

01,07

Влияние внешних воздействий на ползучесть алюминиевых сплавов с микроскопическими включениями при комнатных температурах

© М. Friha¹, Д.Е. Пшонкин¹, П.А. Скворцов², В.К. Николаев¹, А.А. Скворцов^{1,¶}

¹ Московский политехнический университет,
Москва, Россия

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Москва, Россия

¶ E-mail: skvortsovaa2009@yandex.ru

Поступила в Редакцию 6 декабря 2022 г.

В окончательной редакции 6 декабря 2022 г.

Принята к публикации 21 февраля 2023 г.

Посвящена экспериментальному изучению ползучести алюминиевого сплава, содержащего микроскопические включения. Обнаружено, что предварительный электроотжиг ($j < 3 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$) материала приводит к росту ползучести образцов. Причины наблюдаемых изменений связываются авторами с образованием локальных областей высоких механических напряжений вблизи межфазной границы раздела включения — матрица. Проведена оценка уровня возникающих локальных термоупругих напряжений в алюминии $\delta_T \sim 35 \text{ МПа}$, а также характерного размера таких областей ($\sim 2 \mu\text{m}$). Наблюдаемое увеличение ползучести определяется результирующим действием остаточных напряжений и напряжениями тепловой природы, что способствует созданию дополнительных локальных источников деформации на межфазных областях. Локальные концентраторы напряжений приводят к локальному увеличению числа подвижных дислокаций, что является основной причиной изменения механических свойств рассматриваемого алюминиевого сплава с микроскопическими включениями.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, пластическая деформация, ползучесть, граница раздела фаз, динамика дислокаций.

DOI: 10.21883/FTT.2023.04.55286.549

1. Введение

Современные задачи в области физического материаловедения требуют постоянного совершенствования методов обработки материалов для улучшения их эксплуатационных свойств. Такой запрос существует для непрерывного улучшения эффективности современного производства, определяемого улучшением качества изготавливаемых изделий из металлов и сплавов, разработкой и применением новых технологических методов обработки материалов. Хорошо известно, что многие технологические методы в результате приложенных внешних механических напряжений приводят к пластической деформации образцов. Это приводит к изменениям внутренней структуры материала, связанной с динамикой зерен, частиц второй фазы, пор, миграции линейных и точечных структурных дефектов.

Кроме механических воздействий, существенное влияние на дефекты внутренней структуры металлов и сплавов могут оказывать тепловые электрические и магнитные поля (электропластические [1,2], магнитоэлектрические эффекты [3,4], лазерные методы обработки материалов [5] и т.д.), с помощью которых можно разрабатывать новые методы управления структурно-чувствительными свойствами металлов и сплавов.

К примеру, одним из перспективных методов обработки алюминиевых сплавов является лазерная наплав-

ка [5]. Экстремальные тепловые условия (создаваемые лазерным нагревом) в зоне термического влияния способствуют формированию сплавов сложного состава. Микроструктура этих областей была изучена методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Результаты исследований показали наличие в них включений на основе MgZn_2 и CuMgZnAl . Более того, на границе рассматриваемых областей могут образовываться и пустоты. Таким образом, подобные воздействия приводят к появлению в сплавах объемных включений.

Формированию и динамике включений в алюминии и его сплавах также посвящено значительное число исследований. К примеру, в [6] были изучены механизмы деформации монокристаллов алюминия при одноосном растяжении в присутствии включений на основе магния и титана. Авторами было зафиксировано изменение механических свойств Al в присутствии включений (частицы сферической формы добавлялись в виде кристаллов Al при получении материала). При добавлении включений на основе Mg наблюдались высокий уровень механических напряжений на границе раздела Al–Mg и отсутствие дислокационной подвижности. Это приводило к быстрому разрушению кристалла в присутствии таких включений. Что касается кристаллов Al с включениями на основе Ti, то здесь наблюдался более низкий уровень механических напряжений на межфазной границе Al–Ti. Кроме того, в присутствии Ti-включений

фиксирувалась высокая подвижность дислокаций, что способствовало преобладанию механизмов пластического разрушения материала [6]. Механизмы разрушения пластических материалов с включениями обсуждались также и в [7]. Авторами были экспериментально определены локальные условия образования пустот для отдельных включений, расположенных перед трещиной. Кроме того, было исследовано условия образования пустот в матрице при наличии разного размера включений [7].

Что касается материалов с ферромагнитными включениями, то они близки по свойствам с так называемыми магнитореологическими материалами. В последних ключевую роль играют „магнитоактивные“ частицы, которые добавляют в матрицу. Наличие таких частиц в материале позволяет обратимо изменять его физико-механические свойства под действием внешнего магнитного поля [4]. Возвращаясь к алюминиевым материалам, следует подчеркнуть, что железосодержащие зоны могут образовываться на этапе переработки вторичного алюминия [8]. Известно, что во вторичном алюминии содержится много примесных элементов, таких как Fe, Si, Mg и др. Из-за низкой растворимости в твердом алюминии атомов Fe, они имеют тенденцию при кристаллизации соединяться с алюминием в виде включений, представляющих собой богатые Fe интерметаллические соединения. Такие включения существенно влияют на механические и литейные свойства алюминиевого сплава [8]. Влияние различной формы включений на процессы ползучести и усталости материала были исследованы и в работе [9]. Авторы показали, что, к примеру, эллиптическое включение приводит к появлению большей концентрации напряжений на межфазной границе (по сравнению со сферическим).

Кроме магнитных полей на структуру и свойства алюминиевых сплавов заметное влияние оказывает и электрическое воздействие [10,11]. Например, импульсное воздействие индуцированного тока на механические свойства и микроструктуру сплава Al–Zn–Mg–Cu было тщательно изучено с помощью просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и измерений дифракции обратного рассеяния электронов [11]. Результаты экспериментов показали, что после применения индуцированной электроимпульсной обработки прочность сплава и плотность дислокаций уменьшается, в то время как относительное удлинение значительно увеличивается. Кроме того, незначительно увеличиваются размер зерна и частиц второй фазы. Авторами сделан вывод, что наблюдаемые изменения механических свойств и микроструктуры материала связаны с действием эффекта Джоуля и чисто электрических эффектов, увеличивающих концентрацию вакансий и коэффициент диффузии атомов растворенного вещества, способствующих восстановлению дислокаций, росту фазы осаждения иращению зерен [11].

В дополнение к непосредственному применению электроимпульсной техники к металлам и сплавам, также было исследовано применение импульсных магнитных

полей для влияния на микроструктуру и механические свойства алюминиевых сплавов [12,13]. Физика влияния магнитных полей связывается авторами с индуцированными электрическими токами, силой Лоренца и джоулевыми тепловыми эффектами. Однако детальной проработки механики взаимодействия в работах не приводится.

Таким образом, влияние электрических и магнитных полей на алюминиевые сплавы сложного химического состава представляет интерес как с точки зрения выявления микромеханики взаимодействия в многофазной среде, так и с точки зрения возможности разработки новых методов управления ее структурно-чувствительными свойствами. Поэтому в данной работе будет рассмотрено влияние постоянного электрического тока на особенности процессов ползучести алюминиевых сплавов с микроскопическими ферромагнитными включениями на основе железа.

2. Материалы и методы исследований

В качестве объектов исследования использовались образцы поликристаллического алюминия, вырезанные из плоской ленты в форме двухсторонних лопаток с размерами рабочей части $80 \times 5 \times 2$ mm. Испытания на ползучесть исследуемого сплава определялись на машине рычажного типа WP-600 Creep Testing Machine. В процессе измерений (при комнатной температуре) одновременно с приложением нагрузки (осуществлялось ступенями) проводилась регистрация удлинения образца с помощью микрометра (цена деления 10 мкм), на каждой ступени нагружения. Установка для испытаний обеспечивала постоянство нагрузки в процессе измерения, а также плавность нагружения-разгружения. Изотермический отжиг образцов осуществлялся на воздухе на нагревательном столике с максимальной температурой до $T = 473$ K. Микроструктура образцов исследовалась с помощью оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Пропускание постоянного электрического тока ($j_{\max} = 2 \cdot 10^6$ A/m², $t_{\max} = 60$ минут) осуществлялось с помощью стандартного блока питания, после чего обработанные током образцы и образцы-свидетели проходили испытание на ползучесть. Максимальная температура образцов при таком отжиге не превышала 373 K.

Наличие железосодержащих включений было подтверждено методом оптической и просвечивающей электронной микроскопии (использовалась фольга толщиной в 100 мкм). Типичное ПЭМ-изображение приведено на рис. 1, на котором Fe-включения выделены светлыми областями. Полученные атомные спектры свидетельствуют о наличии включений железа (~ 34 at.%) и алюминия (~ 47 at.%). Кроме того, во включениях были обнаружены примеси В (~ 8 at.%), Si (~ 6 at.%), Mn (~ 1 at.%) и О (~ 3 at.%). Средний размер зерна в образцах составлял ~ 60 мкм, а средний размер включений $x_i = 5$ мкм.

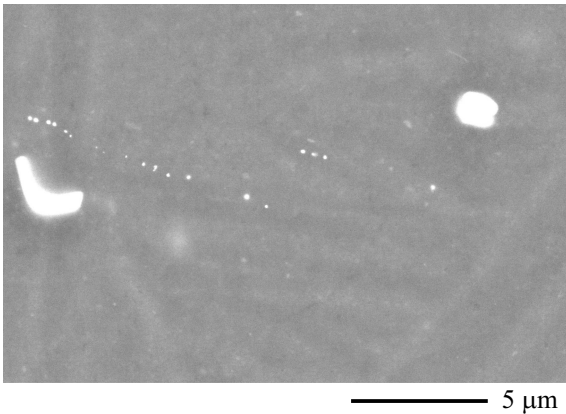


Рис. 1. ПЭМ-фотография микроструктуры исследуемого образца с включениями.

Магнитные свойства образцов с железосодержащими включениями подтвердились с помощью исследований на SQUID-магнетометре, с помощью которого был обнаружен магнитный гистерезис с коэрцитивной силой 278 кА/м [15].

3. Анализ полученных результатов

Ранее [14,15] было обнаружено влияние постоянных магнитных полей на механические свойства рассматриваемого материала с включениями. Так, после экспозиции образцов в постоянном магнитном поле с индукцией 0.7 Т скорость ползучести поликристаллического Al, содержащего включения Fe_xAl_{1-x} увеличивается до 25%. На используемых в данной работе образцах это также подтверждается.

Одно из наиболее вероятных объяснений обнаруженной магнитопластичности заключается в учете высокой константы магнитострикции сплава Fe_xAl_{1-x} . Оценки механических напряжений, возникающих вблизи ферромагнитных микровключений под действием их магнитострикции (~ 650 МПа), показывают, что этих напряжений достаточно для формирования зоны свежевведенных дислокаций вокруг включения при помещении образца в магнитное поле [15].

Таким образом, процессы вблизи межфазных границ являются причиной изменения механических свойств алюминиевой матрицы. Поэтому, иные внешние воздействия, способные влиять на состояние межфазных границ включение–матрица будут приводить к изменению механических свойств кристалла. Одним из таких воздействий является электрический ток. Хорошо известно, что в ряде случаев именно направленное движение заряженных частиц является ключевым фактором образования и миграции расплавленных включений [16], в том числе в поликристаллах алюминия [17]. Поэтому далее будет рассмотрено влияние электрического тока

на процесс пластической деформации образцов при испытании на ползучесть.

Результаты исследования ползучести материала показали, что после пропускания через Al-сплав электрического тока, образцы продемонстрировали увеличение ползучести на 15% (Δl_2 , рис. 2) по сравнению с образцами-свидетелями (Δl_1 , рис. 2). При этом следует отметить, что ползучесть образцов после простого отжига (при той же температуре $T = 333$ К), что и с электрическим током оказалась выше (Δl_3 , рис. 2).

Для оценки возникающих напряжений на границах включений с алюминиевой матрицей при протекании тока тепловые градиенты возникают за счет разницы удельных сопротивлений матрицы ρ_m и включения ρ_i . Разница в величинах ρ_m и включения ρ_i приводит к появлению локальных областей с неравномерным выделением тепла (рис. 3). Тепло, выделившееся в проводнике при протекании тока, определяется выражением

$$w = \sigma E^2, \quad (1)$$

где $\sigma = \frac{1}{\rho}$ — проводимость среды, ρ — удельное сопротивление; E — напряженность электрического поля. Величина E_i во включении рассчитывалась по следующему выражению [18]:

$$E_i = \frac{3\rho_i}{2\rho_i + \rho_m} E_m, \quad (2)$$

где E_m — напряженность электрического поля в матрице при протекании тока плотностью $j = 2 \cdot 10^6$ А/м².

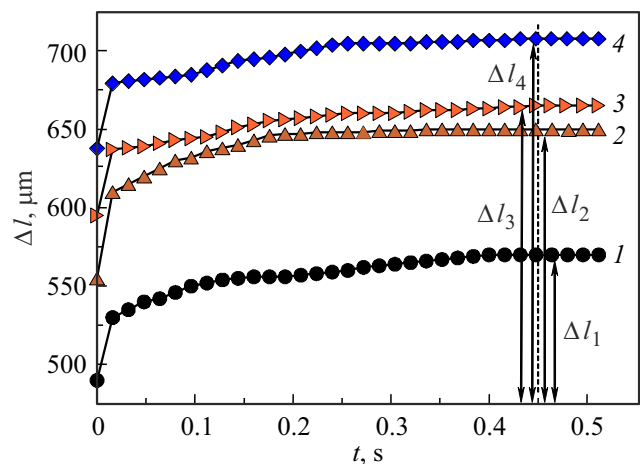


Рис. 2. Кривые деформации ползучести образцов при одноосном растяжении с внешней нагрузкой $\sigma = 150$ МПа при комнатной температуре. Перед деформированием: 1 — образец-свидетель, без дополнительных внешних воздействий; 2 — образец после обработки электрическим током $j = 2 \cdot 10^6$ А/м² в течение 30 мин на воздухе, температура образца в процессе обработки составляла 333 К; 3 — образец после отжига при $T = 333$ К в течении 30 мин на воздухе; 4 — образец после предварительной экспозиции в постоянном магнитном поле при комнатной температуре в течении 30 мин на воздухе при комнатной температуре.

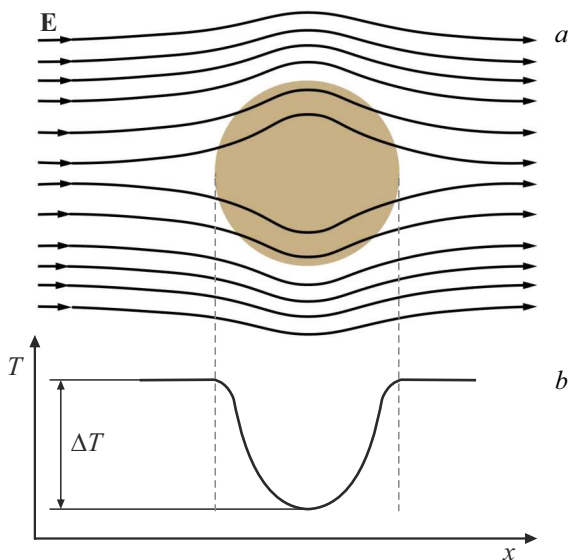


Рис. 3. Изображение линий напряженности электрического поля в среде с включением (а) и распределение температуры во включении и на границе включение–матрица (б).

Расчеты напряженности поля дают следующие значения для матрицы $E_m = 5.6 \cdot 10^{-3}$ В/м и для включений $E_i = 7.3 \cdot 10^{-3}$ В/м при значении удельных сопротивлений для матрицы $\rho_m = 2.7 \cdot 10^{-8}$ $\Omega \cdot \text{m}$ и для включений $\rho_i = 9.7 \cdot 10^{-8}$ $\Omega \cdot \text{m}$.

Проведенные оценки показывают, что в первые моменты протекания тока матрица прогреется сильнее включения, что может являться причиной возникновения температурного градиента на межфазной границе матрица–включение. Однако, исходя из оценки характерного времени прогрева включения средним размером x_i за время воздействия τ_i по уравнению

$$x_i = \sqrt{a_i \tau_i}, \quad (3)$$

(где $a = 30 \cdot 10^{-6}$ м²/с — температуропроводность включения [19]) показывает, что характерное время τ_i составляет порядка микросекунд. Поэтому тепловые неоднородности в момент включения не дают существенного вклада в изменение механических свойств матрицы.

Для оценки механических напряжений в алюминии вблизи включений воспользуемся известной оценкой [20]:

$$\sigma_m = E_m(\alpha_m - \alpha_i)\Delta T. \quad (4)$$

Здесь и далее $E_m = 71$ ГПа, $\alpha_m = 24 \cdot 10^{-6}$ 1/К, $\alpha_i = 12 \cdot 10^{-6}$ 1/К — модуль упругости, тепловые коэффициенты линейного расширения алюминиевого сплава и материала включения соответственно [19]. Оценка по уравнению (4) для рассматриваемой системы матрица–включение дает значение возникающих термических напряжений в матрице $\sigma_m = 35$ МПа (для Al-сплава $\sigma_{0.2} = 60$ МПа [19]). В этом соотношении

Параметры материалов, используемые при математическом моделировании

Материал	$K, \text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$	$C, \text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$	$\alpha, 1/\text{R}$
Al	237	897	$24 \cdot 10^{-6}$
Fe	80.4	460	$12 \cdot 10^{-6}$

не учитываются толщины материалов и нелинейный характер зависимости α_m и α_i от температуры.

Для дополнительной оценки величины возникающих термоупругих напряжений в алюминиевой матрице при наличии включений применялось численное моделирование с помощью конечноэлементного анализа в программе Ansys. При постановке задачи и построении модели принималось, что образец, содержащий включение, в процессе внешнего воздействия прогревается равномерно до температуры $T_2 = 333$ К (начальная температура системы $T_1 = 293$ К). Так в модели задавалась температурная нагрузка. Закрепление пластины производилось по периметру пластины. Параметры материалов матрицы и включения, задаваемые в расчетную модель, сведены в таблицу.

Температурная задача решалась с использованием элемента plane 55 (элемент имеет четыре узла с одной степенью свободы в каждом узле; как правило, применяется при моделировании двумерного, стационарного или переходного термического анализа). Для прочностной задачи применялся элемент plane 182 (используется для двумерных твердотельных структур при моделировании деформаций упругих материалов; как правило, определяется четырьмя узлами с двумя степенями свободы в каждом узле: перемещения в узловых направлениях x и y). В расчете было задействовано 2462 элемента и 2534 узла. Результаты моделирования изображены на рис. 4.

Нетрудно видеть, что в исследуемой расчетной модели при заданном температурном режиме возникающие напряжения не противоречат сделанным оценкам по уравнению (3). Графики распределения напряжений в районе межфазной границы включение–матрица изображены на рис. 5. Из полученных расчетных результатов можно определить характерный размер зоны (вблизи межфазной границы) с максимальным уровнем механических напряжений и деформаций $x_d \sim 2 \mu\text{m}$.

Таким образом, в рассматриваемых образцах возникающие термоупругие механические напряжения $\sigma_T \approx \sigma_m$ ниже напряжений $\sigma_{0.2}$, при которых начинается развиваться пластическая деформация.

Однако наблюдаемые экспериментально зависимости свидетельствуют об увеличении ползучести образцов как после простого изотермического отжига, так и после электроотжига. Для объяснения наблюдаемых экспериментальных результатов необходимо учесть, что результирующее механическое напряжение, действующее

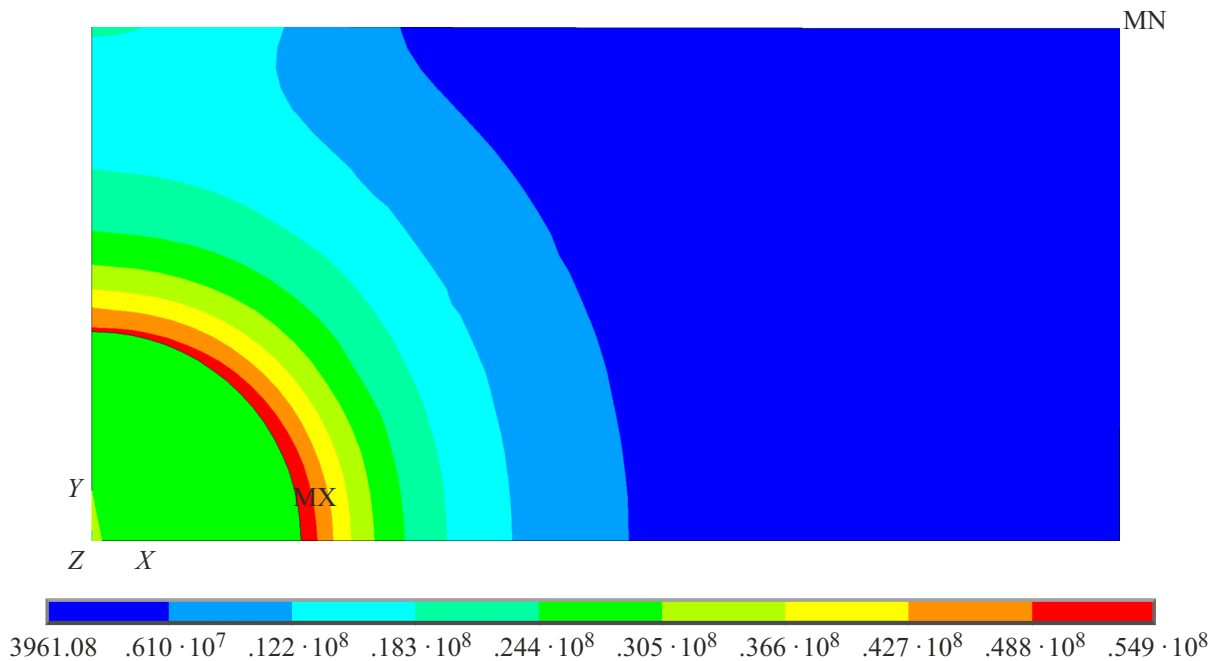


Рис. 4. Результаты численного моделирования термических напряжений двухфазной металлической системы при установившейся температуре $T = 333$ К.

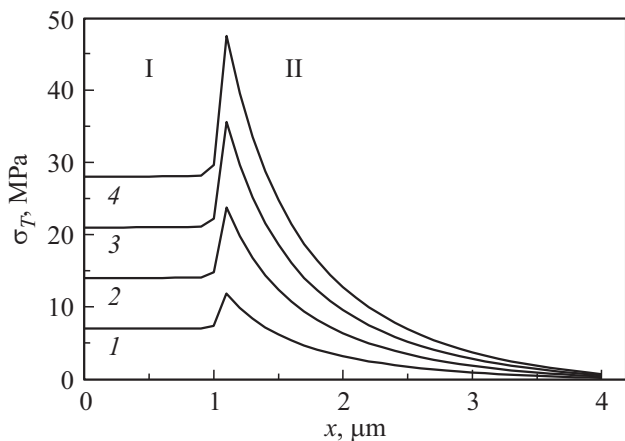


Рис. 5. Распределение напряжений по длине образца (I — зона включения, II — матрица) при установившейся температурах: 1 — $T_1 = 303$ К; 2 — $T_2 = 313$ К; 3 — $T_3 = 323$ К; 4 — $T_4 = 303$ К. Начало координат соответствует геометрическому центру включения.

в кристалле σ_{in}

$$\sigma_{in} = \sigma_s + \sigma_T \tag{4}$$

складывается из остаточных напряжений в материале σ_s (обусловлены технологией изготовления полосы методом горячей прокатки) и напряжений тепловой природы σ_T . Поэтому результирующая величина σ_{in} может заметно превышать напряжение $\sigma_{0.2}$ матрицы.

В этом случае в матрице будут генерироваться дислокации, скольжение которых приведет к пластической

деформации со скоростью (по сравнению с неотожженным образцом) [21]:

$$\dot{\epsilon} = \rho_d b v_d, \tag{5}$$

и, как следствие, к увеличению ползучести. Здесь ρ_d — плотность дислокаций, b — модуль вектора Бюргера, v_d — скорость дислокаций.

Релаксация остаточных напряжений в этом случае определяется температурой отжига, а не его продолжительностью [21]. При напряжениях σ_{in} меньше предела текучести, не происходит массового размножения и массового скольжения дислокаций. Медленное пластическое течение осуществляется перемещением ограниченного числа легкоподвижных дислокаций в поле действия различных препятствий (точечными дефектами, дислокационными сплетениями, дисперсными частицами, границами зерен).

Следует подчеркнуть, что экспериментально не выявлено существенных различий между влиянием предварительного изотермического отжига ($T < 335$ К) образцов и их электроотжигом ($j < 3 \cdot 10^6$ А/м²), что свидетельствует о „тепловой“ природе воздействия электрического тока. Для подтверждения этого проводился ряд опытов, в которых фиксировалась температура образца, но изменялась плотность электрического тока. Результаты этой серии опытов приведены на вставке к рис. 6. Видно, что при фиксированной температуре образцов $T = 333 \pm 5$ К изменение плотности тока j , протекающего через образец, не приводит к заметному изменению характера ползучести материала (вставка, рис. 6).

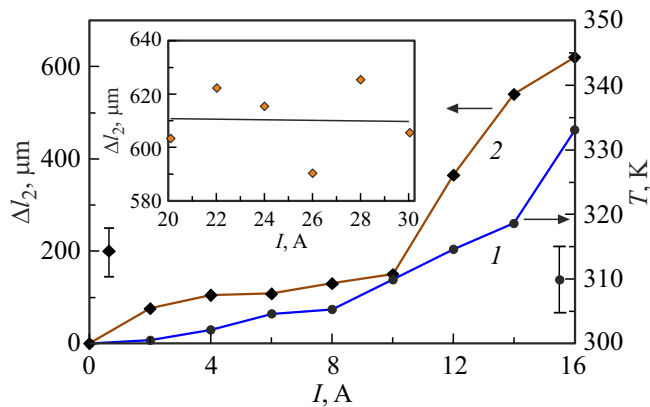


Рис. 6. Зависимость температуры образца (1) и абсолютного удлинения (2) от величины силы электрического тока. Сечение образцов составляло 5×2 mm. На вставке: зависимость абсолютного удлинения образца от величины проходящего через него силы тока в условиях поддержания постоянной температуры $T = 333$ K.

В случае электроотжига без теплоотвода увеличение величины j способствовало нагреву образца и при последующем нагружении приводило к увеличению его ползучести (рис. 6).

4. Заключение

В работе рассмотрены вопросы ползучести алюминиевого сплава, содержащего железосодержащие включения. Экспериментально показано, что предварительные воздействия (экспозиция в постоянном магнитном поле, пропускание постоянного электрического тока, изотермический отжиг) перед испытанием образцов на ползучесть способствуют ее увеличению. Наблюдаемые изменения связаны с областями локальной пластической деформации вблизи межфазной границы раздела включение–матрица. По результатам расчетов и математического моделирования методом конечно-элементного анализа была проведена оценка возникающих термоупругих напряжений $\sigma_T \sim 35$ МПа. В работе отмечается, что наблюдаемое увеличение ползучести определяется результирующим действием остаточных напряжений и напряжениями тепловой природы. Полученные оценки показывают, что предварительный электроотжиг образцов способствует созданию дополнительных локальных источников деформации на межфазных областях, приводящих к локальному увеличению числа подвижных дислокаций. На основании численного моделирования проведена оценка характерного размера таких областей ($\sim 2 \mu\text{m}$). Отмечается, что термоупругие деформации на границе раздела фаз могут быть основной причиной изменения механических свойств многофазных металлических с микроскопическими включениями.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки вузам (рег.№ заявки 1022040800179-4).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Y.-C. Liu, S.-K. Lin. *JOM* **71**, 9, 3094 (2019).
- [2] X. Zhang, S. Xiang, K. Yi, J. Guo. *Acta Metallurgica Sinica* **58**, 5, 581 (2022).
- [3] A. Kumar, A. Arockiarajan. *J. Magn. Magn. Mater.* **546**, 168821 (2022).
- [4] M.H. Ahmad Khairi, S.A. Mazlan, N.M. Hapipi, N. Nordin. *Adv. Eng. Mater.* **21**, 3, 1800696 (2019).
- [5] J. Wang, I. Timokhina, K. Sharp, A. Shekhter, Q. Liu. *Surf. Coatings Technol.* **445**, 128726. (2022).
- [4] S.-H. Peng, J.-J. Yang, Y. Li. *J. Plasticity Eng.* **21**, 3, 85 (2014).
- [5] A. Lebled, B. Necib, M. Sahli. *Mech. Mech. Eng.* **21**, 2, 233 (2017).
- [6] A. Rajput, P.S. Kumar. *J. Alloys Comp.* **869**, 159213 (2021).
- [7] I. Sabirov, O. Kolednik. *Scripta Mater.* **53**, 12, 1373 (2005).
- [8] Y. Sun, X. Huang, C. Liu, M. Zhou, Z. Xinfang. *J. Alloys Comp.* **934**, 10, 167903 (2023).
- [9] N. Hou, K. Yang. *Proced. Eng.* **17**, 292 (2011).
- [10] O.B. Skvortsov, V.I. Stashenko, O.A. Troitsky. *Lett. Mater.* **11**, 4, 473 (2021).
- [11] A. Xiao, C. Huang, X. Cui, Z. Yan, Z. Yu. *J. Alloys Comp.* **911**, 165021 (2022).
- [12] J. Luo, H. Luo, C. Liu, T. Zhao, R. Wang, Y. Ma. *Mater. Sci. Eng. A* **798**, 139990 (2020).
- [13] D. Du, James C. Haley, A. Dong, Y. Fautrelle, D. Shu, G. Zhu, X. Li, B. Sun, E. Lavernia. *J. Mater. Des.* **181**, 107923 (2019).
- [14] A. Skvortsov, D. Pshonkin, E. Kunitsyna, R. Morgunov, E. Beaunon. *J. Appl. Phys.* **125**, 2, 023903 (2019).
- [15] A.A. Skvortsov, D.E. Pshonkin, M.N. Luk'yanov, M.R. Rybakova. *J. Mater. Res. Technol.* **8**, 3, 2481 (2019).
- [16] A.A. Skvortsov, N.A. Khripach, B.A. Papkin, D.E. Pshonkin. *Microelectron. Int.* **35**, 4, 197 (2018).
- [17] A.A. Skvortsov, V.E. Muradov, E.A. Kashtanova. *Tech. Phys. Lett.* **37**, 6, 507 (2011).
- [18] Д.К. Белащенко, А.М. Орлов, В.И. Пархоменко. *Неорган. материалы* **11**, 10, 1728 (1975).
- [19] Физические величины. Справочник. / Под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. Энергоатомиздат, М. (1991). 1232 с.
- [20] Л.С. Синёв. *Наука и образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана*, М., **12**, 946 (2014).
- [21] А.Н. Орлов Введение в теорию дефектов в кристаллах. Высш. шк., М. (1983). 144 с.

Редактор К.В. Емцев