

р. 6.7

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED  
ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА  
Серия А № 172/173 1960

---

К. Я. ШУЛЬЦ

**НЕКОТОРЫЕ СВЕДЕНИЯ  
ПО РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОМУ  
ИЗУЧЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА**

И. Х. МЕЙТРЕ, К. Я. ШУЛЬЦ

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИНТЕР-  
ФЕРЕНЦИОННЫХ ЛИНИЙ У ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ  
ОБРАЗЦОВ ПРИ КАСАТЕЛЬНОМ  
РЕНТГЕНОВСКОМ ЛУЧЕ**

ТАЛЛИН, 1960



К. Я. ШУЛЬЦ

НЕКОТОРЫЕ СВЕДЕНИЯ  
ПО РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОМУ  
ИЗУЧЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА

И. Х. МЕЙТРЕ, К. Я. ШУЛЬЦ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИНТЕР-  
ФЕРЕНЦИОННЫХ ЛИНИЙ У ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ  
ОБРАЗЦОВ ПРИ КАСАТЕЛЬНОМ  
РЕНТГЕНОВСКОМ ЛУЧЕ

ТАЛЛИН, 1960

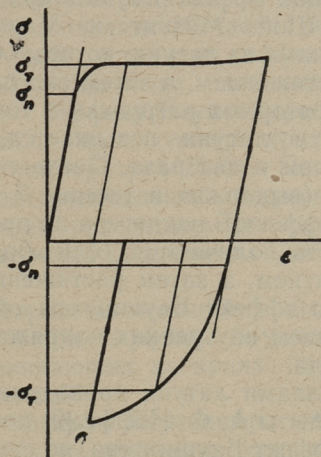
Ep. 3326



## НЕКОТОРЫЕ СВЕДЕНИЯ ПО РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОМУ ИЗУЧЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА

### 1. КРАТКИЙ ОБЗОР ПРЕДШЕСТВУЮЩИХ РАБОТ

В конце прошлого столетия Баушингер наблюдал следующее явление [1]. Если после деформации материала произвести деформацию с противоположным знаком, то обнаруживается снижение предела текучести, предела пропорциональности и некоторых других величин, характеризующих материал. Это явление назвали эффектом Баушингера (фиг. 1).



Фиг. 1. Схема эффекта Баушингера.  $\sigma_n$  и  $\sigma_t$  — пределы пропорциональности и текучести при первоначальной деформации и  $-\sigma_n$  и  $-\sigma_t$  — при противоположной деформации.

Эффект Баушингера имеет теоретическое значение при выяснении процессов пластической деформации и практическое значение при проектировании конструкций, где в эксплуатации детали испытывают деформации противоположного знака по сравнению с деформациями, имеющими место при изготовлении этих деталей.

После открытия эффекта Баушингера многие ученые как Муир, Руделлофф, Брок, Кербер, Рохланд [2 ÷ 5] изу-

чали этот эффект в сталях, но не дали удовлетворительного решения этой проблемы.

По мнению Гейна [6] каждый металл состоит из областей, обладающих различными сопротивлениями деформации. Он представлял модель металла, на основании которой металл состоит из упругих пружин, между которыми находится пластическая масса. При деформации слабые части металла текут до тех пор, пока более прочные достигнут предела упругости. При устранении нагрузки в таком материале, вследствие неоднородного распределения напряжений, могут возникать остаточные напряжения. Вследствие наличия остаточных напряжений при деформации противоположного направления материал течет уже под действием меньших нагрузок.

Весьма подробно эффект Баушингера изучали Мазинг, Маукш, Закс и Шой. Мазинг и Маукш [7] проводили опыты со стержнями из латуни, которые были деформированы сперва растяжением, а затем сжатием. Опыты показали, что при повторных нагрузках в том же направлении предел упругости латуни повышается, металл упрочняется больше чем в два раза. После термической обработки образцов (выдержка в течение 7 часов при температуре  $250^{\circ}\text{C}$ ) эффект Баушингера не проявлялся. Аналогичные результаты получаются, если образцы деформировать сперва сжатием, а затем растяжением. Авторы делают вывод, что эффект Баушингера обусловлен только перераспределением внутренних напряжений, а не упрочнением материала.

С монокристаллами латуни проводили опыты Закс и Шой [8]. Если опыты А. Ф. Иоффе [9] показали, что в монокристаллах эффект Баушингера, не существует, то Закс и Шой обнаружили его в монокристаллах. Текучесть материала проявилась при сравнительно малых деформациях ( $\approx 2,5 \text{ кг/мм}^2$ ).

Отсюда можно заключить, что монокристалл состоит из отдельных, по разному ориентированных частиц — блоков мозаики. Сопротивления блоков мозаики деформации различны, что создает условия возникновения внутренних напряжений и эффекта Баушингера.

Основательные исследования для определения эффекта Баушингера в разных марках сталей и сплавах алюминия, меди и магния были проведены С. И. Ратнером и Ю. С. Даниловым [10, 11]. Из этих опытов видно, что

эффект Баушингера проявляется тем сильнее, чем выгоднее условия для возникновения внутренних напряжений.

Влияние термической обработки на микроскопические и субмикроскопические остаточные напряжения при малых остаточных деформациях изучали Эльсессер, Сайдботтом и Кортен [12]. Авторы отмечают, что в деталях, где допускаются большие перегибы, при последующем нагружении обратного знака сопротивление материала уменьшается. Причиной является эффект Баушингера, обусловленный микроскопическими и субмикроскопическими остаточными напряжениями.

Авторы изучали влияние старения на эффект Баушингера. Опыты проводились с малоуглеродистой сталью (SAE 1020) и с высокоуглеродистой сталью (рельсовая сталь с содержанием углерода 0,8%). Исследования показали, что старение в течение 20 часов при температуре 100°C под нагрузкой устранило эффект Баушингера в малоуглеродистой стали почти полностью, в рельсовой же стали частично. Эффект Баушингера исчезал в малоуглеродистой стали при температуре 156°C и в рельсовой стали при температуре 250°C. По мнению авторов старение вызывает уменьшение микроскопических остаточных напряжений вследствие релаксации. Субмикроскопические остаточные напряжения уменьшаются вследствие диффузии.

Опираясь на теорию дислокаций, Набарро [13] обосновывает возникновение эффекта Баушингера действием напряжений, возникающих на краях кристаллитов при движении дислокаций.

Исследования эффекта Баушингера в большинстве случаев основывались на изучении механических свойств, которые не дают возможности непосредственно определить величину и перераспределение внутренних напряжений. При помощи рентгенографического метода эффект Баушингера исследовался А. М. Васильевым [14], который объясняет этот эффект действием ориентированных микронапряжений.

На основании литературных данных можно сделать следующие выводы:

1. Эффект Баушингера наблюдается как у поликристаллических, так и у монокристаллических материалов.
2. Эффект Баушингера зависит от типа кристалличе-

ской решетки, величины зерна, величины деформации и от взаимоотношения компонентов сплава.

3. Эффект Баушингера связан с перераспределением микроскопических и субмикроскопических напряжений.
4. Эффект Баушингера можно устранить термической обработкой (старение) после предварительного нагружения.

В настоящей работе для изучения эффекта Баушингера использовался рентгенографический метод, который дает возможность определить величину внутренних напряжений и их распределение. Это и является целью работы.

## II. ВОПРОСЫ МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 1. Материалы для исследования

В качестве материалов для исследования служили широко используемые конструкционные стали 20, 45 и 20X. Химический анализ дал результаты, представленные в таблице 1.

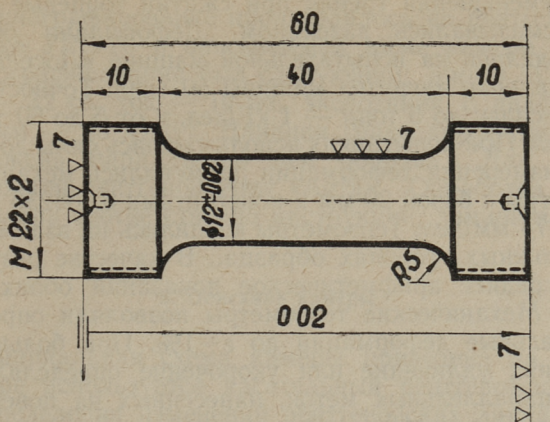
Таблица 1

Элемент Сталь	S	Si	S	P	Mn	Cr
45	0,47	0,30	0,04	0,01	0,9	—
20	0,19	0,26	0,03	0,01	0,6	—
20X	0,20	0,30	0,03	0,01	0,9	0,9

### 2. Образцы и их подготовка

Цилиндрические образцы изготовлялись из прутковой стали. Так как в ходе исследования предполагалось деформировать один и тот же образец как сжатием, так и растяжением, то пришлось изготовлять образцы не стандартных размеров. Размеры образцов приведены на фиг. 2. Отношение длины образца к диаметру  $\frac{h_0}{d_0} = \frac{30}{12} = 2,5$ , что при сжатии обеспечивает достаточную осевую стабильность. Перед механической обработкой производилась нормализация материала в течение 0,7 минут на миллиметр сечения у стали 45 при температуре 830°C и у сталей 20 и 20X при температуре 880°C.





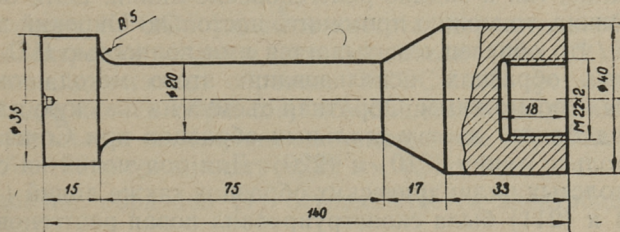
Фиг. 2. Вид образца.

После механической обработки для устранения внутренних напряжений и слоя наклепа проводился отпуск в вакуумной печи при температуре  $625^{\circ}\text{C}$  продолжительностью 2 часа. В печи диффузионным насосом был создан вакуум  $10^{-4}$  мм ртутного столба.

Чтобы выявить структуру и определить микротвердость, после отпуска производилось электрополирование [15, 16] и затем травление 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

### 3. Деформирование образцов

Для проведения растяжения были изготовлены тяги с резьбой, которые прикреплялись к образцу (фиг. 3).



Фиг. 3. Тяга для растяжения образца.

Для уменьшения трения при сжатии торцевые поверхности смазывались вазелином. Деформация образцов производилась на испытательной машине «Лосенгаусен». Максимальная нагрузка машины 50 тонн. Точность определения силы: до 5 тонн — 1 кГ/дел. и от 5 до 50 тонн — 10 кГ/дел. При испытаниях использовались силы до 5 тонн.

Для измерения деформации применялись механические тензометры с базой 20 мм и константами 0,003236 мм/дел. и 0,003174 мм/дел. Тензометры крепились на взаимно противоположных сторонах образца. В качестве результата брали среднее арифметическое показаний обоих тензометров. Механические тензометры позволяли определять относительные деформации до  $\epsilon=1\%$ . При больших деформациях удлинение или укорочение определялось по сдвигу параллельных меток, нанесенных на поверхность образцов. Расстояние между метками определялось компаратором с точностью 0,005 мм/дел. Из трех показаний в трех различных точках образца бралось среднее арифметическое.

Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3.

#### 4. Рентгенографирование

При рентгенографическом изучении пластических деформаций мы имеем дело со следующими факторами, влияющими на величину и распределение интенсивности рентгенографических отражений:

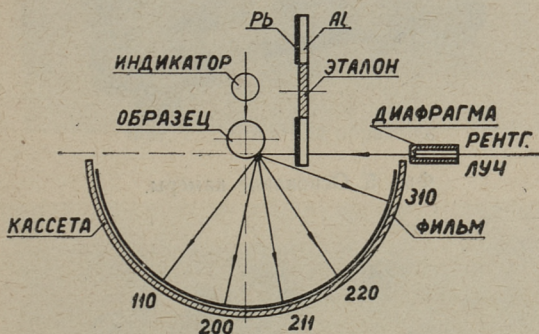
- 1) внутренние напряжения,
- 2) текстура,
- 3) фрагментация блоков и связанное с этим изменение экстинкции.

Вследствие этого желательно получить на снимках как передние, так и задние рентгеновские линии. Если образцы тонкие, то можно применить настолько широкий пучок лучей, что образец охватывается ими полностью [17]. При толстых образцах использование этого метода оказывается невозможным. Обратная съемка на плоскую пленку (метод Закса) дает у стальных образцов при Со-излучении только линии (310) и (220). Для получения на снимке с толстых цилиндрических образцов также линий (110), (200) и (211) была сконструирована новая рентгеновская камера на базе КРОС-I. Конструкция последней была разработана ранее Ю. С. Терминасовым [18].

Рентгенографирование производилось на рентгеновской установке УРС-70 в описываемой ниже камере. Режим рентгенографирования был следующий; анод СО, напряжение — 32 кв, ток — 10 ма, экспозиция с диафрагмой  $2 \times 0,8$  мм — 25 минут. Длинная грань диафрагмы была расположена параллельно оси образца. Для съемок использовали рентгенопленку «Agfa». Обработка пленки происходила соответственно инструкции, данной заводом.

### 5. Описание камеры

Принципиальная схема камеры приведена на фиг. 4. В камере используется касательный рентгеновский луч. Для определения изменений рентгеновских линий образца применялся независимый алюминиевый эталон так, что линия (310) железа приходилась между линиями (331) и (420) эталона.



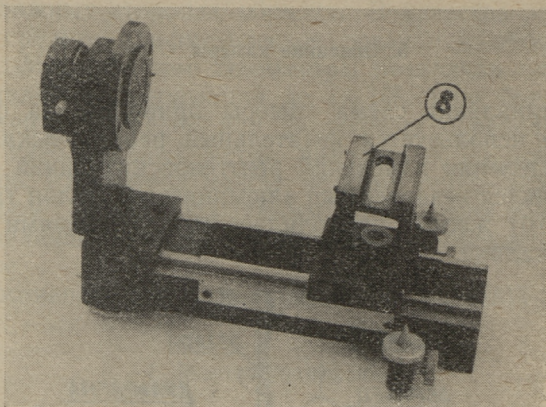
Фиг. 4. Принципиальная схема камеры

С камеры КРОС-I удалены кассета, держатель образцов, электродвигатель и вал двигателя (фиг. 5.). На основание держателя образцов КРОС-I (8) установлен новый держатель образцов, позволяющий закреплять в горизонтальном положении цилиндрические образцы длиной  $25 \div 170$  мм и диаметром 22 мм (фиг. 6 и 7).

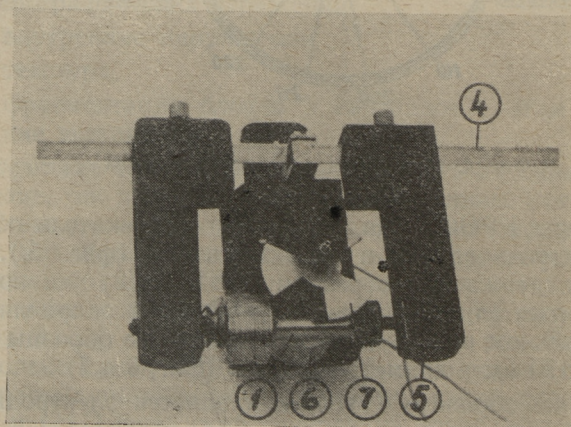
Вращение образцов (1) осуществляется электродвигателем (2).

Червячная передача (3) сдвигает образцы в вертикаль-

ном направлении до 15 мм, что позволяет регулировать положение образца относительно луча. Положение образцов устанавливается по индикатору (11) с точностью до 0,01 мм. Осевой сдвиг образцов осуществляется смещением держателей (5), перемещающихся по направляющим (4). На бруске направляющих держателя установлены электродвигатель эталона (6) и эталон (7). Имеется

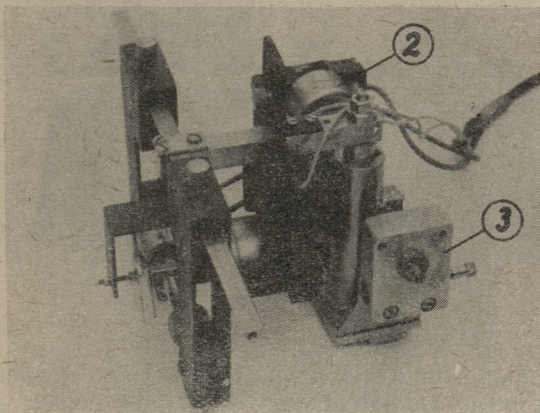


Фиг. 5. Основание камеры.

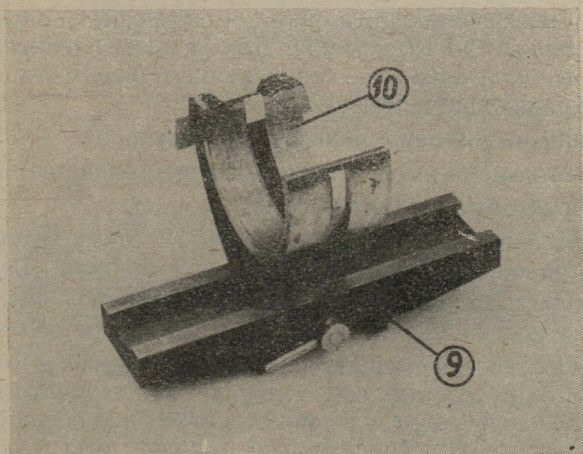


Фиг. 6. Держатели образцов.

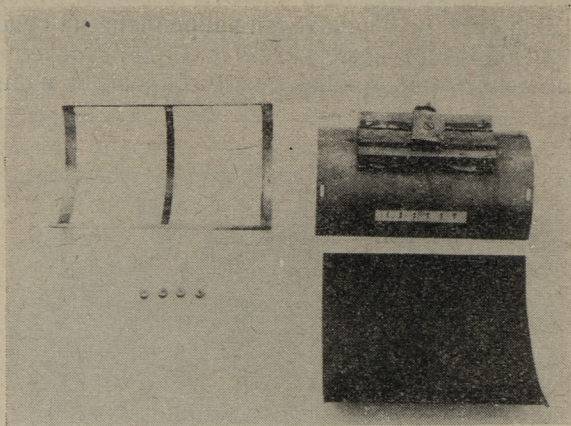
возможность регулирования высоты эталона относительно луча. Вся система держателей закреплена на основании держателя образцов камеры КРОС-1 (8). Последнее позволяет изменять расстояние между образцом и диафрагмой.



Фиг. 7. Держатели образцов.



Фиг. 8. Кадрирующее окно.



Фиг. 9. Кассета.

На направляющих камеры КРОС-I установлены перпендикулярные направляющие (9), по которым движется полуцилиндрическая кассета (фиг. 9) диаметром 103 мм. Таким образом кассета может перемещаться вдоль и поперек рентгеновского луча. Перед пленкой установлено кадрирующее окно (10). Перемещение кассеты относительно окна перпендикулярно лучу позволяет получить на одной пленке до 12 снимков. Для защиты пленки от рассеянного излучения на кадрирующем окне установлены предохраняющие щиты (12).

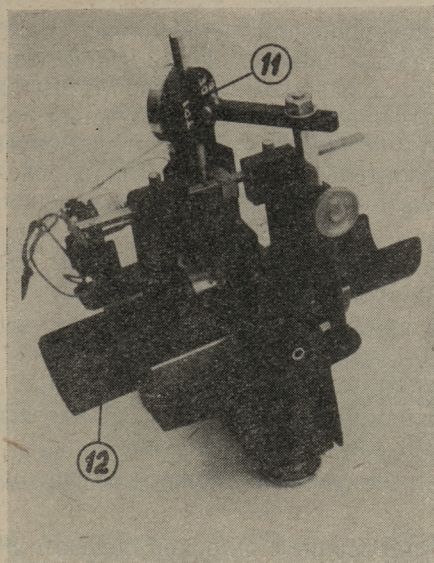
Общий вид камеры показан на фигуре 10.

Новая камера имеет следующие преимущества.

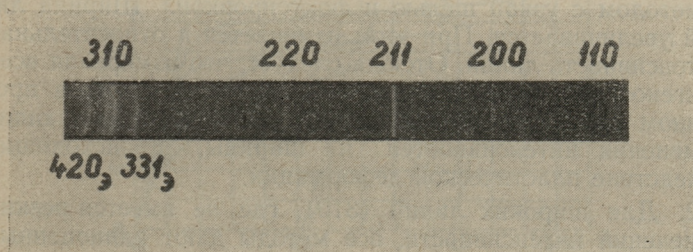
1. Простота зарядки кассеты.
2. На одну пленку можно снять 12 снимков со всеми отражениями, получаемыми при данном излучении.
3. Использование эталона позволяет определить абсолютное изменение интенсивности линий образца.
4. Образец перемещается в вертикальной и горизонтальной плоскостях относительно рентгеновского луча. Расположение образца фиксируется индикатором, что позволяет точно воспроизводить касание луча к образцу.

На фиг. 11 приведена рентгенограмма, заснятая в описанной камере.

При использовании касательного рентгеновского луча ширина и интенсивность линий зависит от расстояния луча до оси образца. Для определения этой зависимости были проведены соответствующие опыты и теоретический расчет [19].



Фиг. 10. Общий вид камеры.



Фиг. 11. Рентгенограмма.

## 6. Фотометрирование рентгенограмм

Для определения свойств пленки сняли характеристические кривые  $s = f(\log t)$  и  $s = f(t)$ . Данные показали, что при рентгенографировании необходимо выбирать экспозицию так, чтобы почернение линий было в пределах  $0,3 \div 1,2$ .

При фотометрировании необходимо получить более или менее плавные кривые. При узкой измерительной щели получаются слишком зигзагообразные кривые, что мешает определению фона. Для получения более плавной кривой на МФ-2 часто используют дефокусировку или широкую измерительную щель. Для определения целесообразного способа производили измерения по трем методам.

1. Ширина измерительной щели 1,7 мм, высота  $2 \times 10$ , подача 0,1 мм, пленка фокусируется.
2. Ширина измерительной щели 1,7 мм, высота  $2 \times 10$ , подача 0,1 мм, пленка дефокусируется по шкале почернения от 48-го до 52-го деления.
3. Ширина измерительной щели 3,4 мм, высота  $2 \times 10$ , подача 0,1 мм, пленка фокусируется.

Из полученных данных можно сделать следующие выводы.

1. Фотометрирование с широкой щелью и резкой фокусировкой дает те же результаты, что и фотометрирование с узкой щелью и дефокусировкой. Для первых интерференционных линий ((110), (200)), где наблюдаются резкие изменения интенсивностей, оба метода уменьшают интенсивность и высоту линий по сравнению с методом с узкой щелью и фокусировкой. Ширина линий увеличивается. При этом изменяется и относительная интенсивность линий. Отсюда следует, что измерения всех рентгенограмм следует проводить одним методом, в противном случае возникают ошибки, сильно искажающие изменения интенсивностей и ширины, происходящие вследствие пластической деформации.

2. Для широких линий (310), где не имеется резких изменений интенсивности, все методы дают равноценные результаты.

В данной работе использовали щель шириной 3 мм при подаче 0,1 мм. Высота щели  $2 \times 10$  мм, увеличение 17.



Ширина рентгеновских линий определялась отношением площади кривой почернения к высоте с учетом влияния наложения дублетов [20].

Для определения изменений интенсивности рентгеновских линий использовали независимый алюминиевый эталон. Эталон дает линии (420) и (331), между которыми попадает линия (310) стали. Изменение интенсивностей определяется относительно суммы интенсивностей линий эталона. За единицу приняли интенсивность линий при недеформированном образце.

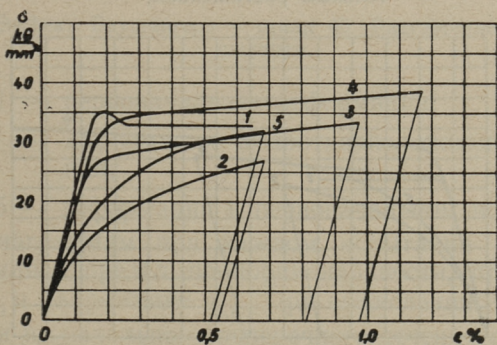
Для измерения площади кривых почернения использовался прецензионный планиметр, что при данных условиях измерения дает ошибку порядка десятых процента.

### III. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

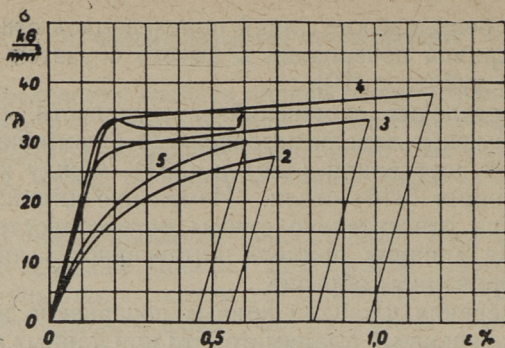
#### 1. Механические испытания

Для исследования эффекта Баушингера механические испытания проводились следующим образом. Образцы деформируются сначала в одном направлении (на  $1 \div 3\%$ ), затем от одного до трех раз в противоположном направлении (на  $0,3 \div 3\%$ ). Некоторые образцы в заключение деформировались в первоначальном направлении.

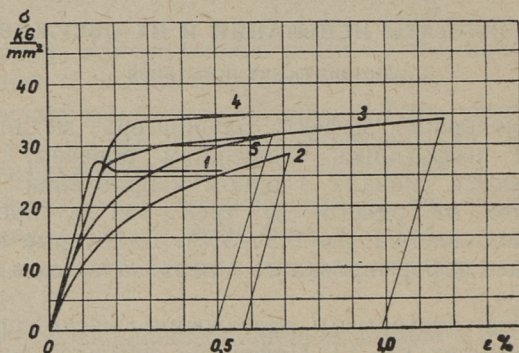
Некоторые диаграммы растяжения-сжатия представлены на фигурах 12—17. Цифры на фигурках означают:



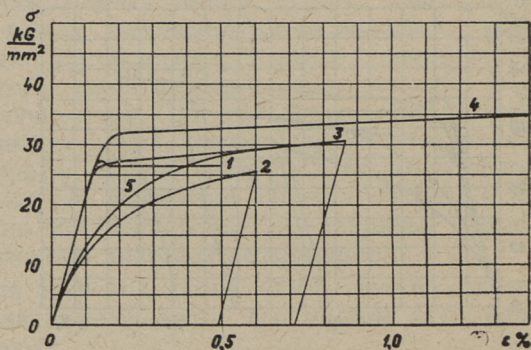
Фиг. 12. Эффект Баушингера у стали 20X. Сжатие с предварительным растяжением.



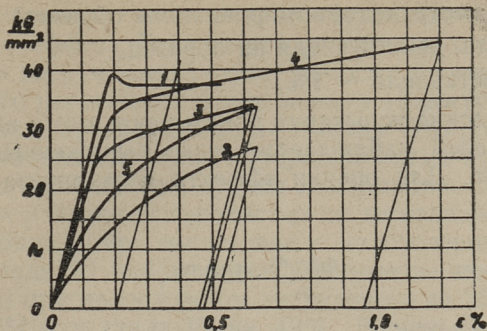
Фиг. 13. Эффект Баушингера у стали 20X. Растяжение с предварительным сжатием.



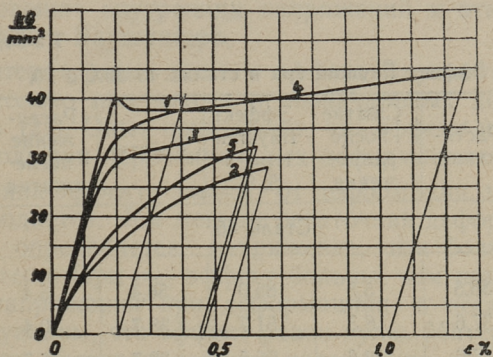
Фиг. 14. Эффект Баушингера у стали 20. Сжатие с предварительным растяжением.



Фиг. 15. Эффект Баушингера у стали 20. Растяжение с предварительным сжатием.



Фиг. 16. Эффект Баушингера у стали 45. Сжатие с предварительным растяжением.



Фиг. 17. Эффект Баушингера у стали 45. Растяжение с предварительным сжатием.

1 — первоначальная деформация;

2, 3, 4 — деформация в противоположном направлении;

5 — деформация в первоначальном направлении.

По диаграммам при каждом испытании графически определялись предел пропорциональности, предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и напряжение  $\sigma_{0,1}$ . При вычислении напряжения исходили из начального поперечного сечения образца.

$$\sigma = \frac{P}{F_0} = \frac{4P}{\pi \cdot 12^2} = 8,84 \cdot 10^{-3} P \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2} \quad (1)$$

$d_0$  — диаметр недеформированного образца;

$P$  — сила, действующая на образец.

Ошибка составляла  $\sim 1\%$ .

Механические испытания показывают, что в выбранных марках сталей наблюдается резко выраженный эффект Баушингера. Для оценки эффекта Баушингера выбрана величина

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{\sigma_1} \cdot 100 \% , \quad (2)$$

где  $\sigma_1$  — напряжение при первом нагружении и  $\sigma_2$  — напряжение при нагружении противоположного знака.

Величина эффекта Баушингера представлена в таблице 1.

Таблица 1.

Эффект Баушингера в сталях 45 20X и 20

Напряжение кГ/мм <sup>2</sup>	Растяжение	Сжатие после растяжения	Эффект Баушингера в % %	Сжатие	Растяжение после сжатия	Эффект Баушингера в % %
Сталь 45						
$\sigma_n$	36,5	5,5	85,0	56,4	5,4	85,0
$\sigma_{0,2}$	37,6	18,3	51,7	38,7	20,4	47,2
$\sigma_{0,1}$	37,6	12,6	66,5	38,7	15,5	60,0
Сталь 20X						
$\sigma_n$	32,5	5,2	84,0	32,9	5,1	84,5
$\sigma_{0,2}$	33,6	19,7	41,4	34,5	18,8	45,5
$\sigma_{0,1}$	33,6	14,4	57,2	34,5	14,2	59,0
Сталь 20						
$\sigma_n$	25,6	5,6	77,5	25,2	5,4	78,9
$\sigma_{0,2}$	25,9	19,6	24,3	26,9	20,0	25,6
$\sigma_{0,1}$	25,9	15,7	39,4	26,9	16,4	39,2

При выбранных напряженных состояниях (растяжение и сжатие) эффект Баушингера не зависит от последовательности нагружения. Эффект при сжатии после предварительного растяжения будет равным эффекту при растяжении после предварительного сжатия. Это понятно, если учесть, что испытываемые материалы имеют при растяжении и сжатии подобные кривые деформации. Опыты показали, что у высокоуглеродистых и легированных сталей эффект Баушингера выше, чем у малоуглеродистых сталей. У стали 20 наблюдалось уменьшение предела текучести при противоположном нагружении на 25%, у стали 20Х на 34% и стали 45 на 49%. В меньшей мере это можно обнаружить при измерении предела пропорциональности. Отсюда можно заключить, что большое количество углерода или легирующего элемента способствует возникновению внутренних напряжений и этим повышению эффекта Баушингера.

По литературным данным эффект Баушингера наблюдается только при малых первоначальных деформациях (1—4%) [21]. Опыт показывает, что эффект наблюдается и при больших первоначальных деформациях (7,4%).

Величина эффекта зависит от деформации, при которой он наблюдается. Чем меньше остаточная деформация, при которой определяется напряжение, тем больше эффект Баушингера. При  $\sigma_{0,1}$  эффект больше, чем при  $\sigma_{0,2}$ . Сравнивая напряжения при деформациях в несколько процентов, увидим, что эффект равен нулю. Материал упрочнялся при противоположном нагружении до той же степени, что и при первоначальном нагружении.

При повторном нагружении в том же направлении в материале происходит упрочнение (кривые 3 и 4). Если после последнего противоположного нагружения провести нагружение в первоначальном направлении (кривая 5), то снова наблюдается эффект Баушингера. Последнее характеризуют данные в таблицах 2 и 3.

Опыт показывает, что при повторном нагружении эффект Баушингера оказывается меньше, чем при первом нагружении противоположного направления.

Параллельно с измерениями деформаций и напряжений при растяжении-сжатии проводилось определение микротвердости на приборе ПМТ-3. В таблице 4 представлены средние величины полученных значений микротвердости.

Определялась микротвердость зерен феррита. Из таблицы видно, что при деформации противоположного направления микротвердость увеличивается, а не уменьшается, как другие величины, характеризующие сопротивление материала.

Повидимому на поверхности металла возникает наклеп, который углубляется при вторичном нагружении независимо от направления нагружения. При повторных нагружениях микротвердость увеличивается мало или остается постоянной; следовательно наклеп имеет тенденцию к насыщению.

Как видно дальше, при деформации происходит фрагментация блоков. Следовательно можно предполагать, что увеличение микротвердости связано с фрагментацией блоков, которая вызывает наклеп в отдельных зернах.

Таблица 2

Эффект Баушингера при повторном нагружении

Величина	Растяжение I	Сжатие III	Растяжение II	Эффект в %
Сталь 45				
$\varepsilon\%$	1,65	-2,15; -0,40	0,47	
$\sigma_n \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	36,4	28,2	12,5	55,6
$\sigma_{0,2}$ „	38,2	37,9	26,0	31,2
$\sigma_{0,1}$ „	38,2	35,4	20,7	41,6
Сталь 20X				
$\varepsilon\%$	2,14	-2,34; -0,20	0,51	
$\sigma_n \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	33,6	26,5	8,8	66,8
$\sigma_{0,2}$ „	32,7	34,5	25,6	25,8
$\sigma_{0,1}$ „	32,7	34,0	19,9	41,0
Сталь 20				
$\varepsilon\%$	7,40	-4,19; -3,21	0,50	
$\sigma_n \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	25,6	28,3	10,6	62,5
$\sigma_{0,2}$ „	25,9	33,9	26,1	23,0
$\sigma_{0,1}$ „	25,9	33,6	22,1	34,2

## Эффект Баушингера при повторном нагружении

Величина	Сжатие I	Растяжение III	Сжатие II	Эффект в %
Сталь 45				
$\varepsilon\%$	-1,38	2,00; 0,62	0,46	
$\sigma_{п} \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	37,6	28,3	12,6	55,5
$\sigma_{0,2}$ „	38,5	38,0	23,7	37,7
$\sigma_{0,1}$ „	38,5	36,7	17,9	48,8
Сталь 20X				
$\varepsilon\%$	-1,85	2,32; 0,47	0,45	
$\sigma_{п} \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	31,8	30,9	8,8	71,5
$\sigma_{0,2}$ „	32,2	34,9	24,8	29,0
$\sigma_{0,1}$ „	32,2	34,0	18,1	46,8
Сталь 20				
$\varepsilon\%$	-3,01	2,78; -0,23	0,52	
$\sigma_{п} \frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	25,7	26,5	7,1	73,2
$\sigma_{0,2}$ „	26,1	32,0	24,3	17,8
$\sigma_{0,1}$ „	26,1	31,8	21,9	31,2

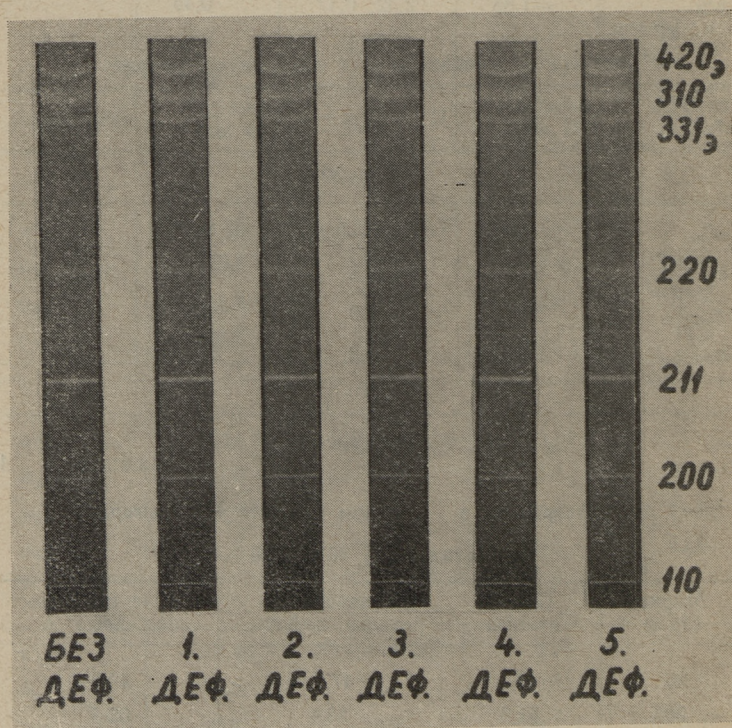
Микротвердость в  $\frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$  при эффекте Баушингера  
у сталей 20, 20X и 45

Марка стали	После отжига	После предварительн. деформ.	После противопол. деформ.
20	42,0	47,7	49,8
20X	51,8	58,4	62,5
45	63,8	64,7	67,7

## 2. Рентгенографические испытания

Рентгенографирование образцов проводили в рентгеновской камере, конструкция которой описана выше. Для каждого напряженного состояния делалось 2 снимка. Из полученных результатов вычисляли среднее арифметическое. Общая ошибка при определении интенсивности линий, обусловленная неточностью воспроизведения условий съемки и неточностью измерения, доходит до 4%. Ошибка вычислена по изменению отношения интенсивностей линий эталона (420) и (331). Снимок рентгенограммы приведен на фиг. 18.

Изменение интенсивностей и ширины линий (310) и (220) для стали 45 показаны на фигурах 19 и 20. Для

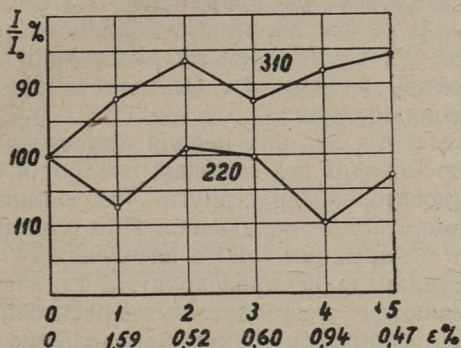


Фиг. 18. Рентгенограммы при эффекте Баушингера.

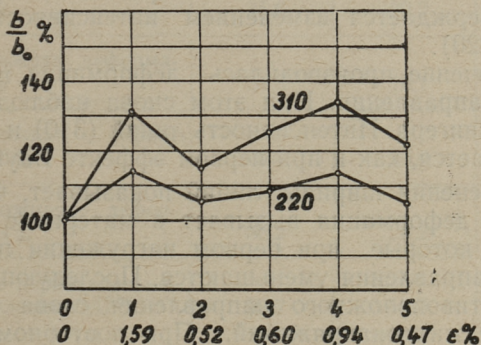


сталей 20 и 20Х изменение интенсивностей и ширины линий принципиальной разницы не имеют.

Интенсивность линии (310) при первоначальной деформации уменьшается, зато интенсивность линии (220) возрастает. Как известно, при пластической деформации в



Фиг. 19. Изменение интенсивности линий (310) и (220) у стали 45.



Фиг. 20. Изменение ширины линий (310) и (220) у стали 45.

материале возникают элементарные искажения решетки, обуславливающие уменьшение интенсивности отражений и одновременно измельчение областей когерентного рассеяния (фрагментация блоков). Последнее обстоятельство может привести к увеличению интенсивности, если начальная величина блоков достаточно велика и их дефор-

мация небольшая. Первое явление, как известно, наблюдается более резко при больших углах отражения и второе сильнее при малых углах отражения.

При нагружении в противоположном направлении интенсивность линии (310) сначала еще возрастает, откуда следует, что первое противоположное нагружение не уменьшает среднеквадратичного сдвига атомов, а увеличивает его. В то же время интенсивность линии (220) уменьшается. Это показывает, что возрастание элементарных искажений происходит быстрее, чем фрагментация кристаллических блоков.

Можно полагать, что при первой противоположной деформации происходит интенсивный поворот и сдвиг кристаллитов относительно друг друга. Это должно вызывать большие элементарные искажения. При повторной противоположной деформации такого интенсивного поворота и сдвига кристаллитов не происходит, а главным образом восстанавливаются межплоскостные расстояния или деформируются в противоположном направлении. Это может сопровождаться и временным уменьшением элементарных искажений. В то же время продолжается процесс фрагментации блоков, но в меньшей мере. Такой ход процессов подтверждается изменением интенсивностей линий (310) и (220).

В заключение производилась деформация в первоначальном направлении. При этом снова наблюдается эффект Баушингера. Интенсивность линий (310) и (220) при этом снижается, как и при первом эффекте Баушингера.

Ход изменения ширины линий показывает, что первоначальная деформация вызывает в материале микронапряжения, которые при первом нагружении противоположного направления уменьшаются. Последующие нагружения противоположного направления снова вызывают увеличение микронапряжений. При повторном эффекте Баушингера (пятое нагружение) микронапряжения уменьшаются. Следовательно главную роль при эффекте Баушингера играют микронапряжения, которые разупрочняют материал при противоположной деформации.

Сконструированная камера позволила исследовать изменение интенсивности и ширины передних линий ((110), (220), 211)). Существенной является возможность сравнения линии (110) с линией (220), что позволяет судить о фрагментации блоков и микронапряжениях.

Так как при деформации образцов меняется их диаметр, то точное воспроизведение условий касания луча трудно осуществимо. Вследствие этого ошибка результатов измерений для линии (110) превосходит 4%. Из-за этих ошибок опыта выяснение отдельного влияния фрагментации блоков и микронапряжений на интенсивность и ширину линии затруднительно. Но средние величины результатов опытов показывают, что в ходе деформации интенсивность и ширина передних линий возрастают. Это указывает на фрагментацию блоков и возникновение микронапряжений. Для стали 45 изменение ширины линии (110) представлено в таблице 5.

Таблица 5

Изменение ширины линии  $K_{\alpha_1}$  у стали 45 в мм

Деформация	Ширина линии $K_{\alpha_1}$		
	310	220	110
Без деформации	27,0	15,5	4,3
Первоначальная деформация 1,59%	35,6	20,2	5,3
Противоположная деформация 0,52%	31,3	18,1	4,8
Противоположная деформация 0,60%	33,8	18,9	5,2
Противоположная деформация 0,94%	36,2	20,2	5,6
Деформация первоначального направления 0,47%	32,7	18,3	5,2

Для количественного определения степени фрагментации блоков и микронапряжений проводились вычисления. Как показали опыты, распределение интенсивностей сравнительно хорошо соответствует функции  $e^{-kx^2}$ . Поэтому для определения величины блоков и микронапряжений применялся метод Курдюмова-Лысака [22], на основании которого в данном случае получаются следующие выражения:

## Микронапряжения

$$\frac{\Delta a}{a} = 4,85 \cdot 10^{-4} \sqrt{\frac{\beta_2^2 \cos^2 \theta_2 - \beta_1^2 \cos^2 \theta_1}{\sin^2 \theta_2 - \sin^2 \theta_1}} \quad (3)$$

и средний размер блоков

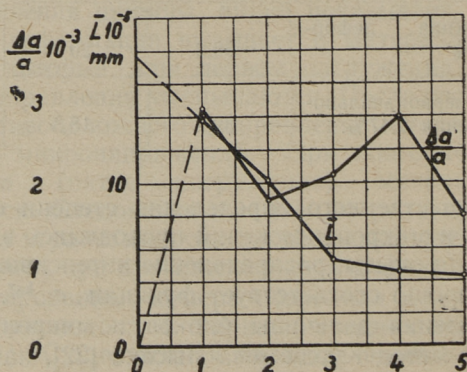
$$\bar{L} = 9,2 \cdot 10^{-5} \sqrt{\frac{1}{\beta_1^2 \cot^2 \theta_1} - \frac{1}{\beta_2^2 \cot^2 \theta_2}} \quad (4)$$

Здесь  $\beta_1, \beta_2$  — ширина линий, измеряемая в миллиметрах на микрофотограммах.

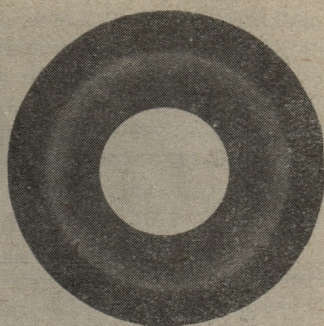
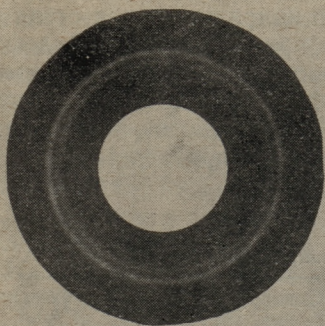
Вычисление для пары линий (310) и (220) дает несовместимые результаты:  $\frac{\Delta a}{a}$  получается мнимая. Отсюда следует, что фрагментация блоков и возникновение микронапряжений для плоскостей (310) и (220) происходит различно.

Для пары линий (220) и (110) вычисление дает положительные результаты. На фиг. 21 видно, что при эффекте Баушингера происходит уменьшение микронапряжений и фрагментация блоков. При повторном нагружении фрагментация блоков приближается к насыщению. Можно предполагать, что при дальнейших повторных нагружениях фрагментация блоков происходит гораздо медленнее, чем при первых нагружениях.

Для выяснения наличия текстуры были сделаны снимки с невращающихся образцов. На снимке (фиг. 22) видно, что заметной текстуры при применяемых деформациях не наблюдается.

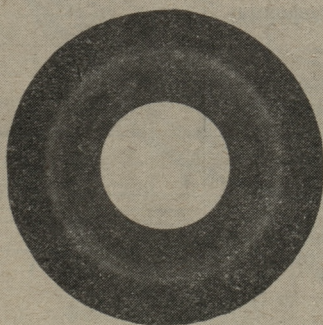


Фиг. 21. Изменение микронапряжений и величины блоков, вычисленное по линиям (110) и (220).



**БЕЗ ДЕФОРМАЦИИ**

**РАСТЯЖЕНИЕ**



**СЖАТИЕ ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ**

Фиг. 22. Рентгенограммы линии (310) стали 45.

Из микрофотограмм выяснилось, что в ходе деформации происходит сдвиг максимумов интерференционных линий. Часть пленки, на которой размещены линии эталона (420), (331) и между ними исследуемая линия (310) стали, регистрировалась на одну микрофотограмму. Это дает возможность определить сдвиг максимума линии (310) относительно линий эталона.

В таблице 6 представлен сдвиг максимума линии (310) и вычисленные на основе этого напряжения для стали 45. Таким образом, возникающие при пластической деформации микронапряжения должны в известной мере иметь ориентацию, зависящую от деформации. Данные показывают, что нагружение противоположного направления уменьшает ориентированные микронапряжения.

Таблица 6

Ориентированные микронапряжения у стали 45

Деформация	Сдвиг на пленке мм	Напряжение кг/мм <sup>2</sup>
Без деформации	0	0
Первоначальная деформация 1,59%	0,30	10
Противоположная деформация 0,52%	0,05	1,7
Противоположная деформация 0,60%	-0,05	-1,7
Противоположная деформация 0,94%	-0,25	-8,4
Деформация первоначального направления 0,47%	0	0

Величина ориентированных микронапряжений вычислена следующим образом.

$$\delta = \varepsilon E = \frac{\Delta n}{2R \tan \vartheta} = 33,4 \Delta n \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2} \quad (5)$$

Здесь

$\Delta n$  — сдвиг максимума линии (310) на пленке в мм;

$R$  — радиус камеры — 51,5 мм;

$\tan \vartheta_{(310)} = 6,11$ ;

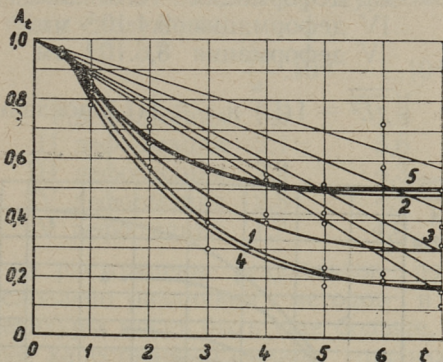
$E$  — модуль продольной упругости, вычисленный из диаграммы деформации

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{40.100}{0,19} = 21.000 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}.$$

Одним из методов разделения эффектов расширения линий вследствие микронапряжений и фрагментации блоков является анализ Фурье. Этот метод, несмотря на некоторые недостатки, применяется во многих работах [23 ÷ 31].

Анализ Фурье проводился на основе рентгенографических данных, полученных при деформации стали 20. После сжатия на 3,01% провели растяжение на 0,49, 0,72 и 1,57 процента и, наконец, сжатие на 0,52%. Вычисления велись по методу Лоомана [32].

На основе полученных данных вычерчивались графики  $A_t = f(t)$  для каждого деформированного состояния, по которым определялись величины областей когерентного рассеяния и микродеформаций (фиг. 23).



Фиг. 23.  $A = f(t)$

На фиг. 23 видно, что  $\left. \frac{dA_t}{dt} \right|_{t=0} \neq 0$ . Это показывает, что расширение линии обусловлено дисперсностью материала и микронапряжениями.

Коэффициенты  $A_t^d$  и  $A_t^m$  разделялись по формуле  $A_t = A_t^d A_t^m$  с предположением, что материал монодисперсный [33]. Тогда

$$\frac{dA_t^d}{dt} = \left. \frac{dA_t^d}{dt} \right|_{t=0} = konst.$$

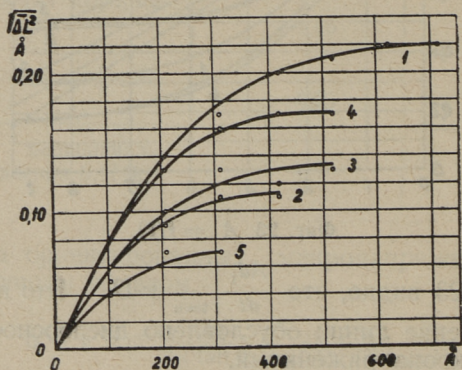
Учитывая, что  $A_t^d = A_t^d(t)$  согласно формуле 6 представляет линейную зависимость, можно вычислить значения  $A_t^d$  и  $A_t^m$ .

Дальше по значениям  $A_t^m$  вычислялись значения микросмещений  $\sqrt{\Delta L^2}$  на длине  $L$  и соответственные относительные деформации  $\varepsilon = \sqrt{\frac{\Delta L^2}{L}}$ .

Касательная, проведенная к кривой  $A_t = f(t)$  в точке  $t = 0$ , отсекает на оси абсцисс отрезок, который определяет величину областей когерентного рассеяния. Для точного проведения касательной вычислялись коэффициенты  $A_t$  при  $t = 0,5$ . Касательная, проведенная к кривой  $A_t = f(t)$ , дала для размеров блоков следующие величины;

I деформация	$17 \cdot 10^{-5}$ мм
II деформация	$13 \cdot 10^{-5}$ мм
III деформация	$10 \cdot 10^{-5}$ мм
IV деформация	$9,4 \cdot 10^{-5}$ мм
V деформация	$8,6 \cdot 10^{-5}$ мм

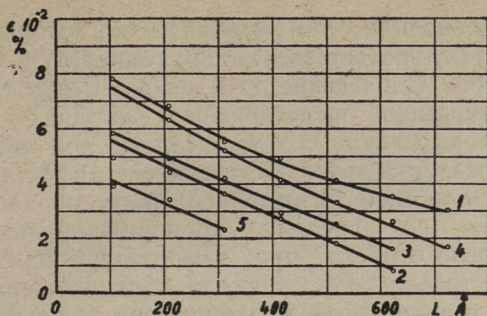
Графики  $\sqrt{\Delta L^2} = f(L)$  и  $\varepsilon = f(L)$  показаны на фиг. 24 и 25.



Фиг. 24.  $\sqrt{\Delta L^2} = f(L)$ .

На фигурах видно, что  $\sqrt{\Delta L^2}$  сначала возрастает пропорционально  $L$ , приобретает позже максимум при  $L = 300 \div 700$  Å. По порядку величины эта область соответствует области когерентного рассеяния,  $\varepsilon$  уменьшается пропорционально  $L$ .





Фиг. 25.  $\varepsilon = f(L)$ .

Параллельно с анализом Фурье проводились вычисления величины блоков по методу Курдюмова-Лысака. Результаты были следующие.

	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^{-3}$	$L \cdot 10^{-5}$ мм
I деформация	2,5	7,8
II деформация	2,1	5,6
III деформация	2,4	4,3
IV деформация	2,8	4,1
V деформация	1,7	4,0

Несмотря на расхождение результатов по величине, которое обусловлено различием методов и которые по данным литературы могут быть еще больше, оба метода характеризуют качественную сторону процессов одинаково. Результаты показывают, что при эффекте Баушингера происходит изменение микронапряжений и фрагментация блоков.

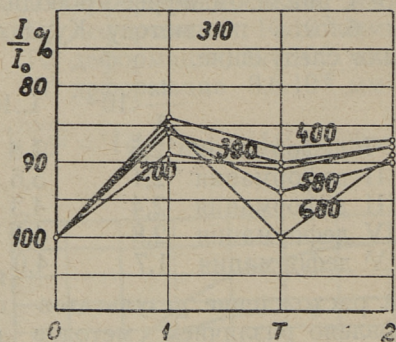
### 3. Влияние термической обработки на эффект Баушингера

Как отмечено выше [12], термическая обработка (отпуск) уменьшает внутренние напряжения. По данным авторов у мягкой стали эффект Баушингера исчезал полностью после нагревания при температуре  $100^{\circ}\text{C}$  в течение 20 часов. По мнению авторов старение вызывает уменьшение микроскопических остаточных напряжений вследствие релаксации и субмикроскопических остаточных напряжений вследствие диффузии. Поэтому при рентгенографических опытах должно замечаться уменьшение этих напряжений.

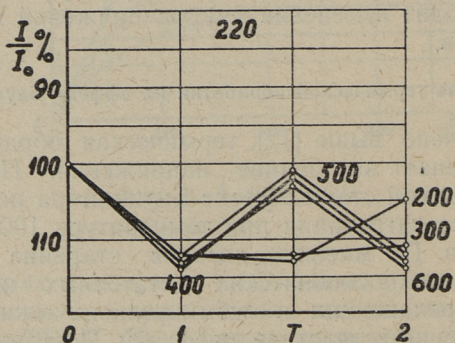
Опыты проводили с пятью образцами, которые подвергались отпуску соответственно при температурах 200, 300, 400, 500 и 600°C в течение двух часов. Результаты механических испытаний представлены в таблице 7.

Опыты показывают, что уже отпуск при температуре 200°C вызывает сильное уменьшение эффекта Баушингера. Если у термически необработанного образца эффект Баушингера по пределу пропорциональности был 85%, то после отпуска при температуре 200°C эффект составляет только 24%. Отпуск при температуре 500 и 600°C устраняет эффект Баушингера полностью.

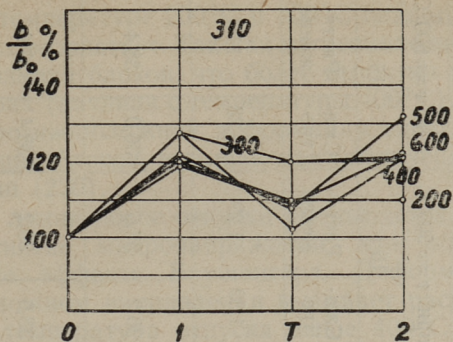
Результаты рентгенографических опытов представлены на фигурах 26÷29.



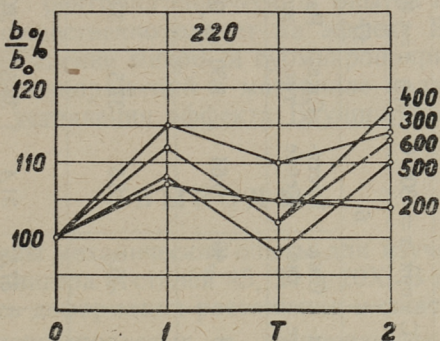
Фиг. 26. Изменение интенсивности линии (310) при термической обработке.



Фиг. 27. Изменение интенсивности линии (220) при термической обработке.



Фиг. 28. Изменение ширины линии (310) при термической обработке.



Фиг. 29. Изменение ширины линии (220) при термической обработке.

Изменение интенсивности линий (310) и (220) происходит различно. После отпуска интенсивность линии (220) уменьшается вследствие увеличения величины блоков, зато интенсивность линии (310) увеличивается вследствие уменьшения элементарных искажений. Заметный рост блоков происходит после отпуска при температуре 400°C и выше. Уменьшение элементарных искажений происходит в небольшой мере уже при температуре отпуска 200°C. Отпуск при температуре 600°C устраняет их полностью.

При деформировании в противоположном направлении интенсивность линии (310) падает, что указывает на возникновение элементарных искажений. Интенсивность линии (220) при противоположной деформации после от-

## Влияние термической обработки на эффект Баушингера у стали 45

Термическая обработка	Нормализация при 880°C													
	Отпуск в течение двух часов													
	при t = 200°C		при t = 300°C		при t = 400°C		при t = 500°C		при t = 600°C		при t = 600°C			
№ образца	7	6	7	6	7	6	7	6	7	6	7	15		
Напряженное состояние	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение	Сжатие	Растяжение
Деформация в %	1,44	0,48	1,46	0,64	1,30	0,53	1,39	1,29	1,28	1,59				
Предел пропорциональности $\sigma_n$ в $\frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	36,2	27,4	36,3	28,3	37,5	30,8	36,2	37,6	36,0	38,4				
Предел текучести $\sigma_t$ в $\frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	37,5	30,0	37,5	31,4	38,5	34,9	38,0	36,2	38,4	37,6				
Напряжение $\sigma_{0,1}$ в $\frac{\text{кГ}}{\text{мм}^2}$	37,5	29,6	37,5	32,2	38,5	34,5	37,6	36,2	38,4	37,6				

пуска при температуре 200°C и 300°C падает, а в остальных случаях возрастает. Так как нагревание вызывает увеличение размера блоков, что более вероятно при высоких температурах (начиная с температуры 400°C), то понятно, что при противоположной деформации снова начинается фрагментация блоков, вызывающая увеличение интенсивности линии (220).

Ширина линии после отпуска уменьшается. Это указывает на снятие микронапряжений, что обуславливает уменьшение эффекта Баушингера. Деформирование в противоположном направлении вызывает расширение линий, если температура отпуска выше 400°C. При более низких температурах отпуска (200°C и 300°C) ширина линии не меняется.

Результаты рентгенографических опытов показывают, что отпуск существенно влияет на эффект Баушингера, вызывая уменьшение микро- и субмикронапряжений. Отсутствие микронапряжений в материале является достаточным для устранения эффекта Баушингера.

## ВЫВОДЫ

1. Проведены механические опыты для изучения эффекта Баушингера у сталей 45, 20 и 20X. В опытах применялись деформации растяжения и сжатия.
2. У высокоуглеродистых и легированных материалов эффект Баушингера наблюдается более резко, чем у малоуглеродистых. Содержание углерода или легирующего элемента увеличивает возможности возникновения внутренних напряжений.
3. У сталей 45, 20X и 20 предел пропорциональности при деформации в противоположном направлении уменьшается соответственно на 85, 84 и 78 процентов. У названных материалов эффект Баушингера не зависит от последовательности деформирования. Этот эффект при сжатии с предварительным растяжением оказывается равным эффекту при растяжении с предварительным сжатием.
4. Эффект Баушингера наблюдается и при больших деформациях. У стали 20 при предварительном растяжении на 7,4% предел пропорциональности уменьшается на 71%.

5. Отпуск после предварительной деформации вызывает уменьшение эффекта Баушингера. Начиная с температуры отпуска  $500^{\circ}\text{C}$  в течение двух часов у стали 45 эффект Баушингера исчезал полностью.
6. Микротвердость увеличивается и при противоположном деформировании. Следовательно, микротвердость не связана с эффектом Баушингера и не является величиной, характеризующей эффект.
7. Для проведения рентгенографических исследований сконструирована новая рентгеновская камера (удостоверение о регистрации № 14642) на базе камеры КРОС-I. Камера имеет следующие преимущества:
  - а) применение касательного луча позволяет получать линии с углами отражения менее  $45^{\circ}$ ;
  - б) простота зарядки камеры;
  - в) на одну пленку можно снять 12 снимков;
  - г) использование эталона позволяет определять абсолютное изменение интенсивности рентгеновских линий.
8. Исследование расширения интерференционных линий показывает, что при деформации в материале происходит фрагментация блоков и возникновение микронапряжений. В начале деформации фрагментация блоков происходит быстро, достигая в дальнейшем насыщения.
9. Основной причиной, обуславливающей эффект Баушингера, является ориентированные микронапряжения. В плоскостях (310) и (220) распределение микронапряжений происходит различно.
10. При эффекте Баушингера наблюдается изменение интенсивности линий, которое на основании полученных данных объясняется изменением экстинкции и возникновением элементарных искажений.

## ЛИТЕРАТУРА

1. J. Bauschinger, Mitt. Mech. Lab. Techn. Hochschule, München, 1886, Н. 13.
2. I. Muir. Phil. Trans. 193 A, 1—46, 1900, 198 A, 1—31, 1902.
3. M. Rudeloff, Mitt. K. Techn. Vers. Aust. Berlin, 1901, Erg.—Heft 1.
4. J. A. Van der Brock, Carnegie Scholarship Mem. 9, 125, 1918.
5. F. Körber und W. Rohland, Mitt. k. w. i. Eisenforsch 5, 37—54, 1924.
6. E. Hevni, Festschr. Kaiser-Wilhelm ges. 1921.
7. G. Masing u. W. Mauksch, Wiss Veröff. Siemens 4, Н 1 (1925), 74.
8. G. Sachs u. H. Shoji, ZS. f. Phys. 45, 776—796, 1927.
9. A. Joffe, Annalen der Physik, Bd. 20, 1906.
10. С. И. Ратнер и Ю. С. Данилов: Заводская лаборатория, № 3, 1950.
11. Ю. С. Данилов. Экспериментальное изучение эффекта Баушингера, Диссертация, 1952.
12. Trans. of. Am. Soc. Mech. Eng. Vol. 74, 1925, nr. 8, 1291—1296, 1297—1312.
13. Успехи физики металлов I, 1956, 155—224.
14. Некоторые проблемы прочности твердого тела, 1959.
15. Л. Я. Богорад, С. Я. Грилихес, Р. С. Арсон. Электрохимическое полирование стали, 1951.
16. Л. Я. Попилов, Л. П. Зайцева. Электрополирование и электротравление металлических шлифов, 1955.
17. У. С. Барретт. Структура металлов, 1948.
18. Ю. С. Терминасов, ЖТФ, 15, 524, 1945.
19. Я. Мейтре, К. Шульц. Труды Таллинского политехнического института, № 173, 1960.
20. Д. М. Васильев. ЖТФ, 1955, том XXV, вып. 11:
21. Н. А. Шапошников. Механические испытания металлов, 1954.
22. В. Е. Вагген, В. Л. Авербах. Journ. Appl. Phys. 21, 595 (1950) 23, 497 и 1059 (1952).
23. Г. В. Курдюмов и Л. И. Лысак. ЖТФ, 1947, том XVII, вып. 9, 993.
24. В. Я. Пинес, А. И. Бублик. ЖТФ, 24, 1139, 1954.
25. В. М. Голубков, В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Г. М. Курдюмов и М. Д. Перкас. Физика металлов и металловедение, 1957.
26. В. Я. Пинес и Н. Г. Березняк. ЖТФ, том XXIV, вып. 2, 1954

27. О. Н. Шиврин, Б. М. Мимухин: Известия высших учебных заведений, 1958, № 3.
28. Е. Л. Гальперин и Ю. С. Терминасов: Кристаллография, 1957, вып. 4, том 2.
29. В. М. Финкель. Известия высших учебных заведений, 1958, № 2.
30. В. Д. Сергеева, Ю. С. Терминасов: Известия высших учебных заведений, 1958, № 5.
31. В. Д. Сергеева, Ю. С. Терминасов: Известия высших учебных заведений, 1958, № 3.
32. В. И. Смирнов. Курс высшей математики, том 11, 1954.
33. В. Я. Пинес. Доклады АН ССР, 1955, том 103, 1954.



## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫХ ЛИНИЙ У ЦИЛИНДРИ- ЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ КАСАТЕЛЬНОМ РЕНТГЕНОВСКОМ ЛУЧЕ

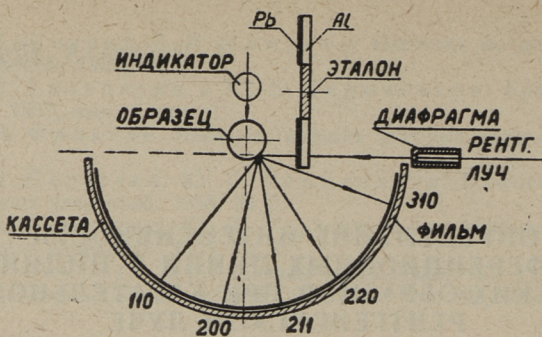
При современном рентгенографическом изучении пластических деформаций мы имеем дело со следующими факторами, влияющими на величину и распределение интенсивности рентгеновских отражений:

- 1) внутренние напряжения,
- 2) текстура,
- 3) фрагментация блоков и связанное с этим изменение экстинкции.

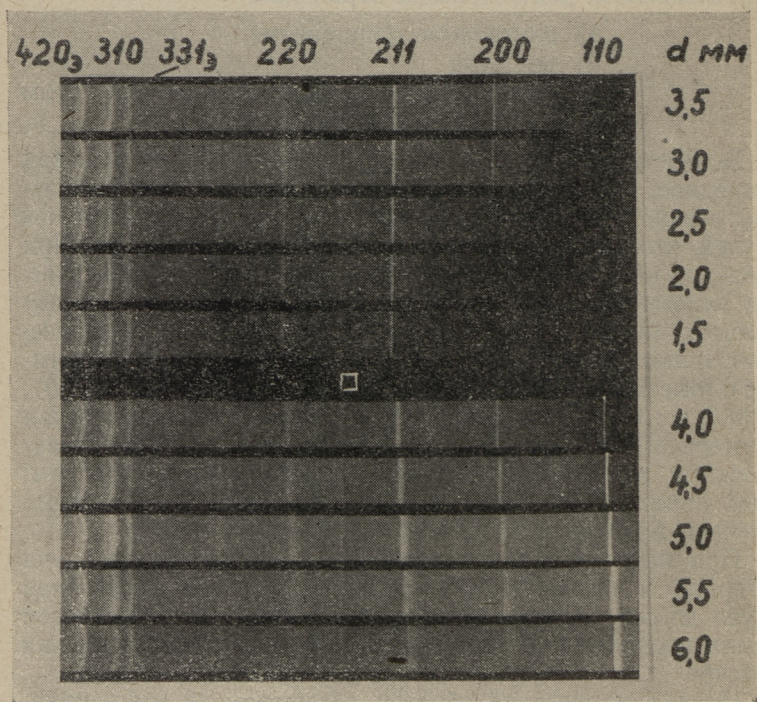
Вследствие этого желательно получить на снимках как передние, так и задние рентгеновские линии. Если образцы тонкие, то можно применить настолько широкий пучок лучей, что образец охватывается ими полностью [1]. При толстых образцах использование этого метода оказывается невозможным. Обратная съемка на плоскую кассету (метод Закса) дает у стальных образцов при Со-излучении только линии (310) и (220). Для получения на снимке с толстых цилиндрических образцов также линий (110), (200) и (311) была сконструирована новая рентгеновская камера [2] на базе КРОС-1. Камера позволяет при касательном рентгеновском луче получить на рентгенограммах линии (110), (200) и (211). Принципиальная схема камеры приведена на фиг. 1.

При использовании касательного рентгеновского луча ширина и интенсивность линий зависит от расстояния луча до оси образца. Для определения этой зависимости были проведены соответствующие опыты и теоретический расчет.

На цилиндрический образец диаметром 12 мм направлялся касательный рентгеновский луч. Снимки производились через каждые 0,5 мм сдвига образца перпендикулярно к лучу. Положение образца фиксировалось индикато-



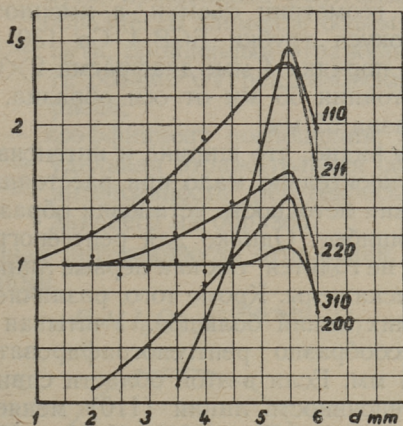
Фиг. 1. Принципиальная схема камеры.



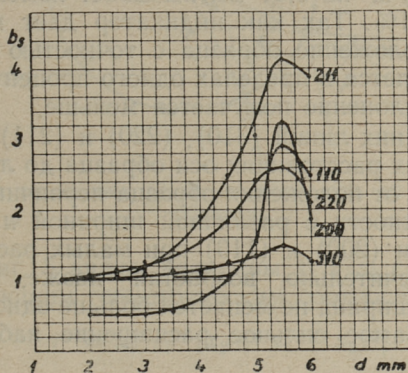
Фиг. 2. Рентгенограммы, полученные при рентгенографировании касательным лучем.

ром с точностью 0,01 мм. Полученные рентгенограммы приведены на фиг. 2.

На основании полученных данных построены кривые  $I=f(d)$  и  $b=f(d)$ , где  $I$  — относительная интенсивность линии,  $b$  — относительная ширина линии и  $d$  — расстояние оси образца до первичного рентгеновского луча (фиг. 3 и 4). На графиках нанесена относительная интенсивность и ширина линий в произвольном масштабе.



Фиг. 3. Изменение интенсивности линий в зависимости от расположения образца относительно первичного луча.



Фиг. 4. Изменение ширины линий в зависимости от расположения образца относительно первичного луча.

Из графиков видно, что интенсивность задних линий (310) и (220) при малых расстояниях оси образца до луча не меняется. У линий (211), (200) и (110) наблюдается сильное изменение интенсивности в зависимости от положения образца относительно луча. Начиная с  $d=6$  мм интенсивность всех линий падает, так как часть первичного луча проходит мимо образца. В низких положениях образца интенсивность линии (110) так велика, что почернение получается в области переэкспозиции пленки.

При данной геометрии съемки, а именно: расстояние образца до фокуса трубки БСВ-4 Со 130 мм, диаметр фокуса трубки порядка 4 мм; диафрагма  $2 \times 0,8$  мм находится на расстоянии 55 мм от оси образца. Расстояние пленки от образца 52 мм.

Из графиков видно, что ширина и интенсивность линий изменяются относительно мало при расстоянии  $d=5,5$ . В таком положении неточность установки образца вызывает наименьшую ошибку. Однако для рентгенографирования это положение не годится, так как первые линии чрезмерно расширены и искажены. Кроме того, различие почернений первых и задних линий большое. Учитывая эти обстоятельства целесообразно рентгенографировать при расстоянии  $3,5 \div 4$  мм. Если в этой области сдвинуть луч на 0,5 мм то интенсивность линии (110) меняется на 0,46 относительных единиц. Для (220), (211) и (200) соответствующие значения получаются 0,16, 0,25 и 0,22. Таким образом для линии (110) сдвиг образца относительно первичного луча на 0,01 мм вызывает изменение интенсивности на 1%. Так как индикатор дает возможность определять положение образца с точностью 0,01 мм, то ошибка колеблется в пределах одного процента. Для других линий отклонение получается меньше.

Ширина задних линий (310), (220) и (211) изменяется уже при малых расстояниях оси образца до луча, так как в зависимости от положения образца первичный луч охватывает поверхности с различной шириной и наклонами. Ширина линии (200) и (110) при малых расстояниях не меняется, значительно возрастая позже. В области  $d=3,5 \div 4$  мм ширина не меняется больше одного процента на 0,01 мм. Самое сильное расширение наблюдается у линии (211).

Вместе с изменением интенсивностей и ширины линий происходит и сдвиг линий на рентгенограммах. Это

обусловлено изменением расстояния образец-пленка при движении образца.

Теоретически изменение интенсивности можно определить следующим образом.

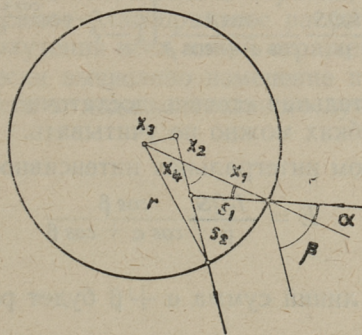
Интегральная интенсивность отраженного рентгеновского луча, даваемая элементом объема  $dV$  образца, будет равна [3]

$$dE = I_0 Q e^{-\mu(s_1 + s_2)} dV,$$

- где
- $s_1$  — путь, пройденный рентгеновским лучем в образце до элемента объема  $dV$ ;
  - $s_2$  — путь, пройденный отраженным от элемента объема  $dV$  рентгеновским лучем в образце;
  - $\mu$  — коэффициент поглощения;
  - $Q$  — удельная отражательная способность;
  - $I_0$  — интенсивность рентгеновского луча, падающего на образец.

Интегральная интенсивность отражения, даваемая всеми кристаллами

$$E = I_0 Q \int_V e^{-\mu(s_1 + s_2)} dV. \quad (2)$$



Фиг. 5. Схема отражения рентгеновского луча от цилиндрического образца.

Как из фиг. 5 видно, величины  $s_1$  и  $s_2$  связаны между собой следующим геометрическим соотношением:

$$r^2 = x_3^2 + (x_2 + x_4 + s_2)^2,$$

где

$$x_1 = s_1 \frac{\sin(\alpha + \beta)}{\sin \beta}, \quad x_4 = s_1 \frac{\sin \alpha}{\sin \beta} \quad \text{и} \quad x_2 = (r - x_1) \cos \beta.$$

После соответствующих преобразований получаем

$$s_2^2 + 2s_2[r \cos \beta - s_1 \cos(\alpha + \beta)] + s_1^2 - 2rs_1 \cos \alpha = 0. \quad (3)$$

Здесь  $\alpha$  — угол между падающим лучем и нормально к поверхности образца;

$\beta$  — угол между отраженным лучем и нормально к поверхности образца и

$r$  — радиус образца.

Так как в данном случае  $s_1$  и  $s_2$  значительно меньше радиуса, то в формуле (3) можно пренебречь членами, не содержащими радиуса. Тогда  $2s_2 r \cos \beta - 2r s_1 \cos \alpha = 0$ , или  $s_2 = s_1 \frac{\cos \alpha}{\cos \beta}$ .

При этом интегральная интенсивность

$$E = I_0 Q S \int_0^{s_1} e^{-\mu \left( s_2 + s_1 \frac{\cos \alpha}{\cos \beta} \right)} ds_1 \quad \text{где } dV = S ds_1$$

После интегрирования получим

$$E = \frac{I_0 Q S}{\mu} \frac{\cos \beta}{\cos \alpha + \cos \beta} \left[ 1 - e^{-\mu s_1 \frac{\cos \alpha + \cos \beta}{\cos \beta}} \right] \quad (4)$$

Если отрицательная степень достаточно велика, то второй член в скобках можно не учитывать.

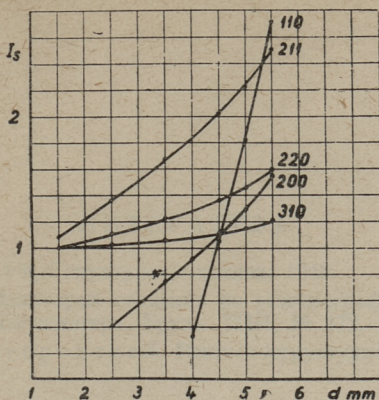
Таким образом интегральная интенсивность

$$E = \frac{I_0 Q S}{\mu} \frac{\cos \beta}{\cos \alpha + \cos \beta} \quad (5)$$

Для данных линий сумма  $\alpha + \beta$  будет равной:

(110)	—	127°22'
(200)	—	102°38'
(211)	—	79°12'
(220)	—	55°46'
(310)	—	18°36'

Сравнивание фигур 3 и 6 показывает, что теоретически полученные данные в пределах ошибки хорошо совпадают с экспериментальными данными.



Фиг. 6. Изменение интенсивности (полученное теоретически) в зависимости от расположения образца относительно рентгеновского луча.

#### Выводы:

1. Получены данные об изменении интенсивности и ширины линий в зависимости от расположения касательного луча относительно образца.
2. Найдено самое благоприятное расположение образца для получения всех линий отражения.
3. Теоретически вычислено изменение интенсивности в зависимости от хода касательного луча относительно образца.





## ЛИТЕРАТУРА

1. Ч. С. Барретт. Структура металлов, 1948.
2. К. Шульц. Некоторые сведения по рентгенографическому изучению эффекта Баушингера. Труды ТПИ, № 172, 1960.
3. А. И. Китайгородский. Рентгеноструктурный анализ, 1950.



К. Я. Шульц

### НЕКОТОРЫЕ СВЕДЕНИЯ ПО РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОМУ ИЗУЧЕНИЮ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА

И. Х. Мейтре, К. Я. Шульц

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫХ ЛИНИЙ У ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ КАСАТЕЛЬ- НОМ РЕНТГЕНОВСКОМ ЛУЧЕ

\*

Таллинский Политехнический Институт

Редактор Г. Метс

Технический редактор А. Тамм

Корректор Н. Шервинская

Сдано в набор 26. V 1960. Подписано к печати 27. VI 1960. Печатных листов 3,0. По формату 60×92 печатных листов 2,46. Учетно-издательских листов 1,98. Тираж 400. МВ-04095. Заказ № 3729.

Типография «Коммунист», ул. Пикк 2, Таллин

Цена 1 руб. 40 коп.





Цена 1 руб. 40 коп.