

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Н. Н. БУИНОВ и Л. И. ПОДРЕЗОВ

**ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПОСЛЕДУЮЩИЙ
РАСПАД В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ**

(Представлено академиком И. П. Бардиным 11 XI 1952)

В работе (1) методом оксидных пленок проводилось электронно-микроскопическое исследование влияния пластической деформации на распад в сплавах Al—Si и Al—Mg—Si. При этом исследовался распад в поверхностном слое образцов этих сплавов, так как оксидные пленки получались за счет поверхности, подготовленной путем электрополировки и травления до деформации и отпуска. При таком способе ведения опытов удавалось одновременно наблюдать частицы распада, мозаичную структуру сплавов и линии скольжения. Однако в этом случае нельзя было распространить полученные результаты и выводы на распад по объему образцов сплавов по следующей причине.

В процессе электронно-микроскопического исследования старения сплава Al—Ag (2), проведенного в нашей лаборатории, было обнаружено, что распад в поверхностном слое этого сплава отличается от распада по его объему. Из экспериментальных данных других авторов известно, что фазовые превращения в поверхностном слое твердого тела могут существенно отличаться по скорости протекания от превращения по его объему. На примере превращения белого олова в серое А. П. Комаром (3, 4) было показано, что скорость превращения в поверхностном слое значительно выше, чем внутри. Исследуя сплавы карбидов, Я. С. Уманский (5) также обнаружил, что распад тантало-вольфрамового карбида при отпуске идет быстрее в поверхностном слое, чем внутри. Возможно, что фазовые превращения в поверхностных слоях отличаются не только по своей скорости, но и по характеру своего протекания; на это указывает хотя бы возможность обогащения или обеднения поверхностных слоев примесями, на основании эффекта Гиббса.

Приведенные факты послужили причиной проведения опытов по выяснению влияния пластической деформации на распад по объему в сплавах Al—Si (1,2% Si по весу), Al—Mg—Si (1,4% Mg₂Si по весу), Al—Cu (4% Cu по весу) и Ak 5.

Травление образцов в этом случае проводилось после их деформации и отпуска. В исследовании использовались те же деформации, что и в работе (1); кроме того, были проведены опыты с деформациями до 60%. В последнем случае деформации задавались путем обжатия в ручьевых валках.

Порядок проведения опытов были следующий: закалка, деформация, старение, многократные электрополировки и травление и затем получение оксидных пленок, являющихся образцами для исследования в электронном микроскопе.

Многokратная электрополировка и травление служили для устранения поверхностных слоев образцов и для избежания поверхностного эффекта. Деформированные и недеформированные образцы затем попарно старились: Al — Si при 160, 210 и 260°; Al — Cu при 100, 150, 187, 210 и 260°; Al — Mg — Si при 160, 210 и 260°; Al 5 при 150°.

Время старения выбиралось таким образом, чтобы образцы имели максимальную или близкую к максимальной твердость, достижимую при данной температуре отпуска.

Исследованием было обнаружено, что распад в поверхностном слое выбранных сплавов отличается от распада внутренних слоев. Это отличие сводится, главным образом, к тому, что внутри металла распад более дисперсен и частицы распада имеют более правильную форму — форму кристалликов, тогда как в поверхностном слое они не всегда имеют такую форму. Иллюстрацией поверхностного эффекта в сплаве

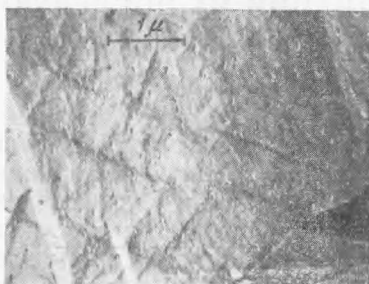


Рис. 1а



Рис. 1б

Al — Si являются снимки на рис. 1а и 1б. Оба снимка получены с образца, деформированного сжатием на 10% и отпущенного при 210° в течение 30 мин. Первый снимок получен с поверхности образца, а второй — с внутреннего слоя того же образца.



Рис. 2

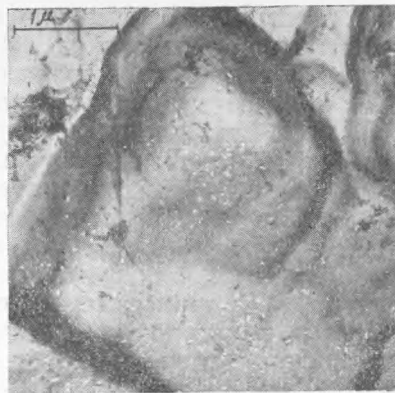


Рис. 3

Распределение выпавших частиц во внутренних слоях не отличается от распределения в поверхностном слое. Здесь также не наблюдается преимущественного распада в направлении возможных следов скольжения. В качестве дополнительной иллюстрации отсутствия преимущественного распада в каких-либо направлениях (за исключением границ мозаики) приведены снимки с образцов сплава Al — Si, деформированного на 60% (рис. 2) и недеформированного (рис. 3) и отпущенных при 160°

в течение 16 час., а также снимок (рис. 4) со сплава Al—Cu, деформированного на 60% и отпущенного при 187° в течение 13 мин. За отсутствием места мы не приводим электронные снимки со всех исследованных нами сплавов и для случаев всех видов применяемой обработки, которые демонстрируют результаты, аналогичные описанным выше.

Проведенное исследование дает основание сделать вывод (1), что остаточные напряжения в исследованных сплавах распределены по объему сплава без заметной преимущественной локализации в зонах следов скольжения. Возможно, что и деформация распределена относительно равномерно по объему исследованных сплавов, но применяемая нами методика не дает возможности это обнаружить.

Последнее предположение находит себе некоторое подтверждение в электронно-микроскопическом исследовании поверхности пластически деформированных моно- и поликристаллов алюминия высокой чистоты, проведенном Вильсдорф и Кульманн-Вильсдорф (7). Эти авторы, используя метод кварцевых пленок, оксидной вольфрама, обнаружили, что вся поверхность алюминиевых образцов, деформированных на 15%, покрыта сплошь тонкими следами скольжения, соответствующими возможным системам плоскостей скольжения. Это указывает на относительно равномерное распределение деформации по кристаллам алюминия.

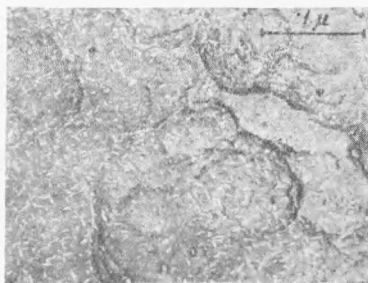


Рис. 4

Методом оксидных пленок обычно обнаруживаются только отдельные группы таких следов скольжения и, как правило, четко только одного направления. Вероятно, это связано с пониженной разрешающей способностью этого метода в обнаружении следов скольжения. Причиной

этого является то обстоятельство, что оксидная пленка образуется не только за счет самого образца, но и частично за счет наращивания оксидного слоя на образце.

Последнее не может не привести к понижению разрешающей способности применяемого нами метода и к неполному выявлению следов скольжения.

Поскольку в исследованных сплавах нет увеличения в размерах выпавших частиц в деформированных образцах по сравнению с недеформированными, ускоряющее влияние распада пластической деформацией следует приписывать возникновению большего числа центров, а не изменению коэффициента диффузии. С таким предположением хорошо согласуется параллельность прямых $1/T - \ln t$ для нормального и на 40% деформированного сплава Al—Cu, а также параллельность прямых степень деформации — $\ln t$ для различных температур старения, установленных Гейлер (8). На этих прямых T является температурой старения, а t — время достижения второго максимума твердости. Параллельность этих прямых, повидимому, также указывает, что применяемая Гейлер пластическая деформация (от 40 до 90%) ускоряет распад в сплаве Al—Cu (4% Cu по весу), не оказывая существенного влияния на коэффициент диффузии.

Последний результат нетрудно понять, если учесть, что остаточные напряжения распределены в кристаллах сравнительно равномерно, т. е. отсутствуют большие градиенты в их распределении. В этом случае во всех участках сплава энергия остаточных напряжений будет значительно ниже теплоты диффузии. По литературным данным (9), запас первой не превышает 100—200 кал/г-ат., а запас второй измеряется десятками тысяч калорий.

Вследствие этого влияние пластической деформации на коэффициент диффузии при относительно равномерном распределении остаточных напряжений должно быть незаметным.

Авторы выражают благодарность тов. М. Ф. Комаровой за помощь в работе.

Институт физики металлов
Уральского филиала Академии наук СССР

Поступило
10 XI 1952

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Н. Н. Буйнов, В. П. Савиных, ДАН, **88**, № 2 (1953). ² Н. Н. Буйнов, Р. М. Леринман, Изв. АН СССР, сер. физ., № 3, 363 (1951). ³ А. П. Комар, Б. Лазарев, ЖЭТФ, **5**, 650 (1935). ⁴ А. Комар, К. Иванов, ЖЭТФ, **6**, 256 (1936). ⁵ Сборн. Применение рентгеновских лучей к исследованию материалов, 1949, стр. 47. ⁶ Д. Г. Курносов, Н. М. Тронина, М. В. Якутович, ЖТФ, **18**, в. 2, 197 (1948). ⁷ H. Wilsdorf, D. Kuhlmann-Wilsdorf, Naturwiss., **38**, 502 (1951). ⁸ M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., **72**, 8, 543 (1946). ⁹ Я. С. Уманский и др., Основы физического металловедения, 1949.