

Р. К. МОЗБЕРГ

**РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА
УСТАЛОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

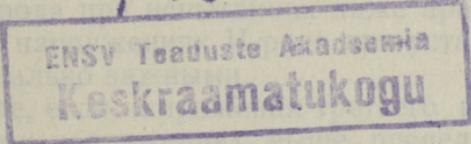
ИЗДАТЕЛЬСТВО
ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
ТАЛЛИН, 1957

Ер. 6.7

Р. К. МОЗБЕРГ

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Ер. 930



ИЗДАТЕЛЬСТВО
ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
ТАЛЛИН, 1957

ВВЕДЕНИЕ

Среди различных методов исследования особенностей процессов, протекающих в металле при усталости, особое место занимает рентгеновский метод исследования, позволяющий выяснить изменения, происходящие в атомнокристаллической структуре металла при циклическом нагружении.

Значительное число работ (1—11), проведенных как за границей, так и в Советском Союзе, позволили установить наличие определенных изменений, происходящих в атомнокристаллической решетке металла при циклическом воздействии нагрузок.

Большинством исследователей подтверждается возникновение в металле напряжений третьего рода, когда испытания проводились при напряжениях выше предела усталости, и дробление мозаичной структуры материала при напряжениях как выше, так и ниже предела усталости.

Появление напряжений III рода при напряжениях ниже предела усталости было установлено лишь немногими исследователями (10). Нет единого мнения и в вопросе, касающемся возникновения напряжений II рода при усталости: — одни исследователи (5, 6) считают, что напряжения второго рода имеют место, другие (4, 8, 10) в своих исследованиях их не обнаружили и в отдельных случаях считают, что появление напряжений второго рода при симметричном цикле нагружения вообще невозможно (10).

Эти два спорных вопроса (наличие или отсутствие напряжений III рода при испытаниях ниже предела усталости и вопрос о напряжениях II рода при усталости) являются принципиально важными.

В самом деле, если напряжения третьего рода появляются только при напряжениях выше предела усталости, то они связаны с самим процессом усталости металла и являются, таким образом, рентгенографическим критерием усталости. Если же напряжения третьего рода появляются

и при циклическом нагружении, когда действующие напряжения ниже предела усталости, то причина их появления заключается в местной пластической деформации металла, которая, как это установлено микроскопическими и другими методами исследования, имеет место и ниже предела усталости; и тогда, как отмечают Л. А. Гликман и В. П. Тэ́хт (10), данные рентгенографического исследования процесса усталости ничего принципиально нового не внесут в изучение кинетики зарождения и развития усталостного разрушения.

Вопрос о наличии или отсутствии напряжений второго рода при усталости важен с той точки зрения, что всестороннее его разрешение может установить своеобразие в поведении металла при циклической пластической деформации по сравнению с обычной пластической деформацией, если будет доказано, что напряжения второго рода при циклическом нагружении не возникают.

До настоящего времени, насколько нам известно, при рентгенографическом исследовании вопроса, касающегося изучения изменения интенсивности линий рентгенограмм, исследователи пользовались методом обратной съемки. Данный метод позволяет получить на рентгенограммах линии только с большими индексами. Этими линиями при изучении усталости железных сплавов обычно являлись линии (220) и (310), причем, в качестве критерия величины напряжений третьего рода бралось изменение отношения интенсивностей исследуемых линий образца на различных этапах испытания на усталость. Однако, уже в работе Л. А. Гликмана и В. П. Тэ́хта (10) отмечалось, что методически такой прием не совсем правилен, так как в процессе усталости претерпевают изменения как линия (310), так и линия (220) и поэтому правильнее пользоваться при оценке напряжений третьего рода отношением интенсивности линий исследуемого образца к каким-либо независимым эталонным линиям. Это дает возможность оценивать абсолютные изменения интенсивности обеих линий в процессе усталости. Обоснованность высказанного предположения доказана в работе В. П. Тэ́хта и И. Е. Черниковой (11). Характерно, что в этой работе установлено, что при усталости наиболее сильные изменения претерпевает интенсивность линии (220), причем на определенной стадии испытания интенсивность линии (220) обнаруживает тенденцию к возрастанию; это объясняется авторами

ослаблением эффекта первичной экстинкции при усталостных испытаниях из-за дробления мозаичной структуры.

Влияние эффекта экстинкции на интегральную интенсивность различных линий рентгенограмм зависит от угла отражения, как это установлено Дарвиным и Эвальдом (12). Оно максимально для линий с малыми углами отражения и мало для линий, угол отражения для которых достаточно большой.

Так как при усталости имеет место возникновение напряжений третьего рода, которые также влияют на интенсивность линий, понижая ее, то необходимо иметь возможность разделения эффекта изменения интенсивности от измельчения блоков и от напряжений третьего рода. Для этой цели приходится пользоваться тем обстоятельством, что напряжения третьего рода наиболее сильно сказываются на снижении интенсивности задних линий рентгенограмм, для которых значение множителя $\frac{\sin \vartheta}{\lambda^2}$ (где ϑ угол отражения), входящего в показатель степени температурного фактора, значителен. Для передних линий, ввиду малости угла отражения, значение $\frac{\sin \vartheta}{\lambda^2}$ мало, а поэтому эффект влияния напряжений третьего рода на интегральную интенсивность незначителен. Таким образом, если удастся получить на рентгенограммах как линии с большими, так и с малыми углами отражения, можно более определенно выявить процессы, происходящие в кристаллической решетке вследствие усталости.

Задачей настоящей работы было:

1) выработать методику исследования, позволяющую получить на рентгенограммах образцов как задние линии, так и линии с малыми углами отражения. Это дает возможность путем оценки изменения интенсивности на разных этапах усталости металла более полно выяснить характер изменений, происходящих в кристаллической решетке металла при усталости;

2) параллельным использованием метода микротвердости попытаться выяснить роль отдельных процессов, протекающих в кристаллической решетке металла, в упрочнении и разупрочнении его при усталости. Описание методики исследования микротвердости и более подробные результаты исследования приведены в нашей работе (13);

3) исследованием изменений в рентгенографической картине попытаться выяснить принципиальную сущность

субмикроструктурных изменений также и в случае, когда действующие напряжения ниже предела усталости.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

I. Материал и образцы для испытания

В качестве материала для образцов была выбрана сталь 20 с содержанием углерода 0,19%. Заготовки для образцов подвергались нормализации и последующему высокому отпуску при температуре 650°C и охлаждению с печью. После механической обработки, в месте выточки, образцы подвергались электрополировке. Толщина снимаемого электрополировкой слоя, равная $0.165 \pm 0,02$ мм, как показали рентгенографические исследования, а также измерения микротвердости, обеспечивала полное удаление наклепанного слоя. Окончательный вид и размеры образцов после электрополировки приведены в нашей работе (13).

Циклическое нагружение образцов осуществлялось на машине типа НУ, создающей на вращающийся образец знакопеременный круговой изгиб.

По построенной кривой усталости была установлена величина предела усталости, которая равнялась 23,4 кг/мм².

II. Рентгеновские исследования

При рентгенографировании была изменена до сих пор существующая методика съемки. Для получения на рентгенограмме всех линий от данного вида излучения первичный пучок лучей был направлен на образец, установленный в камере горизонтально, не в середину образца, а несколько ниже уровня его осевой линии, как показано на схеме рис. 1.

Первичный луч и касательная к образцу в точке падения луча, таким образом, составили не 90°, как при обратной съемке, а какой-то острый угол. Регулируя высоту образца относительно уровня первичного пучка лучей, можно было найти такое оптимальное положение образца, когда все линии получались на пленке и, вместе с тем, резкость их была достаточно удовлетворительной.

Чертеж общего вида камеры приведен на рис. 1. Образец 15 устанавливается в державке для образца, снабженной разъемными подшипниками. Для того, чтобы образец при повторных съемках в горизонтальном направлении

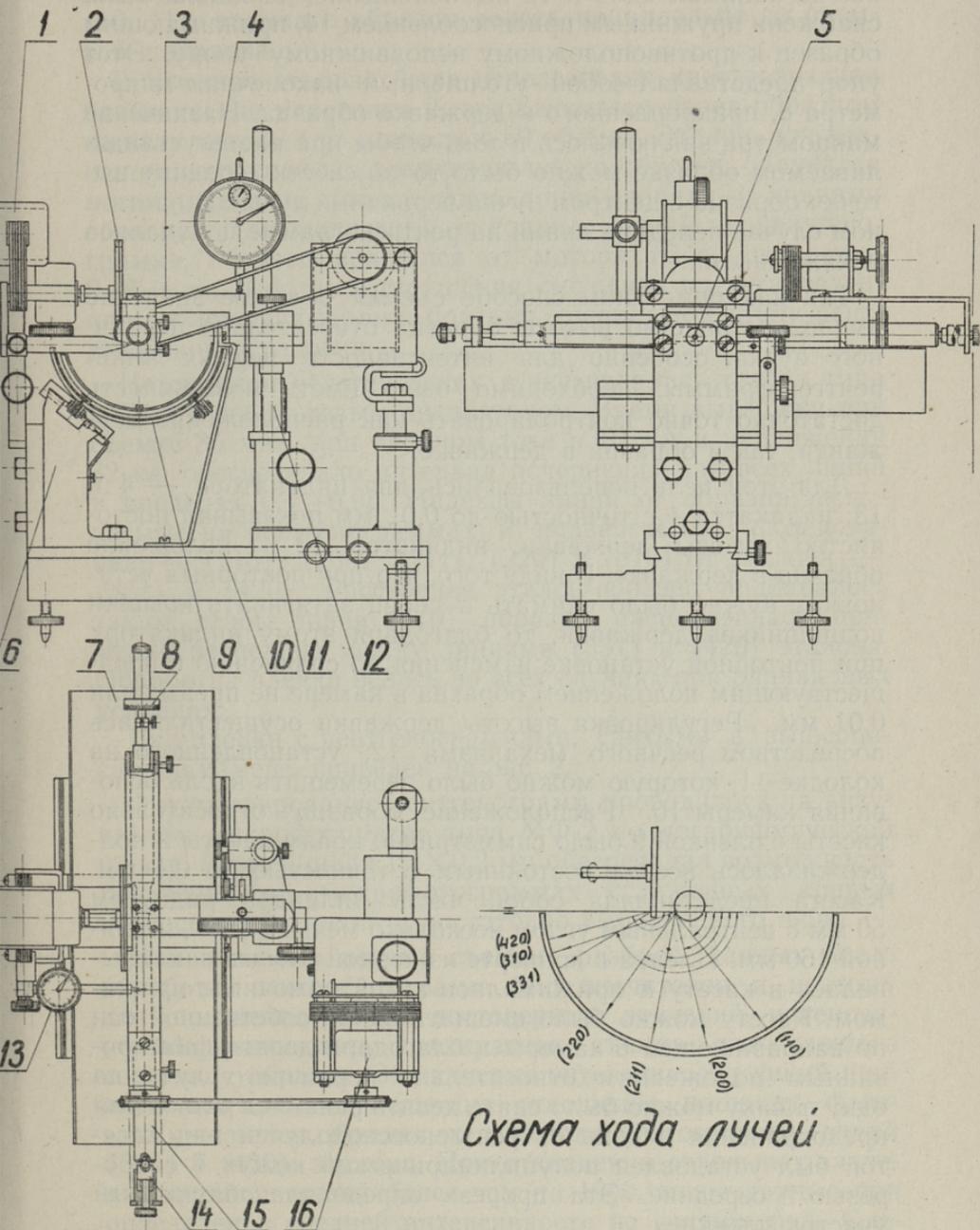


Рис. 1. Чертеж общего вида рентгеновской камеры.

всегда занимал одно и то же положение, державка была снабжена пружинным приспособлением 14, прижимающим образец к противоположному неподвижному упору. Этот упор представлял собой утолщенный наконечник микрометра 8, прикрепленного к державке образца. Назначение микрометра заключалось в том, чтобы при вновь устанавливаемом образце можно было точно свести середину выточки образца с центром пучка первичных лучей. В противном случае передние линии на рентгенограмме получались искаженными.

Так как при таком способе съемки большое значение имело постоянство высоты образца относительно первичного пучка, особенно для интенсивности первых линий рентгенограммы, необходимо было иметь возможность достаточно точно контролировать как расположение державки, так и образца в державке.

Для этой цели использовались два индикатора — 4 и 13; индикатор 4 с точностью до 0,01 мм показывал постоянство высоты державки, индикатор 13 — положение образца в державке. В виду того, что при повторных установках нужно было снимать и снова затягивать крышки подшипников державки, то благодаря этому индикатору при повторной установке изменения по сравнению с предшествующим положением образца в камере не превышали 0,01 мм. Регулировка высоты державки осуществлялась посредством реечного механизма 12, установленного на колодке 11, которую можно было перемещать вдоль основания камеры 10. Расположение образца относительно кассеты с пленкой 9 было симметрично краям кассеты и поддерживалось всегда постоянным с точностью до 0,1 мм. Кассета представляла собой часть цилиндра, радиусом 50 мм с центральным углом несколько меньше 180° , и длиной 160 мм. Пленка в конверте из черной бумаги закладывалась в кассету и прижималась к ней рамочным прижимом. Кассету можно было смещать вдоль собственной оси по направляющей 6 камеры и благодаря девяти фиксированным положениям относительно первичного луча на одну пленку можно было снять девять рентгенограмм. Для предохранения пленки от рентгеновских лучей над кассетой был установлен полуцилиндрический кожух 7 с прорезью в середине. Эта прорезь определяла облучаемый участок пленки.

Учитывая, что оценка изменения интенсивности линий

без применения эталона ведет к известным неточностям (10, 11), съемка с образца велась параллельно со съемкой с эталона.

В качестве эталона была использована крестообразная алюминиевая пластинка 2, вращающаяся перед образцом на валу мотора 1 со скоростью 60 об/мин. Эталон, при вращении периодически пропуская луч на образец, облучался и сам, давая на пленку свои линии наряду с линиями образца. Для получения сплошных линий на рентгенограмме, образец вращался от мотора 16 со скоростью 2 об/мин. Для предотвращения смещения из установленного положения камера болтами крепилась к столу рентгеновской установки.

Источником рентгеновских лучей являлась трубка типа БСВ-4 с кобальтовым антикатодом. Время выдержки при съемке 35 мин. при анодном токе в 10 мА и напряжении 32 кв, обеспечивало интервал почернения для всех линий в пределах 0,4—0,95. Индексы линий от образца, получаемые на рентгенограммах и подвергаемые исследованию — (110), (200), (211), (220) и (310), от эталона — (331) и (420). Расстояние эталон-образец подбиралось таким, чтобы линия (310) образца располагалась примерно посередине между линиями (331) и (420) эталона. Обработка пленки велась во всех случаях при одинаковых условиях.

Вид пленки с рентгенограммами, снятыми в вышеописанной камере, приведен на рис. 2.

Фотометрирование рентгенограмм проводилось на визуальном микрофотометре типа МФ-2 по логарифмической шкале. Размер щели $1,2 \times 0,2$ мм обеспечивал возможность получения на микрофотограммах сглаженных кривых интенсивности линий и достаточно выровненного фона.

Как показали первые съемки, разброс данных после обработки микрофотограмм был значителен и поэтому для получения более достоверных значений интенсивностей проводилась трехкратная съемка для каждого состояния образца. За значение интенсивности линий принималась средняя величина отношения площади фотографии линии образца к площади фотографии линий (331) и (420) эталона. При отклонении отдельных значений интенсивностей более чем на 10%, такие данные при определении средней интенсивности не учитывались. Следует отметить, что число таких «отбракованных» рентгено-

грамм из общего числа 15—18 рентгенограмм на образец (съемка в 5—6 состояниях образца по 3 рентгенограммы на каждое) составляла не более 4—5 линий рентгенограмм.

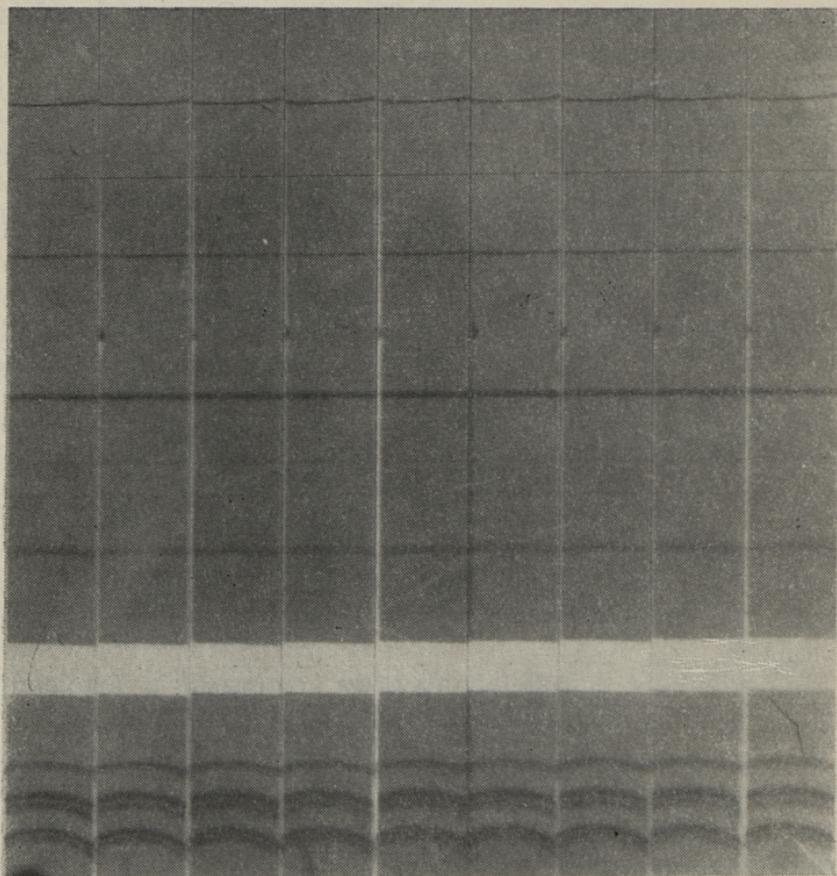


Рис. 2. Рентгенограммы, снятые в камере, изображенной на рис. 1.

Измерение ширины профотометрированной линии $(310) K\alpha_1$ проводилось на половине высоты максимума с точностью до 3%.

Исследование изменений в рентгенографической картине образцов при усталости проводилось в основном при двух напряжениях: на 20% выше предела усталости ($\sigma = 28,4 \text{ кг/мм}^2$) и на 5% ниже предела усталости ($\sigma = 22,2 \text{ кг/мм}^2$).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кривые изменения интенсивности различных линий рентгенограмм приведены на рис. 3А для образца, испытанного при напряжении $28,4 \text{ кг/мм}^2$ ($\sigma = 1,20 \sigma_{-1}$) и на рис. 3Б для образца, испытанного при напряжении $22,2 \text{ кг/мм}^2$ ($\sigma = 0,95 \sigma_{-1}$).

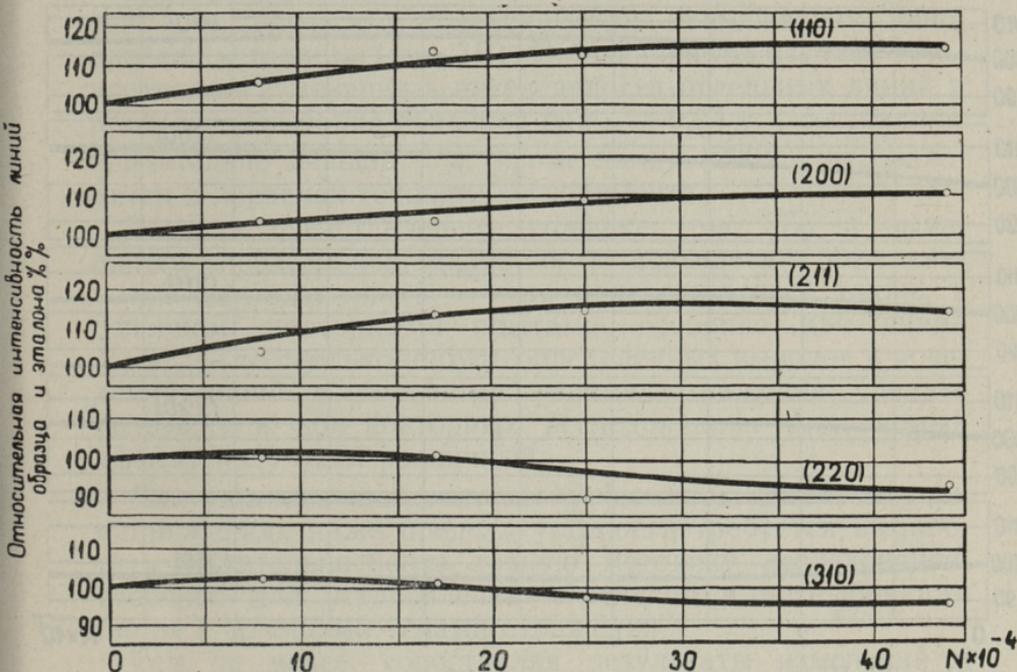


Рис. 3А. Изменение интенсивности линий рентгенограмм в зависимости от числа циклов нагружения, $\sigma=1,2 \sigma_{-1}$

Как видно из рис. 3А, выше предела усталости происходит увеличение интенсивности передних линий рентгенограмм, что говорит о достаточно интенсивном дроблении мозаичной структуры металла при усталости. Эффект увеличения интенсивности линий наиболее заметен в первой половине испытания; затем наблюдается некоторая стабилизация в значениях интенсивностей первых линий. Что касается интенсивностей линий с большими углами отражения, то здесь, после некоторого подъема в первой поло-

вине испытания, наблюдается в дальнейшем спад интенсивностей. Подобное падение интенсивности можно объяснить, очевидно, тем, что на втором этапе испытания, когда дальнейшая фрагментация блоков идет достаточно медленно превалирующим становится процесс искажения в положении атомов в узлах кристаллической решетки.

Обращает на себя внимание тот факт, что величина спада интенсивности для линии (220) в некоторых случаях

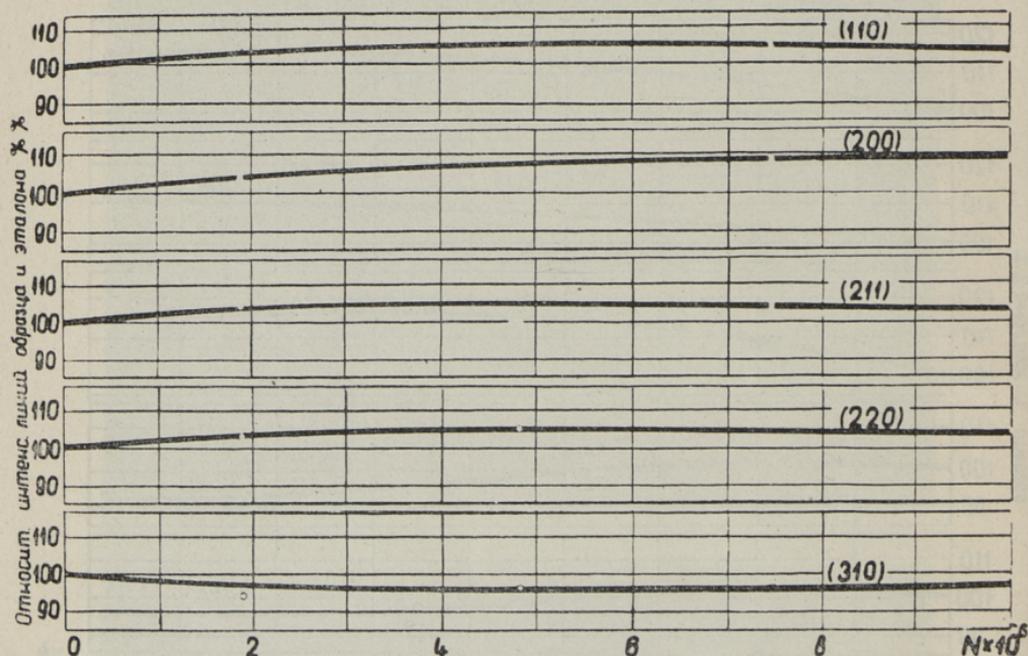


Рис. 3Б. Изменение интенсивности линий рентгенограмм в зависимости от числа циклов нагружения, $\sigma=0,95 \sigma_{-1}$

была даже несколько больше, чем для линии (310), несмотря на то, что значение множителя $\frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2}$, входящего в показатель степени температурного фактора, для линии (220) меньше, чем для линии (310).

Объяснением этого факта, повидимому, является то, что эффект смещения атомов из отражающего положения при усталости в различных кристаллографических плоскостях неодинаков. Так как линия (220) является вторым порядком отражения от кристаллографической плоскости (110), которая, как известно, является плоскостью сколь-

жения, то полученные результаты показывают, что максимальные искажения в атомнокристаллической решетке при циклическом нагружении имеют место именно в плоскостях скольжения.

Подтверждением этого является и то, что линия (211), являющаяся также отражением от плоскости скольжения, в ряде случаев к концу испытания обнаруживала склонность к снижению интенсивности.

Значительно менее определенной получилась картина рентгенографических изменений при напряжениях ниже предела усталости (рис. 3Б). В большинстве случаев установленные изменения в интенсивности отдельных линий в процессе испытания образцов при $\sigma = 0,95 \sigma_{-1}$ составляют значительно меньше 10% [кроме линии (200)], что находится в пределах точности эксперимента.

Если на представленном графике (рис. 3Б) и выявляется определенная тенденция к повышению интенсивности передних линий, — что подтверждалось также, в основном, повторными опытами, особенно для линии (200), — то сколько-нибудь определенных выводов в поведении линий с большими углами отражения сделать нельзя, т. к. при повторных исследованиях выявляемый эффект получался различный.

Для установления рентгенографических изменений при напряжениях ниже предела усталости требуется выработать значительно более точную методику исследования, особенно для установления изменений в интенсивности линий с большими углами отражения.

Тем не менее, сопоставляя результаты изменений в микроструктурной картине и в изменении микротвердости образцов (13), испытанных при напряжениях ниже и выше предела усталости, обнаруживающих между собой большое сходство, можно ожидать, что навряд ли должна обнаружиться принципиальная разница и в данных рентгеновских исследований при испытании ниже предела усталости.

Исследование изменений ширины линии (310) $K\alpha_1$ в процессе усталости (рис. 4) показало с достаточной степенью точности, что при симметричном круговом изгибе напряжения второго рода не возникают. Вопрос, является ли этот факт специфической особенностью циклической пластической деформации или это вызвано своеобразием нагружения в данном конкретном случае (что, повиди-

тому, более вероятно), требует своего дальнейшего разрешения.

Полученные результаты рентгенографических исследований при испытании образцов выше предела усталости ($\sigma = 1,2 \sigma_{-1}$), сопоставленные с данными изменения микротвердости образцов (рис. 5), дают известное основание для высказывания предположения о физической природе упрочнения и разупрочнения при усталости.

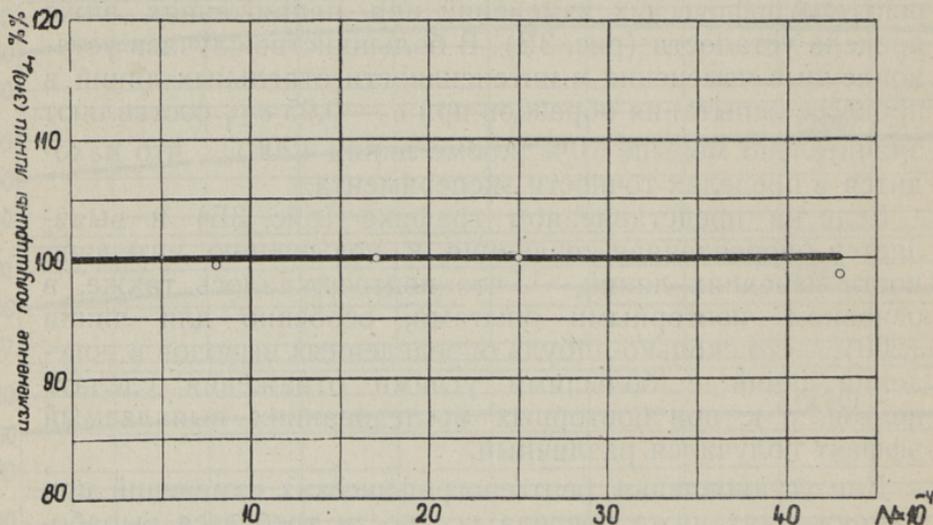


Рис. 4. Зависимость полуширины линий (310) $K_{\frac{\alpha_1}{2}}$ от числа циклов нагружения при $\sigma = 1,2 \sigma_{-1}$.

На первой стадии нагружения образцов, когда преобладающим является упрочнение, наблюдается эффект интенсивного дробления блоков; смещения атомов (напряжения третьего рода) хотя и возникают, но они, повидимому, выражены слабо. После испытания на 30÷50% от долговечности образца дальнейшее размельчение блоков протекает слабо, напряжения третьего рода продолжают расти. Если в первом периоде испытания эти напряжения в основном способствовали упрочнению металла, блокируя плоскости скольжения, то во втором периоде увеличение смещений атомов из положения равновесия в узлах кристаллической решетки ведет к нарушению изолированных межатомных связей, то есть к разрыхлению металла.

Помимо вышеприведенных исследований проводились также исследования на текстуру в образцах, прошедших усталостные испытания. Побуждением к этому послужило то обстоятельство, что в ряде случаев, как при напряжениях выше, так и ниже предела усталости к концу испытаний, наблюдалась известная тенденция к снижению

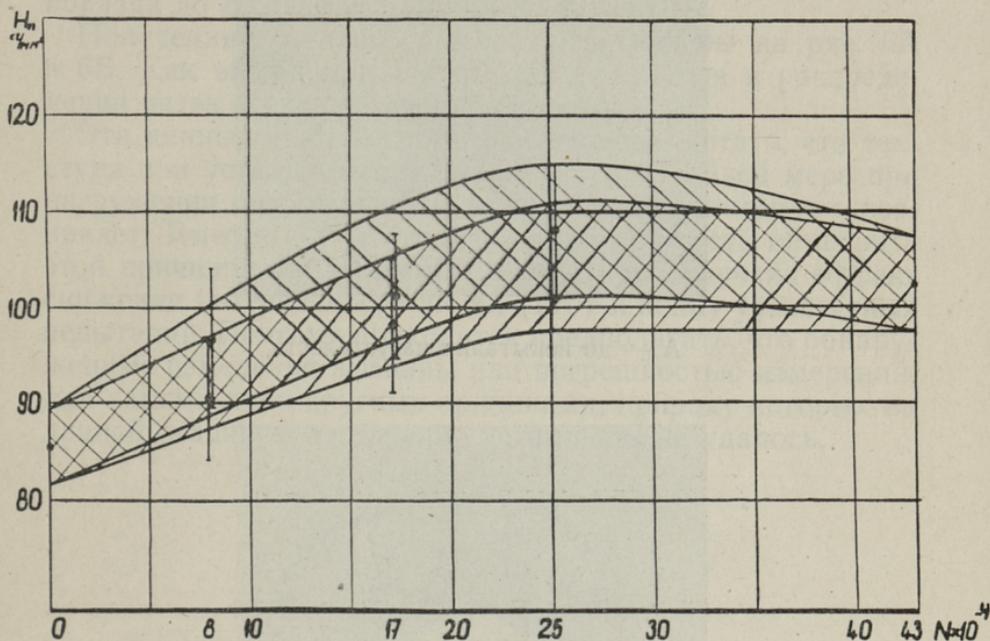


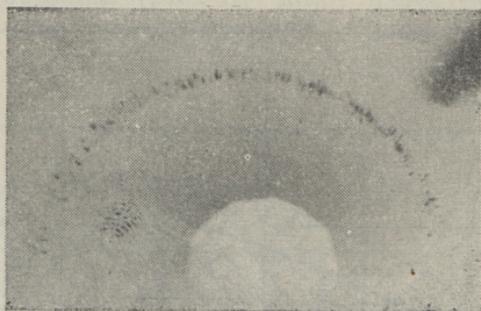
Рис. 5. Изменение микротвердости ферритной структурной составляющей в зависимости от числа циклов нагружения при $\sigma = 1,2 \sigma_{-1}$. Полоса, заштрихованная /// — микротвердость зерен феррита с полосами сдвига; полоса, заштрихованная |||| — микротвердость зерен феррита без полос сдвига.

интенсивности линий (110), составляющая величину $3 \div 7\%$.

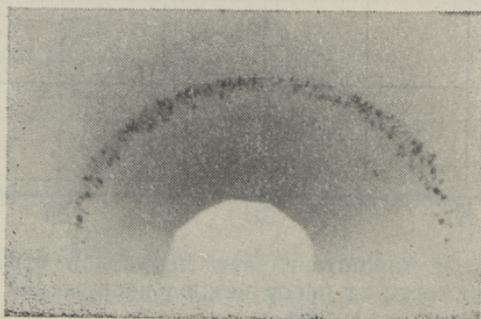
Вначале возникла склонность отнести эти изменения за счет значительных напряжений третьего рода, интенсивно проявляющихся в плоскостях скольжения. Однако, как показали расчеты по формуле Бриндлея и Спирса (14), подобное падение интенсивности для линии (110) должно было сопровождаться падением интенсивности для линии (220), являющейся вторым порядком отражения от той же кристаллографической плоскости, на величину больше 20%, чего обнаружено не было. Поэтому возникло пред-

положение о возможности образования текстуры в образцах, подвергнутых циклическому воздействию нагрузок и о снижении интенсивности за счет этого фактора.

Снятие колец отражения с кристаллографической плоскости (310) текстуры не обнаружило, но так как текстура



А — до испытания на усталость.



Б — после испытания на усталость.

Рис. 6. Рентгенограмма полукольца отражения (110) с целого образца;

наиболее эффективно сказывается на первых линиях рентгенограмм, была проведена съемка колец отражения с кристаллографической плоскости (110). Для этой цели из поверхностной зоны образца, обнаруживавшего эффект снижения интенсивности линии (110) к концу испытания, изготавливались путем выпиливания и последующей электрополировки, столбики диаметром 0,8—1,0 мм. Столбик устанавливался между пленкой и коллиматором рентгеновской камеры, благодаря чему создавалась возможность получения кольца отражения с кристаллографической плоскости

(110). Распределение точек по кольцу получилось более или менее равномерное, но в виду малого количества рефлексов на отдельных участках пленки картина была недостаточно отчетлива.

Поэтому были сняты скользящим лучем половины колец отражения от плоскости (110) непосредственно с целого образца до и после испытания на усталость.

Полученные рентгенограммы представлены на рис. 6А и 6Б. Как видно, принципиального различия в распределении пятен по кольцу не наблюдается.

Эти данные дают известное основание считать, что текстура при усталостных испытаниях (по крайней мере при нагружении симметричным изгибом) повидимому не возникает. Вместе с тем отпадает и возможность объяснить этой причиной наблюдаемый в некоторых случаях эффект снижения интенсивности линии (110) к концу усталостных испытаний. Поэтому приходится предполагать, что обнаруженные изменения вызваны или погрешностью измерений, или какими-либо другими причинами, природу которых на данной стадии исследования установить не удалось.

ВЫВОДЫ

1. Разработана новая методика рентгенографических исследований процесса усталости, позволяющая получить на рентгенограммах все линии от данной длины волны первичного излучения в пределах $170^\circ > 2\theta > 40^\circ$.

2. По изменению интенсивности линий рентгенограмм установлено, что в процессе испытания на усталость имеет место фрагментация блоков и подтверждается, установленное другими исследователями, возникновение напряжений третьего рода. Показано, что эффект снижения интенсивности (напряжения третьего рода) особенно сильно обнаруживается на плоскостях скольжения.

3. Возникновение напряжений второго рода в процессе усталости при нагружении образца симметричным знакопеременным круговым изгибом не установлено.

4. Параллельное использование рентгеновских методов исследования с методом микротвердости дает основание для предположения, что наиболее важным фактором, ответственным за упрочнение при усталости, является фрагментация блоков; напряжения третьего рода играют подчиненную роль. Разупрочнение обусловлено в основном значительными смещениями атомов в кристаллической решетке, приводящими к нарушению локальных межатомных связей преимущественно по плоскостям скольжения.

5. Образование текстуры при использованном методе нагружения при усталости не обнаружено.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gough, H. J. Wood W. A. Proc. Roy. Soc., 154, 1936, Proc. Roy. Soc., 165 (1938).
2. Wever F., Hempel M. und Möller H., Archiv f. d. Eisen — hüttenwesen H. 11 (1933), стр. 315.
3. Герциркен С. Д. и Дехтяр И. Я., Ж.Т.Ф. т. VIII (1938), вып. 20.
4. Иверонова В. И. и Костецкая Т. П., Ж.Т.Ф., т. X (1940) вып. 4.
5. Терминасов Ю. С. и Коган Г., Ж.Т.Ф., т. XIV (1944), вып. 10—11.
6. Терминасов Ю. С. Ж.Т.Ф., т. XVIII, (1948), вып. 4.
7. Баррет Ч., Структура металлов, 1948.
8. Виккер И. В., Сборник трудов Всесоюзного совещания по применению рентгеновских лучей, Машгиз, 1949.
9. Тыжнова Н. В. Ж.Т.Ф., т. XXI (1951), вып. 2.
10. Гликман Л. А. и Тэخت В. П., Сборник. Некоторые вопросы усталостной прочности стали, Машгиз, 1953.
11. Тэخت В. П. и И. Е. Черникова, Тезисы докладов пятого Всесоюзного Совещания по применению рентгеновских лучей к исследованию материалов, 1955, стр. 34.
12. Джеймс Р., Оптические принципы диффракции рентгеновских лучей, 1950.
13. Мозберг Р. К. Труды Таллинского политехнического института № 90, 1957.
14. Жданов Г. С. и Я. С. Уманский, Рентгенография металлов, часть вторая, 1938.

Р. К. Мозберг

**РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА
УСТАЛОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Издательство
Таллинского Политехнического Института

Редактор Г. Метс

Технический редактор: А. Тамм

Корректор Н. Шервинская

Сдано в набор 9 II 1957. Подписано к печати 5 III 1957. Бумага 54×84
1/16. Печатных листов 1,25. По формату 60×92. печатных листов 1,03
Учетно-издательских листов 0,92. Тираж 800. МВ-01657. Заказ № 826.

Типография «Коммунист», Таллин, ул. Пикк 2.

Цена 65 коп.



ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Следует читать
5	1-я и 2-я сверху	экстинции	экстинкции
5	17-я и 20-я сверху	$\sin S$	$\sin^2 S$

65 коп.

EESTI AKADEEMILINE RAAMATUKOGU



1 0200 00086410 2