

*д.т.н. Петрушов С. Н., к.т.н. Ершов В.М,
Грицунова К.А, Смельский А.А.
(ДонГТУ, г. Алчевск, Украина)*

ТОНКАЯ СТРУКТУРА ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Приведені результати рентгенографічного дослідження тонкої структури холоднодеформованої маловуглецевої сталі. Показано, що з увеличением степені холодної пластичної деформації сталі, відбувається подрібнення блоків мозаїки, зростають мікронапруги і щільність дислокацій.

Ключові слова: структура сталі, щільність дислокацій, блоки мозаїки, мікростворення грат, рентгенографія.

Приведены результаты рентгенографического исследования тонкой структуры холоднодеформированной малоуглеродистой стали. Показано, что с увеличением степени холодной пластической деформации стали, происходит измельчение блоков мозаики, возрастают микронапряжения и плотность дислокаций.

Ключевые слова: структура сталі, плотность дислокаций, блоки мозаики, микроискажения решетки, рентгенография.

В многочисленных исследованиях [1,2], посвященных анализу причин упрочнения металлов и сплавов при холодной пластической деформации, было показано, что ответственным фактором упрочнения является поведение линейных дефектов строения кристаллической решетки вещества. Возрастание плотности дислокаций, торможение и перераспределения этих дефектов, приводит к возрастанию сдвиговых напряжений и, соответственно, к упрочнению металла.

Если причины деформационного упрочнения однофазных чистых металлов и твердых растворов на их основе, изучены достаточно полно, то влияние второй фазы в структуре на механизм пластической деформации исследован недостаточно.

Промышленные малоуглеродистые стали в отожженном состоянии имеют в структуре пластичную ферритную фазу и твердый непластичный цементит. Ферритная фаза, составляющая основу (до 85%) сплава, состоит из двух структурных форм: одна – основная, представляет собой структурно - свободный феррит, а другая – феррит, входящий в эвтектоид - перлит. Колонии перлита статистически

равномерно распределены в структуре стали и при пластической деформации могут играть роль второй фазы. Для теории и практики пластической деформации сталей представляет несомненный интерес изучение влияния перлитных колоний на тонкую структуру металла при его деформировании.

Под параметрами тонкой структурой металла [2] обычно понимают размер блоков (областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей), уровень внутренних искажений в кристаллах и плотность линейных дефектов в нем.

Известно [1], что уже при малой степени пластической деформации (более 5%) происходит измельчение блоков, возрастают внутренние напряжения, растет плотность дислокаций, причем последние расположены весьма неравномерно. Как видно из электронной фотографии (рисунок 1), структура деформированного металла состоит из светлых полей - ячеек, лишенных дефектов и темных областей, представляющих собой скопления линейных дефектов на границах субзерен.

В задачу настоящего исследования входило выявление роли малопластичных

перлитных колоний на параметры тонкой структуры ферритной фазы стали при холодной пластической деформации. Работу выполняли рентгеновским методом, обладающим большой статистической достоверностью [3-6].

В исследовании использовали малоуглеродистую сталь с 0.15%С. Отожженные стальные образцы диаметром 16 мм и высотой 10 мм. осаивали на гидравлическом прессе марки П125 с деформациями в 8, 22, 31, 46 и 60%. Деформированные образцы подвергали шлифовке, после чего их торцевую поверхность травили в слабом растворе азотной кислоты. Параллельно обработке деформированных образцов, операции шлифования и травления выполняли и для исходных отожженных образцов. Эти недеформированные образцы готовились в качестве эталонов для

рентгеновских исследований тонкой структуры деформированных образцов.

Рентгеновскую съемку образцов выполняли на дифрактометре ДРОН-1.5 в фильтрованном железном излучении трубки БСВ10. При этом на ленте потенциометра регистрировали дифракционные линии (110) и (220) ферритной фазы. Эти линии далеко отстоят друг от друга ($\nu = 28.5$ и 72.3°), что дает возможность рассчитать параметры тонкой структуры деформированных образцов по общепринятой методике [3,4]. Пример дифрактограмм отожженной и деформированной на 60% исследуемой стали, приведен на рисунке 2. Здесь видно, что холодная пластическая деформация стали вызвала сильное уширение дифракционных линий и значительное снижение их интенсивности.

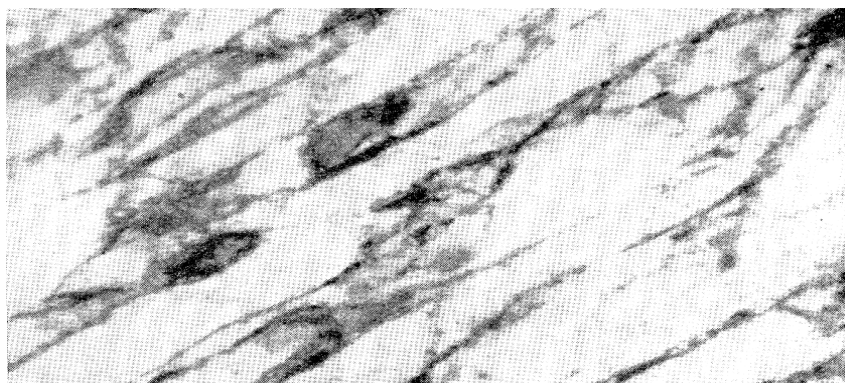


Рисунок 1 – Ячеистая структура чистого железа после холодной пластической деформации на 40%, x 20000 [1]

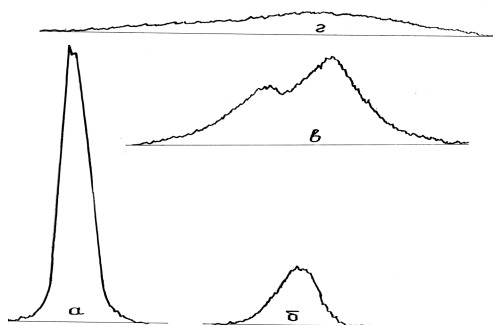


Рисунок 2 – Дифрактограммы линий (110) и (220) отожженного образца (а,в, соответственно) и аналогичных линий у образца, деформированного на 60% (б,г, соответственно).

Дифрактограммы, записанные на ленте потенциометра, планиметрировали с целью вычисления площади под каждой кривой (S) над фоном. После измерения высоты линий (H) над линией фона и деления площади (S) на измеренную высоту, находили ширину каждой дифракционной линии (B). Затем вводили поправки на дублетность линий ($K\alpha_1$ и $K\alpha_2$), после чего вычислили истинную ширину выбранных линий - B_{110} и B_{220} .

Из теории дифракции рентгеновских лучей известно [3-5], что физическое уширение каждой дифракционной линии складывается из долевого участия в нем размера блока (D) (области когерентного рассеяния рентгеновских лучей) и уровня внутренних микроискажений кристаллической решетки ($\Delta a/a$). Если уширение дифракционной линии вызвано только микроискажениями решетки, то оно будет пропорционально тангенсу угла отражения рентгеновского луча и не зависит от длины волны применяемого излучения, А если уширение линии вызвано только размерами блока, то оно будет пропорционально секансу угла отражения и длине волны используемого излучения.

В нашем случае, физическое уширение β каждой линии рассчитывали по определенной ранее функции распределения интенсивности дифракционной линии

$y = \exp(-\alpha x^2)$, по формулам 1 и 2:

$$\beta_{110} = (B_{110} - B_0)^{1/2}, \quad (1)$$

$$\beta_{220} = (B_{220} - B_0)^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где B_0 – ширина линий (110) и (220) для отожженного образца;

B_{110} , B_{220} - ширины дифракционных линий (110) и (220) каждого из деформированных образцов.

Если взять отношение физического уширения первой и второй линий, то по методике Л.И.Лысака [5], можно рассчитать долю уширения линий на размер блока (m) и величину микроискажений решетки (n) по формулам:

$$m_{110} = \beta_{110} \left(\frac{s^2 - k^2}{s^2 - r^2} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (3)$$

$$n_{220} = \beta_{110} \left(\frac{k^2 - r^2}{1 - \frac{r^2}{s^2}} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где $k = \beta_{220} / \beta_{110}$ – отношение физических уширения линий по соотношениям 1 и 2;

$r = \sec v_{220} / \sec v_{110}$ – отношение, определяющее влияние размера блока на физическое уширение линий;

$s = \operatorname{tg} v_{220} / \operatorname{tg} v_{110}$ – отношение, определяющее влияние микроискажений на физическое уширение линий.

По рассчитанным значениям m и n находили размер блока D и величину микроискажений решетки $\Delta a/a$ по формулам 5 и 6:

$$D = 0,94 \frac{\lambda}{m_{110}} \cos v_{110}, \quad (5)$$

$$\Delta a/a = \frac{n_{220}}{4 \operatorname{tg} v_{220}}, \quad (6)$$

где λ – длина волны излучения $K\alpha$ - серии, равная $1.937 \cdot 10^{-8}$ см.

Данные расчета параметров тонкой структуры ферритной фазы деформированных образцов приведены в таблице 1.

Из данных таблицы видно, что для малой степени деформации (8%) расчет микроискажений решетки оказался невозможным из-за недостаточной величины отношения физических уширений дифракционных линий (менее 3), т.е. все уширение линий определяется только величиной блоков.

Если сопоставить влияние степени пластической деформации на параметры тонкой структуры исследуемой стали с имеющимися данными по чистому железу [4] (рисунок 3), то становится очевидным, что наличие перлитных колоний в структуре стали не оказало заметного влияния на размер блока D, но вызвало существенное увеличение микроискажений решетки $\Delta a/a$. особенно заметное при больших степенях холодной пластической деформации (40-60%).

Таблица 1 - Расчетные значения величины блока (D), уровня микроискажений решетки ($\Delta a/a$) и плотность дислокаций (ρ_{\perp}) для деформированной ферритной фазы малоуглеродистой стали

| ε , % | B_{110} мрад. | B_{220} мрад. | B_{220}/B_{110} | n_{220} мрад | m_{110} мрад | $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$ | $D \cdot 10^{-5}$ см | $\rho_{\perp}^* \cdot 10^{10}$ см ⁻² | $\rho_{\perp}^{**} \cdot 10^{10}$ см ⁻² |
|-------------------|-----------------|-----------------|-------------------|----------------|----------------|----------------------------|----------------------|---|--|
| 8 | 3.55 | 9.96 | 2.81 | - | 3.55 | - | 0.58 | 4.96 | 8.82 |
| 22 | 5.08 | 16.81 | 3.31 | 9.00 | 4.89 | 0.63 | 0.42 | 14.11 | 16.09 |
| 31 | 6.04 | 22.49 | 3.66 | 14.66 | 5.52 | 1.12 | 0.38 | 24.46 | 21.33 |
| 46 | 7.58 | 30.43 | 4.02 | 23.38 | 6.49 | 1.79 | 0.32 | 46.31 | 29.48 |
| 60 | 8.50 | 37.58 | 4.42 | 31.88 | 6.63 | 2.44 | 0.31 | 70.60 | 30.62 |

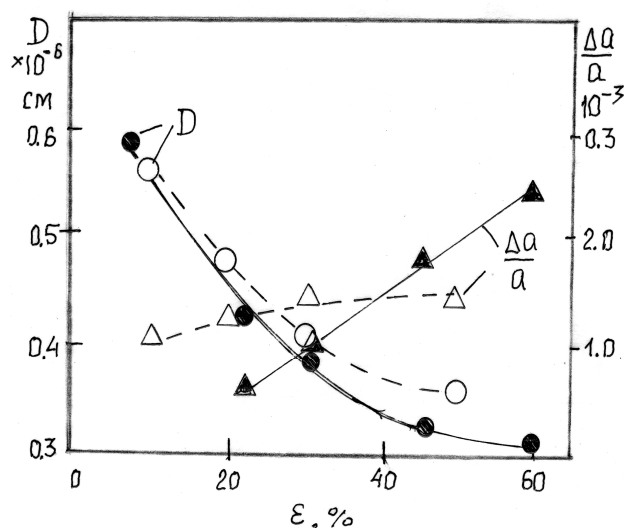


Рисунок 3 – Влияние степени холодной пластической деформации (ε) на параметры тонкой структуры ферритной фазы: на размер блока D исследуемой стали (●---●) и железа (○---○) [по 4]; на уровень микроискажений решетки стали (▲---▲) и железа (Δ---Δ) [по4]

Далее в работе измеряли плотность дислокаций в ферритной фазе холоднотемпературно деформированных образцов стали. По известной методике [5], плотность дислокаций в ферритной фазе стали рассчитывали по величине физического уширения дифракционных линий, для чего использовали следующее соотношение:

$$\rho_{\perp} = 0,8 \frac{\text{ctg}^2 v_{220} \beta_{220}^2}{b^2}, \quad (7)$$

где ρ_{\perp} - величина плотности дислокаций;

v_{220} - дифракционный угол от плоскости (220);

b - вектор Бюргерса для дислокаций системы $a/2 \langle 111 \rangle$

$$b = 1.26 \cdot 10^{-8} \text{ см.}$$

Данные расчета плотности дислокаций в ферритной фазе (ρ_{\perp}^*) деформированной стали, рассчитанные по физическому уширению дифракционной линии (220), приведены в таблице 1 и рисунке 3.

Кроме расчета плотности дислокаций по физическому уширению дифракционных линий, для тех же целей была приме-

нена методика расчета плотности дислокаций по размеру блока D - ρ_{\perp}^{**} [6]. Для этого обычно принимают модель, согласно которой все дислокации располагаются только на границах блоков, как это было показано на рисунке 1, а в объемах светлых полей линейные дефекты отсутствуют.

Расчет плотности линейных дефектов вели по формуле

$$\rho_{\perp}^{**} = \frac{3}{D^2}. \quad (8)$$

Зависимость твердости образцов (HV) и плотности дислокаций (ρ_{\perp}^* и ρ_{\perp}^{**}) в ферритной фазе от степени пластической деформации, рассчитанных по вышеназванным методикам, приведены в таблице 1 и на рисунке 4. Здесь видно, что значения плотности дислокаций, рассчитанные по 2-м вышеизложенным методам, заметно различаются, особенно при больших степенях деформации, а это, на наш взгляд, может быть объяснено влиянием на уширение

линий больших микроискажений кристаллической решетки.

Из приведенных в таблице 1 и рисунках 3 и 4 данных следует, что увеличение степени пластической деформации стали, приводит к измельчению блоков, росту микроискажений кристаллической решетки и увеличению плотности линейных дефектов. Причем характер изменения твердости образцов с ростом степени деформации аналогичен увеличению уровня микроискажений решетки, обусловленных изменением плотности дислокаций в ферритной фазе стали.

Дальнейшие исследования по данной теме должны быть направлены на изучение влияния объемной доли перлитных колоний структуры стали на плотность дислокаций в ферритной фазе, на параметры ее блочной структуры и уровень микроискажений решетки. Особенно это относится к эвтектоидной стали, где нет структурно свободного феррита, а эта фаза пластинчатой формы располагается между пластинами цементитной фазы.

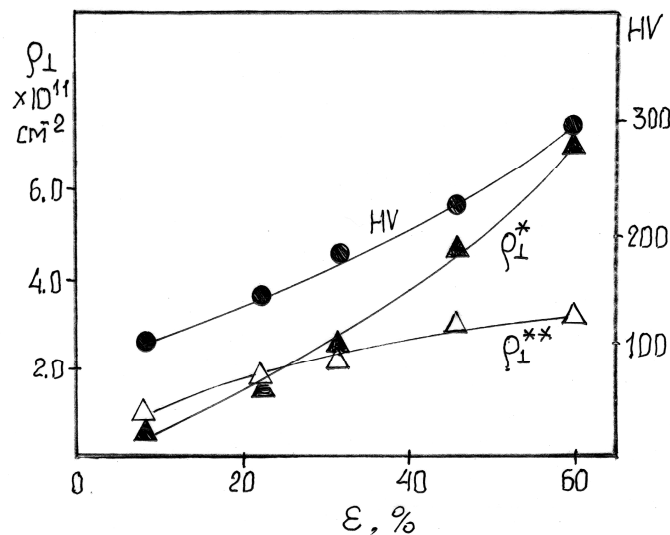


Рисунок 4 – Влияние степени пластической деформации – ϵ на твердость образцов HV и плотность дислокаций в ферритной фазе, рассчитанной по физическому уширению линии (220) - ρ_{\perp}^* и по размеру блоков - ρ_{\perp}^{**}

Библиографический список

1. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн. М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
3. Лысак Л.И. Определение упругих искажений и размера дисперсных блоков / Сборник. Физические основы прочности и пластичности металлов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 153 с.
4. Косолапов Г.Ф. Рентгенография / Г.Ф.Косолапов. – М.: Высшая школа, 1962. – 332 с.
5. Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С.Уманский, А.И.Иванов, Л.И.Расторгуев, Ю.А.Скаков. – М.: Металлургия. 1982. – 632 с.
6. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристалл /Л.И.Миркин – М.: Физматгиз, 1961. – 863 с.

Рекомендована к печати д.т.н., проф. Новохатским А.М..