

Н. Н. БУЙНОВ и В. П. САВИНЫХ

**ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПОСЛЕДУЮЩИЙ
РАСПАД В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ Al — Si и Al — Mg — Si**

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

При помощи электронного микроскопа проводилось исследование влияния пластической деформации на последующий распад в сплавах Al — Si (1,2% Si) и Al — Mg — Si (1,4% Mg₂Si). Выбор этих сплавов для исследования был обусловлен тем, что первый из них легко закаливается и не старится при комнатной температуре, а во втором после закалки и естественного старения при помощи электронного микроскопа распад не обнаруживается (хотя свойства и изменяются).

Выбор этих сплавов был связан также с возможностью их исследования методом оксидных пленок. Этим методом исследовалась поверхность образцов, травленая перед деформацией и старением. Выбранный метод и его проведение дают возможность на электронных снимках одновременно наблюдать выделения, блочную структуру и те искажения (линии скольжения, искривления блочков, трещины и т. д.) в субмикроскопической структуре сплавов, которые вносит деформация.

Образцы указанных выше сплавов в виде брусков размером $4,5 \times 4,5 \times 15$ мм и прутков размером $2 \times 2 \times 50$ мм после отжига при 530° закаливались и затем травились. После этой операции они подвергались сжатию (бруски) и растяжению (прутки) от нескольких процентов до 20%. Деформация определялась по изменению длины образцов.

Далее образцы старились в интервале температур $100\text{--}260^\circ$. Время старения варьировалось от 20 мин. до нескольких часов. В большинстве опытов температура и время старения выбирались из расчета получения твердости образцов, соответствующей ее подъему на кривой твердость — время отпуска при данной температуре. После термической обработки с образцов снимались оксидные пленки, которые исследовались электронно-микроскопически.

Влияние пластической деформации на распад иллюстрируется снимками, приведенными на рис. 1—3.

Снимок на рис. 1 получен со сплава Al — Si, отпущенного при температуре 210° в течение 1 часа 40 мин. Снимок на рис. 2 получен с того же сплава, отпущенного также при 210° в течение 1 часа 40 мин., но предварительно деформированного сжатием на 10%. Снимок на рис. 3 получен со сплава Al — Mg — Si, отпущенного при 200° в течение 1 часа, но предварительно деформированного растяжением на 18%.

Исследование сплава Al — Si показало, что пластическая деформация ускоряет распад. Количество выделившихся частиц в случае деформированных образцов в 2—3 раза больше, чем в случае недеформированных. В деформированных образцах распад проходит более равномерно как по отдельным кристаллитам, так и по всей поверхности образца. Размеры частиц в деформированных и недеформированных образцах

примерно одинаковы. В ряде опытов наблюдается, что в случае недеформированных образцов частицы даже несколько крупнее, чем в деформированных.

В сплаве Al — Mg — Si существенного влияния пластической деформации на картину распада, в смысле увеличения количества выделившихся частиц, заметить не удалось.

Анализ большого числа электронных снимков со сплавов Al — Si и Al — Mg — Si, термически обработанных при разных температурах и временах выдержки, показал, что преимущественного распада в зо-

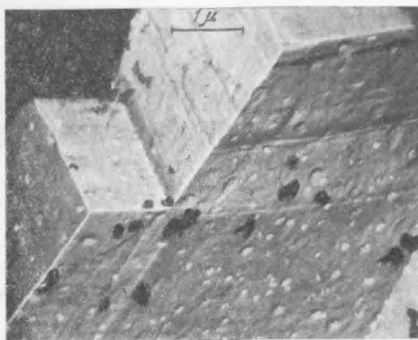


Рис. 1

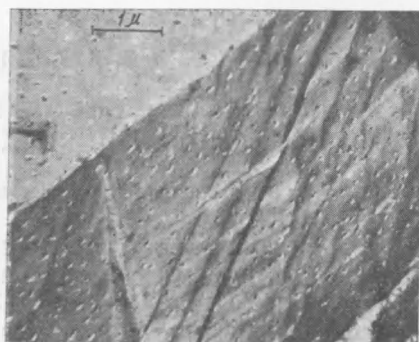


Рис. 2

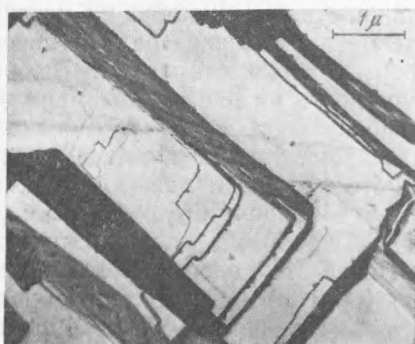


Рис. 3



Рис. 4

нах следов скольжения, которые хорошо видны на снимках, не наблюдается. Преимущественного распада в зонах следов скольжения не наблюдается как в случае слабых деформаций (4%), так и в случае, когда оксидные пленки снимались с участка шейки растянутого образца Al — Si (см. рис. 4), отпущенного после деформации при 160° в течение 8 час.

Этот факт заслуживает внимания, поскольку обычно принято считать, что распад после предварительной деформации проходит в зонах следов скольжения.

Отсутствие преимущественной локализации распада вблизи следов скольжения можно объяснить тем, что остаточные напряжения локализируются по всему объему образца, а не только в следах скольжения. Представление о распределении остаточных напряжений по всему объему деформированного материала хорошо согласуется с количественными исследованиями Д. Г. Курносова, Н. М. Трониной и М. В. Якутовича (1). Эти авторы исследовали распределение пластической деформации скольжением по объему кристалла цинка и показали, что при деформации в 4% при комнатной температуре только 10% деформации

локализуется в видимых следах скольжения, а остальные 90% распределены по объему образца, не занятого следами скольжения. Однако эти опыты не дают представления о распределении остаточных напряжений, ибо это распределение может отличаться от распределения деформации.

Отсутствие преимущественной локализации распада вблизи следов скольжения можно объяснить иначе. Ряд исследователей считает возможным местный нагрев деформируемого металла в зонах следов скольжения. Так например, Н. Н. Давиденков и Ю. С. Терминасов⁽²⁾, проводя рентгенографическое исследование деформации при статическом и динамическом сжатии стали, объясняют меньшее размытие K_{α} -дублета во втором случае местным повышением температуры по плоскостям скольжения, вызывающим явление отжига и снижение остаточных напряжений второго рода.

А. В. Степанов⁽³⁾, изучая деформацию каменной соли, показал, что в плоскостях скольжения, даже при статическом деформировании, температура может приближаться к температуре плавления. Для металла этот эффект вследствие значительно большей теплопроводности должен быть выражен гораздо слабее.

Однако Е. В. Колонцова⁽⁴⁾, исследуя механизм пластической деформации кристаллов алюминия при помощи рентгеновских лучей и электронного микроскопа, пришла к выводу, что пластическая деформация сопровождается рекристаллизацией областей кристалла, примыкающих к плоскостям скольжения. В своих опытах она использовала деформации того же порядка, что и мы.

Таким образом, сравнительно равномерное распределение остаточных напряжений можно объяснить тем, что процесс пластической деформации сопровождается местным повышением температуры в зонах следов скольжения, снимающей остаточные искажения третьего рода.

Влияние рекристаллизации и возврата в наших опытах мало вероятно, поскольку температуры отпуска (за исключением 260°) были низкие, а время отпуска небольшое.

Выделившиеся частицы при отпуске в обоих сплавах обычно имеют равные или несколько меньшие размеры в случае деформированных образцов по сравнению с размерами частиц недеформированных образцов. Размеры частиц в зонах скольжения такие же, как и вдали от них.

Эти два факта заставляют сделать предположение, что пластическая деформация, используемая в наших опытах, ускоряет распад, главным образом, за счет создания большего числа центров распада и, повидимому, не оказывает значительного влияния на коэффициент диффузии.

Сделанные в работе выводы авторы не распространяют на другие старящиеся сплавы, но считают возможным, что они могут оказаться справедливыми для ряда сплавов, у которых температура плавления относительно близка к температуре деформации, как это имеет место для алюминиевых сплавов, исследованных нами.

В заключение авторы выражают искреннюю благодарность действительному члену АН УССР А. П. Комару за обсуждение полученных результатов.

Институт физики металлов
Уральского филиала Академии наук СССР

Поступило
10 XI 1952

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Д. Г. Курносков, Н. М. Тронина, М. В. Якутович, ЖТФ, 18, 197 (1948).
² Н. Н. Давиденков, Ю. С. Терминасов, ЖТФ, 14, 409 (1944). ³ А. В. Степанов, Phys. Z. Sowjetunion, 4, 609 (1933). ⁴ Е. В. Колонцова, ЖЭТФ, 21, 821 (1951).