

ИЗУЧЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ И ИМПУЛЬСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ

Л. А. АЗИЗБЕКЯН, Ю. С. ТЕРМИНАСОВ

В работе применен комплекс физических методов исследования — рентгенографический, микроструктурный, микротвердости — для изучения поведения тонкой кристаллической структуры поликристаллического фольгового образца железа, подвергнутого растяжению при качественно разных видах деформирующих воздействий. Обнаружено влияние теплового эффекта на развитие элементов тонкой кристаллической структуры, связь между изменением субструктурных характеристик и механизмом осуществления пластической деформации.

Известно, что при динамической деформации все эффекты, характеризующие искажения кристаллической структуры, выявлены менее резко, чем при статической деформации [1—4]. Если в прежних работах [5—9], главным образом, сравнивался механизм пластической деформации при статическом нагружении и при динамическом сжатии, то работ, в которых проводилось бы сравнительное изучение механизмов пластической деформации при помощи физических методов исследования для таких видов деформации как динамическое растяжение с помощью взрыва, не встречалось. Поэтому представляло интерес провести сравнительное изучение состояния кристаллической структуры металлов, подвергнутых деформации при различных видах нагружения (удар, импульсное воздействие в сравнении со статическим видом нагружения). При этом ставилась задача изучить основные характеристики субструктуры исследуемого материала.

1. Материал и методика эксперимента

Исследовалась поликристаллическая железная фольга толщиной 150 микрон с содержанием 0,03—0,04% углерода.

Образцы изготавливались в форме двусторонней лопатки с размером испытываемого участка 5×30 мм и отжигались в вакуумной печи при 950°C в течение получаса. Такой режим термической обработки позволил получить однородную структуру со средним размером зерен 10—15 микрон.

Отожженные образцы подвергались статическому, ударному и импульсному растяжениям при комнатной температуре на сконструированных установках [10, 11]. При статической и ударной деформации образцы растягивались на разные степени деформации, а импульсное растяжение образцов проводилось на постоянную степень деформации

18—20% с разной энергией взрыва, достигаемой подрывом от 0,5 до 3 г пороха.

По уширению рентгеновских интерференционных линий (110) и (220), полученных на установке УРС-50ИМ с использованием железного излучения, оценивались эффекты второго рода (микроискажения и размер кристаллических блоков).

Применялся метод малоуглового рассеяния рентгеновых лучей, позволяющий с помощью анализа формы экспериментальных кривых оценить средний угол разориентировки блоков мозаики. Для этого использовалась созданная нами вакуумная камера с коллиматором типа Кратки со сцинтиляционной регистрацией рассеяния. Проводились также измерения микротвердости с помощью прибора ПМТ-3 и микроструктурные исследования на металлографическом микроскопе МИМ-8.

2. Результаты исследования и их обсуждение

При помощи выбора аппроксимирующих функций профилей зарегистрированных интерференционных линий разделение эффектов второго рода методом Холла показало, что как микроискажения, так и фрагментация кристаллических блоков при статических и ударных испытаниях интенсивно развиваются на начальных стадиях деформации (до 10—12%), а при дальнейшем ее увеличении практически не изменяются (рис. 1, кривые 1 и 2). При импульсной же деформации подрывом минимального количества пороха (0,5 г) микроискажения и размер кристаллических блоков, достигнув определенных значений, при дальнейшем увеличении энергии взрыва не изменяются (рис. 1, кривые 3). Сравнение конечных значений микроискажений при разных видах нагружений показывает, что при статическом растяжении реализуется наиболее искаженное состояние кристаллической решетки. При ударных же испытаниях достигнутое значение микроискажений на 11—13% меньше по сравнению с данными, полученными при статической деформации. Импульсная деформация вызывает еще меньшее развитие микроискажений кристаллической решетки.

Такое поведение развития микроискажений при высокоскоростных испытаниях, очевидно, обусловлено влиянием теплового эффекта. При динамических и взрывных деформациях, когда процесс пластического течения сопровождается частичным скольжением атомных плоскостей друг относительно друга, выделяется тепло, которое за очень короткое время испытания не успевает рассеиваться по всему объему образца. Это тепло, накапливаясь на действующих плоскостях скольжения, приводит к небольшому локальному отпуску испытываемых образцов.

Сравнение результатов фрагментации кристаллических блоков указывает на то, что самое сильное дробление наблюдается при взрывном растяжении. Подобное поведение процесса, вероятно, следует отнести к индивидуальным свойствам решетки железа и может быть

объяснено различными механизмами осуществления пластического течения при разных видах деформирования.

Результаты исследования среднего угла разориентировки блоков мозаики при статических и ударных испытаниях указывают на быстрый рост этих величин на начальной стадии пластической деформации и стабилизацию их значений при дальнейшем увеличении степени растя-

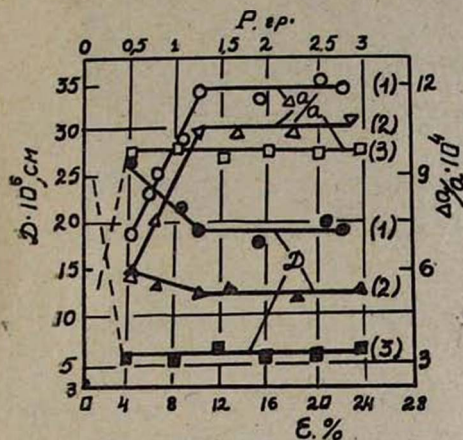


Рис. 1. Развитие микроискажений $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$ и размеров кристаллических блоков (D) в железе при статическом (1), динамическом (2) растяжении на разные степени деформации (ε) и при импульсной деформации (3) подрывом разного количества подрывного порошка (P).

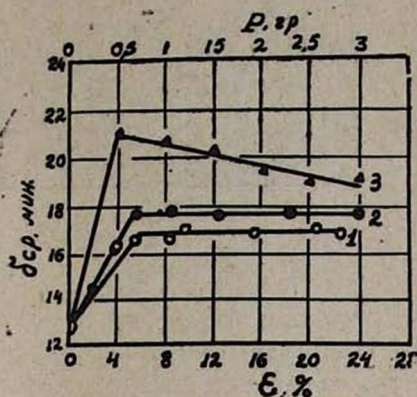


Рис. 2. Изменение среднего угла разориентировки блоков мозаики ($\delta_{ср}$) в железе при статическом (1), динамическом (2) и импульсном (3) растяжении ($150\times$).

жения (рис. 2). При этом достигнутое значение среднего угла разориентировки блоков при ударных испытаниях больше, чем при статических; самая разориентированная структура реализуется при взрывной деформации: при минимальной энергии взрыва (0,5 г пороха) угол разориентировки достигает максимального значения, которое с увеличением количества взрывного вещества несколько уменьшается.

Отмеченный характер изменения средних углов разориентировки между блоками в железе при разных видах деформирования аналогичен изменению их размеров, и связан с различным механизмом протекания пластической деформации при этих видах испытаний. Как указывают микроструктурные исследования, при статической деформации процесс пластического течения протекает преимущественно путем скольжения атомных плоскостей по одной системе (рис. 3а). При динамических же испытаниях (рис. 3в) помимо слабо выраженных полос скольжения наблюдается склонность к повороту зерен друг относительно друга. Можно предполагать, что аналогичный механизм пластического течения имеет место и в отдельных зернах, где происходит поворот более мелких кристаллических структур (напр., блоков

мозаики). В результате такого механизма пластической деформации и получается более разориентированная мозаичная структура при высокоскоростных испытаниях.



Рис. 3. Микрофотографии статически (а) и динамически (в) растянутых образцов железа при одинаковой степени деформации ($\sim 22\%$) ($150\times$).

На рис. 4 приведены микрофотографии импульсно деформированных образцов железа, испытанных подрывом разного количества



Рис. 4. Микрофотографии импульсно деформированных образцов с разными энергиями импульсов: а — 0,5 г пороха, в — 1 г, с — 3 г.

пороха. Из этих рисунков видно, что с увеличением энергии взрыва помимо сильно выраженных поворотов зерен наблюдается интенсификация процесса скольжения. Следовательно, количество локально выделенного тепла с ростом энергии взрыва растет. Вероятно, этим и

можно объяснить некоторое уменьшение углов разориентировки блоков мозаики с увеличением энергии взрыва (рис. 2, кривая 3).

По данным рентгенографических исследований размеров кристаллических блоков (D) и среднего угла разориентировки блоков мозаики ($\delta_{\text{ср}}$) оценивались плотности дислокаций на границах кристаллических блоков в статически, ударно и импульсно деформированных образцах по формулам:

$$1) \rho_D = \frac{3}{D^2}, \quad 2) \rho_{\delta} = \frac{\delta_{\text{ср}}^2}{b^2},$$

где b — вектор Бюргерса, который для железа в плоскости (110) равен 2×10^{-8} см.

Таблица

Плотности дислокаций при статическом, динамическом и импульсном растяжении железа

Статическое растяжение			Динамическое растяжение			Импульсное растяжение		
степень деформации $\epsilon, \%$	плотность дислокаций $\rho \times 10^{-10}; \text{см}^{-2}$		степень деформации $\epsilon, \%$	плотность дислокаций $\rho \times 10^{-10}; \text{см}^{-2}$		количество подорванного пороха, $P, \text{г}$	плотность дислокаций $\rho \times 10^{-10}; \text{см}^{-2}$	
	ρ_D	ρ_{δ}		ρ_D	ρ_{δ}		ρ_D	ρ_{δ}
4	0,45	5,65	2,5	1,15	5,33			
5	0,5	5,82	4,1	1,32	5,8	0,5	12	9,1
8,1	0,68	0,1	6	1,52	6,35	1	12,3	8,4
10,8	0,8	6,12	9,3	1,85	6,58	1,5	12,2	8,1
15,5	0,82	6,13	13	1,9	6,55	2	11,9	7,8
20	0,79	6,1	19	1,93	6,56	2,5	12,2	7,6
22	0,83	6	24	1,91	6,57	3	12	7,2

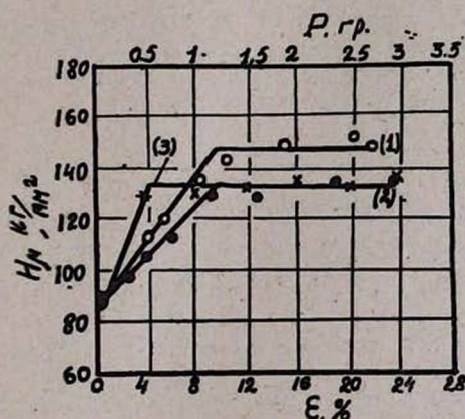


Рис. 5. Изменение микротвердости (H_{μ}) железа при разных видах растяжений: 1 — статическое, 2 — динамическое, 3 — импульсное.

Как видно из таблицы, совпадение значений ρ_D и ρ_{δ} для одного и того же вида деформации вполне удовлетворительное, если учесть, что ρ_D и ρ_{δ} определены совершенно разными методиками рентгеногра-

фического анализа, а оценки по указанным формулам дают экстремальные значения плотностей дислокаций.

Наблюдение за изменением микротвердости железа в процессе статического, динамического и импульсного растяжений указывает на интенсивный процесс упрочнения на начальных стадиях статического и динамического нагружения и при первом же значении энергии импульса (подрыв 0,5 г пороха) (рис. 5). При этом достигнутое значение микротвердости динамически и импульсно деформированных образцов на 15% меньше по сравнению со статическим растяжением. Меньший уровень упрочнения железных образцов при высокоскоростных испытаниях подтверждает гипотезу о влиянии теплового эффекта на кристаллическую структуру железа.

Поступила 4.VI.1971

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Г. Н. Полюдин-Алексеев, Свойства металлов при ударном нагружении. Металлургия, 1953.
2. Ю. С. Терминасов, В. Ф. Миндукшев, Кристаллография, 2, 4 (1957).
3. Л. И. Миркин, Физика и химия металлов, 1 (1967).
4. И. М. Рядинская, Особенности наклепа некоторых металлов, упрочненных взрывом. Дисс. канд. Волгоград, 1965.
5. Э. С. Атрощенко, П. О. Пашков, И. М. Рядинская, ФММ, 19, 5 (1965).
6. О. А. Кайбашев, Я. С. Уманский, Г. Н. Эпштейн, Докл. АН СССР, 177, 3 (1967).
7. О. А. Кайбашев, Г. А. Кайбашева, Я. С. Уманский, Г. Н. Эпштейн, ФММ, 23, 2 (1967).
8. R. H. Noldern, G. Thomas, Acta Metall, 12, 2 (1964).
9. M. F. Rose, T. L. Berger, The Phil. Mag., 17, 150 (1968).
10. Л. А. Азизбеян, Тез. докладов VI научной конференции по проблеме прочности и пластичности металлов и сплавов, посвященной 100-летию со дня рождения Л. И. Ленина, 1—8 июня 1969 года, Ленинград.
11. Л. А. Азизбеян, Изв. ВУЗов, Физика, 5 (1970).

ՓՈՔՐ ԱՆԿՅՈՒՆՆԵՐԻ ՏԱԿ ՌԵՆՏԳԵՆՅԱՆ ՃԱՌԱԳԱՅԹՆԵՐԻ
ՑՐԱՄԱՆ ՄԵԹՈԴՈՎ ՀԱՐՎԱՍՏԱՅԻՆ ԵՎ ԻՄՊՈՒԼՍԱՅԻՆ ԴԵՖՈՐՄԱՑԻԱՅԻ
ԵՆԹԱՐԿՎԱՍ ԵՐԱԿԹՅԱ ՐԱԶՄԱՅՈՒՐՆԵՂԻ ՌԻՍՈՒՄԱՍԻՐՈՒԹՅՈՒՆԸ

Լ. Հ. ԱԶԻԶԵՅԱՆ, ՅՈՒ. Ս. ՏԵՐՄԻՆԱՍՈՎ

Տարբեր ֆիզիկական մեթոդներով (ռենտգենյան, միկրոկառուցվածքային, մեխանիկական) ուսումնասիրված է հարվածային և իմպուլսային դեֆորմացիաների ազդեցությունը երկաթյա նմուշներում նուրբ բյուրեղային կառուցվածքի վրա: Կապ է հաստատված ստրուկտուրային փոփոխությունների և պլաստիկ դեֆորմացիայի մեխանիզմի միջև: Հայտնաբերված է շերտային էֆեկտի առկայությունը մեծ արագությամբ դեֆորմացիայի ենթարկված նմուշներում:

INVESTIGATION OF DYNAMICAL AND IMPULSIVE DEFORMATION OF POLYCRYSTAL IRON BY X-RAYS SMALL-ANGLE SCATTERING

L. A. AZIZBEKIAN, Y. S. TERMINASOV

Various the physical research methods were used to investigate the behaviour of thin crystalline structure of the polycrystal foil of iron, under the different forms of deformation forces. The influence of the thermal effect on the development of the elements of the thin crystalline structure, and also the relation between the change of substructure parametres and the mechanism of the realization of the plastical deformation are discovered.