

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

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

ЛИТЕРАТУРА

- Старенченко В.А., Абзаев Ю.А., Черных Л.Г. Феноменологическая теория термического упрочнения сплавов со сверхструктурой Li_2 // Металлофизика. 1987. Т. 2. № 12. С. 22-28.
- Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Николаев В.И., Шпейсман В.В., Смирнов Б.И. Ориентационная зависимость термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge // ФТТ. 1996. Т. 38. № 10. С. 3050-3058.
- Попов Л.Е., Кобычев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. М.: Металлургия, 1984. 182 с.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
СПЛАВА АМг6 В УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОГО КОНТАКТА С ГАЛЛИЕМ

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.

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

выполненные из АМг6, 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 смачивания 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 видеоманитофон с помощью видеокамеры, установленной на микроскоп MBT (375 $\times$). Площадь поверхности излома (рис. 1) вычислялась по следующей формуле:

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

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

262

сначала резко уменьшаются и при критической скорости деформирования ($V_{\text{деф кр}} \approx 5$ мм/ч) достигают минимальных значений ($\sigma_{\text{в}} \approx 25$ 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 диффузией);
- 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 и является причиной разупрочнения [1]) (рис 5а);
- 2) образование, при определенном уровне напряжений, хрупкой интеркристаллитной трещины, которая, пройдя область, подверженную диффузии галлия, останавливается (рис 5б);

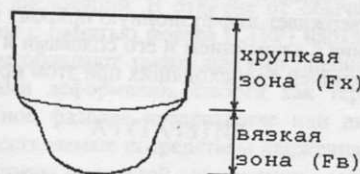


Рис. 1. Схема поверхности излома.

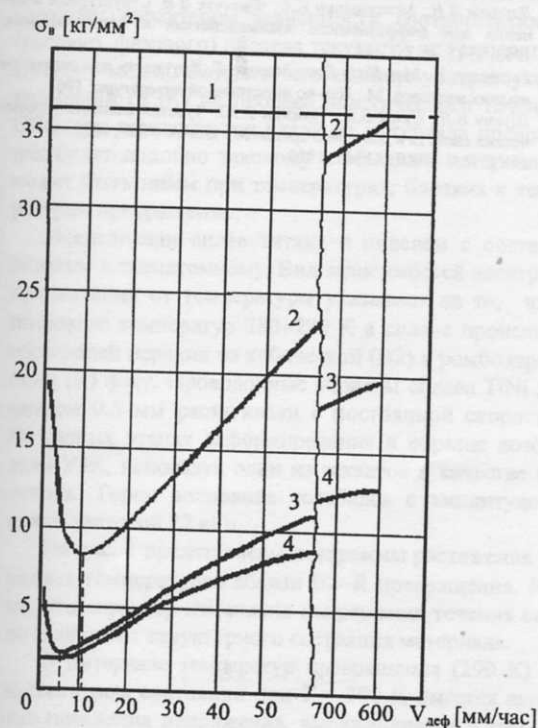


Рис. 2. Зависимость предела прочности от скорости деформации образцов из сплава АМгб в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

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

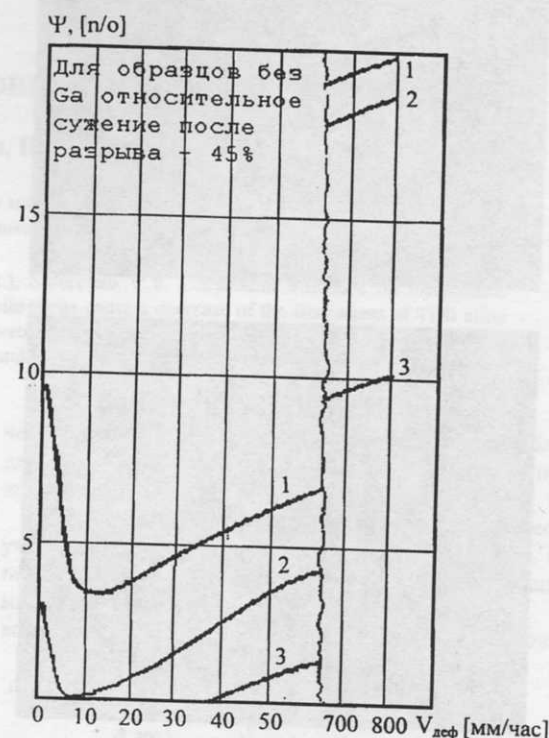


Рис. 3. Зависимость относительного сужения от скорости деформации образцов из сплава АМгб в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

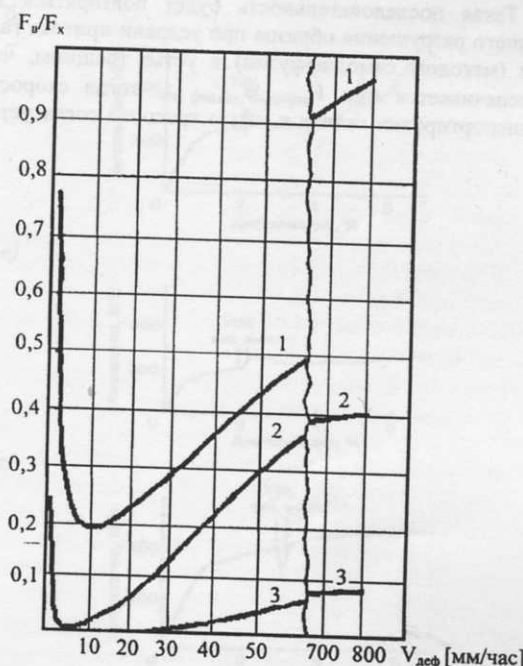


Рис. 4. Зависимость отношения площадей $F_{\text{в}}$ -вязкой и $F_{\text{х}}$ -хрупкой зоны разрушения от скорости деформации образцов из сплава АМгб в условии локального нанесения галлия. 1 – без Ga; 2 – масса нанесенного Ga 0,2 мг; 3 – масса нанесенного Ga 0,5 мг; 4 – масса нанесенного Ga 1 мг.

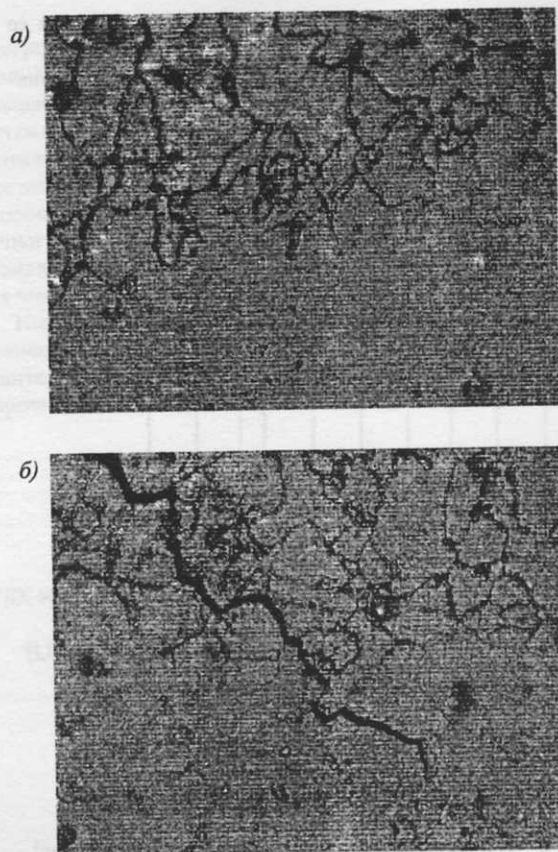


Рис. 5. а) область зернограницной диффузии Ga (500°); б) интеркристаллитная трещина, оставшаяся на выходе из области с зернограницной диффузией Ga (500°).

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 исчерпания. 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 объясняется конкуренцией происходящих при этом процессов.

ЛИТЕРАТУРА

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