

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421, ПОДВЕРГНУТОГО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКЕ

Ю.Д. Корягин, В.И. Крайнов

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

Изучены пластические характеристики и определено сопротивление деформации алюминиевого сплава 1421. Получены кривые упрочнения сплава в литом состоянии и для подкатов. Изучено влияние режимов термомеханической обработки на структуру и свойства сплава 1421. Показано, что наиболее значительный эффект повышения прочностных характеристик сплава 1421 обеспечивает режим НТМО с деформацией в области температур оптимального старения. Данные результаты могут быть использованы для расчетов режимов горячей деформации сплава и выбора режима термомеханической обработки с целью получения оптимальных эффектов упрочнения.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; пластическая деформация; пластометрические исследования; термомеханическая обработка; удельное электросопротивление; параметр решетки; механические свойства.

Проблема снижения массы конструкции летательного аппарата в первую очередь связана с уменьшением плотности конструкционных материалов. Поэтому использование лития, обладающего минимальной из всех металлов плотностью для легирования алюминиевых сплавов, весьма актуально. Литий является уникальным легирующим компонентом, одновременно снижающим плотность сплава и увеличивающим его модуль упругости [1, 2]. В результате исследования системы Al–Mg–Li был создан отечественный сплав 1420, (%: Al – основа; Mg 5,0...6,0; Li 1,9...2,3; Zr 0,09...0,15; Si 0,1...0,3; примеси, не более: Fe 0,3; Ti 0,1; Mn 0,3; Na 0,005) и проведены систематические исследования его структуры и свойств [3]. С целью повышения прочностных свойств слитков и полуфабриката, улучшения свариваемости было осуществлено легирование сплава скандием [4].

Введение добавки скандия в количестве 0,15...0,30 % приводит к заметному повышению временного сопротивления разрыву и предела текучести деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. Механизм упрочнения связан с присутствием в алюминиевой матрице дисперсных частиц типа Al₃Sc, выделяющихся из твердого раствора, и с сохранением в термически обработанных

деформированных полуфабрикатах нерекристаллизованной, полигонизованной структуры.

Вместе с тем следует, что легирование алюминиевых сплавов скандием вносит определенные особенности в кинетику распада твердого раствора и в формирование структуры и свойств деформированных полуфабрикатов и термообработанных изделий. В этой связи требуются дополнительные исследования с целью оценки температурно-временных и деформационных параметров при обработке давлением и уточнение режимов термической и термомеханической обработок указанных сплавов.

Материал и методика исследования

Основные эксперименты осуществляли на образцах, вырезанных из штамповок, полученных из слитков промышленной плавки сплава 1421 (5,29 % Mg; 2,20 % Li; 0,06 % Mn; 0,14 % Si; 0,11 % Fe; 0,15 % Zr; 0,21 % Sc; остальное – алюминий).

Оценка пластических характеристик и сопротивления деформации проводились на пластометре конструкции ЮУрГУ, предназначенном для исследования сопротивления деформации при однократном и дробном нагружении, а также для получения данных по ресурсу пластичности металлов и сплавов в

режиме сжатия [5]. Исследовались цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 16 мм из литых гомогенизированных слитков, а также предварительно горячедеформированных плит. Температура испытаний варьировалась в пределах 200...500 °С, конечная степень деформации $\varepsilon_i = \ln(h_0/h_1) = 0,1 \dots 0,5$, средняя скорость деформации $u_c = 1 \dots 10 \text{ с}^{-1}$. Оценка пластичности сплава осуществлялась путем осаживания цилиндрических образцов диаметром 10 мм и высотой 16 мм на пластометре до появления первой трещины на боковой поверхности образца. Пластичность определяется по появлению первой макротрещины на образующем образце, показателем пластичности служит критическая степень деформации:

$$\varepsilon_p = \ln \frac{h_0}{h_p},$$

где h_0 – начальная высота цилиндрического образца; h_p – высота образца в момент начала разрушения.

Микроструктуру образцов сплава изучали на оптическом микроскопе Neophot-21 и сканирующем электронном растровом микроскопе фирмы «JEOL» JSM-6460 LV, оборудованном энергодисперсионным анализатором фирмы Oxford Instruments, имеющим максимальное увеличение $\times 300\,000$ и разрешение 3 нм.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-2. Электропроводность образцов измеряли на установке

ИЭ-1, имеющей предел измерений 12...62 мкОм, на плоских образцах.

Для испытаний на статическое растяжение использовали стандартные пятикратные цилиндрические образцы диаметром рабочей части 5 мм и длиной рабочей части 25 мм (ГОСТ 1497–84). Испытания проводили на машине «Инстрон». После каждой обработки испытывали 4–6 образцов, полученные данные усредняли.

Твёрдость измеряли на приборе ТШ при нагрузке 2450 Н шариком $\varnothing 5$ мм и на приборе Роквелла ТК-2 при нагрузке 100 кг (980 Н). На каждом образце делали 10–12 измерений, данные которых усредняли.

Обсуждение результатов исследования

Результаты исследования на пластичность (рис. 1) показали значительное отличие критической степени деформации до разрушения для литого и горячекатаного состояния образцов.

В исследованном температурном интервале 300...500 °С показатель пластичности образцов из слитка практически не зависит от температуры деформации. В то же время горячедеформированный сплав 1421 имеет ярко выраженный пик максимальной пластичности при температуре деформации 350 °С, где показатель пластичности равняется 2,35, в то время как показатель пластичности литого сплава не превышает 0,35 во всем исследованном интервале. Поэтому слитки из данного

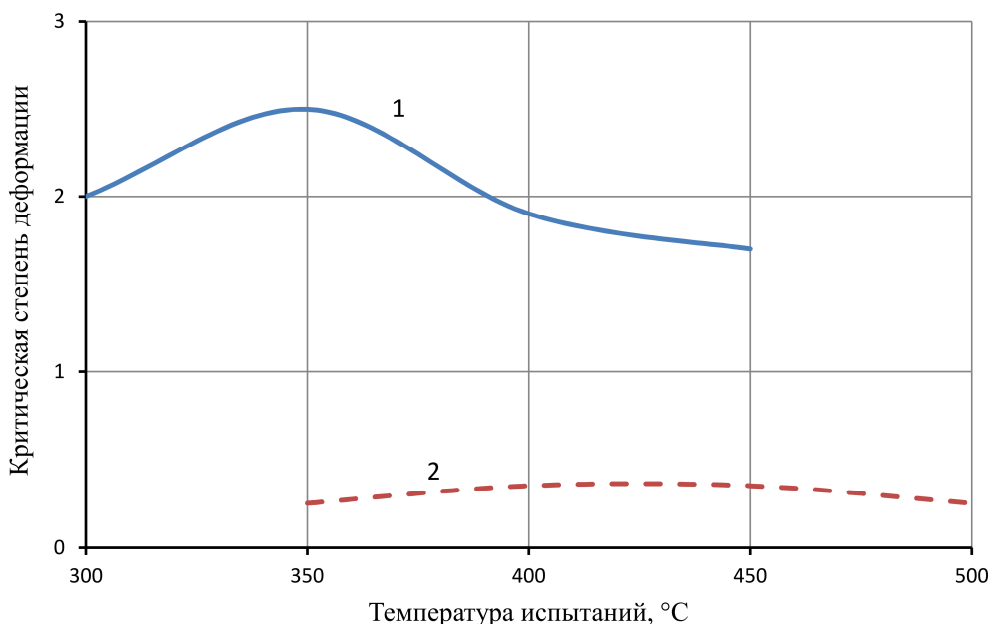


Рис. 1. Кривые пластичности сплава 1421: 1 – плита горячекатаная; 2 – слиток ($u_c = 10 \text{ с}^{-1}$)

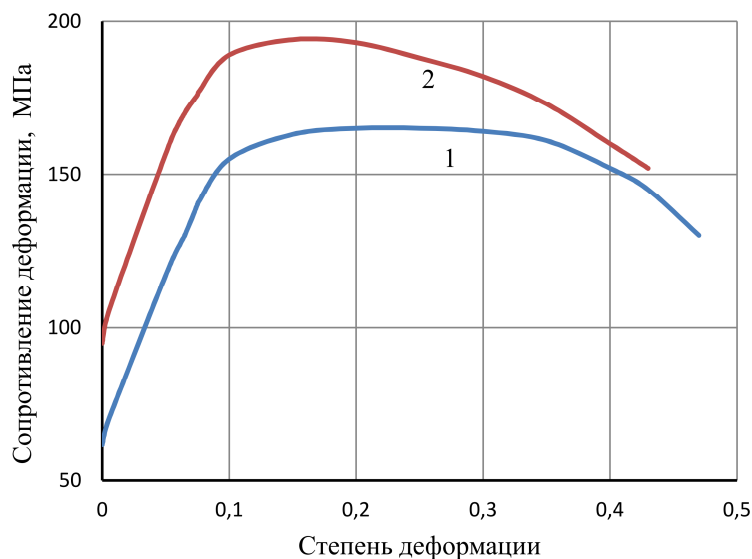


Рис. 2. Кривые упрочнения сплава 1421: 1 – слиток; 2 – плита;
 $u_c = 7...10 \text{ c}^{-1}$; $t = 350 \text{ }^\circ\text{C}$

сплава требуется деформировать в первых проходах с небольшими обжатиями, не превышающими 20 %.

Характер кривых упрочнения (рис. 2) как для слитка, так и для горячекатаных плит примерно одинаков. Однако у образцов из горячекатаных плит, начиная со степени деформации $\varepsilon = 0,15$, наблюдается процесс разупрочнения (см. рис. 2, кривая 2)

Кривые упрочнения сплава 1421 характерны для большинства алюминиевых сплавов и отличаются повышенным упрочнением на начальном участке деформирования до $\varepsilon = 0,15$.

Среднее сопротивление деформации у горячекатаных плит выше, чем у литых слитков, так, для литого состояния $\sigma_{sc} = 150 \text{ МПа}$, а для горячекатаного состояния $\sigma_{sc} = 175 \text{ МПа}$ (при $t = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 0,45$ и $u_c = 8...10 \text{ c}^{-1}$).

Формула для расчета среднего сопротивления деформации при горячей обработке давлением сплава 1421 имеет вид

$$\sigma_{sc} = 415,5 u_c^{0,1474} \varepsilon_1^{-0,0571} \exp(-0,003978 t),$$

где интервалы варьирования переменных следующие:

$$u_c = 3...30 \text{ c}^{-1}; \quad \varepsilon_1 = 0,2...0,6;$$

$$t = 350...450 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Из пластометрических испытаний следует, что для сплава 1421 рекомендуется температурный интервал под обработку давлением: $t = 300...380 \text{ }^\circ\text{C}$.

Эксперименты по изучению влияния температуры и степени пластической деформации на структуру, кинетику старения и уп-

рочнение сплава 1421 осуществляли на образцах размерами $15 \times 15 \times 140 \text{ мм}$, вырезанных из штамповки, полученной из слитка промышленной плавки.

Микроструктура сплава в исходном состоянии приведена на рис. 3, а и представляет собой неравноосные зерна, ориентированные в направлении деформации при штамповке. Горячая деформация сопровождается образованием субзерен с размерами в пределах $2...4 \text{ мкм}$ (рис. 3, б). Внутри субзерен плотность дислокаций невелика. В структуре наблюдаются также включения в виде частиц, расположенных преимущественно цепочками по границам зерен и в виде отдельных скоплений в теле зерна. Эти частицы можно интерпретировать как выделения S-фазы (Al_2MgLi), хотя не исключено, что некоторые из них являются частицами фазы γ ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$) [6–8].

Оценка характера разрушения сплава при динамическом нагружении показала, что в изломах наблюдаются участки, имеющие ямочное строение, свидетельствующие о вязком транскристаллитном разрушении, происходящем путем образования и коалесценции микропор.

Кроме вязкой составляющей в изломах образцов наблюдаются немногочисленные фазетки разрушений по границам зерен. Их гладкая поверхность свидетельствует о хрупком развитии интеркристаллитного разрушения.

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ включений – интерметаллидов, находящихся на поверхности разрушения

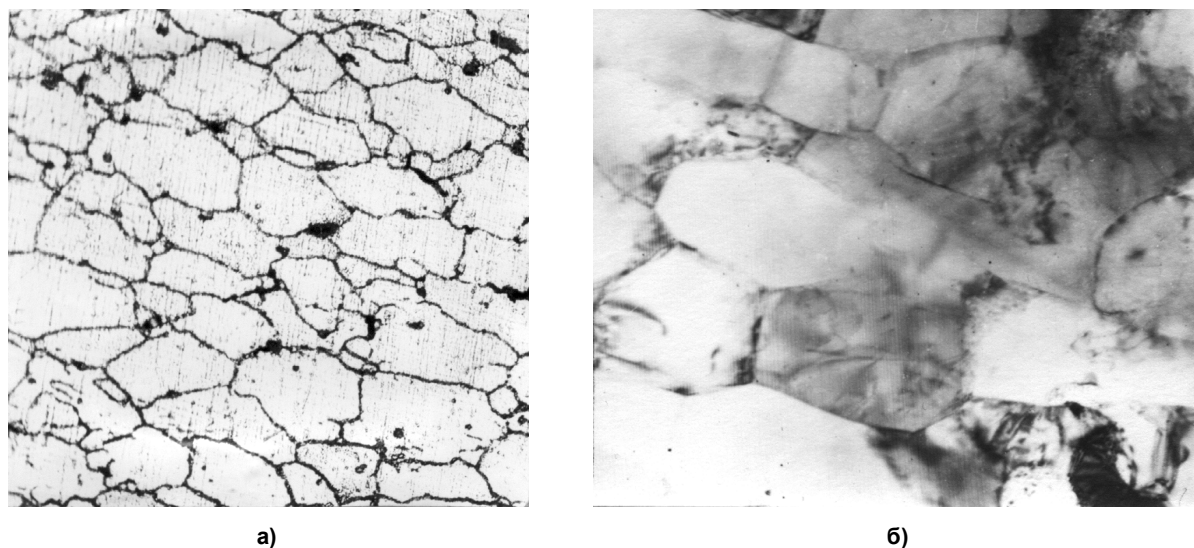


Рис. 3. Структура сплава 1421 в исходном состоянии: а – $\times 200$; б – $\times 8800$

сплава 1421, показал, что они содержат Al, Sc и Zr. Сравнивая интенсивности характеристических излучений Sc, Zr и Ti, следует отметить, что содержание скандия и циркония в интерметаллиде примерно одинаково, тогда как титан практически полностью ($\sim 95\%$) содержится в матричном твердом растворе.

Деформация при термомеханической обработке, в основных экспериментах, осуществлялась прокаткой со степенями 15 и 30% и скоростью 1 с^{-1} в интервале температур $20\text{...}450\text{ }^\circ\text{C}$. Для всех вариантов обработки гомогенизация проводилась при $450\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 1,5 ч после прогрева садки. Прокатке при $20\text{...}300\text{ }^\circ\text{C}$ подвергали предварительно закаленные образцы. Высокотемпературную

деформацию проводили при температуре нагрева под закалку ($450\text{ }^\circ\text{C}$), а также после подстуживания до $400\text{ }^\circ\text{C}$, после чего осуществляли немедленное охлаждение в воде.

Пластическая деформация при всех изученных температурах ($20\text{...}450\text{ }^\circ\text{C}$) по сравнению с закаленным недеформированным состоянием привела к повышению твердости сплавов и тем большему, чем выше степень обжатия при прокатке. При этом зависимость твердости и физического уширения линии $422_{\alpha 1}$ (рис. 4) от температуры деформации оказалась аналогичной той, которая наблюдалась для ранее исследованных алюминиевых сплавов [9, 10]. Максимальное упрочнение обеспечила деформация, проводимая в темпе-

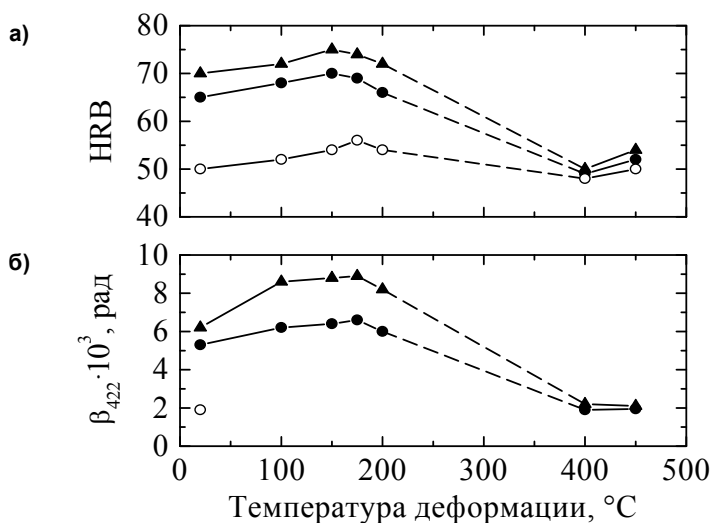


Рис. 4. Зависимость твердости (а) и физического уширения линии $(422)_{\alpha 1}$ (б) сплава 1421 от температуры деформации: ▲ – деформация 30%; ● – деформация 15%; ○ – без деформации

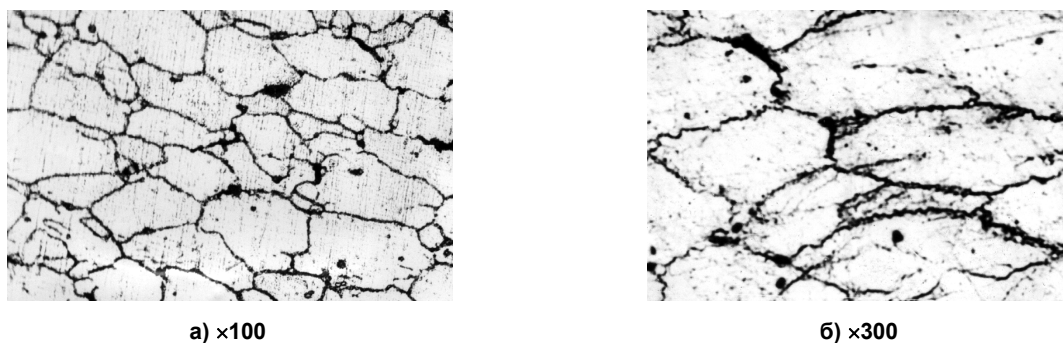


Рис. 5. Микроструктура сплава 1421 после закалки (а) и ВТМО (б)

ратурном интервале интенсивного развития процессов старения (150...170 °С).

Деформация при температуре гомогенизации (450 °С) дает сравнительно небольшое упрочнение. Отметим, что при этой обработке процессы рекристаллизации оказались практически полностью подавленными, а на границах зерен формировалась зубчатость, характерная для ВТМО (рис. 5, б). Снижение температуры деформации до 400 °С сопровождалось некоторым понижением твердости, что обусловлено распадом пересыщенного твердого раствора в процессе подстуживания от температуры гомогенизации до температуры прокатки.

Изменение параметра решетки и удельного электросопротивления подтверждает наличие распада пересыщенного твердого раствора сплава 1421 при холодной деформации и, в большей мере, при нагреве и прокатке в интервале 150...170 °С (табл. 1). Уменьшение параметра решетки твердого раствора сплава 1421 после рассмотренных режимов деформирования связано с обеднением его легирующими элементами (магнием и литием), имеющими атомные радиусы большие, чем алюминий.

Деформация при температуре гомогенизации, напротив, несколько увеличивает как удельное электросопротивление, так и постоянную решетки (см. табл. 1). Этот эффект связывают с более полным растворением во время высокотемпературной деформации фаз, не

успевших перейти в твердый раствор в процессе гомогенизации.

Интенсификация процессов выделения и сохранение повышенной плотности дислокаций способствует повышению твердости сплава 1421 во время старения при 120...170 °С. Максимальный уровень твердости недеформированных образцов (~ 80 HRB) наблюдается после 16...24 ч старения при 150 °С и после 12...16 ч старения при 170 °С. У образцов, деформированных при температуре гомогенизации (450 °С), максимум твердости (~ 82 HRB) достигается при 170 °С за 10...12 ч. Наибольшее и примерно одинаковое упрочнение образцов (~ 85 HRB), деформированных с обжатием 30 % при 150 °С, наблюдается после старения продолжительностью 10...16 ч при 150 °С и 8...12 ч при 170 °С.

Свойства сплава 1421 изучали после искусственного старения при температурах 150 и 170 °С с выдержками до 24 и 12 ч соответственно (табл. 2). Старение закаленных и деформированных при всех исследованных температурах образцов сплава 1421 при 150 °С сопровождается повышением прочностных характеристик вплоть до 24 ч выдержки. Максимум упрочнения при 150 °С соответствует 16...24-часовой выдержке. Холодная и теплая деформации этого сплава, ускоряя процессы распада пересыщенного твердого раствора, смещают максимум прочностных характеристик в сторону меньшей продолжительности выдержки (к 12 ч).

Таблица 1

Изменение параметра решетки твердого раствора (a) и удельного электросопротивления (ρ) сплава 1421 в зависимости от температуры деформации

Параметры	Закалка	Деформация				
		20 °С, 15 %	20 °С, 30 %	150 °С, 30 %	170 °С, 30 %	450 °С, 30 %
a , нм	0,4075	0,4074	0,4073	0,4070	0,4069	0,4076
ρ , мкОм·м	0,1288	0,1273	0,1262	0,1226	0,1231	0,1295

Таблица 2

Механические свойства сплава 1421 после старения

Обработка	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, кДж/м ²
450 °С – 1,5 ч, вода +				
+ 150 °С – 8 ч	535	414	10,2	69
12 ч	541	424	10,0	65
16 ч	549	435	8,8	–
24 ч	546	435	9,8	70
+ 170 °С – 8 ч	538	424	9,9	71
12 ч	546	435	9,8	66
450 °С – 1,5 ч, вода + деф. 15 % при 20 °С +				
+ 150 °С – 8 ч	573	473	7,1	59
12 ч	574	481	6,8	57
16 ч	567	479	6,7	55
+ 170 °С – 8 ч	570	481	6,5	52
12 ч	572	485	6,3	50
450 °С – 1,5 ч, вода + деф. 30 % при 20 °С +				
+ 150 °С – 8 ч	585	498	5,8	55
12 ч	588	503	5,3	47
16 ч	584	504	4,5	39
+ 170 °С – 8 ч	590	490	5,5	40
12 ч	595	493	5,0	37
450 °С – 1,5 ч, вода + деф. 30 % при 150 °С +				
+ 150 °С – 8 ч	590	500	5,9	62
12 ч	595	505	5,7	59
16 ч	590	500	5,5	53
+ 170 °С – 8 ч	595	490	5,8	60
12 ч	600	495	5,6	51
450 °С – 1,5 ч, деф. 30 %, вода +				
+ 150 °С – 8 ч	547	444	11,1	97
12 ч	565	450	10,0	92
16 ч	559	446	9,8	87
+ 170 °С – 8 ч	550	450	10,7	89
12 ч	560	455	10,4	85

Для деформированных образцов максимальные значения прочностных характеристик достигаются при длительности выдержки 12 ч. Наибольшее повышение прочностных свойств как сплава 1421 обеспечивает прокатка при 150 °С с обжатием 30 % (см. табл. 2). Упрочнение сплавов при НТМО сопровождается снижением относительного удлинения (δ) на 49 и 42 %, а также уменьшением KCV на 37...44 % (холодная деформация) и 18...22 % (деформация при 150 °С). Важно отметить, что при использовании деформации при 150 °С формируется более благоприятное соотношение между прочностными характеристиками, пластичностью и ударной вязкостью, чем при холодном наклепе.

ВТМО, хотя и значительно слабее, чем НТМО, но вполне ощутимо повышает прочно-

стные свойства сплава 1421 по сравнению с недеформированным состоянием: пределы текучести и прочности возрастают на 15...20 МПа, т. е. на 2,5...4,5 %. Одновременно после такой обработки увеличивается пластичность на 6...23 % и ударная вязкость на 14...28 %. Исследование поверхности разрушения ударных образцов сплава 1421 показало, что развитие трещин происходит как по телу, так и по границам зерен. ВТМО не изменила характера разрушения образцов исследованных сплавов при динамическом нагружении, однако существенно уменьшила количество ярко выраженных зернограничных фасеток (рис. 6).

Эти данные позволяют предполагать, что повышение ударной вязкости и, по-видимому, пластичности сплавов системы Al-Mg-Li следует связывать с затруднением интеркри-

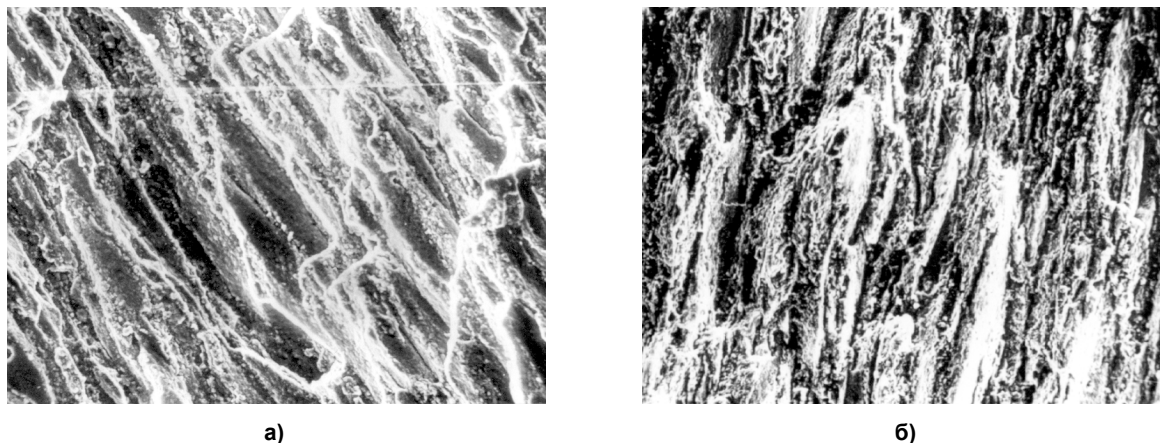


Рис. 6. Характерный вид разрушения ударных образцов сплава ($\times 100$): а – закалка $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1,5 ч, вода + старение $170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 12 ч; б – ВТМО (деформация $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 %, вода) + старение $170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 12 ч

сталлитного разрушения после ВТМО. Торможению развития интеркристаллитных трещин способствует зубчатость на границах зерен, формирующаяся в процессе горячей деформации, а также наблюдающееся после ВТМО измельчение зернограницных частиц упрочняющих фаз за счет их выделения в приграничных областях и на элементах субструктуры. Таким образом, ВТМО позволяет увеличить пластичность и ударную вязкость сплава 1421.

Заключение

По характеристикам пластичности и сопротивления деформации при температурах горячей деформации сплав 1421 относится к группе труднодеформируемых алюминиевых сплавов. Полученные данные о характеристиках пластичности и сопротивления деформации могут быть использованы в расчете режимов горячей прокатки для введения ограничений обжатий слитков и подкатов по пластичности и энергосиловым параметрам, а также режимов термомеханической обработки.

Наиболее значительное повышение прочностных характеристик алюминий-магний-литиевого сплава 1421 обеспечивает НТМО с деформацией в районе температур оптимального старения. ВТМО приводит к незначительному повышению прочностных свойств сплава 1421 (σ_b и $\sigma_{0,2}$ возрастают на 2,5...4,5 %). Но эта обработка заметно увеличивает пластичность (на 6...23 %), повышает ударную вязкость (на 13...28 %) и уменьшает склонность к интеркристаллитному охрупчиванию.

Литература

1. Легкие сплавы, содержащие литий / М.Е. Дриц, Е.М. Падежнова, Л.Л. Рохлин и др. – М.: Наука, 1982. – 144 с.
2. Дриц, М.Е. Легирование сплава 01420 скандием / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Г.Л. Нагорничных // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1983. – № 3. – С. 111–112.
3. Елагин, В.Е. Некоторые особенности распада твердого раствора скандия в алюминии / В.Е. Елагин, В.В. Захарова, Т.Д. Ростова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – № 7 – С. 57–60. DOI: 10.1007/BF00741946
4. Захаров, В.В. О совместном легировании алюминиевых сплавов скандием и цирконием / В.В. Захаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 6 (708). – С. 3–8. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5
5. Пластометрические исследования на автоматизированном цифровом пластометре: учеб. пособие для самостоят. работы / сост. В.И. Крайнов, В.С. Кропачев. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 25 с.
6. Исследование фазовых равновесий в твердом состоянии в алюминиевом угле системы Al–Mg–Li / М.Е. Дриц, Э.С. Каданер, В.И. Кузьмина, Н.И. Туркина // Изв. АН СССР. Металлы. – 1973. – № 2. – С. 225–229.
7. Lapasset, G. Influence de facteurs métallurgiques de la tenacité des alliages d'aluminium 7010 et 7050 / G. Lapasset, C. Renon // La Recherche Aéronautique. – 1982. – № 5. – P. 313–326.
8. Kawabata, T. Intergranular Fracture of High Strength Aluminium Alloy / T. Kawabata // J. Jap. Inst. Light Metals. – 1983. – Vol. 33. – no. 1. – P. 38–54.

9. Корягин, Ю.Д. Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Li, упрочненных термической обработкой и деформацией / Ю.Д. Корягин, Б.К. Метелев, А.Ю. Данилович // *Технология легких сплавов*. – 1991. – № 9–10. – С. 35–39.

10. Карева, Н.Т. Термомеханическая обработка стареющих алюминиевых сплавов / Н.Т. Карева, Ю.Д. Корягин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2014. – № 9 (711). – С. 28–33. DOI: 10.1007/s11041-015-9786-5

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

Крайнов Василий Иванович, канд. техн. наук, профессор кафедры процессов и машин обработки металлов давлением, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; kraynovvi@susu.ru.

Поступила в редакцию 28 июня 2017 г.

DOI: 10.14529/met170308

STRUCTURE AND PROPERTIES OF 1421 ALUMINIUM ALLOY SUBJECTED TO PLASTIC DEFORMATION AND HEAT TREATMENT

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

V.I. Kraynov, kraynovvi@susu.ru

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

For the aluminium alloy 1421 plastic characteristics are studied and resistance to deformation is determined. Strengthening curves for the alloy are obtained both in as-cast state and for rolled billets. Effect of thermomechanical treatment schedules on the structure and properties of 1421 alloy. It is shown that the greatest effect of increasing strength characteristics of the alloy is provided by low-temperature thermomechanical treatment with deformation in the temperature range of optimal aging. These results may be used for calculation of hot deformation regimes of the alloy and for choosing thermomechanical treatment schedule resulting in optimal strengthening effects.

Keywords: aluminium alloy; plastic deformation; plastometric investigations; thermomechanical treatment; specific electric resistance; lattice parameter; mechanical properties.

References

1. *Legkie splavy, soderzhashchie lityi* [Lithium-Bearing Light Alloys]. N.Kh. Abrikosov, Ed. Moscow, Nauka Publ., 1982. 144 p.
2. Drits M.E., Toropova L.S., Nagornichnykh G.L. [Doping the 01420 Alloy with Scandium]. *Izvestiya VUZ. Tsvetnaya metallurgiya*, 1983, no. 3, pp. 111–112. (in Russ.)
3. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Some Features of Decomposition for the Solid Solution of Scandium in Aluminum. *Metal Science and Heat Treatment*, 1983, vol. 25, no. 7, pp. 546–549. DOI: 10.1007/BF00741946
4. Zakharov V.V. Combined Alloying of Aluminum Alloys with Scandium and Zirconium. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 56, no. 5–6, pp. 281–286. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5
5. Kraynov V.I., Kropachev V.S. *Plastometricheskie issledovaniya na avtomatizirovannom tsifrovom plastometre* [Plastometric Research with the Automated Plastometer]. Chelyabinsk, SUSU Publ., 2004. 25 p.

6. Drits M.E., Kadaner E.S., Kuz'mina V.I., Turkina N.I. [Investigation of Solid-State Phase Equilibria in the Aluminium Corner of the Al–Mg–Li System]. *Izvestiya AN SSSR. Metallurgy*, 1973, no. 2, pp. 225–229. (in Russ.)

7. Lapasset G., Renon C. Influence de facteurs métallurgiques de la tenacité des alliages d'aluminium 7010 et 7050. *La Recherche Aérospatiale*, 1982, no. 5, pp. 313–326.

8. Kawabata T. Intergranular Fracture of High Strength Aluminium Alloy. *J. Jap. Inst. Light Metals*, 1983, vol. 33, no. 1, pp. 38–54.

9. Koryagin Yu.D., Metelev B.K., Danilovich A.Yu. [Structure and Properties of Al–Mg–Li System Alloys Hardened by Heat Treatment and Deformation]. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 1991, no. 9–10, pp. 35–39. (in Russ.)

10. Kareva N.T., Koryagin Yu.D. Thermomechanical Treatment of Aging Aluminum Alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 56, no. 9–10, pp. 483–488. DOI: 10.1007/s11041-015-9786-5

Received 28 June 2017

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Корягин, Ю.Д. Структура и свойства алюминиевого сплава 1421, подвергнутого пластической деформации и термообработке / Ю.Д. Корягин, В.И. Крайнов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17, № 3. – С. 64–72. DOI: 10.14529/met170308

FOR CITATION

Koryagin Yu.D., Kraynov V.I. Structure and Properties of 1421 Aluminium Alloy Subjected to Plastic Deformation and Heat Treatment. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2017, vol. 17, no. 3, pp. 64–72. (in Russ.) DOI: 10.14529/met170308