

Структурная чувствительность механических свойств литых сплавов алюминия тройной системы Al—Mg—Si при повышенных температурах

П. М. Романко, А. Н. Малка, И. В. Воскобойник,
Н. П. Коржова, Т. Н. Легкая*, Ю. В. Мильман, Ю. Н. Подрезов

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН
Украины, Киев, e-mail: korzhova@ipms.kiev.ua

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев

Методами стандартных испытаний на растяжение в области температур 20—500 °С и испытаний по методу скачков напряжения проведен сравнительный анализ механических свойств двух литых сплавов алюминия, структуры которых отличались наличием или отсутствием эвтектической составляющей. При испытаниях на одноосное растяжение установлены три температурных интервала, в которых реализуются различные механизмы упрочнения. Испытания методом скачков напряжений осуществляли в диапазоне температур 200—400 °С со ступенчатым изменением скорости деформации от 10^{-2} до 10^{-6} с $^{-1}$. Определены температурно-скоростные интервалы, в которых предпочтительным с точки зрения сопротивления ползучести является один из выбранных сплавов. В области низких температур и больших скоростей деформации это эвтектический сплав, при высоких температурах и малых скоростях деформации — дисперсно-упрочненный твердый раствор.

Ключевые слова: сплавы алюминия, структура, твердый раствор, эвтектика, дисперсное упрочнение, механические свойства, жаропрочность.

Введение

В последние десятилетия литейные сплавы алюминия с успехом заменяют чугун и сталь при изготовлении деталей, работающих при повышенных температурах. Например, замена чугуна алюминием при изготовлении поршня позволяет облегчить массу двигателя внутреннего сгорания и увеличить мощность, что повышает его экономическую и экологическую конкурентоспособность. В связи с этим проблема жаропрочности этого класса материалов актуальна. Серийные жаропрочные алюминиевые сплавы созданы на базе системы Al—Cu [1], новые разрабатываются на основе таких систем, как Al—Ni—Zr и Al—Zr—Fe [2], и имеют свои преимущества и недостатки. Авторами статьи для повышения жаропрочности предложено использовать сплавы квазибинарного сечения α -Al + Mg₂Si тройной диаграммы Al—Mg—Si. Эти сплавы, во-первых, имеют более высокую температуру плавления, чем силумины (сплавы Al—Si), и, во-вторых, позволяют вводить элементы (Sc, Zr), которые при термической обработке формируют дисперсные, устойчивые к коагуляции при повышенных температурах частицы интерметаллидов, не взаимодействующих с эвтектическим каркасом [3].

© П. М. Романко, А. Н. Малка, И. В. Воскобойник, Н. П. Коржова,
Т. Н. Легкая, Ю. В. Мильман, Ю. Н. Подрезов, 2014

Предложенная методология позволила создать новые высокотемпературные литейные сплавы [4, 5]. Однако вопросы, связанные с учетом и разделением влияния на механические свойства таких структурных элементов, как эвтектика и дисперсные частицы, определением температурных интервалов эффективности того или иного механизма упрочнения, оставались открытыми. Поэтому цель данной работы — провести сравнительный анализ механических свойств в интервале температур 20—500 °С (0,3—0,8 $T_{пл}$) двух литых сплавов алюминия, структура которых отличалась наличием или отсутствием эвтектической составляющей.

Материалы и методы исследования

Слитки массой 200 г выплавляли из чистых шихтовых материалов (Al, Mg) или лигатур в печи сопротивления в тиглях из Al₂O₃ с использованием флюса. Лигатуры (% (мас.)) Al—4Mn и Al—4Zr выплавляли в индукционной печи, Al—10Si — в печи сопротивления, Al—2Sc, Al—5Ti—1B использовали промышленные. Полученные стержни диаметром 25 мм и длиной до 150 мм отжигали при температуре 300 °С в течение 5 ч.

Металлографические шлифы изготавливали по стандартной методике, окончательную полировку проводили в водной суспензии оксида хрома. Шлифы травили электролитическим методом в реактиве состава уксусная кислота (95%)—хлорная кислота (5%) при напряжении 60 В.

Для структурных исследований использовали световую и трансмиссионную (ТЭМ) микроскопию.

Кратковременные испытания на растяжение осуществляли в температурном интервале 20—500 °С со скоростью растяжения 10⁻³ с⁻¹. Жесткость системы образец—машина при нагрузке 10 Н составляет 2,9 МН/м. Образцы перед нагружением выдерживали при температуре испытания в течение 0,5 ч. Диаметр рабочей части образцов составлял 3 мм, рабочая длина — 18 мм.

Исследования чувствительности напряжения течения сплавов к скорости деформации проводили методом скачков напряжений [6] при температурах 200—400 °С в диапазоне скоростей 10⁻⁶—10⁻² с⁻¹ в вакууме 6 Па.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Для решения поставленной задачи выбраны два сплава квазибинарного сечения α -Al + Mg₂Si тройной диаграммы Al—Mg—Si [3]. Состав одного находился в однофазной области, а второго — вблизи эвтектики (табл. 1). Сплавы легированы Cr, Ti, Mn, B, Zr, Sc, некоторые из этих элементов оставались в твердом растворе, а другие участвовали в реализации механизма дисперсионного упрочнения. Систему легирования оптимизировали с учетом концентрационно-температурных параметров эвтектического превращения $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$.

Как известно, легирование переходными металлами (Cr, Ti, Mn) повышает силы межатомной связи в кристаллической решетке твердого раствора алюминиевых сплавов как при комнатной, так и при повышенных температурах [7]. Кроме того, переходные металлы, замещая атомы алюминия в твердом растворе, уменьшают скорость самодиффузии

Таблица 1. Химический состав сплавов (% (ат.))

Сплав	Si	Mg	Sc	Zr	Mn	Cr	Ti	B	Al
Сплав 1 (твердый раствор)	0,3	2,724	0,13	0,04	0,3	0,05	0,05	0,01	96,41
Сплав 2 (близок к эвтектике)	3,1	8,14	0,13	0,04	0,3	0,05	0,05	0,01	88,19

и смещают начало интенсивного процесса самодиффузии в область более высоких температур. Поскольку, согласно работам И. Я. Дехтяря [8], энергию активации самодиффузии, пропорциональную энергии связи, можно считать физическим критерием жаропрочности, то оба эти фактора должны способствовать повышению жаропрочности сплавов. Легирование бором проводили с целью модифицирования структуры.

Для реализации механизма дисперсионного упрочнения в сплав вводили Sc и Zr, которые участвуют в образовании интерметаллида $Al_3Sc_{1-x}Zr_x$ с решеткой Ll_2 , изоморфной решетке алюминия при незначительном (на 1,4%) превышении ее параметра. Вторичные частицы $Al_3Sc_{1-x}Zr_x$, выпадающие из пересыщенного твердого раствора при термической обработке, долго сохраняют когерентную связь с матрицей, являются стабильными до температуры 300 °С и очень медленно растут при более высоких температурах. Выделение этих частиц обуславливает наибольшее упрочнение алюминиевой матрицы: на 1% (ат.) Sc — $\Delta\sigma_s/\Delta c \approx \approx 1000$ МПа / % (ат.) [9]. Устойчивость соединения $Al_3Sc_{1-x}Zr_x$ при повышенной температуре обеспечивается высокой температурой образования этого интерметаллида при термической обработке (300—350 °С) и незначительным взаимодействием с твердым раствором, что предопределяет положительное влияние легирования Sc и Zr на высокотемпературные свойства сплавов [10].

Структуры двух сплавов, выбранных для исследования, отличаются одна от другой практически отсутствием или наличием эвтектической составляющей (рис. 1). Так, дисперсно-упрочненный твердый раствор (в дальнейшем сплав 1) расположен на квазибинарном сечении α -Al + Mg_2Si тройной диаграммы Al—Mg—Si на границе области существования твердого раствора. В местах тройных стыков зерен присутствует небольшое количество эвтектики (рис. 1, а). В структуре эвтектического

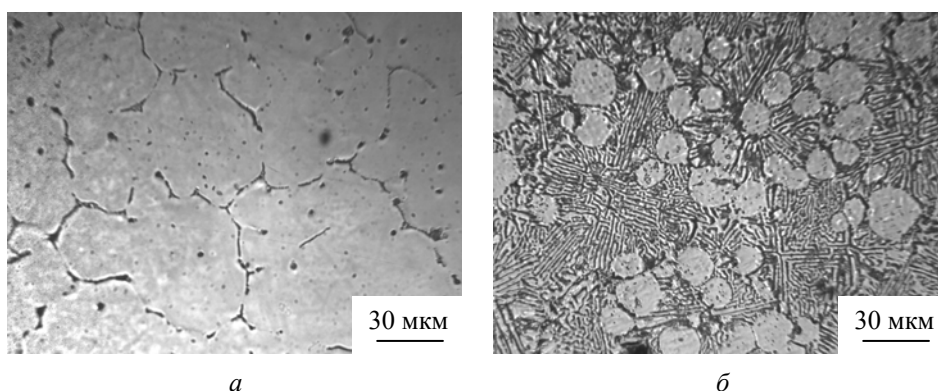


Рис. 1. Микроструктура сплавов 1 (твердый раствор) (а) и 2 (эвтектический сплав) (б).

сплава (в дальнейшем сплав 2), по данным количественной металлографии, наряду с модифицированными первичными дендритами α -Al содержится около 70% эвтектики α -Al + Mg_2Si (рис. 1, б).

Исследования тонкой структуры сплава 2 с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что частицы фазы $Al_3Sc_{1-x}Zr_x$ отсутствуют в α -Al эвтектических колоний и содержатся только в первичных дендритах α -Al (рис. 2, а, б). Дисперсные частицы скандиевой фазы когерентны матрице (рис. 2, в, г).

Для сравнительного анализа свойств выбранных сплавов проведены стандартные механические испытания в температурном интервале 20—500 °С (табл. 2). Вид кривых нагружения при разных температурах испытания приведен на рис. 3.

Наибольший интерес представляет сопоставление температурных зависимостей пределов текучести исследованных сплавов. В области температур 20—150 °С, где основным механизмом деформации является дислокационное скольжение, значения пределов текучести у обоих сплавов близки. Однако при этом скорость деформационного упрочнения эвтектического сплава существенно выше, чем у дисперсно-упрочненного твердого раствора (рис. 3, в).

Это свидетельствует о том, что при деформационном упрочнении сплавов взаимодействие дислокаций с субструктурой происходит по разным механизмам. В случае твердого раствора с дисперсионным упрочне-

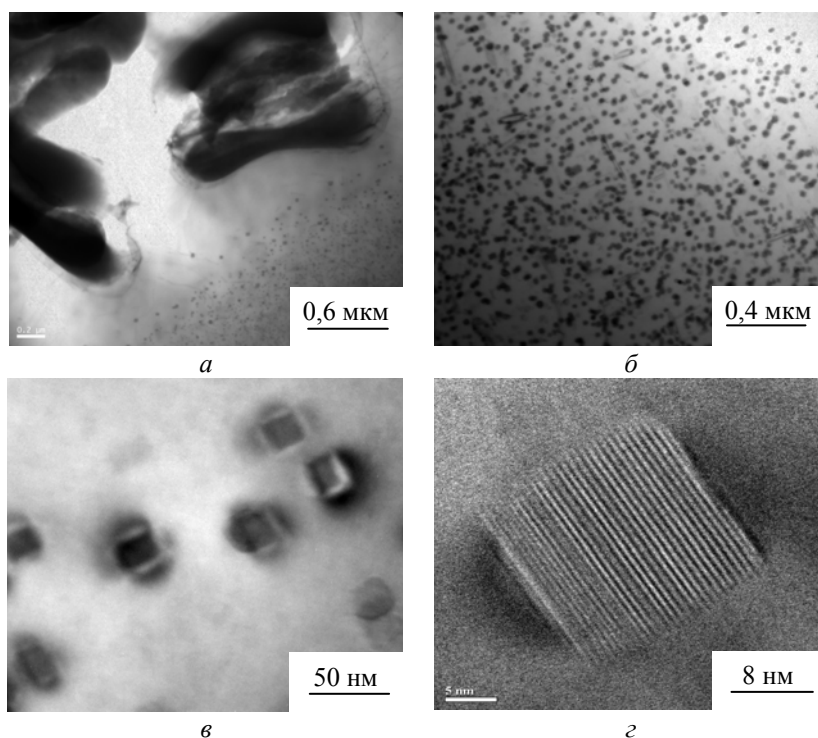
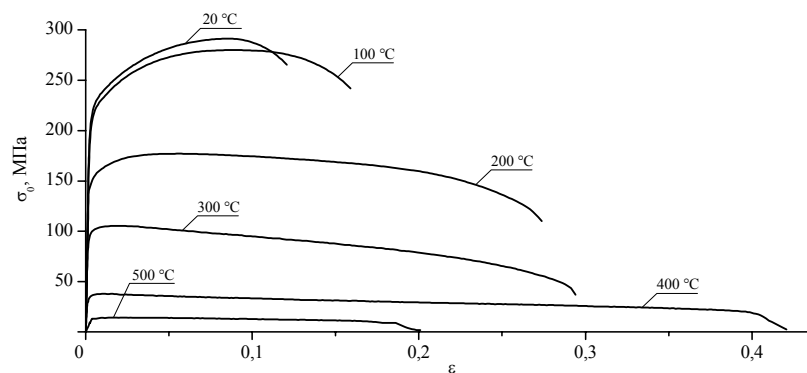


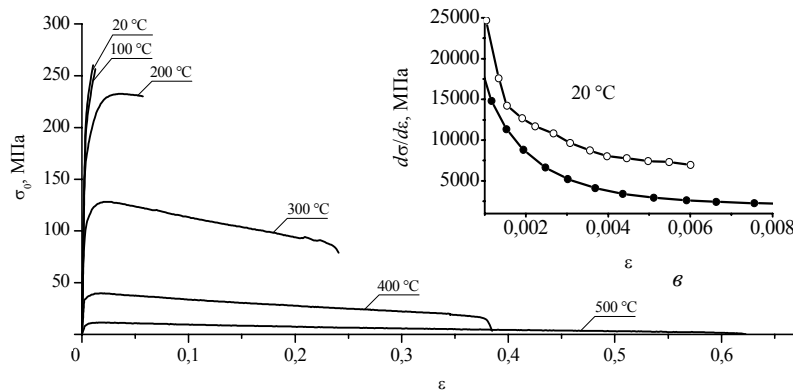
Рис. 2. Вид и распределение дисперсных частиц $Al_3Sc_{1-x}Zr_x$ в эвтектическом сплаве: свободные от выделений зоны α -Al между ламелями Mg_2Si в эвтектической колонии (а); частицы в первичных дендритах α -Al (б, в); муаровый контраст от совершенных участков α -Al и частиц (г) (ТЭМ).

Таблица 2. Механические свойства сплавов 1 и 2

Температура испытаний, °C	$\sigma_{вр}$, МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		ε_p , %		ψ , %	
	1	2	1	2	1	2	1	2
24	291	260	219	220	8,2	0,7	22,1	0,9
50	284	277	212	220	8,1	1,1	21,2	1,5
100	280	256	214	212	8,5	0,9	22,0	1,5
150	228	262	184	191	7,7	1,7	52,4	2,2
200	177	233	151	171	5,4	3,3	57,0	8,5
250	144	190	130	147	3,0	2,4	63,2	11,2
300	106	128	99	104	1,5	1,8	69,4	32,7
350	68	72	63	62	1,1	1,6	46,5	42,6
400	38	40	36	35	0,9	1,4	49,0	49,0
450	24	22	23	20	1,1	1,2	32,1	62,3
500	14	12	13	10	1,0	1,4	19,1	74



a



б

Рис. 3. Типичные кривые растяжения сплавов 1 (*a*) и 2 (*б*) при разных температурах испытания; сравнение скорости деформационного упрочнения сплавов 1 (●) и 2 (○) при комнатной температуре (*в*).

нием это механизм взаимодействия подвижных дислокаций с упругими полями вокруг частиц, роль которых не изменяется с увеличением степени деформации. Для эвтектического материала плотность дислокаций в

процессе деформирования возрастает быстрее из-за срабатывания источников Франка—Рида на межфазных границах эвтектических колоний и малой длины свободного пробега дислокаций. Равномерная деформация ε_p для дисперсно-упрочненного твердого раствора определяется модифицированным соотношением Консидера [11]

$$\sigma = \frac{1}{1+m} d\sigma/d\varepsilon_1, \text{ где } m \text{ — показатель скоростной чувствительности}$$

деформирующего напряжения, который при низких температурах пренебрежимо мал. При комнатной температуре величина ε_p для сплава 1 составляет 8,2%. В случае эвтектического сплава образец разрушается без образования шейки из-за сильного деформационного упрочнения, и деформация в момент разрушения составляет 0,7%. Как следствие, максимальное напряжение в сплаве 1 оказывается выше, чем у сплава 2. Деформация до разрушения сплава 1 в 25 раз превышает эту характеристику у сплава 2. Это обусловлено тем, что в эвтектическом сплаве основным видом разрушения является квазихрупкое, а в однофазном дисперсно-упрочненном сплаве — преимущественно вязкое ямочное [12].

В интервале температур 150—300 °С предел текучести у эвтектического сплава примерно на 10% выше, чем у однофазного. Это вызвано тем, что, наряду с дислокационным скольжением, имеет место переползание дислокаций, что более активно влияет на разупрочнение дисперсно-упрочненного сплава. Наличие механизма переползания косвенно подтверждается заметным уменьшением скорости упрочнения обоих сплавов. Отметим, что скорость упрочнения эвтектического сплава по-прежнему значительно больше, чем дисперсно-упрочненного, что, как и при комнатной температуре, приводит к заметной разнице величин равномерной деформации этих двух сплавов (табл. 2). Относительное сужение в этом диапазоне температур возрастает для обоих сплавов, поскольку эффекты переползания способствуют обходу более мелких частиц и не создают на них пустоты, необходимые для ямочного разрушения [12]. Уменьшение объемной доли частиц, на которых зарождаются поры, приведет к увеличению относительного сужения. Этот эффект усиливается с ростом температуры.

При температурах выше 300 °С изменяется вид кривых деформационного упрочнения — равномерная деформация существенно уменьшается, особенно в дисперсно-упрочненном твердом растворе, а стадия образования шейки растянута в широком интервале деформации (рис. 3). Такой вид кривых упрочнения присущ материалам с большой скоростной чувствительностью предела текучести. Из этого следует, что при повышенных температурах возрастает роль диффузионных процессов. Особенности деформирования предопределяют разрушение материалов в этом диапазоне температур. В сплаве 1 наблюдается резкое уменьшение относительного сужения, обусловленное интенсивным зарождением пор у дисперсных частиц и увеличением склонности к интеркристаллитному разрушению [13]. В эвтектическом сплаве 2 с большим числом границ относительное сужение увеличивается, поскольку эти границы являются стоками вакансий.

Результаты статических экспериментов позволяют получить важную информацию о температурной чувствительности стандартных механи-

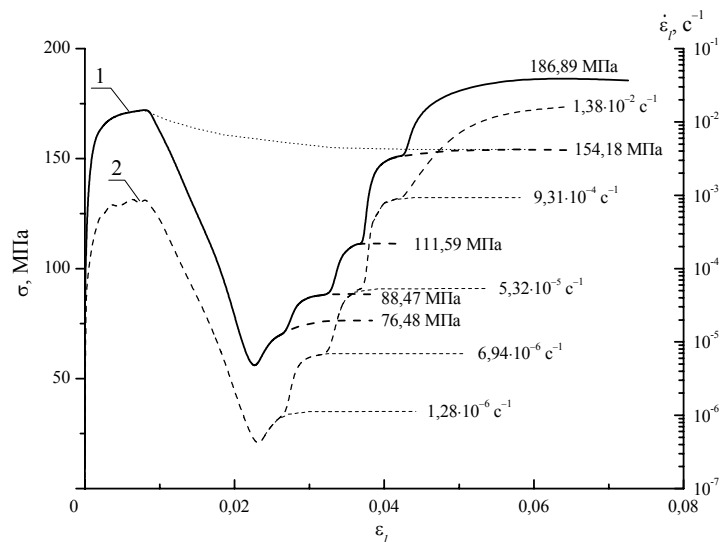


Рис. 4. Скачки напряжения при ступенчатом изменении скорости деформации от 10^{-6} до $10^{-2} c^{-1}$ при температуре $250\text{ }^{\circ}C$ для сплава 2 (эвтектика): 1 — кривая истинная деформация—истинное напряжение ($\epsilon_t-\sigma$); 2 — кривая истинная деформация—скорость истинной деформации ($\epsilon_t-\dot{\epsilon}_t$).

ческих свойств, однако они лишь на качественном уровне характеризуют смену механизмов деформации. Полученные данные свидетельствуют о том, что в температурном интервале $200\text{--}400\text{ }^{\circ}C$ изменяется структурная чувствительность механических свойств. Для анализа механизмов деформации изученных материалов проведены дополнительные исследования параметров ползучести методом скачка скорости деформации в этом диапазоне температур и в широком диапазоне скоростей деформирования. На рис. 4 приведен характерный вид скачков напряжений при изменении скорости деформации. При $250\text{ }^{\circ}C$ изменение скорости на 4 порядка ведет к изменению напряжения течения более чем в 2,5 раза.

Используемый метод испытания позволяет построить зависимости скорости деформации от напряжения течения при постоянной температуре в виде графиков в координатах $\lg \dot{\epsilon}_t - \lg \sigma$. Каждой температуре соответствует своя линия, при этом её наклон $d \lg \dot{\epsilon}_t / d \lg \sigma$ характеризует скоростную чувствительность сопротивлению ползучести, а коэффициент скоростной чувствительности $n = (d \lg \dot{\epsilon}_t / d \lg \sigma)_T$ используется при анализе механизмов деформации при крипе [14].

На рис. 5 представлены данные о влиянии температуры испытаний на зависимости $\lg \dot{\epsilon}_t - \lg \sigma$ для двух исследованных сплавов. Обработка экспериментальных данных показала, что все кривые с малым разбросом аппроксимируются прямыми линиями. Их тангенс угла наклона численно равен коэффициенту n и характеризует чувствительность (а точнее устойчивость) изменения напряжения течения к изменению скорости деформации (табл. 3). Значения этого параметра снижаются с ростом температуры, при этом однофазный сплав 1 демонстрирует значительно более высокие абсолютные величины.

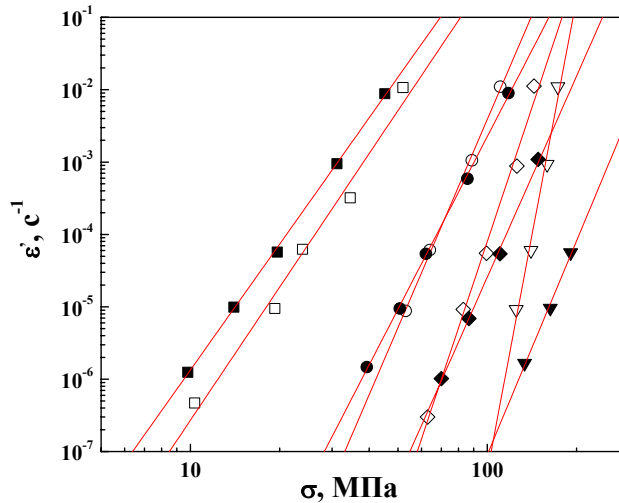


Рис. 5. Зависимости скорости деформации от напряжения течения при температурах испытания: 200 (▽, ▼ — сплавы 1, 2 соответственно), 250 (◇, ◆), 300 (○, ●) и 400 °С (□, ■).

Для большинства однокомпонентных поликристаллических тел или твердых растворов наиболее известные модели ползучести прогнозируют значения n от 3 до 5 [14]. Отличительной чертой дисперсно-упрочненных сплавов является аномально высокая величина параметра n , которая достигает значений 8—10, а в некоторых случаях — до 40 [14]. Такое резкое увеличение коэффициента скоростной чувствительности пока не имеет однозначного объяснения. Однако, если учесть, что соотношение между скоростью деформации и напряжением используется для определения активационного объема, можно предположить, что повышение параметра n обусловлено вовлечением в процесс высокотемпературной деформации областей вблизи дисперсных частиц.

Результаты, представленные в табл. 3, показывают, что экспериментально полученные значения параметра n для однофазного дисперсно-упрочненного сплава соответствуют значениям, характерным для этого класса материалов. Эвтектический сплав 2 во всем интервале температур и скоростей деформации демонстрирует более низкий показатель скоростной чувствительности n , чем у сплава 1. В то же время абсолютные значения деформирующего напряжения для низких температур и больших скоростей деформации выше у сплава 2. Как следствие, при заданной температуре испытания зависимости $\lg \dot{\epsilon}_T - \lg \sigma$ для этих двух сплавов пересекаются (рис. 5).

Точки на рис. 5, соответствующие равенству напряжения течения в обоих сплавах, соединены пунктирной линией, которая разделяет области

Т а б л и ц а 3. Коэффициент скоростной чувствительности n сплавов при разных температурах

Температура испытания, °С	Сплав 1	Сплав 2
200	21,74	9,82
250	12,3	9,24
300	9,56	7,93
400	6,12	5,79

скоростей и напряжений, где большее сопротивление ползучести имеет тот или другой сплав. При низких температурах (200—250 °С) в диапазоне скоростей нагружения 10^{-3} — 10^{-7} с⁻¹ эвтектический сплав имеет более высокое напряжение течения по сравнению с дисперсно-упрочненным твердым раствором. При температуре 300 °С условие равенства напряжения течения достигается уже при скорости 10^{-4} с⁻¹. И, наконец, при температуре 400 °С эти напряжения становятся близкими при скорости деформации 10^{-2} с⁻¹.

Наличие этих двух областей объясняется различием механизмов взаимодействия дефектов, контролирующих процесс ползучести, со структурными элементами в обоих сплавах. Предложенное разделение на области является условным. Критерием такого деления в данном случае выступает представление о механизме деформационного упрочнения в исследованных классах материалов при высоких температурах. При дислокационном механизме упрочнения наличие границ в эвтектическом сплаве ведет к дополнительному упрочнению, тогда как при увеличении вклада диффузионных процессов такие границы являются местами, где активизируется диффузия и реализуются механизмы, которые снижают напряжение течения. Следовательно, при низких температурах и высоких скоростях деформации эвтектический сплав имеет более высокое сопротивление ползучести. С повышением температуры и снижением скорости деформации увеличивается вклад диффузионных процессов и лучше работает дисперсно-упрочненный твердый раствор.

Отметим, что метод скачка скорости деформации позволяет качественно оценить преимущество одного из исследованных материалов с точки зрения высокотемпературной ползучести. Однако, учитывая, что эксперименты проводили на неидеально жесткой машине, количественные характеристики, полученные для оценки термоактивационных параметров и характеризующие тот или иной механизм ползучести, требуют дополнительного прецизионного изучения.

Выводы

Исследование температурной зависимости механических свойств двух литых дисперсно-упрочненных сплавов алюминия выявило три температурных интервала, характеризующихся различными механизмами деформации и разрушения.

В области низких температур (20—150 °С), где преобладает дислокационное скольжение, оба сплава демонстрируют близкие значения пределов текучести, но разное деформационное упрочнение. Характеристики пластичности намного выше у дисперсно-упрочненного твердого раствора.

В области температур 150—300 °С преобладает дислокационная ползучесть. Предел текучести эвтектического сплава примерно на 10% выше, чем у дисперсно-упрочненного твердого раствора. Скорость упрочнения обоих сплавов уменьшается с ростом температуры, но по-прежнему эвтектический сплав упрочняется быстрее. Пластичность эвтектического сплава растет, но все же остается меньше, чем у дисперсно-упрочненного.

При температурах выше 300 °С увеличивается вклад диффузионных процессов. Характер кривых упрочнения изменяется: область равномер-

ной деформации существенно сужается, особенно у дисперсно-упрочненного твердого раствора, стадия образования шейки растянута в широком интервале деформации. Предел текучести выше у дисперсно-упрочненного сплава, при этом наблюдается резкое уменьшение относительного сужения, тогда как в эвтектическом сплаве оно увеличивается.

Исследование процессов ползучести при 200—400 °С методом скачка напряжений позволило определить температурно-скоростные интервалы, в которых предпочтительным с точки зрения сопротивления ползучести является тот или иной сплав. В области температур, близких к 200 °С, и больших скоростей деформации предпочтительным является эвтектический материал, тогда как при высоких температурах и малых скоростях — дисперсно-упрочненный сплав. В первом случае преобладает дислокационная ползучесть, во втором — возрастает вклад диффузионных процессов.

1. *Промышленные алюминиевые сплавы*: (Справ.). — М. : Металлургия, 1984. — 528 с.
2. *Zolotarevsky V. S. Casting aluminium alloys* / V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, M. V. Glazoff. — Elsevier, 2007. — 530 p.
3. *Легкая Т. Н.* Физические основы разработки нового класса литейных сплавов алюминия / [Т. Н. Легкая, О. М. Барабаш, Ю. В. Мильман и др.] // *Металлофизика и новейшие технологии*. — 2009. — **31**, № 4. — С. 545—552.
4. *Пат. 88857 України.* Ливарний сплав на основі алюмінію / [Ю. В. Мильман, О. М. Барабаш, Т. М. Легка та ін.] — Опубл. 25.11.09, Бюл. № 22.
5. *Pat. ES 2397636 B1 Espanola.* Aleación para fundición de tipo AlMgSi / [Tetiana Legka, Yuly Miilman, Oleg Barabash et al.]. — Publ. 13.03.14, Boletín oficial de la propiedad industrial.
6. *Ивенс А.* Термически активированная деформация кристаллических материалов / А. Ивенс, Р. Роулинг // *Термически активированные процессы в кристаллах*. — М. : Мир, 1973. — Вып. 2. — С. 172—206.
7. *Колобнев И. Ф.* Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. — М. : Металлургия, 1973. — 320 с.
8. *Дехтярь И. Я.* Влияние дефектов кристаллического строения на разрушение металлов // *Исследования по жаропрочным сплавам*. — М. : Изд-во АН СССР, 1957. — **2**. — 371 с.
9. *Мильман Ю. В.* Алюминий и его сплавы / Ю. В. Мильман, Н. П. Коржова, А. И. Сирко // *Энциклопед. изд. "Неорганическое материаловедение. Материалы и технологии"*. — К. : Наук. думка, 2008. — **2**, кн. 1. — С. 52—61.
10. *Milman Yu. V.* Scandium-effect on increasing mechanical properties of aluminum alloys // *High Temperature Materials and Processes*. — 2006. — **25**, No. 1—2. — P. 1—10.
11. *Трефилов В. И.* Физические основы прочности тугоплавких металлов / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов. — К. : Наук. думка, 1975. — 315 с.
12. *Волкова Г. І.* Температурна залежність механічних властивостей евтектичних (α -Al + Mg₂Si) сплавів / [Г. І. Волкова, В. І. Даниленко, Н. П. Коржова та ін.] // *Наукові вісті НТТУ „КПІ”*. — 2012. — № 5. — С. 61—65.
13. *Структура и прочность порошковых материалов*. — К. : Наук. думка, 1993. — 175 с.
14. *Пуарье Ж.-П.* Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. — М. : Металлургия, 1982. — 272 с.

Структурна чутливість механічних властивостей литих сплавів алюмінію потрійної системи Al—Mg—Si при підвищених температурах

П. М. Романко, О. М. Малка, І. В. Воскобойнік,
Н. П. Коржова, Т. М. Легка, Ю. В. Мільман, Ю. М. Подрезов

Методами стандартних випробувань на розтяг в області температур 20—500 °С та випробувань за методом стрибків напруження проведено порівняльний аналіз механічних властивостей двох литих сплавів алюмінію, структури яких відрізнялись наявністю або відсутністю евтектичної складової. При випробуваннях на одновісний розтяг встановлено три температурних інтервали, в яких реалізуються різні механізми зміцнення. Випробування за методом стрибків напруження здійснювали в діапазоні температур 200—400 °С зі ступінчастою зміною швидкості деформування від 10^{-2} до 10^{-6} с $^{-1}$. Визначено температурно-швидкісні інтервали, переважним в яких з точки зору опору повзучості є один з обраних сплавів. В області низьких температур і великих швидкостей це евтектичний сплав, при високих температурах і малих швидкостях — дисперсно-зміцнений твердий розчин.

Ключові слова: сплави алюмінію, структура, твердий розчин, евтектика, дисперсійне зміцнення, механічні властивості, жароміцність.

Mechanical properties structural sensitivity of Al—Mg—Si ternary system cast aluminum alloys at elevated temperatures

P. M. Romanko, O. M. Malka, I. V. Voskoboynik,
N. P. Korzhova, T. M. Legka, Yu. V. Milman, Y. M. Podrezov

Comparative analysis of two cast aluminum alloys mechanical properties, the structure of which differed by presence or absence of eutectic component, was carried out by standard mechanical tensile tests at temperatures of 20—500 °C and by the method of stress surges. Three temperature ranges, in which different mechanisms of hardening were realized, were established during uniaxial tensile tests. According to stress surges method, tests were carried out in the temperature range of 200—400 °C at a step strain rate change from 10^{-2} to 10^{-6} s $^{-1}$. The temperature-speed intervals, in which one of the selected alloys is preferred by its creep resistance, were defined. It is eutectic alloy at low temperatures and high rate strain, and dispersion-hardening solid solution at high temperatures and low strain rates.

Keywords: aluminum alloys, structure, solid solution, eutectic, precipitation hardening, mechanical properties, heat resistance.