

В. М. ГОРИЦКИЙ, В. С. ИВАНОВА, Л. Г. ОРЛОВ,
В. Ф. ТЕРЕНТЬЕВ

О РАЗЛИЧИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ И ВНУТРЕННИХ СЛОЕВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 7 I 1972)

Сейчас известно, что при пластической деформации кристаллических тел поведение дислокаций и их распределение вблизи поверхности и во внутренних объемах может существенно различаться. Однако в некоторых работах, например (1-3), сообщается, что поверхностный слой имеет повышенную плотность дислокаций и упрочняется сильнее, а в других (4)

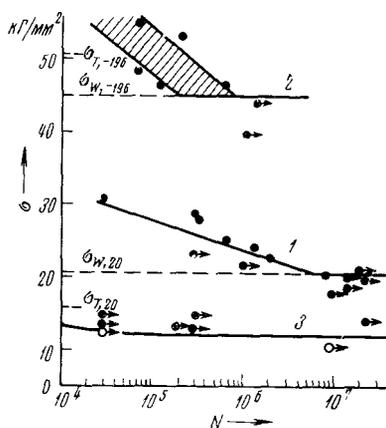


Рис. 1. Кривые усталости технического железа при 20° С (1) и —196° С (2); 3 — линия начала макроскопического течения при 20° С. Светлыми кружками обозначены образцы, в которых не наблюдалось макроскопической деформации; кружками со стрелками — неразрушившиеся образцы

приводятся противоположные данные. Определенное качественное различие дислокационной структуры поверхностного и внутренних слоев деформированных монокристаллов кремнистого железа было установлено в работе (5). Особенности формирования дислокационной структуры вблизи поверхности образца могут быть связаны с тем, что на начальной стадии пластической деформации основным источником дислокаций являются различные поверхности раздела, как внешние, так и внутренние (межзеренные, межфазные) (6). К условиям на внешней поверхности чувствительно поведение не только монокристаллов, но и поликристаллических образцов (7). Имеющиеся в литературе сведения позволяют предполагать, что пластическое течение охватывает первоначально тонкий поверхностный слой материала порядка размера зерна, а затем распространяется в глубь образца (8, 9). Интенсивность дислокационных процессов в поверхностных слоях и степень их влияния на пластичность и

прочность образца в целом могут быть различны в зависимости от схемы нагружения и при циклической (усталостной) деформации, по-видимому, весьма значительны, вследствие чего можно ожидать более резкой дифференциации дислокационной структуры поверхностных и внутренних слоев, чем при статическом растяжении. Для материалов на основе железа в этом направлении проведены лишь ограниченные исследования (10, 11).

Перед нами стояла задача исследовать методом просвечивающей электронной микроскопии распределение дислокаций вблизи поверхности и в глубине образцов технического железа, подвергнутых многократному импульсному растяжению при +20 и —196° С. Плоские образцы железа

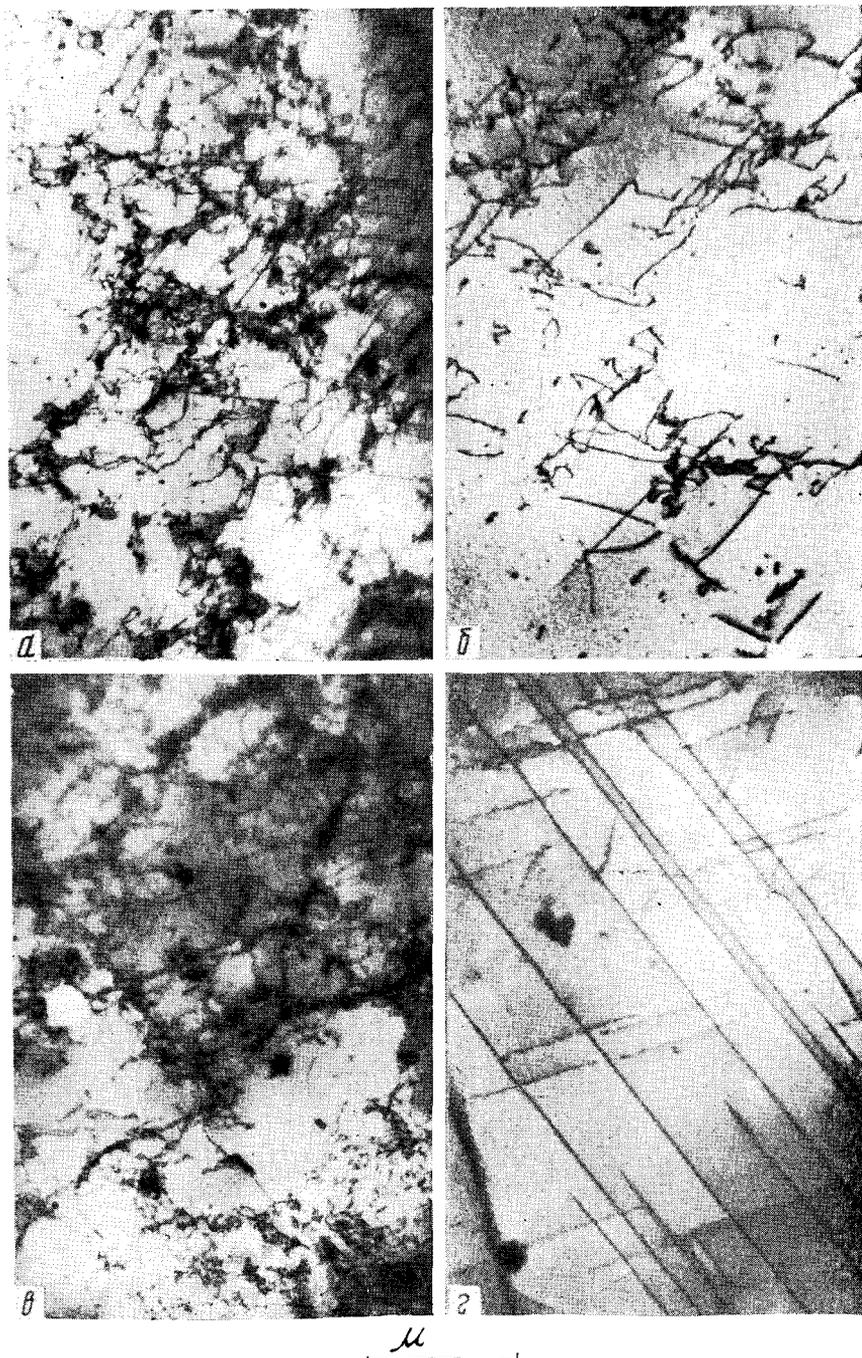


Рис. 2. Электронные микрофотографии железа. Циклическое нагружение при 20°C (а, б) и -196°C (в, з). а, в — поверхностный, б, з — внутренний слои

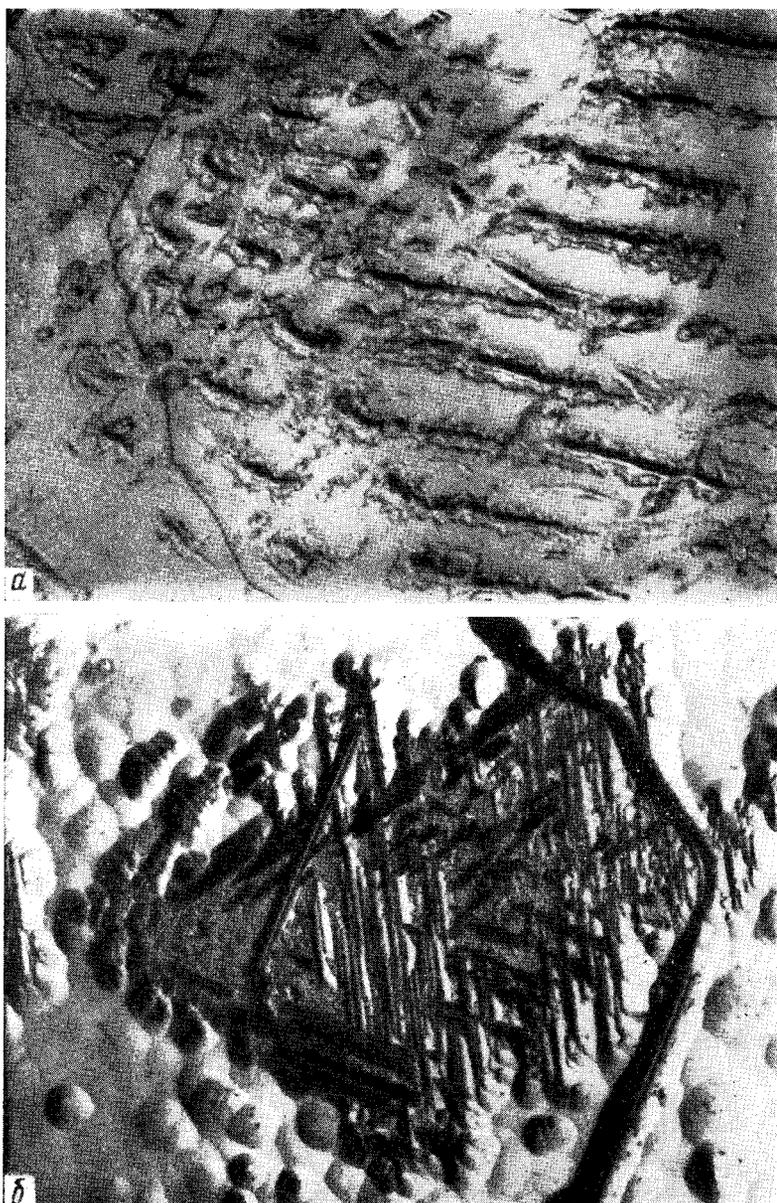


Рис. 1. Микрофотография задней грани образца в области повреждения лучом лазера. а — до травления, б — после травления; 270 ×

с размером рабочей части $30 \times 4 \times 1,2$ мм³, были отожжены в вакууме при 850° С в течение 2 час. (средняя величина зерна 70—80 м) и электролитически отполированы до толщины ~ 1 мм. Испытания проводились на микропульсаторе типа «Шенк» с частотой нагружения 2800 циклов в мин. Объекты для исследования в электронном микроскопе JEM-7R (ускоряющее напряжение 100 кВ) готовили из внутренних и поверхностных слоев по специальной методике с использованием ранее разработанных (9) приемов.

На рис. 1 представлены кривые усталости исследованного железа при комнатной температуре и температуре —196° С. Предел усталости σ_w при 20° С равен 20,5 кг/мм², что на 4 кг/мм² превышает предел текучести при статическом растяжении, σ_T . При —196° С величина σ_w ниже σ_T на ~ 5 кг/мм² и составляет 45 кг/мм². При 20° С ниже кривой 3 в образцах еще не обнаруживаются явных признаков течения.

Дислокационная структура при 20° С после различного числа циклов нагружения исследовалась для двух уровней деформирующих напряжений: 1) несколько выше линии 3, но ниже предела текучести и 2) выше предела текучести, но ниже или на уровне предела усталости. Процесс пластической деформации вначале происходит путем распространения по образцу полос Людерса. Как показывают электронномикроскопические наблюдения, в пределах полосы плотность дислокаций у поверхности образца выше, чем внутри. Однако развитие полос происходит как вглубь, так и путем бокового роста, в результате чего на этой стадии в образце соседствуют участки, на которых течение проникло на все сечение, но с большим развитием у поверхности, и участки, еще совершенно не охваченные течением ни в поверхностных, ни во внутренних слоях. После окончания площадки текучести возрастание общего количества дислокаций во всей рабочей части образца не приводит к выравниванию плотности у поверхности и во внутренних слоях. На рис. 2 а, б показана дислокационная структура после $3 \cdot 10^5$ циклов нагружения при 14,5 кг/мм² на глубине от поверхности ~ 2 м (а) и более 150 м (б). В поверхностном слое дислокации образуют плотные сгущения типа мелкоячеистой структуры. Во внутренних слоях расположение дислокаций также неравномерно, но более «кристаллографично»: часто наблюдаются удлинненные дипольные полупетли или отдельные отрезки преимущественно винтовой ориентации. Наибольшая плотность дислокаций отмечается в поверхностном слое толщиной до 5 м и, по крайней мере, до глубины ~ 30 м оказывается все еще заметно более высокой, чем в остальном сечении. Отмеченная тенденция сохраняется и при более высоком уровне приложенных напряжений (вблизи σ_w). Следует подчеркнуть, что средняя плотность дислокаций перестает увеличиваться уже после ~ 10^4 циклов на уровне σ_w и дальнейшая пластическая деформация происходит, по-видимому, только за счет перемещения образовавшихся дислокаций.

В случае деформации при —196° С общее удлинение до разрушения при напряжениях вблизи σ_w не превышало 0,1—0,2%, причем течение локализовалось в отдельных участках. Установлено, что дислокационная структура внутренних и поверхностных слоев различается еще более существенно, чем при комнатной температуре, причем это различие не только количественное, но в значительной степени и качественное. В глубине образца распределение дислокаций типично для низкотемпературной деформации железа: длинные, прямые отдельные отрезки или узкие диполи винтовой ориентации, относительно равномерно расположенные по следам чаще всего двух направлений типа $\langle 111 \rangle$ (рис. 2 в). В поверхностном слое толщиной несколько микрон структура резко отлична (рис. 2б): помимо того, что имеется сильно повышенная плотность дислокаций, характер их распределения не похож на обычную низкотемпературную структуру, а более свойствен достаточно пластичному состоянию, например, комнатной температуре деформации.

Полученные результаты показывают, что при многократном повторном растяжении железа поверхностный слой образцов претерпевает, по-видимому, пластическую деформацию значительно большей степени и обладает повышенной пластичностью. Возможно, что подобные эффекты, но в иной степени, могут проявляться и при других видах нагружения, в частности, при статическом растяжении. Несомненно, однако, что по сравнению с последним циклическое нагружение накладывает особые условия на процесс развития скольжения и формирования дислокационной структуры. Специфика состоит в том, что при импульсном растяжении вблизи σ_п предельная деформация составляет 2—3%, в то время как при этом достигается плотность дислокаций того же порядка, что и при статическом растяжении на 10—20%. Следовательно, при циклическом растяжении средние пути пробега дислокаций, вероятно, также значительно меньше.

Если же с началом пластической деформации работают преимущественно поверхностные источники, то это объясняет появление избыточного количества дислокаций именно в поверхностном, сравнительно тонком слое. Циклический характер нагружения способствует сохранению и даже усилению такого неоднородного распределения по следующей причине. Поскольку поверхностный слой оказывается пластически продеформированным в большей степени, чем внутренние объемы, последние испытывают большую упругую деформацию на максимуме растяжения. При разгрузке после каждого цикла растяжения снятие упругой деформации в сердцевине образца вызывает напряжения сжатия в поверхностном слое, претерпевшем некоторое избыточное пластическое удлинение. Таким образом, оказывается, что поверхностные слои, в отличие от внутренних, испытывают знакопеременное нагружение, и общая амплитуда напряжений вблизи поверхности больше, чем внутри. Столь существенно различающиеся условия пластической деформации в поверхностных и внутренних слоях не могут не влиять как на формирование дислокационной структуры этих зон, так и на чувствительность свойств металла к исходному состоянию поверхности.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского института
черной металлургии им. И. П. Бардина

Институт металлургии им. А. А. Байкова
Академии наук СССР
Москва

Поступило
4 I 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ I. R. Kramer, Trans. met. Soc. AIME, 230, 991 (1964). ² S. Kitajima, H. Tanaka, H. Kaieda, Trans. Jap. Inst. Metals, 10, № 1, 12 (1969). ³ M. R. Chodkowski, R. Weil, Microscopie électron., 2, 553 (1970). ⁴ J. T. Fourie, Canad. J. Phys., 45, № 2, 777 (1967); Phil. Mag., 17, № 148, 735 (1968); 21, № 173, 977 (1970). ⁵ В. П. Большаков, Л. Г. Орлов, ФТТ, 12, в. 3, 745 (1970). ⁶ Л. Г. Орлов, ФТТ, 9, в. 8, 2345, 2334 (1967). ⁷ I. R. Kramer, Fundament. Phenom. Mater. Sci., 3, N. Y., 1966, p. 171. ⁸ В. Ф. Терентьев, ДАН, 185, № 1, 83 (1969). ⁹ В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев, Физ. и хим. обработки матер., № 1, 79 (1970). ¹⁰ M. Klesnil, P. Lukaš, J. Iron and Steel Inst., 203, № 10, 1043 (1965). ¹¹ R. P. Weil, A. J. Baker, Phil. Mag., 11, № 113, 1087 (1965); 12, № 119, 1005 (1965).