

05;07;12

Кинетика залечивания пор и упрочнение меди при всестороннем сжатии

© А.И. Петров, М.В. Разуваева

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: An.Petrov@pop.ioffe.rssi.ru

(Поступило в Редакцию 29 ноября 2001 г. В окончательной редакции 31 января 2002 г.)

Методом рентгеновской дифракции определена зависимость плотности подвижных дислокаций от величины деформации, возникающей при залечивании образцов пористой меди в условиях всестороннего давления до 1500 МПа. Проведена оценка средней длины свободного пробега дислокаций в зависимости от деформации сжатия, скорости деформации в условиях давления, средней скорости движения дислокаций и скорости генерации дислокаций.

Согласно [1] залечивание пор в кристаллических материалах под действием всестороннего давления при умеренных температурах, осуществляется за счет формирования вблизи пор стационарного дислокационного ансамбля. Стабилизация размера поры происходит при условии, когда сдвиговые напряжения, созданные внешним давлением, компенсируются встречным напряжением от ранее испущенных дислокаций. Получено соотношение, связывающее размер стабилизированной поры с величиной приложенного давления и числом дислокационных петель, испущенных источниками вблизи пор. Экспериментальные данные, выполненные в основном на щелочно-галлоидных кристаллах, подтверждают основные положения дислокационного механизма залечивания пор под давлением [1]. Однако оценка изменения плотности дислокации вблизи пор под действием давления не проводилась.

В задачу работы входило изучение влияния всестороннего давления на плотность дислокаций в пористых металлах и оценка влияния дислокаций у пор на наблюдаемое [2] после воздействия давления упрочнение.

Исследования проводили на образцах пористой меди, полученных выпариванием цинка из латуни при 1073 К в вакууме в течение 8 h. Размер образцов составлял $30 \times 3 \times 1$ mm, исходная пористость образцов — 12%. Образцы подвергались воздействию всестороннего давления до 1500 МПа в бомбе высокого давления. Средой, передающей давление, служило силиконовое масло, разбавленное на одну треть бензином. Контроль пористости до (W_0) и после (W_p) воздействия давления до 1500 МПа осуществляли измерением плотности и с помощью оптической микроскопии. Величину продольной деформации сжатия образцов, возникающую вследствие уменьшения объема пор, оценивали как $\varepsilon = 1/3(W_0 - W_p)$. Расчет плотности дислокаций (ρ) проводили по физическому уширению рентгеновских линий (β) согласно соотношению [2]

$$\rho = \beta^2 \cdot \text{ctg}^2 \theta / 2b^2, \quad (1)$$

где b — вектор Бюргерса, θ — угол дифракции. Предварительно для выявления вклада физических факторов

в уширение линий пористой меди был проведен анализ уширения по линиям двух отражений (111) и (222). Методом аппроксимации [3] установили, что уширение линий вызвано в основном микродеформациями от дислокаций; эффект уширения, связанный с размером блоков оказался незначительным.

Рассмотрим полученные данные. На рис. 1 (кривая 1) приведена зависимость плотности подвижных дислокаций, обеспечивающих пластическое течение материала в поры, от величины продольной деформации. Видно, что в случае воздействия всестороннего давления связь между указанными величинами является нелинейной. Согласно известному соотношению

$$\varepsilon = \rho \cdot b \cdot \bar{L}, \quad (2)$$

это свидетельствует о том, что в процессе деформации под давлением средняя длина свободного пробега дислокаций \bar{L} не является постоянной величиной. Как видно из рис. 2, длина \bar{L} линейно уменьшается с ростом пластической деформации.

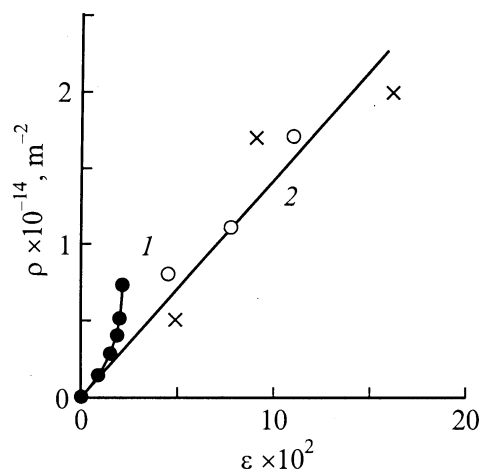


Рис. 1. Зависимость плотности подвижных дислокаций от деформации. 1 — пористая медь (●), 2 — беспористая медь (○), латунь (×) [5].

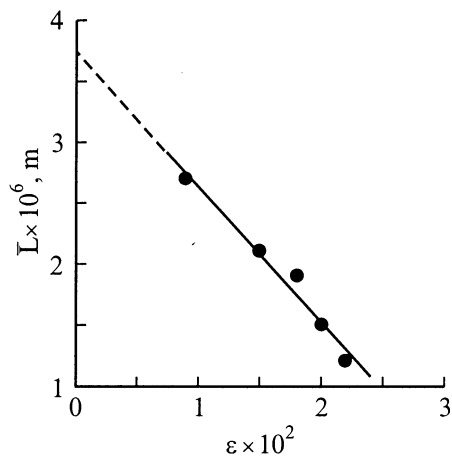


Рис. 2. Зависимость средней длины свободного пробега дислокации от деформации сжатия при заживлении пор в меди.

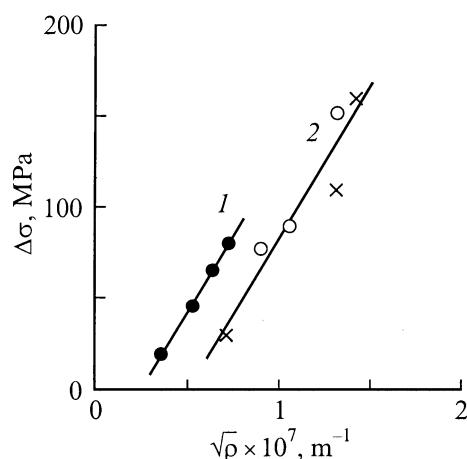


Рис. 3. Зависимость прироста прочности от плотности подвижных дислокаций. Обозначения те же, что и на рис. 1.

Оценим влияние роста под давлением плотности дислокаций на упрочнение пористой меди. Увеличение плотности подвижных дислокаций ведет к росту прочности образцов пористой меди при их испытании после заживляющего воздействия всестороннего давления (рис. 3, кривая 1).

Сравним полученные данные с имеющимися в литературе. Из данных [4,5] следует, что средняя длина свободного пробега дислокаций в металлах с гранцентрированной кубической решеткой является величиной, чувствительной к скорости деформирования. Она заметно уменьшается при переходе от статических к динамическим способам нагружения (рис. 4). Сравнение полученных значений \bar{L} с данными для ГЦК металлов, представленных на рис. 4, показывает, что процесс пластического течения материала вблизи пор в условиях всестороннего давления протекает со скоростью деформирования не ниже $\dot{\epsilon} \approx 10^1 \text{ s}^{-1}$. Исходя из данного значения $\dot{\epsilon}$ и выражения для средней скорости

пластической деформации $\dot{\epsilon} = \epsilon/t_p$ можно оценить, что время действия давления составит не более 10^{-3} s ; средняя скорость движения дислокаций, как следует из уравнения Орована $v = \dot{\epsilon}/b\rho$, будет около $1 \cdot 10^{-3} \text{ m/s}$, а скорость генерации дислокаций $\dot{\rho} = \rho/t_p \approx 5 \cdot 10^{16} \text{ m}^{-2}/\text{s}$.

Проведенные оценки показывают, что характер пластической деформации у пор под давлением в большей степени соответствует деформация не при статических, а при динамических условиях нагружения. С учетом этого обстоятельства сравним данные, полученные при воздействии всестороннего давления с результатами испытания образцов, подвергнутых динамическому импульсному сжатию. На рис. 1 (кривая 2) и 3 (кривая 2), по данным [5], приведены зависимости плотности подвижных дислокаций от деформации и прироста прочности от величины ρ для беспористых образцов меди и латуни (70%Cu, 30%Zn), подвергнутых ударному погружению при длительности импульса $2 \mu\text{s}$ и давлениях до 20 GPa. Из приведенных на рис. 1 данных видно, что зависимости ρ от ϵ практически совпадают при малых значениях ϵ . Расхождение при больших деформациях может быть связано с наблюдаемым, при воздействии всестороннего давления, уменьшении величины \bar{L} (величина \bar{L} при импульсном нагружении не зависит от деформации и составляет $2.8 \cdot 10^{-6} \text{ m}$). Влияние исходной (до испытания на растяжение) плотности дислокаций на прочность практически одинаково для обоих видов нагружения (рис. 3). Небольшое расхождение кривых 1 и 2 может быть обусловлено различным характером распределения дислокаций: равномерным по образцу в случае импульсного давления и сосредоточенного вблизи пор при всестороннем давлении.

Рассмотрим возможную причину уменьшения \bar{L} с ростом ϵ . Оптическая микроскопия шлифов пористой меди показала, что при малых величинах давления вблизи пор наблюдается одна система скольжения. С ростом

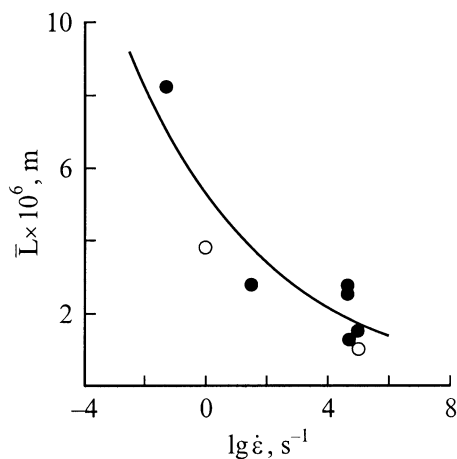


Рис. 4. Зависимость средней длины свободного пробега дислокации от скорости деформирования для металлов с гранцентрированной кубической решеткой по данным [4,5]. ● — медь, ○ — никель.

давления в процесс деформации включаются другие системы скольжения дислокаций. Взаимодействие дислокаций, принадлежащих различным плоскостям, должно приводить к образованию сидячих дислокаций Ломмера–Коттрелла. Основываясь на точке зрения Зегера [6], можно полагать, что образование барьеров в плоскостях скольжения в результате дислокационных реакций и является причиной уменьшения средней длины пробега дислокаций при увеличении степени залечивания пор.

Выводы

1. Установлена связь степени залечивания пор под действием всестороннего давления с плотностью дислокаций, испущенных источниками вблизи пор.
2. Показано, что средняя длина свободного пробега дислокации уменьшается с ростом давления.
3. Выявлена связь упрочнения меди с ростом под давлением вблизи пор плотности дислокаций.

Список литературы

- [1] Гегузин Я.Е., Кононенко В.Г. // Физика и химия обработки материалов. 1982. № 2. С. 60–75.
- [2] Бетехтин В.И., Петров А.И., Орманов Н.К. и др. // ФММ. 1989. Т. 67. Вып. 2. С. 318–322.
- [3] Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н. и др. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
- [4] Эшштейн Г.Н. Строение металлов деформированных взрывом. М.: Металлургия, 1980. 254 с.
- [5] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерса и Л.Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [6] Зегер А. // Дислокации и механические свойства кристаллов. М.: ИЛ, 1960. С. 179–268.