

интегрирования систем (3) (4) представлены на рис. 1. Здесь же для сопоставления приведены экспериментальные кривые $\tau(\epsilon)$ и $\rho(\epsilon)$. Как следует из рисунка 1, системы уравнений (3) (4) верно описывают экспериментально наблюдаемые особенности изменения криевых деформации с температурой и деформацией [1, 2]. Скорость деформационного упрочнения в случае одиночного скольжения существенно выше, что является аномальным по сравнению с поведением, характерным для чистых металлов.

Несомненно, построенная модель термического упрочнения является лишь грубым приближением к действительно наблюдаемому процессу термического упрочнения, однако многочисленные совпадения

результатов моделирования с реальностью позволяют рассматривать эту модель как полезный и эффективный инструмент, способствующий пониманию и знанию природы термического упрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

- Старченко В.А., Абзаев Ю.А., Черных Л.Г. Феноменологическая теория термического упрочнения сплавов со сверхструктурой L_1 // Металлофизика. 1987. Т. 2. № 12. С. 22-28.
- Старченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Николаев В.И., Шнейман В.В., Смирнов Б.И. Ориентационная зависимость термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge // ФТТ. 1996. Т. 38. № 10. С. 3050-3058.
- Попов Л.Е., Кобытов В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. М.: Металлургия, 1984. 182 с.

УДК 669. 15: 539. 219. 2: 542. 4

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА AMg6 В УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОГО КОНТАКТА С ГАЛЛИЕМ

© В.Г. Шипша, Е.Л. Лебедев, В.Ю. Ефименко, В.А. Маспанов

Россия, Санкт-Петербург, ВИККА им. А.Ф. Можайского

Shipsha V.G., Lebedev E.L., Efimenko V.Yu., Maspanov V.A. Deformation rate influence on mechanical characteristics of AMg6 aluminium alloy under condition of local covering by Ga. An influence of deformation rate on the mechanical properties of AMg6 aluminium alloy exposed to local covering by Ga is studied. Maximum embrittlement action of Ga is found at certain, so called critical, deformation rate. Results, obtained throughout this study, are explained in terms of competition of several processes: grain - boundary and spatial diffusion of Ga, selfdiffusion of Ga along the crack flanges towards the crack tip and kinetics of brittle crack propagation in AMg6 alloy after Ga diffusion.

Механические характеристики Al и его сплавов в условиях поверхностного контакта с галлием, в зависимости от ряда факторов, могут изменяться как в сторону некоторого упрочнения, так и разупрочнения, вплоть до самопроизвольного диспергирования. Природа данного явления подробно изучалась авторами [1, 2] на основании исследований структурных изменений в алюминии при длительном контакте с галлием. Обнаружено, что в этих условиях в поликристаллическом алюминии происходят структурные превращения, обусловленные диффузионным взаимодействием галлия с алюминием, что хорошо коррелирует с наблюдаемым изменением механических свойств последнего. Поскольку диффузия в поликристаллическом материале проходит как по границам зерен, так и в объеме зерна, а при наличии микротрещин - и по их стенкам, то можно предположить, что конкуренция данных процессов будет определять степень разупрочнения алюминия галлием. Для подтверждения данного предположения изучалось влияние скорости деформирования (фактор, учитывающий все виды диффузии) на механические характеристики алюминия в условиях поверхностного контакта с галлием.

Подобные исследования проводились, но для систем Al - Hg, Zn - Ga [3, 4]. Кроме того, полученные результаты по разному трактовались и носят зачастую противоречивый характер.

В нашем случае для исследований использовались плоские образцы лопаточного типа (ГОСТ 1497-84),

выполненные из AMg6, с сечением рабочей части 3×3 мм. Образцы подвергались отжигу и электролитической полировке (проявление микроструктуры, в частности границ зерен, происходило за счет зернограничной диффузии галлия рис. 5а). Дозированный галлий массой 0,2, 0,5 и 1 мг наносился в жидком виде на середину рабочей части образца. Для обеспечения смыкания оксидная пленка алюминия под каплей галлия разрушалась методом нацарапывания. Образец нагревался радиационным методом до температуры 30°C и подвергался одноосному растяжению в соответствии с ГОСТ 9651-84 на установке ИМАШ-5С. Процесс разрушения записывался на видеомагнитофон с помощью видеокамеры, установленной на микроскоп МВТ (375^X). Площадь поверхности излома (рис. 1) вычислялась по следующей формуле:

$$F = F_X + F_B,$$

где: F_X - площадь хрупкой зоны; F_B - площадь вязкой зоны.

В результате испытания на растяжение определялось временное сопротивление (σ_v) и относительное сужение после разрыва (Ψ) (ГОСТ 1497-87) при различной скорости движения активного захвата (скорость деформирования $V_{\text{деф}}$), которая варьировалась в диапазоне от 0,00034 до 0,22 мм/с (1,23 - 785 мм/ч).

Результаты испытаний показали, что при массе галлия 0,5 мг σ_v и Ψ сплава AMg6 с увеличением $V_{\text{деф}}$

сначала резко уменьшаются и при критической скорости деформирования ($V_{\text{деф}, \text{кр}} \approx 5 \text{ мм/ч}$) достигают минимальных значений ($\sigma_b \approx 25 \text{ МПа}$, $\Psi \approx 0$). При дальнейшем увеличении $V_{\text{деф}}$ прочность и пластичность возрастают (рис. 1, 2).

Полученная зависимость объясняется закономерностью распространения хрупкой трещины, образовавшейся под действием галлия (средняя скорость которой пропорциональна скорости деформации [5]), а также конкуренцией следующих процессов:

- 1) зернограничной диффузии галлия;
- 2) диффузии галлия в объем зерна (объемной диффузии);
- 3) самодиффузии галлия по берегам трещины к ее устью.

На основании фрактографического анализа и видеосъемки можно выделить несколько этапов процесса разрушения:

- 1) зернограничная диффузия галлия (с образованием по границам зерен гомогенного раствора, что является причиной разупрочнения [1]) (рис 5а);
- 2) образование, при определенном уровне напряжений, хрупкой интеркристаллитной трещины, которая, пройдя область, подверженную диффузии галлия, останавливается (рис 5б);

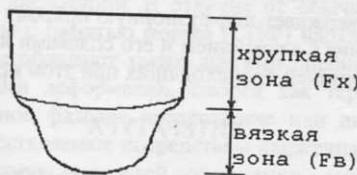


Рис. 1. Схема поверхности излома.

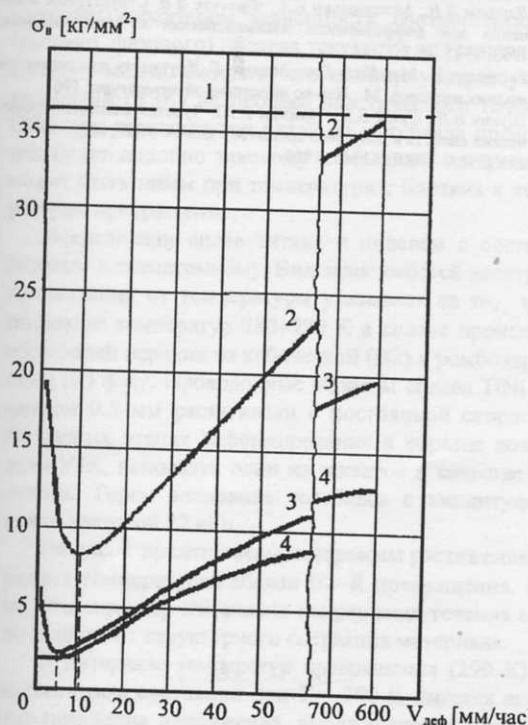


Рис. 2. Зависимость предела прочности от скорости деформации образцов из сплава АМг6 в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

- 3) самодиффузия галлия по стенкам трещины к ее устью;
- 4) дальнейшее продвижение трещины после зернограничной диффузии галлия перед ее устьем.

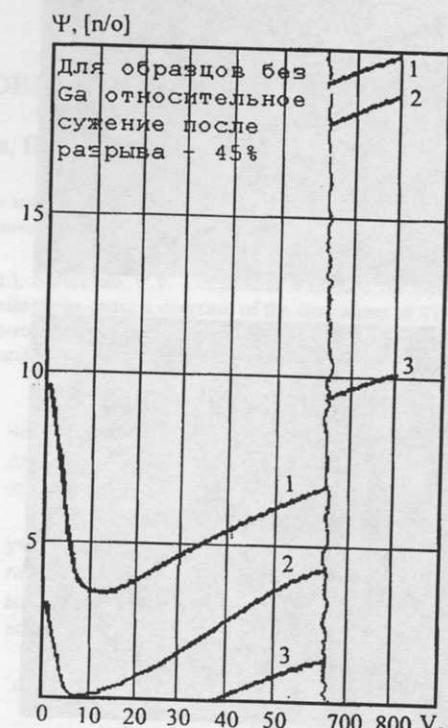


Рис. 3. Зависимость относительного сужения от скорости деформации образцов из сплава АМг6 в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

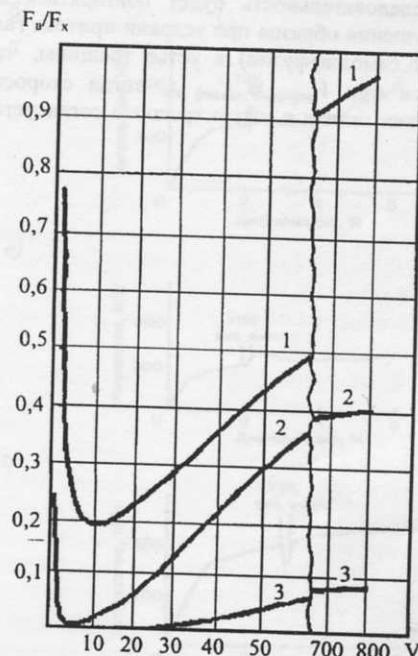


Рис. 4. Зависимость отношения площадей F_b -вязкой и F_x -хрупкой зон разрушения от скорости деформации образцов из сплава АМг6 в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

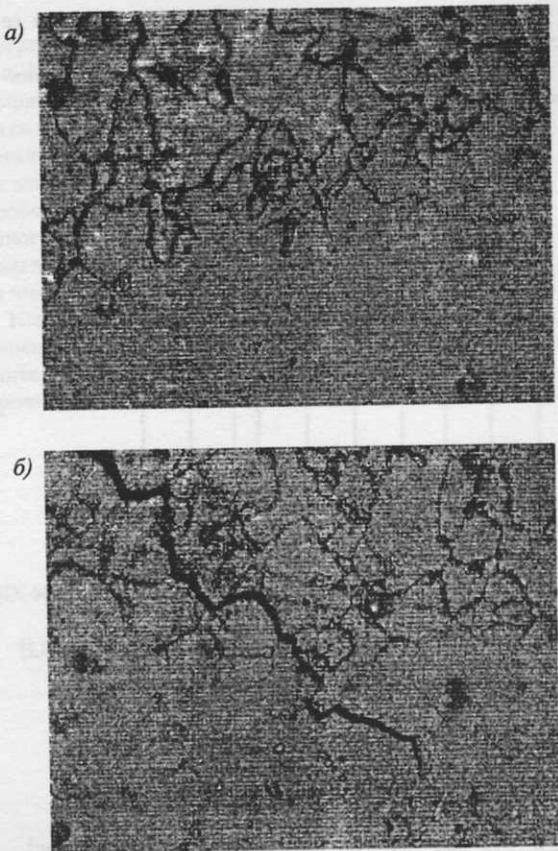


Рис. 5. а) область зернограницной диффузии Ga (500^х); б) интеркристаллитная трещина, оставшаяся на выходе из области с зернограницной диффузией Ga (500^х).

Такая последовательность будет повторяться до полного разрушения образца при условии притока галлия (методом самодиффузии) в устье трещины, что обеспечивается при $V_{\text{деф}} \approx V_{\text{деф кр}}$, когда скорость транспортировки галлия к устью трещины согласуется

со скоростью роста трещины и поглощение галлия в объеме металла незначительно.

При $V_{\text{деф}} > V_{\text{деф кр}}$ скорость трещины в определенный момент превосходит скорость самодиффузии галлия по ее стенкам. Подпитка галлием устья трещины прекращается и в условиях повышения напряжения долом образца происходит вязким образом. Наличием вязкой зоны объясняется возрастание σ_b и Ψ (рис. 2, 3, 4).

При $V_{\text{деф}} < V_{\text{деф кр}}$ наряду с медленным ростом хрупкой трещины происходит отток галлия через стенки трещины в объем металла вплоть до его исчерпывания. Подпитка галлием устья трещины прекращается, дальнейший рост трещины происходит вязко, σ_b и Ψ также возрастают (рис. 2, 3, 4).

Испытания, проведенные при массах галлия 0,2 и 1 мг, подтвердили данные предположения. При $V_{\text{деф}} > V_{\text{деф кр}}$ закономерность в обоих случаях сохраняется. При $V_{\text{деф}} < V_{\text{деф кр}}$ и массе 0,2 мг исчерпывание галлия происходит быстрее, о чем свидетельствует смещение $V_{\text{деф кр}}$ в сторону больших скоростей деформирования по сравнению с 0,5 мг. Для массы галлия 1 мг его достаточно для хрупкого разрушения образца при самых малых $V_{\text{деф}}$, вязкой зоны разрушения не наблюдается (рис. 2, 3, 4).

Таким образом, полученная зависимость (рис. 2, 3, 4) подтверждает диффузионную природу взаимодействия галлия с алюминием и его сплавами и объясняет конкуренцией происходящих при этом процессов.

ЛИТЕРАТУРА

- Лариков Л.Н., Максименко Е.А., Франчук В.И. Структурные изменения в алюминии и его сплавах при охрупчивании жидким галлием // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 1. С. 115.
- Лариков Л.Н., Максименко Е.А., Франчук В.И. Структурные изменения при диффузионном взаимодействии // Металлофизика. 1993. Т. 15. № 3. С. 44.
- Ростокер У., Мак-Коги Дж., Маркус Г. Хрупкость под действием жидких металлов. М.: Изд-во иностранной литературы, 1962.
- Щукин Е.Д., Сумм Б.Д., Траскин В.Ю. Чувствительность механических свойств к действию среды. М.: Изд-во МИР, 1969.
- Old C.F. // AERE. R8343. 1976.