

УДК 669.715:669.018.292

DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-3-9

Т.В. Милевская¹, С.В. Руциц², Е.А. Ткаченко¹, С.М. Антонов²**ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Технологии изотермической штамповки сложнопрофильных точных заготовок из алюминиевых сплавов находят все более широкое применение в автомобилестроении. В ближайшие годы ожидается внедрение указанных энергоэффективных и ресурсосберегающих технологий в производство изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов, используемых в авиационной и космической технике. В связи с этим возникает необходимость в более глубоком исследовании деформационного поведения высокопрочных алюминиевых сплавов в температурно-скоростных условиях деформирования, характерных для процессов изотермической штамповки.

Деформационное поведение в условиях горячей деформации высокопрочных термоупрочняемых алюминиевых сплавов систем Al–Zn–Mg–Cu и Al–Li–Mg–Cu изучали на комплексе Gleeble-3800. Полученные результаты показывают, что в условиях постоянных скоростей деформации напряжения деформирования падают с ростом температуры деформации, а увеличение скорости деформирования при постоянной температуре испытаний сопровождается ростом напряжений течения. Максимальные напряжения деформирования в условиях растяжения для обоих сплавов с высокой точностью совпадают с пиковыми напряжениями при сжатии (осадке).

С целью анализа и прогнозирования деформационного поведения материалов разработаны модели пластического течения, учитывающие реальный механизм деформационного упрочнения, динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, деформационное поведение, горячая деформация, скорость деформации, модель пластического течения, параметр Зенера–Холломона.

The technology of isothermal forging of geometrically-complex precise semis of aluminum alloys gets wider application in automotive industry. In the coming years, the implementation of these energy-efficient and resource-saving technologies in manufacture of products from high-strength aluminum alloys used in aviation and space equipment is expected. In this connection, there is a necessity to study thoroughly the deformation behavior of high-strength aluminum alloys in temperature-rate deformation conditions typical for the processes of isothermal forging.

Deformation behavior in conditions of hot deformation of the high-strength, heat-treatable aluminum alloys of Al–Zn–Mg–Cu and Al–Li–Mg–Cu series is examined by the Gleeble-3800 complex. The obtained results show that in conditions of constant strain rate the deformation stresses fall with increasing deformation temperature, and the increase of deformation rate at a constant temperature of tests is accompanied by a flow stresses increase. Maximal stresses of deformation at stretching precisely match up with peak stress at compression conditions for both alloys.

In order to analyze and predict the deformation behavior of materials, a model of a plastic flow is developed, taking into account the real mechanism of the deformation hardening, dynamic recovery and dynamic recrystallization.

Keywords: high-strength aluminum alloys, deformation behavior, hot deformation, strain rates, the model of a plastic flow, Zener-Hollomon parameter.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение Высшего профессионального образования «Южно-Уральский государственный университет» [South Ural State University] E-mail: rushits@mail.ru

Введение

Технологии изотермической штамповки сложнопрофильных точных заготовок из алюминиевых сплавов находят все более широкое применение в автомобилестроении [1, 2]. В ближайшие годы ожидается внедрение указанных энергоэффективных и ресурсосберегающих технологий в производство изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов, используемых в авиационной и космической технике [3–6]. В связи с этим возникает необходимость в более глубоком исследова-

нии деформационного поведения высокопрочных алюминиевых сплавов в температурно-скоростных условиях деформирования, характерных для процессов изотермической штамповки.

В данной работе изучены процессы горячей деформации при одноосной осадке и растяжении двух промышленных высокопрочных термоупрочняемых алюминиевых сплавов: марки 1933 системы Al–Zn–Mg–Cu [7–9] и марки В-1469 системы Al–Li–Mg–Cu [10–13] с пониженной плотностью.

Цель работы – определение интервалов температур и скоростей деформации, в которых указанные сплавы обладают ресурсом пластичности, достаточным для реализации технологических процессов изотермической штамповки.

Материалы и методы

Материалами для исследования служили слитки из двух промышленных сплавов марок 1933 и В-1469. Образцы для испытаний отбирали из слитков, подвергнутых гомогенизирующему отжигу по следующим режимам – для сплава 1933: 470°C, 12 ч; для сплава В-1469: 400°C, 20 ч+520°C, 20 ч. После гомогенизирующего отжига следовало охлаждение сплавов на воздухе. Исследованные слитки имели типичную дендритную микроструктуру (рис. 1).



Рис. 1. Типичная дендритная микроструктура исследованных слитков

Деформационное поведение в условиях горячей деформации исследуемых сплавов изучали на комплексе Gleeble-3800. Испытания на одноосное сжатие (осадку) проводили на цилиндрических образцах высотой 15 мм и $\varnothing 10$ мм. Для уменьшения силы трения, между образцом и бойками помещали графитовую фольгу. Испытания в условиях одноосного растяжения осуществляли на цилиндрических образцах длиной 121,5 мм и $\varnothing 10$ мм с центральной рабочей зоной длиной 25 мм и $\varnothing 6$ мм.

Образцы нагревали до температуры деформации прямым пропусканием электрического тока в условиях низкого вакуума. Скорость нагрева составляла 5°C/с. После достижения заданной температуры следовала изотермическая выдержка в течение 3 мин для выравнивания температуры по сечению и длине образца. Испытания проводили при скоростях деформации 0,001; 0,01 и 0,1 с⁻¹ [14, 15].

Результаты

Кривые деформирования сплавов в координатах «истинная деформация–истинное напряжение», полученные при разных температурах и скоростях деформирования, приведены на рис. 2.

Напряжения деформирования при малых деформациях быстро нарастают, достигая максимального (пикового) значения, а затем устанавливаются на практически постоянном уровне, соответствующем равенству скоростей процессов упрочнения и разупрочнения (сплав 1933), либо падают до некоторого нового установившегося значения, если скорость разупрочнения превышает скорость деформационного упрочнения (сплав В-1469). Наблюдаемое разупрочнение типично для горячей деформации металлических материалов, включая алюминиевые сплавы, и обусловлено динамическим возвратом (при низких температурах и высоких скоростях деформации), а также динамической рекристаллизацией (при высоких температурах и низких скоростях деформации) [16–19]. В дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавах на указанные выше процессы может накладываться динамическое старение и последующая коалесценция выделений, приводящая к интенсивному разупрочнению.

Приведенные на рис. 2 результаты показывают, что в условиях постоянных скоростей деформации напряжения деформирования падают с ростом температуры деформации, а увеличение скорости деформирования при постоянной температуре испытаний сопровождается ростом напряжений течения. Эти результаты находятся в полном соответствии с известными представлениями о том, что совместное влияние температуры и скорости деформирования на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера–Холломоуна, называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

где $\dot{\epsilon}$ и T – соответственно скорость и абсолютная температура деформации; R – газовая постоянная; Q – энергия активации процесса, контролирующего горячую деформацию.

Уменьшение параметра Z (за счет уменьшения скорости деформации или роста температуры) приводит к снижению напряжения деформирования и наоборот.

Следует отметить, что испытания на сжатие позволяют получить качественную оценку технологической пластичности сплавов. Сплав 1933 во всем исследованном интервале температур 350–470°C деформируется при сжатии без образования трещин до истинной деформации $\epsilon=1,2$ и обладает высокой пластичностью. На поверхности образца из сплава В-1469 после деформации $\epsilon=1,2$ в интервале температур 380–420°C наблюдаются незначительные трещины. В области более высоких температур деформации (450–470°C) следов трещин не наблюдается (рис. 3).

Диаграммы растяжения сплавов 1933 и В-1469 в тех же температурно-скоростных условиях де-

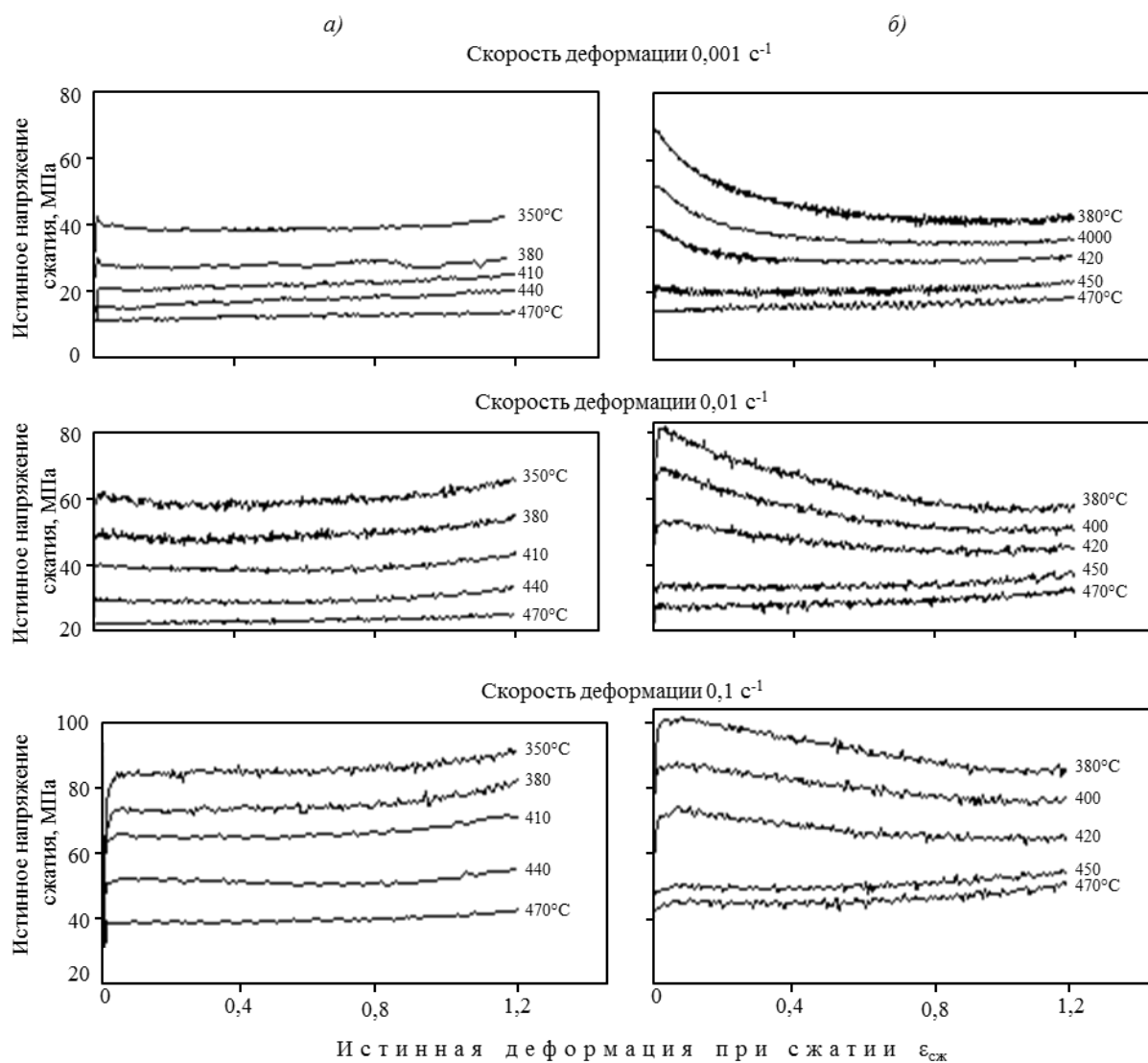


Рис. 2. Экспериментальные кривые деформации сплавов 1933 (а) и В-1469 (б) при различных температурно-скоростных режимах деформации

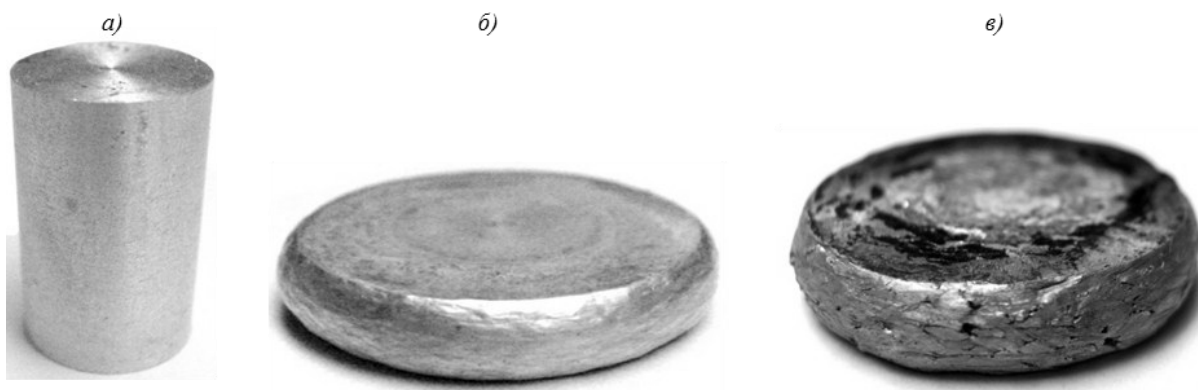


Рис. 3. Внешний вид образцов после деформации при сжатии:
 а – исходный образец; б – сплав 1933 после деформации $\epsilon=1,2$ при температурах 410–440°C; в – сплав В-1469 после деформации $\epsilon=0,4$ при температурах 450–470°C

формации приведены на рис. 4. Максимальные напряжения деформирования в условиях растяжения для обоих сплавов с высокой точностью совпадают с пиковыми напряжениями при сжатии (осадке). Общая деформация до разрушения образцов из сплава 1933 максимальна в интервале температур 410–440°C и достигает величины $\varepsilon_p=0,4$. Разрушение имеет вязкий характер (рис. 5, а). Выше температуры 470°C происходит резкое падение величины ε_p и переход к хрупкому разрушению образцов.

Образцы из сплава В-1469 во всем исследованном интервале температур и скоростей деформации при растяжении разрушаются хрупко без образования шейки (рис. 5, б). Общая деформация до разрушения ($\varepsilon_p \leq 0,2$) максимальна в интервале температур 450–470°C. Для выяснения причин хрупкого разрушения образцов из слитков сплава В-1469 в условиях растяжения требуются дополнительные микроструктурные исследования.

Аналитические выражения для пиковых напряжений деформирования и оценка энергии активации

С целью анализа и прогнозирования деформационного поведения материалов разработаны модели пластического течения, учитывающие реальный механизм деформационного упрочнения, динамических возврата и рекристаллизации [20–22].

Для построения модели пластического течения необходимо нахождение энергии активации Q , входящей в параметр Зинера–Холломоны (1), и установление связи между параметром Z и пиковыми (установившимися) напряжениями деформирования σ_m . В условиях установившегося баланса между процессами упрочнения и разупрочнения параметр Z выражается через гиперболический синус напряжений σ_m [18]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha \sigma_m)]^n, \quad (2)$$

соответственно сами напряжения σ_m определяются выражением

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsinh}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \right), \quad (3)$$

где A , α , n – константы исследуемого материала, подлежащие определению из данных экспериментов.

Методика нахождения неизвестных констант материала и аналитического выражения для напряжений деформирования сводится к следующему. Логарифмируя выражение (2), получаем уравнение, удобное для графического нахождения всех неизвестных параметров:

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma_m)]. \quad (4)$$

Согласно выражению (4), графики $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_m)]$, построенные для постоянных

температур деформации, должны иметь вид прямых линий с равным наклоном, определяющим константы α и n . Зависимости $\ln [\sinh(\alpha \sigma_m)]$ от величины $1/T$ в условиях постоянства скорости деформации также должны иметь вид прямых, наклон которых определяет энергию активации Q . Используя полученное значение энергии активации, можно рассчитать по выражению (2) параметры Зинера–Холломоны (Z) для всех экспериментальных режимов и построить линейную зависимость $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma_m)]$. Пересечение прямой с осью ординат определяет значение последней искомого константы A .

Используя описанный выше алгоритм для анализа экспериментальных пиковых напряжений деформирования (см. рис. 2), получаем оценки энергии активации ($Q=144,3$ кДж/моль – для сплава 1933; $Q=336,5$ кДж/моль – для сплава В-1469) и аналитические выражения для параметра Зинера–Холломоны и пиковых напряжений деформирования:

$$\begin{aligned} &\text{– для сплава 1933 –} \quad Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{144300}{RT}\right), \\ &\quad \sigma_m = 28,97 \operatorname{arcsinh}\left(1,21 \cdot 10^{-3} Z^{0,331}\right); \quad (5) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} &\text{– для сплава В-1469 –} \quad Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{336500}{RT}\right), \\ &\quad \sigma_m = 31,83 \operatorname{arcsinh}\left(3,18 \cdot 10^{-6} Z^{0,253}\right). \quad (6) \end{aligned}$$

Результаты расчета напряжений σ_m по выражениям (5) и (6) вместе с их экспериментальными значениями для соответствующих значений параметра Z представлены на рис. 6. Отклонения рассчитанных значений пиковых напряжений σ_m от экспериментальных значений не превышают 5 МПа. Таким образом, полученные выражения (5) и (6) позволяют рассчитать пиковые напряжения деформирования исследуемых сплавов при любом заданном температурно-скоростном режиме горячей деформации.

Отметим, что найденное значение энергии активации сплава 1933 (144,3 кДж/моль) оказалось близким к энергии активации самодиффузии алюминия (142 кДж/моль) и лежит в интервале значений (141–162 кДж/моль), полученных для сплавов близкого состава с обедненным в результате перестаривания твердым раствором [23]. Вероятно, что проведенный в течение 12 ч гомогенизирующий отжиг слитков не обеспечивает максимального растворения эвтектических составляющих и устранения дендритной ликвации в литой структуре. Таким образом, алюминиевая матрица оказывается обедненной легирующими элементами.

Энергия активации сплава В-1469 (336,5 кДж/моль) оказалась более чем в 2 раза выше, чем у сплава 1933. Видимо, двухступенчатый гомогенизирующий отжиг этого сплава общей продолжительностью 40 ч обеспечил перевод легирующих элементов в твердый раствор. В результате энергия активации горячей деформации

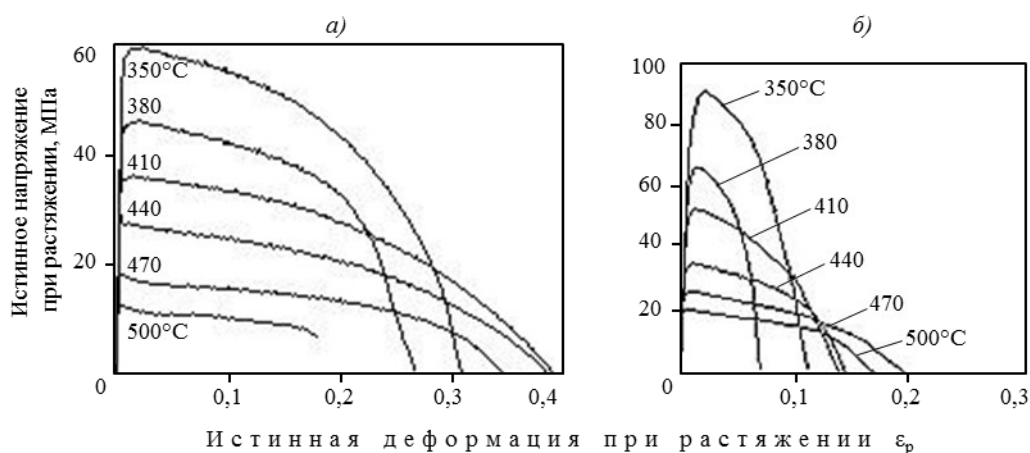


Рис. 4. Диаграммы растяжения сплавов 1933 (а) и В-1469 (б) при скорости деформации $0,01 \text{ с}^{-1}$ и различных температурах

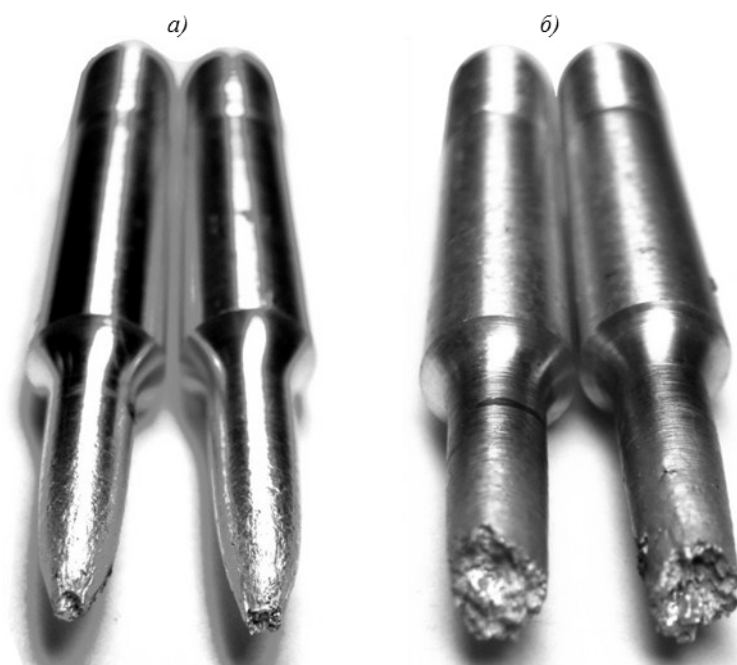


Рис. 5. Вид образцов из сплавов 1933 (а) и В-1469 (б) после испытаний при растяжении

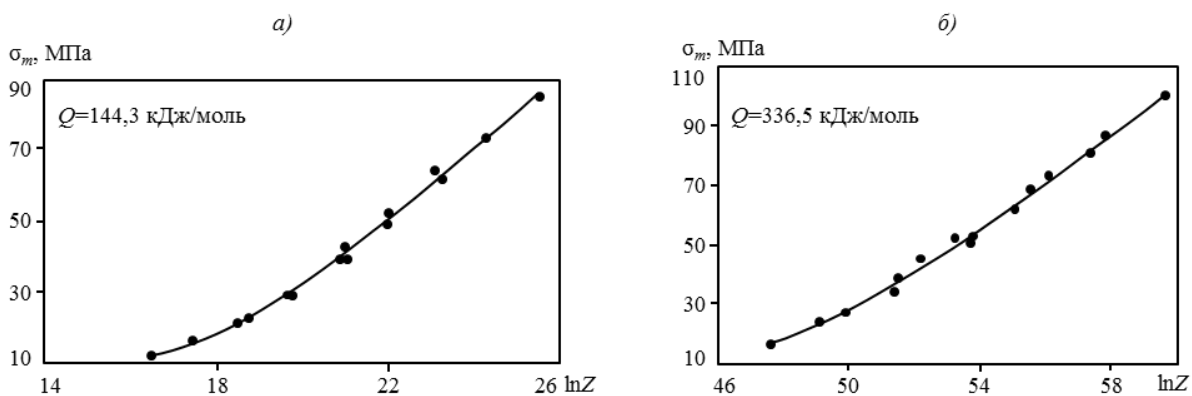


Рис. 6. Экспериментальные (•) и расчетные (—) значения пиковых напряжений деформирования сплавов 1933 (а) и В-1469 (б) в зависимости от величины параметра Зинера–Холломона

увеличилась как за счет торможения атомами легирующих элементов термоактивируемого движения дислокаций, так и (возможно) за счет процессов динамического старения, определяющих высокий уровень пиковых напряжений деформирования при пониженных температурах деформации.

Обсуждение и заключения

1. Проведено экспериментальное изучение деформационного поведения высокопрочных алюминиевых сплавов 1933 системы Al–Zn–Mg–Cu и В-1469 системы Al–Li–Mg–Cu с пониженной плотностью в условиях горячей деформации одноосной осадкой и растяжением. Напряжения деформирования при малых деформациях быстро нарастают, достигая максимального (пикового) значения, а затем устанавливаются на практически постоянном уровне, соответствующем равенству скоростей процессов упрочнения и разупрочнения (сплав 1933), либо падают до нового установившегося значения, если скорость разупрочнения превышает скорость деформационного упрочнения (сплав В-1469).

2. Показано, что напряжения деформирования падают с ростом температуры деформации и с уменьшением ее скорости в полном соответствии с изменением параметра Зинера–Холломона.

3. Сплав 1933 характеризуется высокой технологической пластичностью в интервале температур максимальной пластичности 410–440°C, разрушение образцов имеет вязкий характер. Сплав В-1469 характеризуется более низкой технологической пластичностью по сравнению со сплавом 1933 и в условиях растяжения испытывает хрупкое разрушение даже в температурном интервале максимальной технологической пластичности при 450–470°C.

4. Оценены энергии активации горячей деформации исследуемых сплавов и получены аналитические выражения для напряжений деформирования как функции параметра Зинера–Холломона, позволяющие прогнозировать деформационное поведение сплавов в различных температурно-скоростных условиях деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Fridlyander I.N., Sister V.G., Grushko O.E., Berstenev V.V., Sheveleva L.M., Ivanova L.A. Aluminum alloys: promising materials in the automotive industry //Metal science and heat treatment. 2002. V. 44. №9–10. P. 365–370.
2. Фридляндер И.Н., Систер В.Г., Грушко О.Е., Берстнев В.В., Шевелева Л.М., Иванова Л.А. Алюминиевые сплавы – перспективный материал в автомобилестроении //МиТОМ. 2002. №9. С. 3–9.
3. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
4. Сплав на основе алюминия: пат. 2447173 Рос. Федерация; опубл. 05.04.2011.
5. Оспенникова О.Г., Бубнов М.В., Капитаненко Д.В. Компьютерное моделирование процессов обработки давлением //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 141–147.
6. Григорьев М.В., Антипов В.В., Вахромов Р.О., Сенаторова О.Г., Овсянников Б.В. Структура и свойства слитков из сплава системы Al–Cu–Mg с микродобавками серебра //Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 3–6.
7. Высокопрочный сплав на основе алюминия и способ получения изделия из него: пат. 2443793. Рос. Федерация; опубл. 08.10.2010.
8. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А. Высокопрочные алюминиевые сплавы //Цветные металлы. 2013. №9. С. 63–65.
9. Vakhromov R.O., Antipov V.V., Tkachenko E.A. Research and Development of High-strength of Al–Zn–Mg–Cu Alloys /Proc. of ICCA-13. Pittsburg. USA. 2012. P. 1515–1520.
10. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2237098. Рос. Федерация; опубл. 27.09.2004.
11. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В. и др. Алюминийлитиевые сплавы /В сб. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: Юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 2007. С. 163–171.
12. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И., Коваль Ю.Н. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. К.: Наукова думка. 1992.
13. Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П. и др. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 8–12.
14. Ерасов В.С., Байрамуков Р.Р. Роль фактора времени при проведении механических испытаний, обработке данных и представлении результатов //Авиационные материалы и технологии. 2013. №S2. С. 62–67.
15. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Фокин А.С. Влияние скорости нагревания при исследовании фазовых превращений в алюминиевых сплавах методом ДСК //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 3–6.
16. Li Jun-peng et al. Microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot deformation //Trans. Non-ferrous Met. Soc. China. 2010. V. 20. P. 189–194.
17. Cangji Shi, Jing Lai and X.-Grant Chen. Microstructural Evolution and Dynamic Softening Mechanisms of Al–Zn–Mg–Cu Alloy during Hot Compressive Deformation //Materials. 2014. №7. P. 244–264.

-
18. Chen Yong-lai et al. Hot deformation behavior of Al–Cu–Li–Mg–Zr alloy containing Zn and Mn //Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2007. V. 17. P. 271–275.
 19. Ткаченко Е.А., Латушкина Л.В., Вальков В.Я., Шомин В.А. Влияние режимов гомогенизации на структуру и свойства слитков и прессованно-штампованных полуфабрикатов из сплава 1933 //Технология легких сплавов. 2002. №4. С. 34–37.
 20. Sellars С.М., Tegart W.J., Mc G. La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud //Memories Scientifiques Rev. Métallurg. 1966. V. 63. P. 731–746.
 21. Laasraoui A., Jonas J.J. Prediction of steel flow stresses at high temperature and strain rates //Metall. Trans. A. 1991. V. 22. P. 1545–1558.
 22. Ахмедьянов А.М., Антонов С.М., Рушиц С.В. Исследование деформационного поведения стали 20Х13 в условиях горячей осадки //Вестник ЮУрГУ. Сер. «Металлургия». 2012. Т. 19. №39. С. 89–93.
 23. Cerri E. et al. Comparative hot workability of 7012 and 7075 alloys after different pretreatments //Mater. Sci. Eng. A. 1995. V. 197(2). P. 181–198.