Проведённые вычислительные эксперименты показывают практическую пригодность предложенной методики для определения мощностей трения в реальных узлах трения с системой подшипников на одном валу.

1. Костецкий Б.И., Линник Ю.И. Энергетический баланс при внешнем трении металлов // ДАН СССР. - 1968. - Т. 183. - № 5. - С. 42-46.
2. Старостин Н.П., Тихонов А.Г., Мороз В.А., Кондаков А.С. Расчет триботехнических параметров в опорах скольжения. – Якутск. – 1999. – 274 с.
3. Алифанов О.М., Артюхин Е.А., Румянцев С.В. Экстремальные методы решения некорректных задач. - Москва: Наука, 1988. - 288 с.
4. Старостин Н.П., Кондаков А.С. Нелинейная математическая модель теплового режима в системе подшипников скольжения на общем валу // Труды II Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. Часть IV. Полимерные композиционные материалы и изделия для эксплуатации в условиях холодного климата. – Якутск, 2004. – С. 164- 175.

**Котов А.Д., Михайловская А.В., Ситкина М.Н., Борисов А.А.
Сверхпластичность сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr
с разным содержанием Zn и Mg**

*НИТУ «МИСЦ»
(Россия, Москва)*

doi: 10.18411/lj-30-11-2017-55

idsp: 000001:lj-30-11-2017-55

Аннотация

В настоящей работе были исследованы сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr, которые послетермо деформационной обработки имеют структуру естественного композита с бимодальным распределением частиц по размерам. Показано, что для формирования микрозеренной структуры и проявления сверхпластичности помимо бимодального распределения частиц по размерам также обязательно наличие сильнолегированного твердого раствора, так как в случае его малой легированности в сплавах исследуемой системы затруднена рекристаллизация во время нагрева, а также при начальной стадии сверхпластической деформации. Увеличение содержания как Zn, так и Mg в алюминиевом твердом растворе способствует формированию более мелкого зерна, снижению напряжения течения, увеличению показателя скоростной чувствительности n и росту значений относительного удлинения.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, сверхпластичность, мелкозернистая структура, напряжение течения, относительное удлинение

Введение

Высокопрочные сплавы на основе системы Al – Zn – Mg – Cu являются перспективными с точки зрения механических свойств при комнатной температуре, однако наиболее известные промышленные сплавы данной системы проявляют сверхпластичность только при довольно низких скоростях деформации 10^{-4} с $^{-1}$ [1,2]. В настоящее время в работах по сверхпластичности термически упрочняемых алюминиевых сплавов в основном реализованы способы получения микрозеренной структуры, основанные на легировании сплавов элементами, образующими в структуре дисперсные частицы (Sc, Zr, Mn, Cr), сдерживающие рост зерен [3–5], или измельчении зерна путем применения интенсивной деформации [6–8]. По составу исследуемые сплавы (по Zn, Mg, Cu) в основном соответствуют применяемым в промышленности сплавам, имеющим высокие прочностные характеристики. При этом влияние легированности твердого раствора указанными элементами на размер зерна и показатели сверхпластичности освещено слабо.

В данной работе исследовали влияние растворимых в алюминиевом твердом растворе элементов (цинка и магния) на зеренную структуру и показатели сверхпластичности Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr.

Материалы и методика проведения эксперимента

В работе исследовали термически упрочняемые алюминиевые сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu. с одинаковой объемной долей эвтектической фазы Al₃Ni и дисперсных частиц Al₃Zr. В сплавах варьировали содержание Zn и Mg при постоянном содержании остальных компонентов (таблица 1). При этом, Zn и Mg находятся в твердом растворе при температуре сверхпластической деформации во всех сплавах.

Таблица 1.

Химический состав исследуемых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr.

Сплав	Zn	Mg	Cu	Ni	Zr	Al
0Zn0Mg	0	0	0,8	3	0,3	Осн.
2Zn2Mg	2	2				
2Zn5Mg	2	5				
4Zn4Mg	4	4				
8Zn2Mg	8	2				

Плавку слитков осуществляли в лабораторной электрической печи сопротивления в графитошамотных тиглях. Слитки размерами 100×40×20 мм получали литьем в медную водоохлаждаемую изложницу. Прокатку проводили при комнатной температуре и при 420±20°C на двухвалковом прокатном стане ДУО250. Степень обжатия при горячей прокатке составляла 83%, при холодной – 70%.

Термическую обработку сплавов проводили в муфельной электрической печи сопротивления Nabertherm с точностью поддержания температуры ±2°C. Отжиг листов после холодной прокатки, имитирующий нагрев до температуры сверхпластической деформации (СПД), проводили при температуре 0.97Т_{пл} (480 - 590°C в зависимости от состава сплава) в течение 20 мин в воздушной атмосфере.

Микрошлифы готовили методами механической шлифовки и полировки с использованием шлифовально-полировального станка StruersLaboPol-5. При необходимости применяли электролитическую полировку в хлорно-спиртовом электролите, травление или анодное оксидирование. Исследование микроструктуры сплавов проводили при помощи светового микроскопа (СМ) 200MMAT фирмы “CarlZeiss” и электронного сканирующего микроскопа (СЭМ) “TESCAN Vega 3 LMH” с энерго-дисперсионным детектором X-Max 80. Количественный анализ параметров микроструктуры проводили методом случайных секущих с использованием прикладной программы “Sizer” и при помощи специального программного модуля “AxioVision” фирмы “Carl-Zeiss”.

Показатели сверхпластичности определяли при помощи испытаний на одноосное растяжение с постоянной скоростью деформации 1×10^{-3} - 1×10^{-1} с⁻¹ при температуре 0.97Т_{пл} (460 - 590 °C в зависимости от состава сплава) скоростей деформации на испытательной машине WalterBayLFM-100.

Результаты эксперимента и обсуждение

Типичная микроструктура исследованных сплавов в литом состоянии представлена на рис. 1а. В процессе двухступенчатого гомогенизационного отжига помимо растворения неравновесных фаз также происходит фрагментация и сфероидизация эвтектических частиц Al₃Ni (Рис. 1б). В холоднокатаном состоянии (Рис. 1в) структура большинства сплавов состоит из равномерно распределенных в матрице алюминиевого твердого раствора частиц фазы Al₃Ni. Структура всех сплавов после нагрева и выдержки при температуре сверхпластической деформации либо совсем не рекристаллизуется (сплав 0Zn0Mg, рис. 2а), либо рекристаллизуется только частично (рис. 2в), благодаря наличию дисперсных частиц Al₃Zr. Стоит отметить, что рекристаллизация полностью не проходит даже после 100% сверхпластической деформации (рис. 2б,г).

Рисунок 1 – Типичные микроструктуры исследованных сплавов в литом (а), в гомогенизированном (б) и в холоднокатаном (в) состояниях

Рисунок 2 – Микроструктуры сплавов 0Zn0Mg (а,б) и 2Zn2Mg(в,г) перед началом (отжиг 0.97Тпл, 20 мин.) (а,в) и после 100% сверхпластической деформации (б,г)

На рис. 3 представлены зависимости напряжения течения и показателя скоростной чувствительности от скорости деформации при одинаковой гомологической температуре 0,97Тпл (рис. 3) после 100% СПД. Стоит отметить отсутствие сверхпластичности у сплава 0Zn0Mg – слабо выраженное изменение напряжения течения при изменении скорости деформации во всем диапазоне исследованных скоростей, показатель m не превышает значение 0,2. При дальнейшем увеличении легированности твердого раствора цинком и магнием наблюдается рост показателя скоростной чувствительности. Максимум показателя m ($\approx 0,45-0,5$) соответствуют сплавам с сильнолегированным Zn и Mg твердым раствором: сплавы 2Zn5Mg, 4Zn4Mg и 8Zn2Mg. При этом, стоит отметить, что даже при содержании в сплаве 2%Zn и 2%Mg значения показателя m все же составляют 0,35 (рис. 3б), а оптимальная скорость деформации составила $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При увеличении содержания Zn и Mg максимум значений показателя m соответствует скорости $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и выше.

Рисунок 3 – Зависимость напряжения течения и показателя скорости чувствительности от скорости деформации сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu – Ni – Zr с разной концентрацией Zn и Mg

Результаты испытаний сплавов с постоянной скоростью деформации при скорости $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и одинаковой гомологической температуре $0,97T_{\text{пл}}$ подтверждают результаты расчета показателя m (рис. 4). Как видно из анализа зависимости относительного удлинения от скорости деформации, сплав 0Zn0Mg демонстрирует очень низкие удлинения ($<120\%$) во всем исследованном интервале скоростей. При увеличении содержания в твердом растворе Zn и Mg происходит рост значений относительного удлинения. При этом, максимумы удлинений соответствуют сплавам с наибольшим содержанием Zn и Mg, т.е. с наиболее легированным твердым раствором. При увеличении легированности твердого раствора также наблюдается и снижение напряжения течения на кривых деформации (рис. 4б).

Рисунок 4 – Зависимость относительного удлинения листов сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu – Ni – Zr от скорости деформации при температуре $0,97T_{\text{пл}}$ (а) и кривые растяжения сплавов при скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температуре $0,97T_{\text{пл}}$ (б).

Для более наглядного представления о зависимостях относительного удлинения и напряжения течения от состава твердого раствора, были построены проекции поверхностей, показывающие зависимость относительного удлинения и напряжения течения от содержания в сплавах Zn и Mg (рис. 5). Для построения данных зависимостей были определены значения удлинения и напряжения течения для более широкого интервала составов по Zn и Mg при скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температуре $0,97T_{\text{пл}}$. Как видно из рис. 5а, значения относительного удлинения возрастают при увеличении содержания Zn и Mg до их предельной растворимости в твердом растворе алюминия.

Рисунок 5 – Зависимость относительного удлинения (а) и напряжения течения (б) сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu – Ni – Zr от концентрации Zn и Mg при сверхпластической деформации при температуре 0,97Т_{пл} и скорости 1×10^{-2} с⁻¹

Из результатов анализа размеров рекристаллизованных зерен (таблица 2) видно, что с увеличением содержания в сплавах Zn и Mg происходит уменьшение среднего размера зерна. При этом, размер зерна во время первых 100% сверхпластической деформации у сплава 2Zn2Mg уменьшается с 7,3 до 4,5 мкм, у сплавов 2Zn5Mg и 4Zn4Mg практически не меняется, у сплава 8Zn2Mg увеличивается с 3,5 до 4,4 мкм.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что увеличение содержания Zn и Mg в твердом растворе алюминия приводит к измельчению зеренной структуры, а следовательно, и к возрастанию показателей сверхпластичности сплавов исследованной системы. Соответственно, степень легированности твердого раствора оказывает сильное влияние на формирование микроструктуры, а следовательно и на показатели сверхпластичности сплавов. Как правило, роль твердого раствора рассматривают только с позиции механических свойств, а за формирование структуры в основном отвечают термическая и механическая обработка. Однако, у алюминиевых сплавов энергия дефекта упаковки достаточно высокая (125 мДж/м²), и следовательно, важно учитывать роль твердого раствора, степени его легированности на формирование микроструктуры. В малолегированных алюминиевых сплавах процессы полигонизации протекают быстро и стимул к рекристаллизации оказывается слишком незначительным. При добавлении таких металлов как цинк и магний, происходит торможение процессов полигонизации, что позволяет проявляться в некоторой мере деформационному упрочнению даже при высоких температурах, в том числе во время сверхпластической деформации. Природу данного явления можно объяснить либо снижением энергии дефекта упаковки [9,10], либо образованием атмосфер атомов легирующих элементов на дислокациях, которые тормозят их неконсервативное движение.

Таблица 2.
Размер рекристаллизованных зерен исследованных листов сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr до начала и после 100% сверхпластической деформации

Сплав	Размер зерна, мкм	
	До СПД (отжиг 0,97Т _{пл} , 20 мин)	После 100% СПД
0Zn0Mg	22,0±2,3	50,0±5,2
2Zn2Mg	7,3±0,5	5,5±0,3
2Zn5Mg	4,2±0,3	4,9±0,2
4Zn4Mg	3,1±0,2	2,8±0,2
8Zn2Mg	3,5±0,3	4,4±0,4

Таким образом, сильнолегированный твердый раствор позволяет получить более мелкое зерно, а благодаря наличию в сплаве дисперсных частиц Al₃Zr, замедляется перестройка дислокационной структуры и осуществляется сдерживание миграции границ зёрен во время сверхпластической деформации, сдерживается рекристаллизация во время нагрева до температуры СПД. В процессе деформации малый размер зерна удаётся

получить только в сплавах с сильнолегированным твёрдым раствором и чем больше степень легированности, тем большая плотность дислокаций сохраняется для формирования мелкого зерна во время СПД.

Заключение

Выявлено, что в сплавах системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr при отсутствии легирующих элементов (Zn и Mg) в твердом растворе и наличии крупных эвтектических Al_3Ni и дисперсных частиц Al_3Zr , затруднена рекристаллизация как во время нагрева, так и во время сверхпластической деформации, т.е. не формируется мелкозернистая структура и, как следствие, отсутствует сверхпластичность. Увеличение содержания указанных легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе до их предела растворимости в сплавах с бимодальным распределением частиц - крупных эвтектических и дисперсоидов, обеспечивает существенное улучшение показателей сверхпластичности благодаря формированию стабильной при температуре деформации ультрамелкозернистой структуры.

*Работа выполнена при поддержке при поддержке гранта президента
№ МК-2301.2017.8.*

1. Ceschini L., Afrikantov A. Superplastic forming (SPF) of materials and SPF combined with diffusion bonding: technological and design aspects // *Metal. Sci. Technol.* 1992. V. 10. P. 41–55.
2. Портной В.К., Никифоров А.О., Константинов И.Л., Куманин А.В. Сверхпластичность сплава B95 // *Технология легких сплавов*. 1984. № 1. С. 5–8.
3. Lee S., Utsunomiya A., Akamatsu H., Neishi K., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G. Influence of scandium and zirconium on grain stability and superplastic ductilities in ultrafine-grained Al-Mg alloys // *Acta mater.* 2002. V. 50. P. 553–564.
4. Portnoy V.K., Rylov D.S., Levchenko V.S., Mikhaylovskaya A.V. The influence of chromium on the structure and superplasticity of Al-Mg-Mn alloys // *J. Alloys and Compounds*. 2013. V. 581. P. 313–317.
5. Kumar A., Mukhopadhyay A.K., Prasad K.S. Superplastic behaviour of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy AA7010 containing Sc // *Mat. Sci. and Eng. A*. 2010. V. 527. P. 854–857.
6. Kopylov V.I. Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation / Ed. by T.C. Lowe and R.Z. Valiev / Kluwer Academic Publisher. 2000. P. 23–27.
7. Cepeda-Jiménez C.M., García-Infanta J.M., Ruano O.A., Carreño F. Achieving microstructures prone to superplastic deformation in an Al-Zn-Mg-Cu alloy by equal channel angular pressing // *J. Alloys and Compounds*. 2013. V. 546. P. 253–259.
8. Sakai T., Miura H., Goloborodko A., Sitdikov O. Continuous dynamic recrystallization during the transient severe deformation of aluminum alloy 7475 // *Acta mater.* 2009. V. 57. P. 153–162.
9. Gardner K. Recrystallization during deformation. *Metal Science*, 1979, № 3–4, pp. 216–222.
10. Schulthess T.C., Turchi P.E., Gonis A., Nieh T.G. Systematic study of stacking fault energies of random Al-based alloys. *Acta Mater.* 1998, V. 46, № 6, pp. 2215–2221.

Мингалеева Г.Р., Карпов И.А., Ермолаев Д.В.

Технологическая схема термической переработки природных битумов и отходов нефтепереработки

*Казанский государственный энергетический университет
(Россия, Казань)*

doi: 10.18411/lj-30-11-2017-56

idsp: 000001:lj-30-11-2017-56

Аннотация

В данной работе представлена технологическая схема термической переработки природных битумов и отходов нефтепереработки, включающая газогенератор с кипящим слоем инертного материала, блоки очистки от серосодержащих компонентов и выделения углекислого газа, производства электрической и тепловой энергии. Проведена оценка эффективности данной схемы.

Ключевые слова: природные битумы, нефтяные остатки, термическая переработка, газификация