докл. конф.* – М., 1994. – С. 33.
5. Структура и свойства сплавов Al–Sc и Al–Mg–Sc / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков и др. // *Металлургия и металловедение цветных сплавов.* – М.: Наука, 1982. – С. 213–223.
6. Елагин, В.И. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Цветные металлы.* – 1982. – № 12. – С. 96–99.
7. Дриц, М.Е. Влияние дисперсности фазы ScAl₃ на упрочнение сплава Al – 6,3 % Mg – 0,21 % Sc // М.Е. Дриц, Ю.Г. Быков, Л.С. Торопова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1985. – № 4. – С. 48–50. DOI: 10.1007/BF00652102
8. Захаров, В.В. О совместном легировании алюминиевых сплавов скандием и цирконием / В.В. Захаров // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2014. – № 6. – С. 3–8. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5
9. Фридляндер, И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе / И.Н. Фридляндер. – М.: ВИАМ, 2002. – 19 с.
10. А.с. 1642769 СССР, МКИ C22F. Способ обработки сплавов системы алюминий–магний–скандий / Ю.Д. Корягин, А.Ю. Данилович, А.Э. Даммер и др. – № 4630729; заявл. 3.01.1989; опубл. 15.12.1990.
11. Елагин, В.И. Алюминиевые сплавы, легированные скандием / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1992. – № 1. – С. 24–28. DOI: 10.1007/BF00768707
12. А.с. 1736191 СССР, МКИ B21D. Способ изготовления изделий из алюминиевых сплавов / Ю.Д. Корягин, Б.К. Метелев, Н.И. Сотников и др. – 1992.
13. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония / В.Г. Давыдов, В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Цветные металлы и сплавы.* – 1996. – № 8. – С. 25–30.
14. Лукин, В.И. Sc – перспективный легирующий элемент для присадочных материалов / В.И. Лукин. – М.: ВИАМ, 1995. – 7 с.
15. Даммер, А.Э. Исследование свойств сплавов и разработка новых способов штамповки изделий авиационной техники / А.Э. Даммер, Ю.Д. Корягин, Е.В. Экк // *Машины и технологии прогрессивных процессов обработки материалов давлением: сб. науч. тр.* – Челябинск: ЧГТУ, 1996. – С. 39–56.
16. Филатов, Ю.А. Деформируемые сплавы на основе системы Al–Mg–Sc / Ю.А. Филатов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1996. – № 6. – С. 33–36. DOI: 10.1007/BF01395830
17. Fujikawa, S.-I. Kinetics of Precipitation in Al–0,20 mass % Sc Alloy / S.-I. Fujikawa, S. Sakauchi // *Aluminium Alloys. Their Physical and Mechanical Properties. Proc. of the 6th Int. Conf. on Aluminium Alloys, ICAA-6. Toyohashi, Japan.* – The Japan Institute of Light Metals, 1998. – Vol. 2. – P. 805–810.
18. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. / И.Н. Фридляндер // *Технология легких сплавов.* – 2002. – № 4. – С. 12–17.
19. Корягин, Ю.Д. Оценка термической стабильности упрочненного холодной деформацией сплава 01570 / Ю.Д. Корягин, Д.А. Мирзаев, А.А. Звонков // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия».* – 2003. – Вып. 3, № 3. – С. 70–74.

Корягин Юрий Дмитриевич, д-р техн. наук, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; koriginyd@susu.ru.

Ильин Сергей Иванович, канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; ilinsi@susu.ru.

Поступила в редакцию 15 ноября 2016 г.

RECRYSTALLIZATION FEATURES OF DEFORMABLE ALUMINIUM-MAGNESIUM ALLOYS WITH SCANDIUM

Yu.D. Koryagin, koriaginyd@susu.ru,

S.I. Il'in, ilinsi@susu.ru

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

Deformable alloys based on Al–Mg system belong to the group of alloys that cannot be strengthened by heat treatment. These alloys are suitable for production of all types of deformed semiproducts as well as pressed parts and stampings. The most highly alloyed and strong among widely spread deformed alloys based on Al–Mg system are AMg6 and AMg61. The use of AMg6 (Al–6% Mg) alloy in this type of structures is due to its advantages such as good weldability, high corrosion resistance, sufficient plasticity and good manufacturability. The key strengthening method of these alloys is cold working. The principal shortcomings of the AMg6 alloy are relatively low mechanical properties and instability of hardened state at heating. One of prospective directions of increasing strength of deformable alloys based on Al–Mg system is alloying with scandium. The paper presents the results of investigation of thermal stability of structural state of an Al–Mg alloy containing 0.22% Sc (01570 alloy) after annealing at different temperatures as well as after subsequent cold deformation. Time-temperature parameters of recrystallization start of hot-pressed rod of 01570 alloy after 4 h holding at 500 °C and 1 h holding at 525 °C are established. It is shown that recrystallization start of hot-pressed samples annealed at 320 °C and deformed by 40% at room temperature is observed after 10 h of annealing at 400 °C, and for the samples annealed at 450 °C and deformed by 40% at room temperature even after 4 h of annealing at 400 °C.

Keywords: aluminium; magnesium; scandium; thermal stability; recrystallization.

References

1. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography and Heat Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys]. Moscow, MISiS Publ., 2001. 416 p.
2. Drits M.E., Toropova L.S., Bykov Yu.G. Effect of REM on the Mechanical Properties of Aluminum Alloys Containing 6.5% Mg. *Metal Science and Heat Treatment*, 1980, vol. 22, no. 10, pp. 743–745. (in Russ.) DOI: 10.1007/BF00700570
3. Drits M.E., Pavlenko S.G., Toropova L.S. et al. [On the Mechanism of Effect of Scandium on the Increase of Strength and Thermal Stability of Al–Mg Alloys]. *Doklady AN SSSR*, 1981, vol. 257, no. 2, pp. 353–356. (in Russ.)
4. Filatov Yu.A., Elagin V.I., Zakharov V.V. [Commercial Alloys Based on Al–Mg–Sc System]. *Skandiy-94. Tezisy dokladov konferentsii* [Scandium'94. Conference Abstracts]. Moscow, 1994, p. 33. (in Russ.)
5. Drits M.E., Toropova L.S., Bykov Yu.G. et al. [Structure and Properties of Al–Sc and Al–Mg–Sc Alloys]. *Metallurgiya i metallovedenie tsvetnykh splavov* [Metallurgy and Metallography of Non-Ferrous Alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1982, pp. 213–223. (in Russ.)
6. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. [Prospects of Alloying Aluminium Alloys with Scandium]. *Tsvetnye metally*, 1982, no. 12, pp. 96–99. (in Russ.)
7. Drits M.E., Bykov Yu.G., Toropova L.S. Effect of ScAl₃ Phase Dispersity on Hardening of Al–6.3% Mg–0.21% Sc Alloy. *Metal Science and Heat Treatment*, 1985, vol. 27, no. 4, pp. 309–312. DOI: 10.1007/BF00652102
8. Zakharov V.V. Combined Alloying of Aluminum Alloys with Scandium and Zirconium. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 56, no. 5, pp. 281–286. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5
9. Fridlyander I.N. *Sovremennyye alyuminiyevye, magniyye splavy i kompozitsionnye materialy na ikh osnove* [Modern Aluminium, Magnesium Alloys and Composite Materials Based on Them]. Moscow, VIAM Publ., 2002. 19 p.

10. Koryagin Yu.D. et al. *Sposob obrabotki splavov sistemy alyuminiy-magniy-skandiy* [Method of Treatment of Alloys of Aluminium–Magnesium–Scandium System]. Patent USSR, no. 1642769, 1990.
11. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Scandium-Alloyed Aluminum Alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 1992, vol. 34, no. 1, pp. 37–45. DOI: 10.1007/BF00768707
12. Koryagin Yu.D. et al. *Sposob izgotovleniya izdeliy iz alyuminiyevykh splavov* [Method of Production of Articles from Aluminium Alloys]. Patent USSR, no. 1736191, 1992.
13. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. [On Alloying of Aluminium Alloys with Scandium and Zirconium Additives]. *Tsvetnye metally i splavy*, 1996, no. 8, pp. 25–30. (in Russ.)
14. Lukin V.I. *Sc – perspektivnyy legiruyushchiy element dlya prisadochnykh materialov* [Sc – A Prospective Alloying Element for Adding Materials]. Moscow, VIAM Publ., 1995. 7 p.
15. Dammer A.E., Koryagin Yu.D., Ekk E.V. [Investigation of Alloy Properties and Development of New Methods of Stamping Aircraft Parts]. *Mashiny i tekhnologii progressivnykh protsessov obrabotki materialov davleniem* [Machines and Technologies of Progressive Processes of Metal Deformation]. Chelyabinsk, ChGTU Publ., 1996, pp. 39–56. (in Russ.)
16. Filatov Yu.A. Deformable Alloys Based on the Al–Mg–Sc System. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, no. 6, pp. 271–274. DOI: 10.1007/BF01395830
17. Fujikawa S.-I., Sakauchi S. Kinetics of Precipitation in Al–0,20 mass % Sc Alloy. *Aluminium Alloys. Their Physical and Mechanical Properties. Proc. of the 6th Int. Conf. on Aluminium Alloys, ICAA-6. Toyohashi, Japan. Vol. 2.* The Japan Institute of Light Metals, 1998, pp. 805–810.
18. Fridlyander I.N. [Aluminium Alloys in Aircraft During 1970–2000 and 2001–2015]. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2002, no. 4, pp. 12–17. (in Russ.)
19. Koryagin Yu.D., Mirzaev D.A., Zvonkov A.A. [Estimation of Thermal Stability of Work-Hardened 01570 Alloy]. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2003, no. 2 (18), issue 3, pp. 70–74. (in Russ.)

Received 15 November 2016

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Корягин, Ю.Д. Особенности рекристаллизации деформируемых алюминий-магниевого сплава со скандием / Ю.Д. Корягин, С.И. Ильин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17, № 1. – С. 65–72. DOI: 10.14529/met170108

FOR CITATION

Koryagin Yu.D., Il'in S.I. Recrystallization Features of Deformable Aluminium-Magnesium Alloys with Scandium. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2017, vol. 17, no. 1, pp. 65–72. (in Russ.) DOI: 10.14529/met170108
