

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

К. А. ОСИПОВ, С. Г. ФЕДОТОВ и М. Г. ЛОЗИНСКИЙ

**О «НОВОМ» МЕХАНИЗМЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ  
РАСТВОРОВ МЕТАЛЛОВ**

*(Представлено академиком Н. Т. Гудцовым 12 XII 1952)*

В работах (1-7) обсуждается так называемый «новый» механизм пластичности, подмеченный в алюминии и цинке, когда они деформируются с малыми скоростями при повышенных температурах. При этом указываются следующие особенности этого механизма:

1) в процессе деформирования исходные зерна дробятся на множество более мелких ячеек, имеющих совершенную кристаллическую структуру, но различно ориентированных относительно друг друга;

2) пластическая деформация осуществляется путем относительного перемещения указанных ячеек внутри первичных зерен, — образование полос скольжения при этом отсутствует;

3) равновесный размер ячеек увеличивается с возрастанием температуры и с уменьшением скорости деформирования;

4) при действии этого механизма пластичности металл слабее сопротивляется деформированию, чем при обычной сдвиговой деформации, и упругость его прекращается, как только ячейки достигают равновесного для данных условий деформирования значения;

5) обычно считают, что «новый» механизм пластичности не обусловлен явлением рекристаллизации.

Ниже обсуждаются наши экспериментальные данные, подтверждающие возможность протекания сходного механизма пластичности в твердом растворе системы медь — олово. При этом рассматриваются две возможные трактовки природы этого механизма.

Были выплавлены сплавы, относящиеся к области  $\alpha$ -твердого раствора системы медь — олово и содержавшие 2, 5, 8 и 12% олова. Они были отожжены при температуре 650—700° в течение 360 час. После такого отжига микрорентгенографическим исследованием и с помощью глубокого травления в сплавах не удалось обнаружить неоднородного распределения компонентов. Из недеформированных отожженных сплавов были изготовлены цилиндрические образцы с полированными торцевыми плоскостями и затем, для снятия наклепа, они были дополнительно отожжены в вакууме при температуре 700° в течение 6 час. После вакуумного отжига в плоскости шлифа образцов с помощью микроскопа наблюдались крупные однородные зерна. На приготовленных таким образом образцах определялась твердость методом вдавливания в вакууме четырехгранной алмазной пирамиды с углом в 136° между противоположными гранями. Описание прибора, использованного для проведения наших исследований, приведено в работах (8, 9). Прибор позволял испытывать одновременно 6 образцов. На одном и том же образце за один цикл нагрева от 20 до 800° испытывалась твердость последовательно при

температурах: 20, 200, 350, 500, 600, 700 и 800°. Нагрузка на индентор была 1 кг, а продолжительность выдержки индентора на образце составляла 5 мин. При таком методе испытания каждый отпечаток индентора, при какой бы температуре он ни был получен, проходил нагрев до 800° и последующее охлаждение в вакууме до 20°. Диагонали полученных отпечатков измерялись при комнатной температуре.

Полученные значения твердости графически представлены на рис. 1 в координатах «температура — логарифм твердости». Из этого рисунка можно видеть, что в области температур до 425—525°, в зависимости от состава сплавов, логарифм твердости изменяется линейно с температурой, т. е. в изменении логарифма

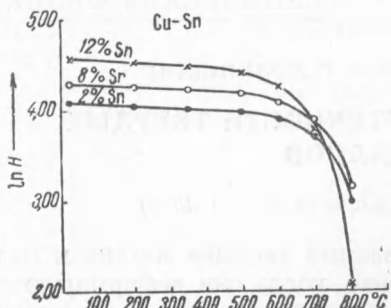


Рис. 1. Температурная зависимость логарифма твердости сплавов системы медь—олово. Нагрузка на индентор была 1 кг, продолжительность выдержки индентора на образце 5 мин.

твердости здесь наблюдается закономерность, ранее установленная В. П. Шишочкиным с сотрудн. ((<sup>10</sup>, <sup>11</sup>) и др.) для самых разнообразных сплавов. Однако в области более высоких температур линейная зависимость уже не соблюдается и имеет место очень резкое уменьшение значений логарифма твердости с ростом температуры; сплавы здесь очень быстро разупрочняются с ростом температуры.

Характерно, что отклонения от линейной зависимости на графиках рис. 1 совпадают с изменениями микроструктуры вблизи отпечатков инденторов. Возле отпечатков, полученных в области температур до 425—525°, наблюдались полосы скольжения наряду с четко выявленными границами крупных зерен сплава, образовавшихся при более высоких температурах в результате отжига. В случаях же, когда отпечатки были получены в области более высоких температур, полосы скольжения возле них не наблюдались; вместо этого отпечатки были окружены множеством мелких ячеек, размеры которых значительно меньше исходных крупных зерен. Микроструктура, типичная для условий деформирования при температурах ниже 425—525°, приведена на рис. 2 а, для условий деформирования при более высоких температурах — на рис. 2 б. Обе эти микрофотографии получены с полированных плоскостей образцов, испытанных на твердость в вакууме и не подвергавшихся специальному травлению какими-либо реактивами; все особенности структур выявлены в вакууме. Вблизи отпечатков, полученных при температурах ниже 425—525° и имевших разные размеры, не было получено мелких ячеек, подобных показанным на рис. 2 б, хотя все они и проходили последующий нагрев до 800° и затем охлаждение до 20°. Во всех случаях вблизи таких отпечатков наблюдались только полосы скольжения.

Мелкие ячейки, наблюдавшиеся в зоне внедрения инденторов при высоких температурах, смещены относительно друг друга и не лежат в одной плоскости. Об этом можно было судить на основании исследования образцов с помощью металлографического микроскопа при косом освещении шлифа и на основании рассмотрения их в интерференционном микроскопе. На рис. 3 показана мелкозернистая структура в зоне деформации с наличием полос интерференции. Об относительном смещении мелких ячеек можно судить по сложному ходу этих полос.

Отмеченные особенности в изменении твердости и структуры позволяют заключить, что в изученных сплавах в интервале температур до 425—525° проявляется обычная сдвиговая деформация с образованием полос скольжения, тогда как при более высоких температурах деформация осуществляется путем относительного перемещения мелких ячеек.

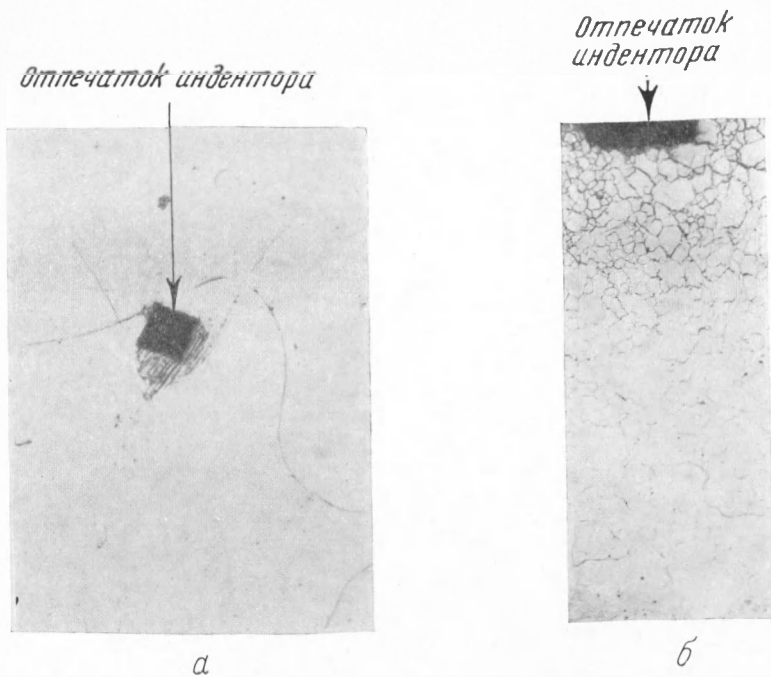


Рис. 2. Микроструктура поверхности образца сплава меди с 12% Sn. *а* — крупные исходные зерна, полосы скольжения вблизи отпечатка индентора, температура испытания 400°, продолжительность 1 мин.,  $\times 100$ ; *б* — мелкие ячейки вокруг отпечатка индентора, температура испытания 800°, продолжительность 10 мин.  $\times 100$

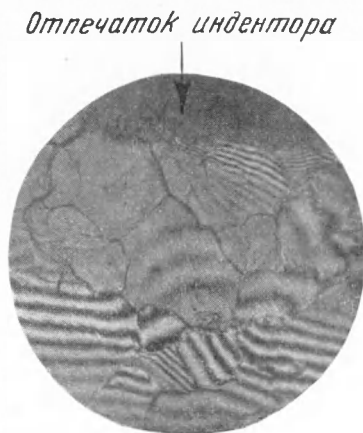


Рис. 3. Мелкие ячейки вблизи отпечатка индентора в сплаве с 12% Sn. Видны полосы интерференции.  $\times 327$

наблюдавшихся внутри исходных крупных зерен вокруг отпечатков инденторов. Одна из особенностей этой деформации, в отличие от низкотемпературной, состоит в том, что она осуществляется на большом пространстве вокруг места приложения нагрузки и в то же время происходит только по границам отдельных небольших объемов.

Что же представляют собой наблюдавшиеся нами мелкие ячейки и как они возникают?

Возможны два крайних предположения: а) мелкие ячейки отсутствуют в исходном крупном зерне и возникают только в процессе его деформирования; б) эти ячейки существуют в исходном зерне и только выявляются в процессе деформирования. В обоих случаях пластическая деформация может осуществляться путем относительного смещения этих ячеек. Первое предположение совпадает с тем, которое сделано почти всеми авторами работ (1-7). При таком предположении неизбежно возникает вопрос о связи, или даже о тождестве, между «новым» механизмом пластичности и явлением рекристаллизации. Если исходить из наиболее распространенного представления, что рекристаллизация, особенно когда она имеет место в пластически деформированном металле, включает в себя процессы зарождения и роста новых зерен, то едва ли возможно провести различие между этим явлением и «новым» механизмом. Противопоставление рекристаллизации и процесса дробления исходных зерен, как это делается в работах (1-7), является тогда искусственным и отпадает необходимость называть рассматриваемый механизм деформирования «новым». В то же время отождествление рекристаллизации и «нового» механизма вызывает необходимость с особенной силой подчеркнуть ту идею, что рекристаллизация, протекающая при высокотемпературном деформировании, является не следствием пластической деформации, а ее элементарным актом или составной частью этого акта.

Второе предположение означает, что в исходном металле имеется множество элементарных объемов, различающихся между собой ориентировками кристаллических решеток и, следовательно, ограниченными поверхностями раздела. Такие поверхности могут быть и внутри крупных зерен. В определенных условиях деформирования эти объемы взаимно смещаются, различия в ориентации их кристаллических решеток усиливаются и благодаря этому создаются предпосылки для обнаружения и наблюдения их в виде мелких ячеек.

Известны доказательства существования мелких ячеек внутри более крупных зерен алюминия высокой чистоты и других хорошо отожженных чистых металлов и сплавов ((12) и др.). Доказательством может служить и рис. 4. Микроструктура, показанная на этом рисунке, была получена в результате длительного электролитического травления литого сплава системы никель — хром (5% ат. Сг), отожженного при 1250° в течение 10 час. Характерно, что тонкие границы мелких зерен выявились только после длительного травления, тогда как границы крупных зерен выявлялись в начале травления.

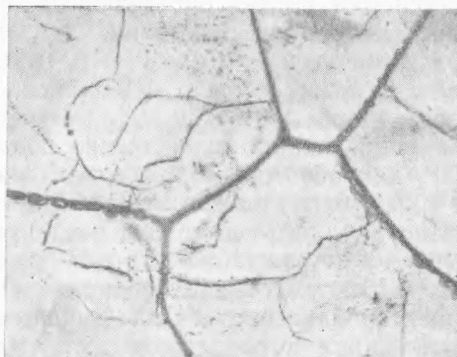


Рис. 4. Микроструктура литого и отожженного при 1250° в течение 10 час. сплава системы никель — хром (5 ат. % хрома) после длительного электролитического травления.  $\times 100$

Несомненно, что взаимное смещение элементарных объемов и, следовательно, обнаружение имеющихся в зерне мелких ячеек будет легче осуществимо при деформировании в условиях вязкого поведения материала на поверхностях раздела.

Авторы склонны думать, что как в алюминии, так и в  $\alpha$ -твердом растворе системы медь — олово высокотемпературный механизм пластической деформации, о котором выше шла речь, связан с вязким поведением этих материалов на поверхностях раздела. В поддержку такого предположения можно указать на следующие факты. Вязкое состояние на границах зерен или вообще на поверхностях раздела в поликристаллических металлах, как известно, особенно отчетливо обнаруживается при вполне определенных, повышенных температурах. В поликристаллическом алюминии, например, оно заметно обнаруживается при температурах выше  $200^\circ$  <sup>(13)</sup>, т. е. как раз в температурном интервале, в котором было обнаружено проявление «нового» механизма пластичности <sup>(1)</sup>. В  $\alpha$ -твердом растворе системы медь — олово вязкое состояние должно существенно обнаруживаться при температурах выше  $400^\circ$ , как об этом можно судить по температурной зависимости модулей упругости сплавов этой системы <sup>(14)</sup>. Мелкие ячейки в этой системе также наблюдались только в случае деформирования при температуре выше  $400^\circ$ . О возможности наличия мелких ячеек внутри крупных зерен говорилось уже выше. Не исключено, что некоторые из благоприятно ориентированных ячеек или группы их могут послужить центрами рекристаллизации в процессе пластического деформирования. Тогда такие ячейки, или группы их, будут не только смещаться относительно других, но и расти.

Если принять, что «новый» механизм пластичности обусловлен вязким поведением материала на поверхностях раздела, то для чистого алюминия началом существенного развития «нового» механизма следует считать температуру, равную примерно  $0,5 T_{пл}$ . В сплавах системы медь — олово «новый» механизм проявляется при температурах  $0,6 T_{пл}$ . На основании температурной зависимости модулей упругости <sup>(15)</sup>, которая дает возможность судить о вязком поведении материала, можно предполагать что «новый» механизм будет проявляться в  $\alpha$ -железе не ниже  $0,5 T_{пл}$ , а в высоколегированных сплавах на железной, никелевой и кобальтовой основах — при температурах не ниже  $0,6 T_{пл}$ .

Н. Т. Гудцов <sup>(16)</sup> указывал на возможность вязкого течения металлов под действием истинных напряжений, превышающих предел прочности. Он предполагал, что при таком течении может происходить «неорганизованное смещение целых групп атомов», приводящее к образованию мелкокристаллической структуры. В то время Н. Т. Гудцов еще не связывал смешаемые группы атомов с наличием поверхностей раздела в металле.

Институт машиноведения  
Академии наук СССР

Поступило  
8 XII 1952

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> G. R. Wilms, W. A. Wood, J. Inst. of Metals, **75**, 8 (1949). <sup>2</sup> W. A. Wood, R. F. Scrutton, *ibid.*, **77**, 5 (1950). <sup>3</sup> E. A. Calnan, B. D. Burns, *ibid.*, **77**, 5 (1950). <sup>4</sup> G. B. Greenough, E. M. Smith, *ibid.*, **77**, 5 (1950). <sup>5</sup> A. H. Cottrell, V. Aytakin, *ibid.*, **77**, 5 (1950). <sup>6</sup> W. A. Wood, J. W. Suiter, *ibid.*, **80**, 9 (1952). <sup>7</sup> E. L. Tate, D. McLean, *ibid.*, **80**, 7 (1952). <sup>8</sup> М. Г. Лозинский, ДАН, **84**, № 1 (1952). <sup>9</sup> Н. Т. Гудцов, М. Г. Лозинский, ЖТФ, № 8 (1952). <sup>10</sup> В. П. Шишокин, ЖПХ, **2**, № 6 (1929). <sup>11</sup> В. П. Шишокин, В. А. Агеева, Цветн. мет., № 11 (1930). <sup>12</sup> И. А. Одинг, М. Г. Лозинский, ДАН, **84**, № 4 (1952). <sup>13</sup> Ting-Sui Ké, Phys. Rev., **71**, No. 8 (1947). <sup>14</sup> W. Köster, Z. Metallkunde, **39**, 1 (1948). <sup>15</sup> C. W. Andrews, Metal Progress, **58**, No. 1 (1950). <sup>16</sup> Н. Т. Гудцов, Учение о прочности и пластической деформации, 1948.