

Упругость, неупругость и микропластичность направленно закристаллизованных сплавов алюминия с германием

© Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, В.Ю. Федоров

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: s.nikanorov@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 26 декабря 2013 г.)

Исследована структура, дефект модуля Юнга, внутреннее трение при упругих продольных колебаниях с амплитудой деформаций $10^{-6} - 3 \cdot 10^{-4}$ на частотах около 100 kHz в сплавах алюминия с германием. Образцы сплавов с содержанием германия от 35 до 64 wt.% были получены вытягиванием в форме лент из расплава способом Степанова при скорости 0.1 mm/s. Показано, что зависимости дефекта модуля Юнга, логарифмического декремента и амплитуды колебательного напряжения от содержания германия в сплаве при постоянной амплитуде деформаций имеют экстремум при 53 wt.% германия. Этот состав соответствовал эвтектическому. Зависимости дефекта модуля, декремента и амплитуды колебательного напряжения при постоянной амплитуде микродеформаций объяснены колебательными смещениями дислокаций, зависящими от структуры сплава.

1. Введение

Влияние германия на неупругость и пластичность литого бинарного сплава на основе алюминия, особенно, при высоком содержании германия, как при доэвтектическом, так и при заэвтектическом составе изучено скудно. Механические свойства сплава Al–Ge и влияние на них разных факторов исследовались только для отдельных доэвтектических составов, например [1]. Однако такие исследования дают информацию о кинетике движения дислокаций на начальных стадиях пластической деформации, предшествующих разрушению. Поэтому они интересны как для данного сплава, так и для других сплавов алюминия с эвтектической диаграммой равновесия, ограниченной взаимной растворимостью в твердом состоянии и отсутствием химических соединений.

От содержания германия в сплаве Al–Ge зависит характер протекания процессов выделения атомов германия из α -твердого раствора и образования зон Гинье–Престона как при затвердевании, так и при старении. Образование кластеров и зон с ковалентными силами связи приводит к изменению пластичности и прочности сплава. Это надо учитывать при анализе влияния содержания германия на механические свойства сплава. Эти явления могут играть важную роль в коммерческих, многокомпонентных сплавах на основе алюминия. Поэтому они исследовались более интенсивно [2–5]. Такие исследования могут помочь конструировать сплав с необходимыми механическими свойствами при выбранной технологии.

В работе [6] исследовано влияние содержания германия на временный предел прочности при растяжении сплава Al–Ge, полученного направленной кристаллизацией способом Степанова. Выбранная технология обеспечила получение образцов с регулярной структурой и более тонким зерном эвтектики по сравнению с литьем в формы. Было установлено, что временный предел прочности растет почти линейно с увеличением содержания германия до эвтектического состава сплава.

При эвтектическом составе сплава наблюдается вязкохрупкий переход.

Целью настоящей работы было исследование неупругих явлений, внутреннего трения и дислокационного дефекта модуля Юнга сплава, получение информации о влиянии состава сплава на микропластичность при относительных колебательных деформациях в области $10^{-6} - 10^{-4}$. Сопоставление таких данных с исследованиями макропластической деформации и разрушения могут помочь понять основные механизмы, определяющие поведение таких сплавов под нагрузкой. Следует отметить, что измерения динамических характеристик необходимы также для расчетов металлоконструкций с учетом упругих, пластических и демпферных свойств материала в различных отраслях техники.

2. Методика

Сплавы, полученные литьем в форму, имеют нерегулярную, неконтролируемую структуру. Поэтому для исследования влияния германия на свойства сплава были использованы сплавы, полученные методом Степанова. В специальной металлургической литературе этот способ вытягивания профилированного изделия непосредственно из расплава с помощью формообразователя рассматривается как способ непрерывного чистого намораживания без кристаллизатора [7]. Способ обеспечивал направленную кристаллизацию с постоянной структурой вдоль всей ленты длиной около 0.5 m и с поперечным сечением 15×3 mm. Скорость вытягивания была $10^2 \mu/s$. Использовались алюминий и германий высокой чистоты (99.99 wt.%). Из лент с содержанием германия в алюминии 35, 43, 53, 57 и 64 wt.% электроискровым методом вырезались образцы длиной 27 mm, с поперечным сечением 6 mm^2 . Образцы отжигались при температуре около 200°C в течении 10 час.

Собственные частоты образцов, по которым определяется модуль Юнга E , и логарифмический декремент δ

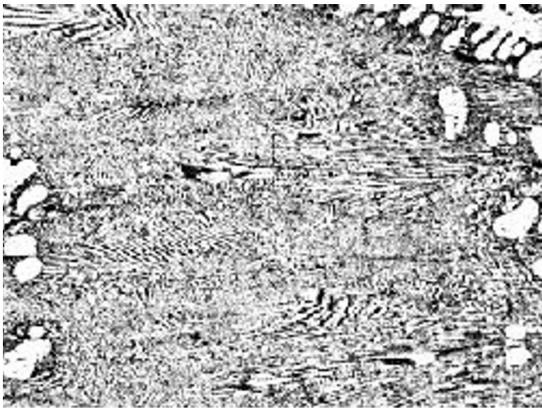
измерялись резонансным пьезоэлектрическим методом с использованием составного вибратора с частотой продольных колебаний около 10^5 Hz при амплитудах колебательных деформаций ε в области $5 \cdot 10^{-7} - 2 \cdot 10^{-3}$.

3. Результаты измерений и обсуждение

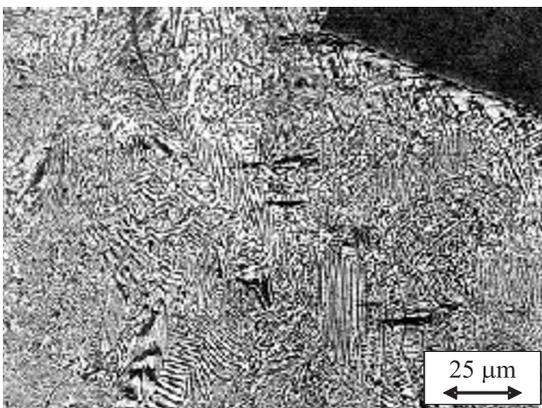
Содержание германия в исследованных сплавах соответствовало доэвтектическому, эвтектическому



35 wt.% Ge



53 wt.% Ge



64 wt.% Ge

Рис. 1. Структура образцов сплава Al–Ge с 35, 53 и 64 wt.% германия.

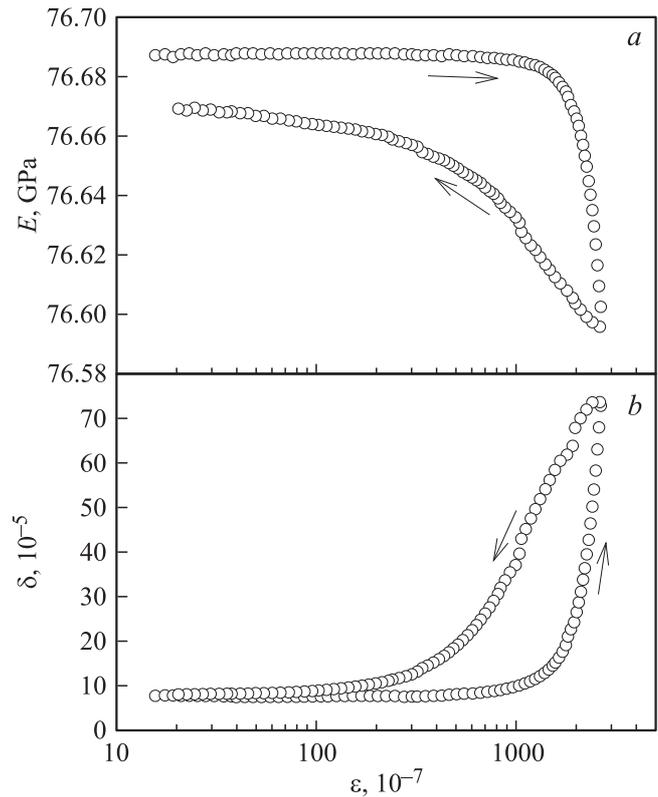


Рис. 2. Амплитудные зависимости модуля Юнга (a) и логарифмического декремента (b) сплава Al–8 wt.% Ge.

(53 wt.%) и заэвтектическому составу. Микрофотографии сплавов трех составов показаны на рис. 1. В доэвтектических образцах видна матрица эвтектического состава, состоящая из игольчатых кристаллов германия и твердого раствора германия в алюминии, α -Al (серые области). В матрице находятся первичные кристаллы α -Al дендритной структуры (светлые области). Их объемная доля уменьшается при увеличении процентного содержания германия до 53 wt.%. Этот состав близок к эвтектическому, в образцах с таким составом наблюдаются лишь отдельные области с дендритами α -Al. В образцах с 57 wt.% германия наблюдаются отдельные участки с первичными кристаллами германия. Они видны на продольном срезе на рис. 1 (черного цвета).

Зависимости модуля Юнга и логарифмического декремента от амплитуды колебательной деформации ε показаны на рис. 2 и рис. 3. При малых амплитудах колебаний, в области деформаций $1 \cdot 10^{-6} - 1 \cdot 10^{-5}$ наблюдается отсутствие амплитудной зависимости E и δ . Амплитудная зависимость появляется при приближении к амплитудам деформации около 10^{-5} . Эти зависимости имеют гистерезисный характер. Характер зависимостей, показанный на рис. 2, типичен для доэвтектических образцов. Обратный ход амплитудных зависимостей E идет ниже, а δ выше начального прямого хода. В случае заэвтектических образцов (рис. 3) кривые зависимости E и δ от амплитуды при уменьшении ε пересекают кривые прямой зависимости. По данным зависимостей $E(\varepsilon)$

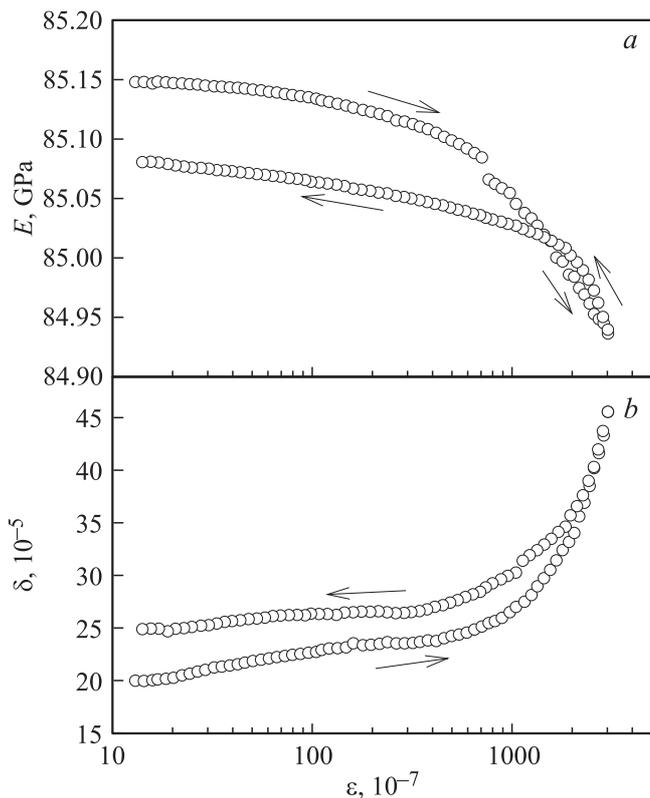


Рис. 3. Амплитудные зависимости модуля Юнга (a) и логарифмического декремента (b) сплава Al–64 wt.% Ge.

и $\delta(\epsilon)$ для всех исследованных составов на рис. 4 построены дефект модуля Юнга $\Delta E/E(\epsilon)$ и амплитудно-зависимая часть декремента $\delta_h(\epsilon)$ как функции ϵ . Здесь $\Delta E/E = (E - E_i)/E$, где E — модуль при текущей амплитуде ϵ , E_i — модуль, соответствующий минимальной амплитуде колебательных деформаций $1 \cdot 10^{-6}$; $\delta_h = \delta - \delta_i$, где δ — декремент при амплитуде ϵ , δ_i — декремент при минимальной амплитуде колебательных деформаций около $1 \cdot 10^{-6}$. Эти зависимости построены по измерениям E и δ при возрастании ϵ . Наблюдается равномерное изменение обеих характеристик материала при возрастании амплитуды. Однако скорость изменения зависимостей изменяется с изменением состава сплава. Она падает при переходе от сплава с 35 wt.% Ge к сплаву с 53 wt.% и начинает расти при дальнейшем увеличении содержания германия.

Влияние состава сплава на дефект модуля Юнга и декремент можно видеть на рис. 5, b и 5, c, где приведены зависимости $\Delta E/E$ и δ_h от содержания германия при постоянной амплитуде деформаций для сплавов исследованных составов.

Акустические испытания позволяют также построить зависимость амплитуды колебательного напряжения σ_y от амплитуды неупругой колебательной деформации ϵ_d . Действительно, неупругая деформация определяется из выражения $(\epsilon_d/\epsilon) = (\Delta E/E)$, а $\sigma = E \cdot \epsilon$. На рис. 5, d показана зависимость σ_y от состава сплава при неупругой деформации $\epsilon_d = 5 \cdot 10^{-8}$, построенная по зависи-

мостям $(\Delta E/E)(\epsilon)$ для всех исследованных сплавов. Эту зависимость можно рассматривать как зависимость напряжения микропластического течения при заданной колебательной деформации от содержания германия.

На рис. 5, a показана равновесная диаграмма состояния сплава алюминий–германий в области исследованных концентраций германия. Из рис. 5 следует, что все исследованные зависимости имеют экстремум при содержании германия близком к эвтектическому составу сплава, 53 wt.% Ge. При меньшем содержании германия сплав состоит из мелкокристаллической эвтектики (α -Al и Ge) и первичных пластичных кристаллов α -Al дендритной структуры. При содержании германия более 53 wt.% — из эвтектики и жестких первичных кристаллов Ge (рис. 1).

Общепринято, что неупругость в металлах при комнатной температуре на частотах около 10^5 Hz обусловлена колебательными смещениями дислокаций [8]. Поэтому дефект модуля упругости и напряжение микропластического течения обусловлены смещением дислокаций, а декремент — энергией, затрачиваемой на преодоление торможения дислокаций точечными дефектами.

В работе [6] было показано, что при увеличении содержания германия до эвтектического происходит увеличение объемной доли сплава с эвтектической струк-

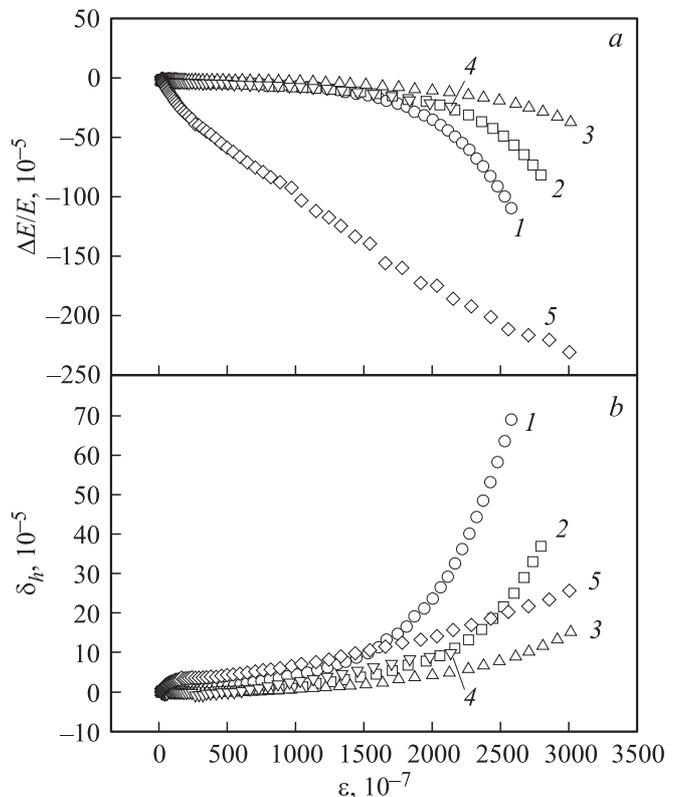


Рис. 4. Дефект модуля Юнга $\Delta E/E$ (a) и амплитудно-зависимый декремент δ_h (b) в зависимости от амплитуды колебательных деформаций. 1 — 35, 2 — 43, 3 — 53, 4 — 57 и 5 — 64 wt.% Ge.

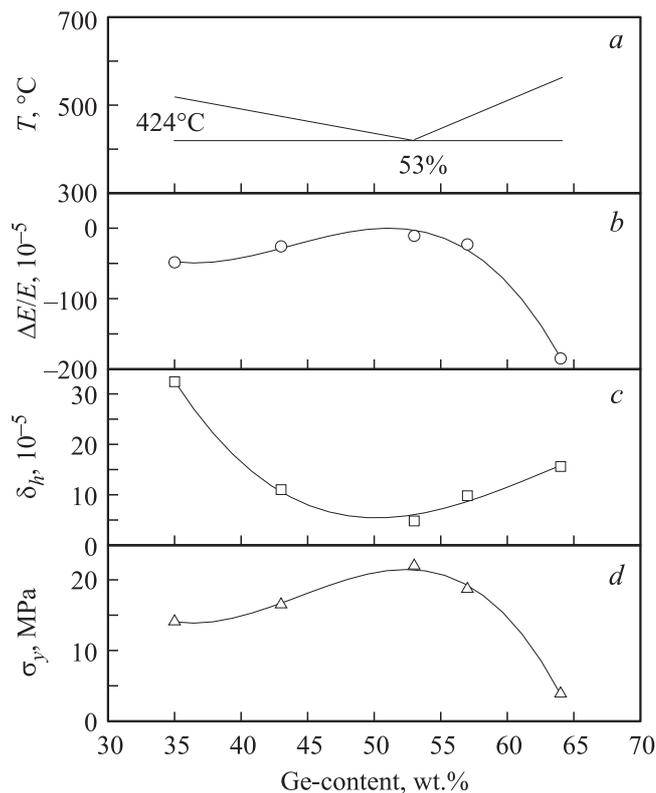


Рис. 5. Равновесная диаграмма состояния сплава алюминий–германий в области исследованных концентраций германия (a); амплитудно-зависимые дефект модуля Юнга $\Delta E/E$ (b) и декремент δ_n (c) при амплитуде колебательной деформации $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$, и напряжение микропластического течения σ_y при неупругой деформации $\varepsilon_d = 5 \cdot 10^{-8}$ (d) в зависимости от содержания германия в сплаве Al–Ge.

турой и соответствующее уменьшение первичных кристаллов твердого раствора германия в алюминии α -Al с дендритной структурой. Уменьшением объемной доли пластичных дендритов α -Al и соответствующим увеличением доли более жесткой эвтектики можно объяснить увеличение напряжения микропластического течения σ_y при колебательной неупругой деформации $5 \cdot 10^{-8}$ при увеличении содержания германия в сплаве от 35 до 53 wt.%. Эта микропластичность остается и даже немного возрастает в сплавах до 64 wt.% Ge, которые практически разрушаются хрупко. Это можно объяснить высокими локальными перенапряжениями, возникающими в эвтектической компоненте сплава на острых краях объемных кристаллов германия (рис. 1), число которых растет с ростом содержания германия. В эвтектической составляющей сплава может расти плотность дислокаций при действии колебательных напряжений. Это подтверждается увеличением остаточного $\Delta E/E$ при минимальной амплитуде колебаний $1 \cdot 10^{-6}$ после измерений при высоких амплитудах (см. рис. 2 и 3) при росте содержания германия выше эвтектического. В эвтектике при 53 wt.% Ge остаточный дефект модуля равен $-8.1 \cdot 10^{-5}$, а при 64 wt.% Ge $-8 \cdot 10^{-4}$. Нельзя исключить и возможность возникновения микротрещин

и пор в образцах, где наблюдается хрупкое разрушение при квазистатическом растяжении [6].

Следует отметить необычный обратный ход амплитудных зависимостей внутреннего трения, отмеченный выше (см. рис. 3), в заэвтектических сплавах. Подобные эффекты наблюдались ранее на хрупких кристаллах высокотемпературной сверхпроводящей керамики [9]. Они были названы „кроссовер“ эффектом и объяснены временными эффектами, обусловленными смещениями точечных дефектов под действием колебательных напряжений.

Неупругие эффекты определяются взаимодействием дислокаций с точечными дефектами. Механические свойства сплавов Al–Ge существенно зависят от выпадений атомов германия и зон Гинье–Престона [1–5]. Поэтому необходимо исследовать кинетику процесса выпадения германия из его твердых растворов в алюминии при высоком содержании германия в сплаве.

Список литературы

- [1] A.H.M. Hammad, K.A. Padmanabhan, G. Van Tendeloo, T.R. Anantharaman. *Z. Met. Kunde* **78**, 103 (1987).
- [2] D. Mitlin, V. Radmilovic, J.W. Morris Jr., *Met. Mater. Trans. A* **31**, 2698 (2000).
- [3] Mitlin, V. Radmilovic, U. Dahmen. *J.W. Morris Jr. Met. Mater. Trans. A* **32**, 197 (2001).
- [4] D. Mitlin, V. Radmilovic, J.W. Morris Jr., U. Dahmen, *Met. Mater. Trans. A* **34**, 735 (2003).
- [5] M.V. Castro Riglos, A.J. Tolley, V. Radmilovic. *Congreso SAM/CONAMET* (2007). P. 1893.
- [6] Л.И. Деркаченко, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман. *ФТТ* **56**, 512 (2014).
- [7] П.И. Антонов, Л.М. Затуловский, А.С. Костыгов, Д.И. Левинзон, С.П. Никаноров, В.В. Пеллер, В.А. Татарченко, В.С. Юферев. *Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова*. Наука, Л. (1981). 280 с.
- [8] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. *Упругость и дислокационная неупругость кристаллов*. Наука, М. (1985). 271 с.
- [9] S.N. Golyandin, B.K. Kardashev, S.B. Kustov, S.P. Nikanorov, P. Devos, J. Cornelis, R. De Batist. *Phys. Status Solidi. A* **147**, 111 (1995).