

# СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ Al-Mg-Sc(Zr) СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Е.В. Автократова\*, О.Ш. Ситдиков, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, г. Уфа, 450001, Россия

\*e-mail: avtokratova@imsp.ru

**Аннотация.** Проведен обзор работ, посвященных высокоскоростной сверхпластичности Al-Mg сплавов, содержащих дисперсоиды алюминидов скандия и циркония и имеющих ультрамелкозернистую структуру, полученную с использованием методов интенсивной пластической деформации. Обсужден потенциал этих методов для улучшения показателей сверхпластичности. Рассмотрена природа достижения уникальных сверхпластических свойств, как и их деградации, в зависимости от способов и режимов деформационной обработки. Оценена эффективность обработки, сочетающей интенсивную и обычную деформацию, для получения ультрамелкозернистых листов с высокими характеристиками высокоскоростной сверхпластичности.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав, интенсивная пластическая деформация, ультрамелкозернистая структура, высокоскоростная сверхпластичность.

## 1. Введение

Важной и актуальной задачей, решаемой на стыке современного материаловедения, физики твердого тела и обработки металлов давлением, является повышение служебных и функциональных свойств промышленных конструкционных металлических материалов за счет оптимизации/изменения их состава, а также повышения эффективности их получения и обработки. Сказанное в полной мере относится к Al-Mg сплавам, комплексно легированным переходными металлами. Вследствие уникального набора физико-механических свойств, такие сплавы были даже выделены в отдельный новый класс – высокопрочных термически неупрочняемых алюминиевых сплавов [1]. Помимо высоких прочностных свойств, они одновременно обладают хорошей свариваемостью и высокой коррозионной стойкостью, - качеством, недостижимым магнелиями при отсутствии или низком содержании в них переходных металлов. Однако, несмотря на столь явные преимущества, широкое использование таких сплавов в промышленности ограничено рядом факторов, в том числе, низкой технологичностью при холодной штамповке из-за высокого предела текучести [1]. Альтернативой такой обработки может быть термомеханическая обработка, реализующая высокоскоростную сверхпластичность (СП) [2-16].

Эффект структурной СП промышленных алюминиевых сплавов наблюдается, как правило, в материалах с мелкозернистым строением (с размером зерен ( $d$ ) менее 10-15 мкм) при растяжении в относительно узком диапазоне скоростей деформации ( $\dot{\epsilon}$ ), верхняя граница которого редко превышает  $10^{-3} \text{ c}^{-1}$  [2]. Поскольку оптимальная скорость СП (скорость при которой отмечаются максимальные удлинения ( $\delta$ )) обратно пропорциональна квадрату размера зерен [3], уменьшение последнего приводит к

смещению скоростного интервала СП в область более высоких скоростей деформации. Поэтому, для достижения высокоскоростной СП требуется измельчение зерен до субмикро- или даже нанометрического размера. Известно, что подобного измельчения зерен можно добиться интенсивной пластической деформацией (ИПД), используя такие методы как равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под высоким давлением (КВД) и другие [4,17]. С их помощью удалось значительно уменьшить размер зерен во многих сплавах, и тем самым обеспечить эффект СП при скоростях деформации не менее чем на порядок более высоких, чем скорости, используемые в настоящее время в промышленности [6-16]. А именно, при скоростях деформации вплоть до  $\dot{\epsilon} \sim 10^6 \text{c}^{-1}$ .

Стоит отметить, что круг промышленных алюминиевых сплавов, в которых может наблюдаться эффект высокоскоростной СП, весьма ограничен. В основном это ограничение обусловлено недостаточной размерной стабильностью их зеренной структуры в условиях термического и деформационного воздействия при реализации СП деформации. В случае быстрого огрубления структуры, материал быстро теряет и способность к высокоскоростной СП. Такое поведение наблюдается в подавляющем большинстве сплавов промышленных композиций из-за недостаточного легирования переходными металлами, формирующими дисперсные алюминиды, эффективно препятствующие миграции границ зерен. Согласно работам [13,14], структура более стабильна в сплавах, одновременно содержащих несколько переходных металлов, таких как Sc и Zr, формирующих когерентные нанодисперсные частицы типа  $\text{Al}_3\text{Sc}$  и  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$  высокой плотности. Именно поэтому в сплавах системы Al-Mg-Sc(Zr) были обнаружены уникальные характеристики высокоскоростной СП (Таблица 1).

Таблица 1. Параметры обработки, структуры и высокоскоростной СП Al-Mg-Sc(Zr) сплавов.

Сплав	Обработка	$d$ , мкм	$T$ , °C	$\dot{\epsilon}$ , $\text{c}^{-1}$	$\delta$ , %	$m$
Al-5,6Mg-0,32Sc [6]	КВД, $T_{\text{ком}}$	0,12	400	$1 \times 10^{-2}$	1460	0,46
Al-1,5Mg-0,22Sc-0,15Zr [7]	РКУП, $T=200^\circ\text{C}$	0,2	450	$1 \times 10^{-1}$	1470	-
Al-5,7Mg-0,32Sc [8]	РКУП, $T=325^\circ\text{C}$	1	450	$5,6 \times 10^{-2}$	2000	0,46
Al-3Mg-0,2Sc [9]	РКУП, $T_{\text{ком}}$	0,2	450	$1,0 \times 10^{-2}$	2100	0,55
Al-4,5Mg-0,2Zr-0,2Sc [10]	РКУП, $T=250^\circ\text{C}$	0,3-1	500	$4,5 \times 10^{-2}$	2130	0,6
Al-5,3Mg-0,23Sc-0,06Zr [11]	Трение с перемешиванием	2,6	450	$1 \times 10^{-1}$	2150	-
Al-4,5Mg-0,22Sc-0,15Zr [7]	РКУП, $T=200^\circ\text{C}$	0,5	450	$3,3 \times 10^{-2}$	2250	-
Al-3Mg-0,2Sc [12]	РКУП, $T_{\text{ком}}$	0,2	400	$3,3 \times 10^{-2}$	2280	0,50
Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr [15]	РКУП, $T=325^\circ\text{C}$	1	450	$5,6 \times 10^{-2}$	4100	0,51
Al-5,8Mg-0,32Sc [16]	ВИК, $T=300^\circ\text{C}$	1,5	450	$1,4 \times 10^{-2}$	800	-

Цель настоящей работы – обсудить результаты недавних исследований, посвященных высокоскоростной СП ультрамелкозернистых (УМЗ) (с размером зерен 1 мкм и менее) Al-Mg-Sc(Zr) сплавов, проанализировать основные методы их получения с использованием ИПД и достигнутые СП характеристики.

## 2. Влияние ИПД на структуру и показатели СП Al-Mg-Sc(Zr) сплавов

Из сплавов системы Al-Mg-Sc(Zr) наибольший практический интерес вызывают сплавы с содержанием Mg от 4 до 6%, поскольку они обладают наибольшей прочностью, сопоставимой с прочностью дисперсионно-твердеющих сплавов. Однако, в [6,8,12] было показано, что термомеханическая обработка таких сплавов, в том числе с

использованием ИПД, является довольно сложной процедурой, в значительной мере зависящей от схемы и режимов обработки, в частности, метода и температуры деформации. Так, авторам работы [12] не удалось измельчить зерна сплава Al-5Mg-0,2Sc, используя РКУП при комнатной температуре, вследствие раннего разрушения заготовок из-за сильной локализации пластического течения. Аналогичный результат был получен на сплаве Al-6Mg-0,32Sc при угловом прессовании при температуре 150°C [18]: заготовки разрушались уже на 5-6 проходе РКУП. Термомеханическая обработка с ИПД подобных сплавов при комнатной температуре оказалась успешной только при использовании метода КВД [6], позволившего сформировать структуру близкую к нанокристаллической (размер зерен около 0,12 мкм), которая, в свою очередь обеспечила достижение удлинений до разрушения ~ 1000-1500% при скоростях деформации  $10^{-2}$ - $10^{-1}$  с<sup>-1</sup> и коэффициенте скоростной чувствительности,  $m = 0,37$ - $0,46$  (Таблица 1).

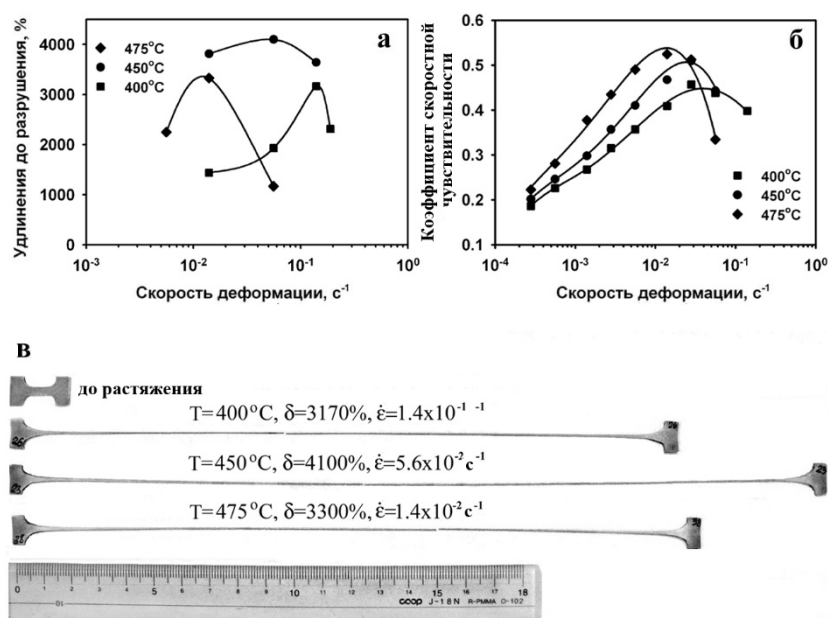
Повысить обрабатываемость сплавов и добиться получения качественных УМЗ заготовок позволило повышение температуры обработки. Так в [8] заготовки из сплава Al-5,7Mg-0,32Sc удалось подвергнуть РКУП при температуре 325°C до 16 проходов (до истинной степени сдвиговой деформации  $e = 17$ ). Такая обработка привела к формированию в них УМЗ структуры с размером зерен около 1 мкм, которая обеспечила удлинения до разрушения 2000% при скорости деформации  $5,6 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup> и коэффициенте  $m = 0,46$ . При близкой скорости деформации удлинения до 2250% были зафиксированы на сплаве Al-4,5Mg-0,22Sc-0,15Zr, подвергнутом 8 проходам РКУП при температуре 200°C [7]. А в работе [11] сплав Al-5,33Mg-0,23Sc-0,49Mn-0,06Zr с размером зерен 2,6 мкм, полученным обработкой трением с перемешиванием, продемонстрировал удлинения до разрушения 2150% при скорости деформации  $10^{-1}$  с<sup>-1</sup>. Экстраординарные показатели высокоскоростной сверхпластичности с удлинениями до 4100% и  $m=0,51$  были достигнуты при скорости деформации  $5,6 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup> и температуре 450°C в работе [15] на сплаве Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr с однородной УМЗ структурой, сформированной РКУП при температуре 325°C (Рис. 1). При этом обращает на себя внимание тот факт, что структура, имея довольно большой (около 1 мкм) размер зерен, была равновесной с долей ультрамелких зерен около 0,9 и большеугловых границ > 0,8, и демонстрировала высокую термическую стабильность, обеспечивая уникально высокие удлинения. На сегодняшний день этот результат является рекордным для структурной сверхпластичности алюминиевых сплавов.

Наряду с упомянутыми выше методами ИПД, огромный потенциал для измельчения зеренной структуры сплавов имеет ВИК. Помимо прочих преимуществ, данный метод не требует больших затрат на изготовление специальной оснастки и может быть легко и эффективно реализован в промышленных условиях при повышенных температурах. Так в [16] было показано, что в сплаве Al-5,8Mg-0,32Sc ВИК при 300°C приводит к формированию структуры с размером зерен 1,5 мкм, а при 325°C - около 2 мкм [19], хотя ранее в [20], при анализе эволюции текстуры и структуры сплава Al-3Mg-Sc(Zr), при ВИК в интервале температур 20-400°C, было показано, что обработка при температурах 300°C и выше не приводит к заметному измельчению зерен. Положительный эффект ВИК на измельчение зерен был также зафиксирован в [21,22], где ковка гомогенизированного слитка сплава Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr при температурах 450 и 325°C обеспечивала формирование структуры с размером зерен 2,5 и 1,2 мкм, соответственно. Еще большего измельчения зерен в этом сплаве удалось достичь в процессе ВИК, проведенной с понижением температуры в каждом цикле обработки, начиная с 450°C [23]. При этом технологическая пластичность сплава оказалась достаточной для его деформирования до  $e=10,5$  и завершения ВИК при 100°C. В результате такой обработки была сформирована структура с размером кристаллитов около 100-170 нм, содержащая нанодисперсные частицы Al<sub>3</sub>(Sc,Zr), сохранившие

близкие к исходным размеры и однородное пространственное распределение. Важно отметить, что такая структура по морфологическим признакам была близка к структуре, наблюдавшейся в некоторых ГЦК и ГП сплавах после КВД при комнатной температуре [6].

Следует отметить, что, несмотря на значительное число работ, посвященных механическим свойствам алюминиевых сплавов, подвергнутых ИПД, характеристики СП этих сплавов после ВИК до сих пор детально не исследовались. Косвенные подтверждения эффективности метода ВИК для достижения высоких показателей СП были получены на термоупрочняемом сплаве 7475 системы Al-Zn-Mg-Cu [24]. В частности было показано, что мелкозернистая структура, формирующаяся при ковке при 490°C, обеспечивала развитие зернограничного проскальзывания и разупрочнение сплава в соответствии с классическими представлениями теории сверхпластичности. Было также установлено [25], что ковка сопровождалась увеличением коэффициента  $m$ , что, в свою очередь, являлось одним из важнейших признаков, свидетельствующих о реализации эффекта СП. Для ВИК сплавов системы Al-Mg-Sc(Zr), к сожалению, показатели сверхпластичности оценивались лишь в работе [16]. В ней, помимо прочих, был сделан важный вывод о том, что формирование даже неоднородной, частично рекристаллизованной структуры с превалированием зерен размером около 1 мкм (доля мелких зерен составляла 0,65, а большеугловых границ - 0,8) обеспечивает достижение сплавом сверхпластичности при скорости  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ , но с несколько меньшими удлинениями, чем в сплаве с однородной структурой (в данном случае удлинения не превышали 800%).

Таким образом, результаты исследований, приведенные в таблице 1, показывают, что при растяжении УМЗ сплавов системы Al-Mg-Sc(Zr) со скоростями  $10^{-2}$ - $10^{-1} \text{ с}^{-1}$ , могут достигаться удлинения до разрушения вплоть до 4100%. При этом для обеспечения высокоскоростной СП не обязательно формировать в сплавах



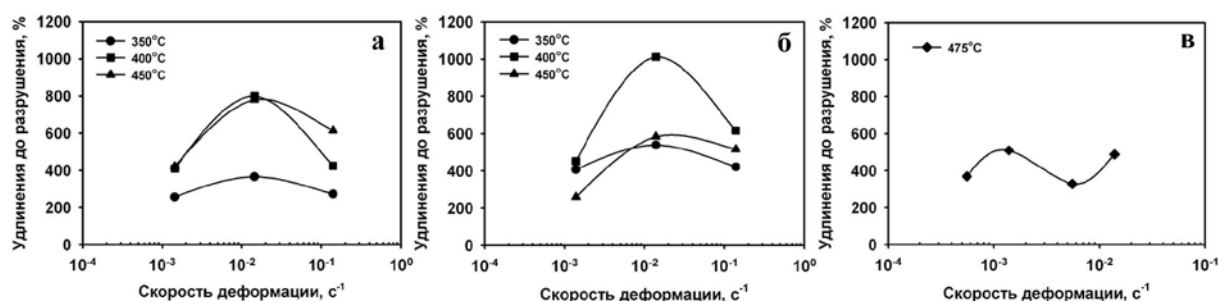
**Рис. 1.** Показатели сверхпластичности УМЗ сплава Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, полученного РКУП при 325°C: (а) удлинения до разрушения; (б) коэффициент скоростной чувствительности; (в) внешний вид образцов до и после испытаний [15]. наноструктурное состояние. Более рациональной представляется деформация при повышенных температурах, ведущая к формированию в сплавах УМЗ структуры с размером зерен, близким к 1 мкм, с преимущественно большеугловыми границами.

Формирование при ИПД УМЗ структуры в Al сплавах, легированных переходными металлами, связано в основном с трансформацией деформационно-индуцированных малоугловых границ в большеугловые по механизму непрерывной динамической рекристаллизации, контролируемой термически-активируемыми процессами динамического возврата [26-29]. При высокой плотности дисперсных частиц в алюминиевой матрице и/или большой концентрации растворенных атомов основных легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе, динамический возврат подавляется [12,30]. Это делает малоугловые границы диффузными и затрудняет их преобразование в большеугловые границы при низких температурах. Таким образом, хотя УМЗ структуры, формирующиеся в сплавах при низких температурах деформации, имеют заметно меньший размер зерен, они обычно менее стабильны из-за значительной доли малоугловых границ [31]. Между тем, известно, что для достижения высоких сверхпластических удлинений необходимо наличие в сплаве как можно более однородной и равновесной зеренной структуры с большой фракцией большеугловых границ [15]. Такая структура может оставаться более стабильной и однородной при сверхпластической деформации из-за менее интенсивного нормального и/или аномального статического и динамического роста зерен [32]. Кроме того, зернограницное проскальзывание, которое является основным механизмом структурной сверхпластичности, реализуется преимущественно вдоль границ с большими углами разориентировки и, таким образом, сверхпластическое течение может осуществляться более однородно в материале с большей фракцией большеугловых границ. Поэтому, высокотемпературная деформация, приводящая к увеличению размера рекристаллизованных зерен, но способствующая формированию большей доли большеугловых границ, может быть более предпочтительной для повышения сверхпластических свойств по сравнению с обработкой, проводимой при более низких температурах и обеспечивающей развитие структуры с меньшими по размеру кристаллитами, но и с меньшей долей большеугловых границ. Таким образом, для достижения высоких характеристик СП необходимо тщательно выбирать режимы термомеханической обработки.

Поскольку основным материалом для формовки в условиях сверхпластичности являются листовые полуфабрикаты, одной из важных задач является разработка технологии их производства из Al-Mg-Sc(Zr) сплавов, причем с сохранением высоких характеристик СП, достигнутых в лабораторных условиях с использованием ИПД. Для получения ультрамелкозернистых листов массивные заготовки из этих сплавов могут быть подвергнуты сначала РКУП или ВИК, а затем последующей прокатке. При этом основное требование, предъявляемое к предзаготовкам, заключается, как минимум, в сохранении достигнутых характеристик сверхпластичности в прокатанных листах. Согласно результатам исследований [33,34], это требование успешно выполняется для сплавов Al-Mg-Sc(Zr) с содержанием Mg около 3%. Так оценка СП характеристик сплава Al-3Mg-0,13Sc показала, что при одних и тех же условиях испытаний ( $T=450^{\circ}\text{C}$  и  $\dot{\epsilon}=10^{-2}\text{c}^{-1}$ ), удлинения до разрушения были не только не меньше, а даже примерно в два раза выше в холоднокатаных листах, чем в исходных заготовках после РКУП. Однако для сплавов с содержанием Mg >3% сочетание РКУП и холодной прокатки часто негативно сказывалось на их СП характеристиках. Так в [35] было показано, что в сплаве Al-5,4Mg-0,5Mn-0,1Zr после РКУП при температуре  $250^{\circ}\text{C}$  и последующей холодной прокатки имел место интенсивный рост зерен, приводящий к деградации характеристик сверхпластичности вплоть до уменьшения максимальных удлинений до 450%, отмечавшихся при растяжении при температуре  $500^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $1,4 \times 10^{-3}\text{c}^{-1}$ . Аналогичный результат был получен и на сплаве Al-5,8Mg-0,32Sc после обработки, включавшей ВИК при  $300^{\circ}\text{C}$  и прокатку при

комнатной температуре (рис. 2а и в). Таким образом, для сплавов с высоким содержанием магния холодная прокатка после ИПД, по крайней мере, не всегда обеспечивает удовлетворительный уровень СП свойств, необходимый для формовки сложнопрофильных изделий с высокими скоростями. Причина связана с тем, что при ИПД часть дисперсных частиц алюминидов переходных металлов  $Al_3(Sc,Zr)$ , преимущественно расположенных вблизи исходных и/или вновь формирующихся большеугловых границ, теряет когерентность с алюминиевой матрицей, и такие частицы быстро увеличивались в размерах [36]. Развитие динамической рекристаллизации и повышение доли большеугловых границ при ИПД способствовало увеличению количества таких частиц и постепенному снижению их стабилизирующего эффекта на зеренную структуру в условиях больших деформаций. Такие изменения приводили к деградации структуры при последующей холодной прокатке и отжиге сплава при нагреве под СП деформацию, и, соответственно, к снижению ее показателей. Кроме того, в сплавах с высоким содержанием магния, даже при повышенных температурах испытаний, имело место более быстрое деформационное упрочнение, приводящее к повышенной плотности дислокаций и увеличению движущей силы миграции границ зерен [37]. Исходя из данных, представленных выше и на основании результатов работы [38] были предложены рекомендации по выбору режимов обработки сплавов данного типа, заключающиеся в ограничении степени деформации массивных заготовок на стадии получения предзаготовки под прокатку.

В качестве альтернативного решения указанной проблемы в [39] было также предложено получать УМЗ листы с использованием после ИПД прокатки при повышенных температурах, при которых не происходит заметного накопления дислокаций, а также дополнительно повышается доля большеугловых границ. Так, в  $Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr$  сплаве после РКУП и последующей прокатки при  $325^\circ C$  была зафиксирована структура, обеспечившая высокоскоростную СП с максимумом удлинений до разрушения  $\sim 2800\%$  при  $520^\circ C$  и  $1.4 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ . Повышение максимальных удлинений с 800 до 1000 % наблюдалось также в результате теплой прокатки ВИК сплава  $Al-5,8Mg-0,32Sc$  [16] (рис. 2а и б). Вместе с тем, следует отметить, что представленные выше сведения немногочисленны, и для успешной разработки технологии получения сверхпластичных листов из данных сплавов с высокими характеристиками высокоскоростной СП требуется проведение дальнейших исследований, направленных на оптимизацию структуры заготовок под прокатку и непосредственно режимов прокатки.



**Рис. 2.** Влияние скорости деформации на удлинения до разрушения сплава  $Al-5,8Mg-0,32Sc$ , подвергнутого: (а) ВИК, (б) ВИК и теплой прокатке, (в) ВИК и холодной прокатке [16].

### 3. Заключение

Таким образом, показано, что сплавы системы  $Al-Mg-Sc(Zr)$ , обработанные с использованием методов интенсивной пластической деформации, способны

демонстрировать экстраординарные удлинения до разрушения (до 4100 %) при скоростях деформации  $10^{-2}$ - $10^{-1}$  с<sup>-1</sup>. Такие уникальные показатели высокоскоростной сверхпластичности свидетельствуют о высоком потенциале практического использования эффекта сверхпластичности-ультрамелкозернистых сплавов в процессах изготовления сложнопрофильных изделий.

Эффективность обработки и обрабатываемость Al-Mg-Sc(Zr) сплавов, с целью получения ультрамелкозернистой структуры, особенно с содержанием Mg  $\geq$  3%, в значительной мере зависят от способа, метода и режимов деформации. Рациональным представляется использование всесторонней изотермическойковки, в том числе, с понижением температуры деформации, обеспечивающей формирование равновесной (ультра)мелкозернистой структуры с долей большеугловых границ не менее 0,7. Для разработки эффективного способа получения сверхпластичных листов из данных сплавов с высокими характеристиками высокоскоростной сверхпластичности требуются дальнейшие исследования, направленные на контроль и оптимизацию их структурно-фазового состояния на всех этапах обработки, начиная со слитка, а также оптимизацию этапов и режимов последующей термомеханической обработки.

*Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## Литература

- [1] Ю.А. Филатов // *Технология легких сплавов* **4** (2003) 24.
- [2] А.Н. Chokshi, А.К. Mukherjee, Т.Г. Langdon // *Materials Science and Engineering: R* **10** (1993) 237.
- [3] Т.Г. Langdon // *Acta Metallurgica et Materialia* **42** (1994) 2437.
- [4] Р.З. Валиев, И.В. Александров, *Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства* (ИКЦ «Академкнига», М., 2007).
- [5] К. Higashi, М. Mabuchi, Т.Г. Langdon // *ISIJ International* **36** (1996) 1423.
- [6] В.Н. Перевезенцев, М.Ю. Щербань, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев // *Письма в журнал технической физики* **33** (2007) 40.
- [7] В.Н. Перевезенцев, В.Н. Чувильдеев, В.И. Копылов, А.Н. Сысоев, Т.Дж. Лэнгдон // *Металлы* **1** (2004) 36.
- [8] F. Musin, R. Kaibyshev, Y. Motohashi, G. Itoh // *Scripta Materialia* **50** (2004) 511.
- [9] S. Komura, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, T. Langdon // *Metallurgical and Materials Transactions A* **32** (2001) 707.
- [10] K. Turba, P. Málek, M. Cieslar // *Materials Science and Engineering: A* **462** (2007) 91.
- [11] F.C. Liu, Z.Y. Ma // *Scripta Materialia* **59** (2008) 882.
- [12] M. Furukawa, A. Unsunomiya, K. Matsubara, Z. Horita, T.G. Langdon // *Acta Materialia* **49** (2001) 3829.
- [13] Y.W. Riddle, T.H. Sanders // *Metallurgical and Materials Transactions A* **35** (2004) 341.
- [14] S. Lee, A. Utsunomiya, H. Akamatsu, K. Neishi, M. Furukawa, Z. Horita, T.G. Langdon // *Acta Materialia* **50** (2002) 553.
- [15] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov // *Materials Science and Engineering: A* **538** (2012) 386.
- [16] Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдигов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* **10** (2013) 72.
- [17] М.В. Маркушев // *Письма о материалах* **1** (2011) 36.
- [18] О.Ш. Ситдигов, Е.В. Автократова, Р.И. Бабичева // *Физика металлов и материаловедение* **110** (2010) 161.
- [19] R. Kaibyshev, S. Olenyov, F. Musin // *Materials Science Forum* **426-432** (2003) 4603.

- [20] S. Ringeval, D. Plot, C. Desrayaud, J.H. Driver // *Acta Materialia* **54** (2006) 3095.
- [21] О. Ситдииков, Р. Гарипова, Е. Автократова, О. Мухаметдинова, М. Маркушев // *Письма о материалах* **6** (2016) 200.
- [22] О.Ш. Ситдииков, Е.В. Автократова, О.Э. Мухаметдинова, Р.Н. Гарипова, М.В. Маркушев // *Физика металлов и металловедение*. (в печати).
- [23] О.Ш. Ситдииков, Р.Н. Гарипова, Е.В. Автократова, О.Э. Мухаметдинова, М.А. Мурзинова, М.В. Маркушев // *Письма о материалах* **7** (2017) 239.
- [24] O. Sitdikov, T. Sakai, A. Goloborodko, H. Miura, R. Kaibyshev // *Philosophical Magazine* **85** (2005) 1159.
- [25] O. Sitdikov, T. Sakai, H. Miura, C. Hama // *Materials Science and Engineering: A* **516** (2009) 180.
- [26] A. Gholinia, P.B. Prangnell, M.V. Markushev // *Acta Materialia* **48** (2000) 1115.
- [27] O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, Y. Kimura, K. Tsuzaki // *Materials Science and Engineering: A* **444** (2007) 18.
- [28] O. Sitdikov, E. Avtokratova, T. Sakai, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev, Y. Watanabe // *Materials Science Forum* **584-586** (2008) 481.
- [29] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena 2nd ed.* (Elsevier, 2004).
- [30] P.J. Apps, M. Berta, P.B. Prangnell // *Acta Materialia* **53** (2005) 449.
- [31] O. Sitdikov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A* **328** (2002) 147.
- [32] H. Jazaeri, F.J. Humphreys // *Acta Materialia* **52** (2004) 3251.
- [33] K. Park, H. Lee, C. Lee, D. Shin // *Materials Science and Engineering: A* **393** (2005) 118.
- [34] K. Park, H. Lee, C. Lee, W. Nam, D. Shin // *Scripta Materialia* **51** (2004) 479.
- [35] S. Malopheyev, A. Kipelova, I. Nikulin, R. Kaibyshev // *Materials Science Forum* **667-669** (2011) 815.
- [36] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev, S.V.S.N. Murty, M.J.N.V. Prasad, B.P. Kashyap // *Journal of Alloys and Compounds* **673** (2016) 182.
- [37] O. Sitdikov, E. Avtokratova, R. Babicheva, T. Sakai, K. Tsuzaki, Y. Watanabe // *Materials Transactions* **53** (2012) 56.
- [38] М.В. Маркушев, О.Ш. Ситдииков, Е.В. Автократова // Патент РФ № 2575264.
- [39] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev // *Materials Science Forum* **710** (2012) 223.

## **SUPERPLASTICITY OF Al-Mg-Sc(Zr) ALLOYS, SUBJECTED TO INTENSE PLASTIC DEFORMATION**

**E.V. Avtokratova\*, O.Sh. Sitdikov, M.V. Markushev**

Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, 39 St. Khalturin, Ufa, 450001, Russia

\*e-mail: avtokratova@imsp.ru

**Abstract.** The data devoted to the high-strain-rate superplasticity of Al-Mg alloys containing dispersoids of aluminides of scandium and zirconium and having ultrafine-grained structure produced by severe plastic deformation were reviewed. The potential of various severe plastic deformation techniques to improve the superplastic characteristics of Al-Mg-Sc(Zr) alloys was



discussed. The origin of high superplastic properties as well as their degradation is considered depending on the regimes and methods of deformation. The effectiveness of treatment mode, combining severe and conventional deformation to process sheets with high-temperature superplastic properties is evaluated.

**Keywords:** aluminum alloy, severe plastic deformation, ultrafine grain structure, high strain rate superplasticity.

## References

- [1] Y.A. Filatov // *Technology of light alloys* **4** (2003) 24. (in Russian).
- [2] A.H. Chokshi, A.K. Mukherjee, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering: R* **10** (1993) 237.
- [3] T.G. Langdon // *Acta Metallurgica et Materialia* **42** (1994) 2437.
- [4] R. Z. Valiev, I.V. Alexandrov, *Bulk nanostructured metallic materials: preparation, structure and properties* (IKTS "Akademkniga", Moscow, 2007). (in Russian).
- [5] K. Higashi, M. Mabuchi, T.G. Langdon // *ISIJ International* **36** (1996) 1423.
- [6] V.N. Perevezentsev, M.Yu. Shcherban', M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev // *Technical Physics Letters* **33** (2007) 648.
- [7] V.N. Perevezentsev, V.N. Chuvildeev, A.N. Sysoev, V.I. Kopylov, T.G. Langdon // *Metally*. **1** (2004) 28.
- [8] F. Musin, R. Kaibyshev, Y. Motohashi, G. Itoh // *Scripta Materialia* **50** (2004) 511.
- [9] S. Komura, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, T. Langdon // *Metallurgical and Materials Transactions A* **32** (2001) 707.
- [10] K. Turba, P. Málek, M. Cieslar // *Materials Science and Engineering: A* **462** (2007) 91.
- [11] F.C. Liu, Z.Y. Ma // *Scripta Materialia* **59** (2008) 882.
- [12] M. Furukawa, A. Unsunomiya, K. Matsubara, Z. Horita, T.G. Langdon // *Acta Materialia* **49** (2001) 3829.
- [13] Y.W. Riddle, T.H. Sanders // *Metallurgical and Materials Transactions A* **35** (2004) 341.
- [14] S. Lee, A. Utsunomiya, H. Akamatsu, K. Neishi, M. Furukawa, Z. Horita, T.G. Langdon // *Acta Materialia* **50** (2002) 553.
- [15] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov // *Materials Science and Engineering: A* **538** (2012) 386.
- [16] E.V. Avtokratova, O.Sh. Sitdikov // *Fundamental aspects of modern materials science* **10** (2013) 72. (in Russian).
- [17] M.V. Markushev // *Letters on Materials* **1** (2011) 36. (in Russian).
- [18] O. Sitdikov, E. Avtokratova, R. Babicheva // *The Physics of Metals and Metallography* **110** (2010) 153.
- [19] R. Kaibyshev, S. Olenyov, F. Musin // *Materials Science Forum* **426-432** (2003) 4603.
- [20] S. Ringeval, D. Plot, C. Desrayaud, J.H. Driver // *Acta Materialia* **54** (2006) 3095.
- [21] O. Sitdikov, R. Garipova, E. Avtokratova, O. Mukhametdinova, M. Markushev // *Letters on Materials* **6** (2016) 200.
- [22] O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova, O.E. Mukhametdinova, R.N. Garipova, M.V. Markushev // *The Physics of Metals and Metallography*. (in press).
- [23] O.Sh. Sitdikov, R.N. Garipova, E.V. Avtokratova, O.E. Mukhametdinova, M.A. Murzinova, M.V. Markushev // *Letters on Materials* **7** (2017) 239. (in Russian)
- [24] O. Sitdikov, T. Sakai, A. Goloborodko, H. Miura, R. Kaibyshev // *Philosophical Magazine* **85** (2005) 1159.
- [25] O. Sitdikov, T. Sakai, H. Miura, C. Hama // *Materials Science and Engineering: A* **516** (2009) 180.
- [26] A. Gholinia, P.B. Prangnell, M.V. Markushev // *Acta Materialia* **48** (2000) 1115.

- [27] O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, Y. Kimura, K. Tsuzaki // *Materials Science and Engineering: A* **444** (2007) 18.
- [28] O. Sitdikov, E. Avtokratova, T. Sakai, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev, Y. Watanabe // *Materials Science Forum* **584-586** (2008) 481.
- [29] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena 2nd ed.* (Elsevier, 2004).
- [30] P.J. Apps, M. Berta, P.B. Prangnell // *Acta Materialia* **53** (2005) 449.
- [31] O. Sitdikov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A* **328** (2002) 147.
- [32] H. Jazaeri, F.J. Humphreys // *Acta Materialia* **52** (2004) 3251.
- [33] K. Park, H. Lee, C. Lee, D. Shin // *Materials Science and Engineering: A* **393** (2005) 118.
- [34] K. Park, H. Lee, C. Lee, W. Nam, D. Shin // *Scripta Materialia* **51** (2004) 479.
- [35] S. Malopheyev, A. Kipelova, I. Nikulin, R. Kaibyshev // *Materials Science Forum* **667-669** (2011) 815.
- [36] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev, S.V.S.N. Murty, M.J.N.V. Prasad, B.P. Kashyap // *Journal of Alloys and Compounds* **673** (2016) 182.
- [37] O. Sitdikov, E. Avtokratova, R. Babicheva, T. Sakai, K. Tsuzaki, Y. Watanabe // *Materials Transactions* **53** (2012) 56.
- [38] M.V. Markushev, O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova // *RU Patent 2575264*.
- [39] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev // *Materials Science Forum* **710** (2012) 223.