

УДК 621.539.43.001.24

**ПРОБЛЕМЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
В МЕХАНИКЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ
НА СТАДИИ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН (часть 3)**

**МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИЙ
В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В
ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ТРАНСКРИСТАЛЛИТНОГО РАЗРУШЕНИЯ**

© Александр Никитович Романов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия*

alrom37@mail.ru

***Аннотация.** Описываются характерные изменения структуры образцов технического железа, связанные с протеканием деформационных процессов на их поверхности при испытании на усталость в интервале температур транскристаллитного разрушения*

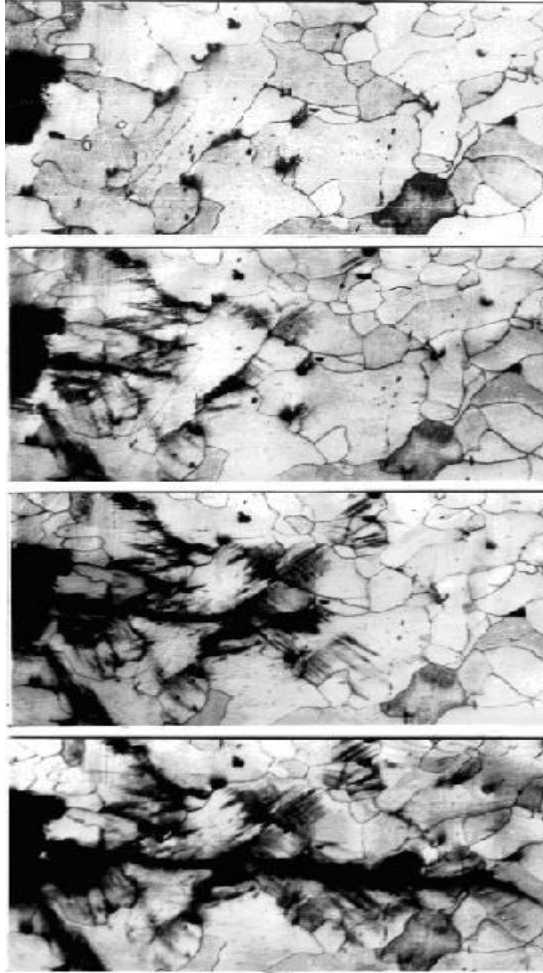
Как было показано ранее, при циклическом нагружении предельные состояния могут быть описаны на основе применения деформационно-кинетического критерия [1-4] как на макроуровне (образование магистральной трещины), так и на микроуровне (образование микротрещины). Как известно, разрушения начинается с образования микротрещин (рассредоточенное трещинообразование), обусловленное структурной неоднородностью [5-10].

Структурная неоднородность порождает деформационную неоднородность [9] в отдельных структурных составляющих (зернах, субзернах, блоках, границах зерен) конструкционных материалов в зависимости от условий нагружения.

Известно, что повышение температуры испытания вызывает снижение усталостной прочности металлических материалов, применяемых в различных отраслях машиностроения. При этом механизм разрушения при высоких температурах испытания по мере их повышения отличается от механизма, развивающегося при комнатных температурах.

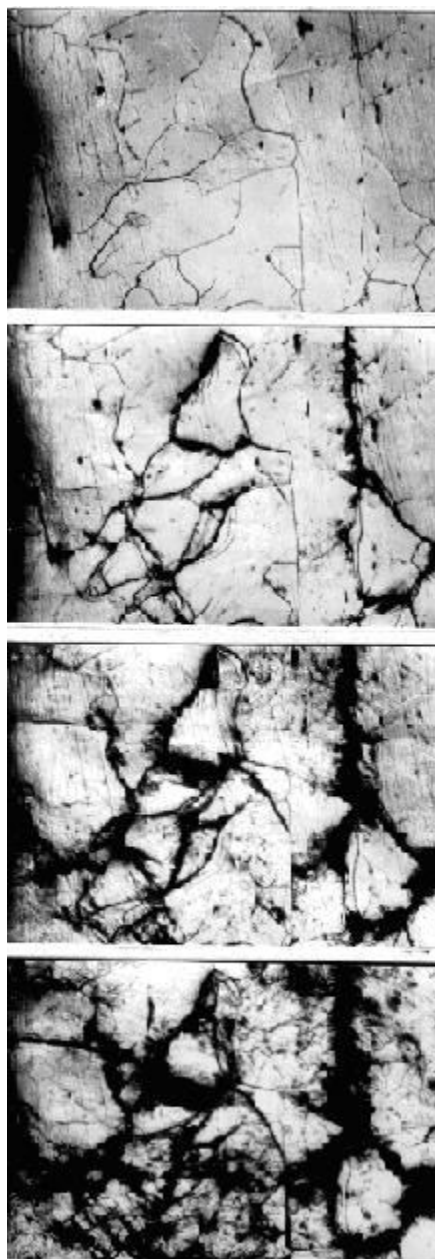
При определенных режимах теплового и механического нагружений разрушение металлических поликристаллических материалов может протекать либо по телу (рис.1,А), либо по границам зерен (рис. 1,Б).

Проведенные исследования особенностей микроструктур высокотемпературного усталостного разрушения технического железа при знакопеременном симметричном изгибе плоских образцов в одной плоскости показали, что в указанных выше режимах нагружения при изотермической выдержке в интервале температур от 20 до 1000⁰С для железа характерно три типа разрушения: транскристаллитное, возникающее в интервале температур от комнатной до 400⁰С, интеркристаллитное, происходящее при температурах выше 500⁰С, и смешанное, проявляющееся в диапазоне от 400 до 500⁰С.



а)

Рис.1,а. Развитие трещины усталости от надреза образца при комнатной в техническом железе на разных стадиях нагружения.



б)

Рис.1,б. Развитие трещины усталости от надреза образца при высокой температуре (800°C) в техническом железе на разных стадиях нагружения (надрез слева).

Ниже описаны характерные изменения структуры образцов технического железа, связанные с протеканием деформационных процессов на их поверхности при испытании на усталость в интервале температур транскристаллитного разрушения.

Как показали опыты, выполненные при нагреве образцов в указанном температурном интервале, уже после первых циклов нагружения в зоне концентрации (у надреза образца) появляются отдельные, слабо различимые даже при больших увеличениях, полосы скольжения (в данном случае у надреза).

На рис.2 представлена серия микрофотографий, снятых с одного и того же участка поверхности образца на различных этапах испытания при 400°C .



а)



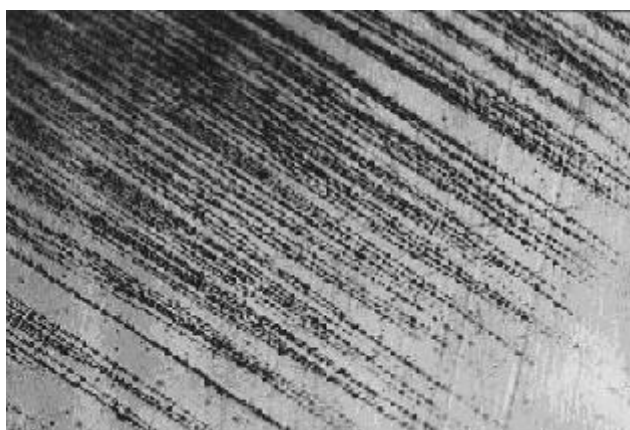
б)

Рис.2. Микрофотографии, снятые с одного и того же участка образца технического железа после испытаний при 400⁰С: а – после 2,1·10⁶ циклов, б – после 3,76·10⁶ циклов нагружения (х 500).

Образовавшиеся у основания надреза после 2,1·10⁶ циклов нагружения (рис.21,а) тонкие полосы скольжения, при увеличении числа циклов нагружения до 3,76·10⁶ (рис.2,б), приобретают более резкое очертание. Увеличение продолжительности испытания вызывает появление в некоторых зернах второй системы скольжения. При этом продолжают появляться полосы скольжения в зернах, находящихся на большем расстоянии от основания надреза. Выполненные под микроскопом при больших увеличениях наблюдения микроструктуры образца, испытанного при 300 и 400⁰С, показали, что некоторые полосы скольжения имеют вид «пунктира» (рис.3,а) или состоят из отдельных штрихов (рис.3,б), выявляющихся в процессе деформации по фронту распространения полос скольжения. В ряде случаев полосы скольжения в отдельных участках зерен располагаются на определенном расстоянии друг от друга и составляющем величину до 3-5 мкм. Однако, в пределах зерен, как правило, деформация протекает неравномерно, поэтому следы скольжения по телу зерен имеют различную плотность расположения.



а)



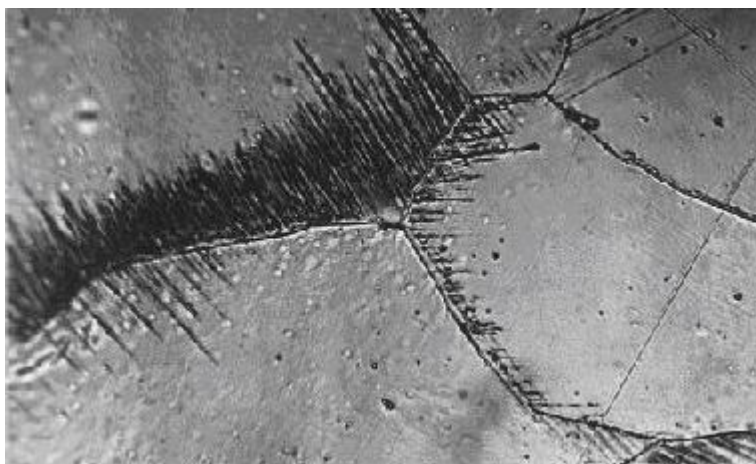
б)

Рис.3. Вид следов скольжения, образовавшихся на поверхности образцов технического железа в процессе испытания на усталость: а – после $1,3 \cdot 10^7$ циклов нагружения при 300°C , б – после $3,7 \cdot 10^6$ циклов нагружения при 400°C (x 1200).

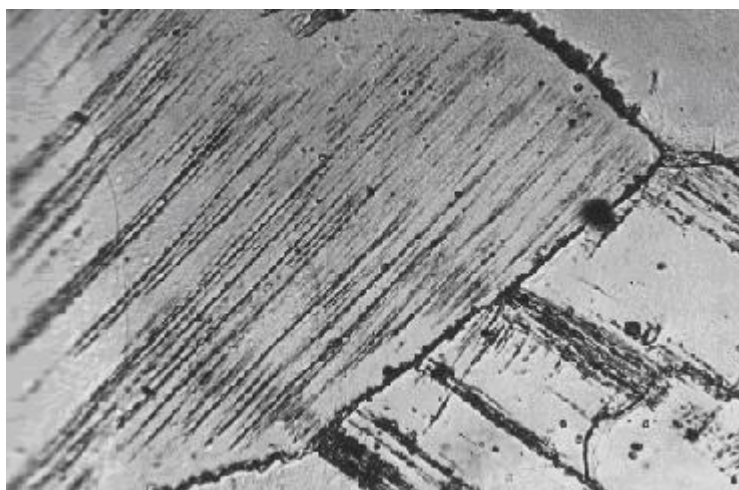
Так как образование линий скольжения приводит к упрочнению в них материала, повторное скольжение по образовавшимся во время испытания следам не наблюдается. Лишь в некоторых случаях в непосредственной близости с ранее возникшими линиями скольжения обнаруживаются новые.

При амплитуде нагружения, равной 140 МПа (ниже предел усталости $\sigma_{-1} = 163$ МПа) в процессе испытания при температурах $150\text{-}250^{\circ}\text{C}$, когда наблюдается повышение долговечности технического железа вследствие интенсивного деформационного старения на базе 10^7 циклов, образцы не разрушались. Однако, в этом случае наблюдалась пластическая деформация в приграничных участках зерен с появлением полос скольжения..

На рис.4 показаны микрофотографии, снятые с поверхности образцов, прошедших испытание при 200°C .



а)



б)

Рис.4. Вид следов скольжения, образовавшихся у границ зерен образца технического железа после $7 \cdot 10^6$ циклов переменной нагрузки при 200°C (x 1200).

Возникшие полосы скольжения у границ отдельных зерен, расположенных в зоне надреза образца, с увеличением количества циклов нагружения стабилизируются и большей частью не распространяются по телу зерен. Лишь в наиболее напряженных участках образца (возле надреза) полосы скольжения пересекают тело зерна.

Интересные результаты металлографического исследования получены при испытании образцов железа при температуре 200°C и напряжении ± 170 МПа, не разрушившихся после $7 \cdot 10^6$ циклов нагружения. Характерным является интенсивное образование полос скольжения в зоне надреза (до возникновения трещины) и по фронту распространения трещины усталости (рис.5,а).



а)



б)

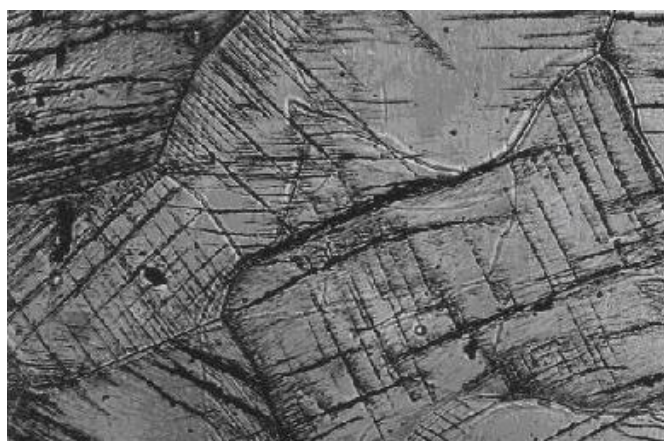
Рис.5. Развитие полос скольжения в зоне разрушения образцов технического железа, испытанного при 200⁰С: а) – х 200; б) – х 500.

Деформация в зернах сосредотачивается, как правило, в отдельных полосах скольжения, имеющих по своей длине различную толщину, как это показано на рис.5,б. Такой характер полос обусловлен, по-видимому, интенсивным протеканием деформационного старения технического железа при температуре 200⁰С.

Упрочнение материала по полосам скольжения вызывает в некоторых зернах активизацию второй системы скольжения (отмеченной стрелками на рис.6,а). При этом характер указанных полос зависит от ориентации к направлению прикладываемой к образцу нагрузки, так и от ориентации по отношению к соседним зернам (рис.6,б).



а)

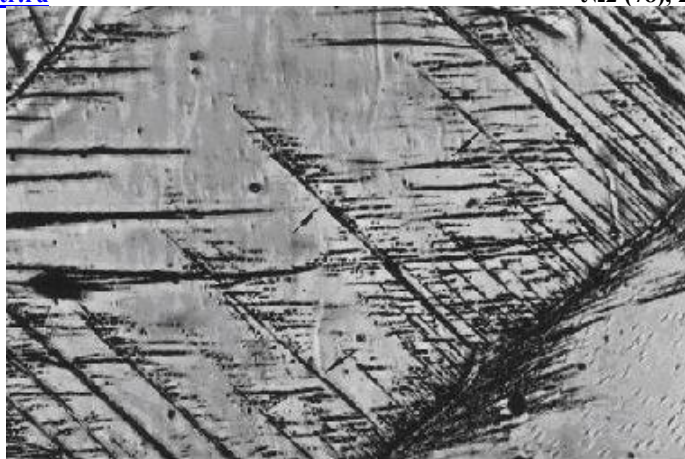


б)

Рис.6. Характер образования и развития системы полос скольжения на поверхности образцов технического железа в процессе испытания на усталость при 200⁰С (x 500).

Отдельные утолщения полос, как можно полагать, связаны со скоплением дислокаций (образующихся и перемещающихся в процессе испытания) у препятствий и выпадением в их зоне мелкодисперсных частиц примесей. Последние вызывают упрочнение материала по полосе скольжения, и дальнейшая деформация протекает в соседней близлежащей зоне.

Полосы скольжения одной системы могут оказаться препятствиями, около которых наблюдается нагромождение дислокаций и выпавших около них дисперсных частиц. На рис.7,а показаны такого рода полосы скольжения; в зоне образования этих полос видны отдельные скопления, расположение которых совпадает с направлением максимальной деформации в образце (от надреза к надрезу).



а)



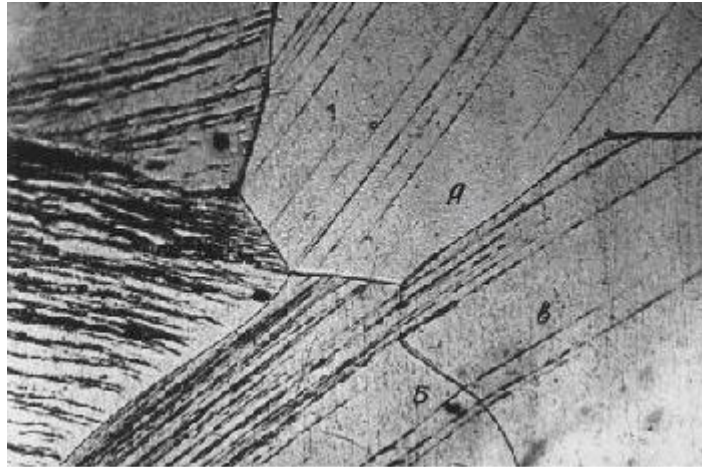
б)

Рис.7. Скопление дисперсных частиц у препятствий в результате циклического нагружения и деформационного старения при 200⁰С (x 1000).

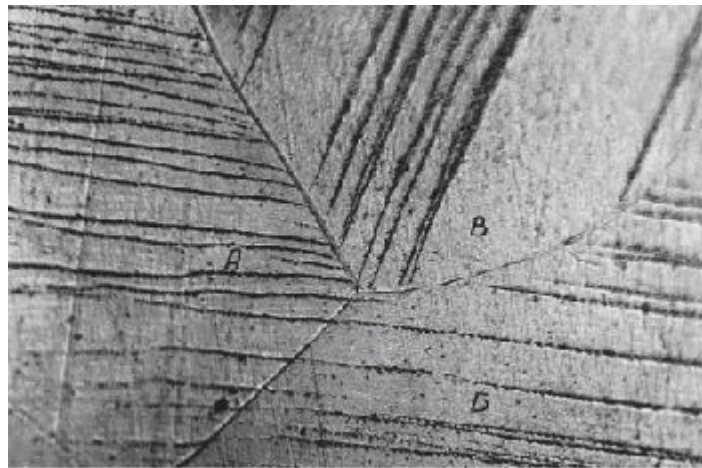
На рис.7,б представлены следы скольжения (показанные стрелками), являющиеся препятствиями для дислокаций, образующихся и перемещающихся по второй системе, расположенной приблизительно под прямым углом к первой и не совпадающей с направлением максимальной деформации в образце.

Переход полос скольжения от зерна к зерну происходит по немногочисленным полосам сброса, которые в новом соседнем зерне разветвляются на несколько полос скольжения. Направление последних зависит от влияния, оказываемого сопрягающимися зернами, часто искажающими полосы скольжения и приводящими их к виду изогнутых линий. Если соседние зерна имеют близкую ориентацию, то полосы скольжения легко переходят из одного зерна в другое.

На рис.8 показаны микрофотографии, снятые с поверхности образцов, прошедших $8,5 \cdot 10^6$ и $2,1 \cdot 10^6$ циклов перемещений нагрузки при 300 и 400⁰С соответственно.



а)



б)

Рис.8. Зоны перехода полос скольжения в образцах технического железа: а – после $1,3 \cdot 10^7$ циклов при 300°C ; б – после $2,1 \cdot 10^6$ циклов при 400°C (x 1200).

Вследствие, по-видимому, незначительной разориентировки зерен А, Б и В (рис.8,а) полосы скольжения в них лишь незначительно изменяют свое направление при переходе из одного зерна в другое. Из-за достаточно большой степени разориентировки соседних зерен образовавшиеся в них полосы скольжения не переходят в зерна А и Б. Характерной особенностью полос скольжения является то, что они могут не распространяться до самой границы, а постепенно затухают при приближении к ней. Такой характер затухания полос скольжения часто наблюдается в том случае, когда зерна в значительной мере разориентированы. Кроме того, как видно из рис.8,а, внутри самих зерен характер полос различен. Если в зерн А, Б и В произошло однородное скольжение, связанное с неизменным направлением смещения отдельных микрообъемов и плоскости, в которой оно протекает, то в соседних зернах сказалось воздействие неоднородных деформационных процессов, завершившихся образованием зигзагообразных полос скольжения.

Ориентация зерен А, Б и В оказалась более благоприятной к направлению прикладываемых к образцу циклических нагрузжений и следы скольжения образовались в нем приблизительно под углом $40^\circ - 45^\circ$ к продольной оси образца (направлению приложения нагрузки). Скольжение в соседних зернах протекало в направлении максимальной деформации (поперек образца) и по плоскостям предпочтительного скольжения в нем, направленным по углом, значительно меньшим 45° по отношению к направлению действия нагрузки. В случае однородного скольжения, на определенном этапе нагружения образца

полосы раскрываются неравномерно, а только в отдельных зонах, либо в участках максимальной деформации, либо в локальных объемах, где материал оказался ослабленным из-за наличия в нем различных дефектов.

В результате неоднородности протекания деформации в полосах скольжения они приобретают вид своеобразного «пунктира», отмеченного стрелками на рис.8,а. С понижением температуры испытания деформация по полосам скольжения развивается более равномерно, а при увеличении температуры полосы скольжения выявляются в виде отдельных, сравнительно равномерно расположенных друг возле друга точек. Полосы неоднородного скольжения, напротив, отличаются большей равномерностью деформации, протекающей по отдельной плоскости скольжения, например, в соседних зернах (рис.8,а).

Благодаря тому обстоятельству, что зерна А, Б и В (рис.8,б) благоприятно ориентированы к действию внешней нагрузки, в них наблюдается однородное одинарное скольжение. Причем, по всей вероятности, ориентации зерен А и Б близки друг к другу и полосы скольжения легко переходят из одного зерна в другое, лишь незначительно изменяя свое направление. Ориентация зерен В значительно отличается от имеющейся в зернах А и Б; последнее сказывается в том, что полосы скольжения в зерне В доходят только до границы с зернами А и Б и далее не распространяются.

Как показано на рис.9 ($T = 400^{\circ}\text{C}$, $N = 2,1 \cdot 10^6$ циклов), в случае малой разориентировки зерен соединение полос скольжения одного зерна с полосами другого происходит по немногочисленным полосам, разветвляющимся в зернах на многочисленные новые полосы скольжения.

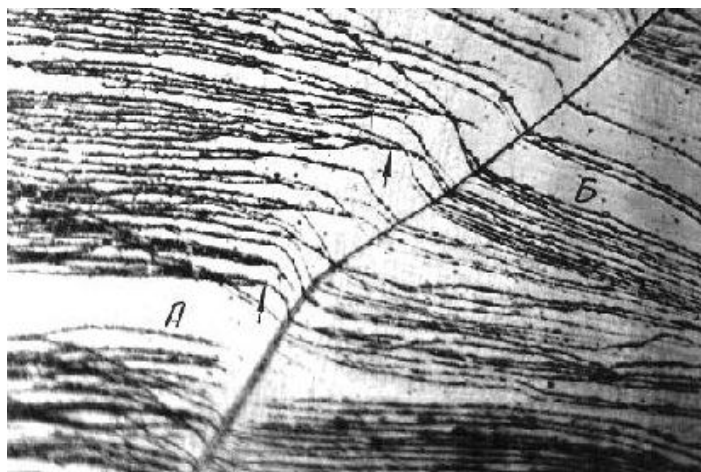


Рис.9. Переход полос скольжения из одного зерна в другое в образце технического железа после $2,1 \cdot 10^6$ циклов нагружения при 400°C (x 1200).

При этом происходит своеобразное приспособление («аккомодация») полос одного зерна (например, зерна А на рис.9,а) к направлению полос другого (зерна Б). Как видно на рис.9,а, полосы аккомодации могут пересекать друг друга в приграничной зоне, приспособившись к направлению полос в соседнем зерне. Такой характер образования полос аккомодации обусловлен, по-видимому, напряженным состоянием микрообъема материала в приграничной зоне, непрерывно изменяющимся с увеличением количества циклов нагружения в процессе испытания на усталость. В рассматриваемом примере полосы скольжения возникали одновременно (или почти одновременно) в зернах А и Б, и лишь на определенной стадии нагружения начало развиваться приспособление полос. При этом с увеличением количества циклов нагружения росло как число новых полос скольжения, так и число новых полос аккомодации. Однако, число полос аккомодации за единицу времени появилось меньше.

Как известно, железо, подвергаемое испытанию на усталость при комнатной температуре, имеет одну активную систему скольжения по плоскостям (110). Как показали

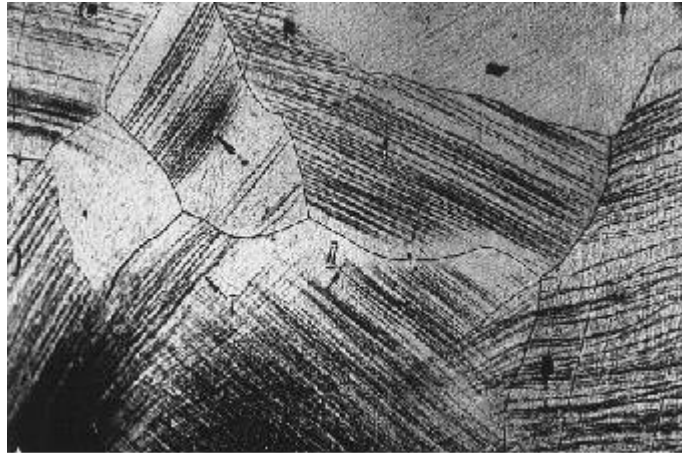
наши исследования, с увеличением температуры испытания активируются другие системы скольжения.

На рис.10,а представлена микрофотография, снятая с поверхности образца, подвергнутого $2,1 \cdot 10^6$ циклам знакопеременной нагрузки при 400°C . Первоначально образовавшаяся у зоны надреза образца система полос скольжения (отмечена стрелкой и индексом I) с увеличением количества циклов нагружения была пересечена новой активной системой полос, (отмеченных стрелкой с индексом II). При этом железо в участке зерна, где наблюдалась двойная система полос скольжения, сильно деформировалось и разрыхлилось и, как будет показано ниже, в этой зоне возможно протекание процессов рекристаллизации.

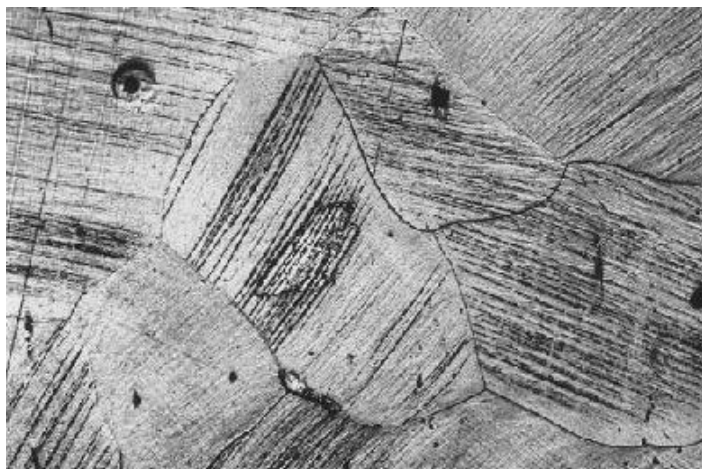
На рис.10,а видно, что полосы скольжения в отдельных зернах образуются неравномерно: одни участки зерен деформируются больше (например, зона, отмеченная стрелкой с черным кружком), другие – меньше.

При проведении опытов мы обнаружили, что в локальных зонах, подвергнутых значительной деформации, возникает рекристаллизация деформированного материала с образованием новых зерен внутри исходных.

На рис.10,б показан тот же, что и на рис.10,а участок зерна (отмеченного стрелкой с черным кружком), но после $3,76 \cdot 10^6$ циклов нагрузки в указанном режиме. Увеличение количества циклов нагружения при 400°C сопровождалось протеканием процесса рекристаллизации в наиболее деформированной зоне зерна. При этом рекристаллизация протекала не только в теле зерна, но и по его границе.



а)



б)

Рис.10. Развитие процессов деформации и рекристаллизации на поверхности образца технического железа, испытанного на усталость при 400°C : а – после $2,1 \cdot 10^6$ циклов (x 250); б – после $3,76 \cdot 10^6$ циклов (x 500).

Как видно из рис.10,а, граница нового зерна, образовавшегося в теле исходного, имеет ступенчатую форму, причем отдельные «ступеньки» ограничиваются расстоянием между двумя соседними полосами скольжения. Высота ступенек зависит от степени деформации (а потому и от интенсивности протекания процесса рекристаллизации) материала между полосами скольжения.

На рис.,10,б показано новое зерно, зародившееся на границе в зоне «тройной точки» (сопряжения трех зерен).

Микрофотографии, помещенные на рис.11, являются примерами, иллюстрирующими особенности основных типов микрорельефов, возникающих при транскристаллитном разрушении.

На рис.11,а и б показаны картины одинарного и множественного однородного скольжения. На рис.11,а представлено микростроение поверхности образца технического железа, прошедшего $2,1 \cdot 10^6$ циклов нагружения в условиях изотермической выдержки при 400°C в вакууме. Как видно, образовавшиеся в процессе циклического нагружения полосы скольжения легко переходят из одного зерна в другое зерно, если разориентация этих зерен совпадает или незначительна. При большой разориентации соседних зерен переход полос скольжения из зерна в соседнее зерно, как правило, не наблюдается.

На рис.11,б показан пример протекания на поверхности образца множественного однородного скольжения. Образец был подвергнут $8,5 \cdot 10^6$ циклам знакопеременной нагрузки при температуре 300°C . Возникновение следов скольжения по двум системам протекает не одновременно: после образования одной системы начинает развиваться скольжение по второй системе. В случае деформации по двум системам, полосы скольжения, как правило, локализуются отдельными группами и имеют характер устойчивых полос, в которых образуются с ростом числа циклов нагружения субмикроскопические трещины.

Микрофотография, приведенная на рис.11,с, была получена с поверхности образца железа, прошедшего $1,3 \cdot 10^7$ циклов нагружения при температуре 300°C . Следы неоднородного одинарного скольжения в данном случае образовались по фронту распространения трещины усталости. Переход полос скольжения из одного зерна в другое происходит по отдельным, вновь образующимся полосам скольжения, которые могут и не являться продолжением возникших ранее. Однако при этом можно наблюдать взаимное «приспособление», своеобразную «аккомодацию», полос скольжения сопрягающихся зерен, как это показано на рис.11,с (по мере приближения к границе, полосы скольжения в зерне искривляются, приобретая направление, близкое к направлению предпочтительного скольжения в соседнем зерне).

Следует полагать, что при возникновении полос скольжения по фронту распространения трещины усталости характер следов зависит не только от кристаллографической ориентации зерна к направлению внешней нагрузки, прикладываемой к образцу, и взаимного расположения соседних зерен, но и от характера распределения напряжений у основания распространяющейся трещины. В этом случае направление действия максимальных напряжений у основания трещины может определять направление развития следов скольжения.

На рис.11,д показан пример неоднородного множественного скольжения, протекавшего в образце железа при испытании на усталость с нагревом на 300°C после $8,5 \cdot 10^6$ циклов нагружения.

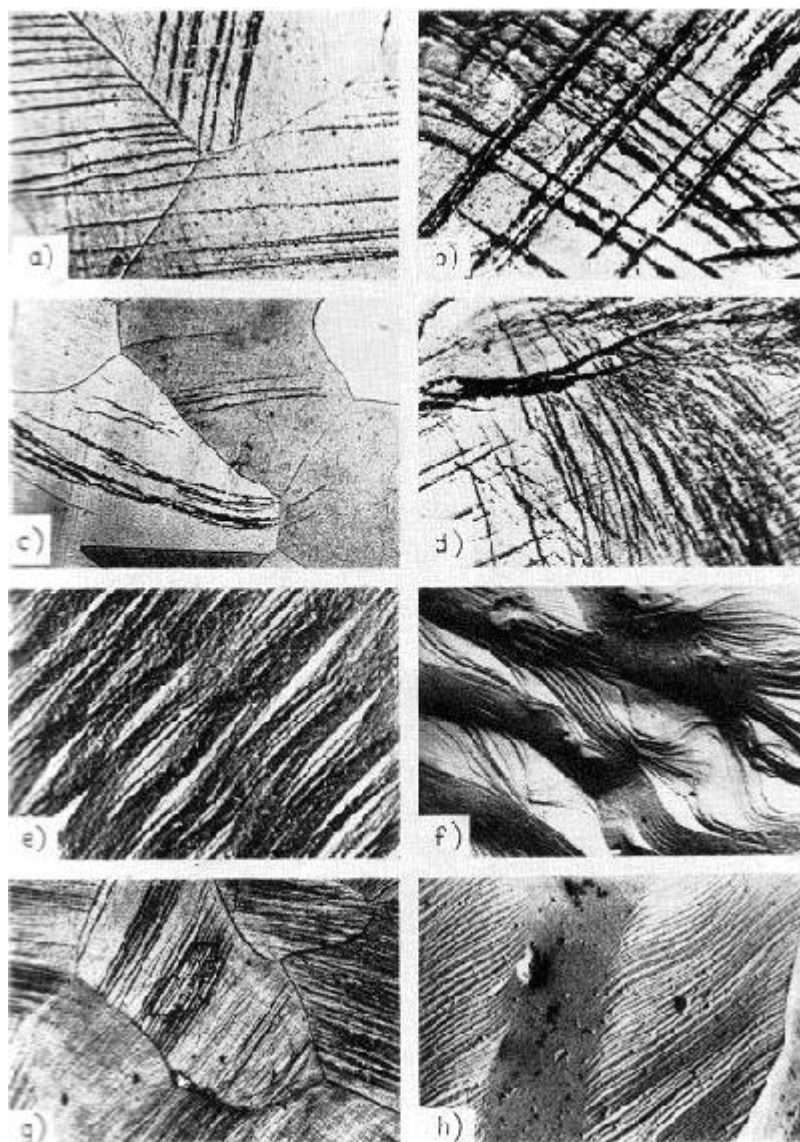


Рис.11. Микрофотографии, полученные с образцов технического железа после испытания на усталость и иллюстрирующие схемы рельефов транскристаллитного разрушения.

При усталостных испытаниях в условиях повышенных температур на поверхности образцов технического железа активизируются экструзионно-интрузионные деформационные процессы. На рис.11,е и 11,ф показаны электронные микрофотографии, снятые с образца железа, подвергнутого испытанию при нагреве на 800°C и амплитуде нагружения 0,9 мм (среднее напряжение цикла составило около ± 90 МПа). В некоторых участках зерен наблюдается выдавливание отдельных «пачек» металла (рис.11,е). С приближением к границам зерна размер вдавленных объемов сильно возрастает (рис.11,ф).

Протекание рекристаллизации (рис.11,г и 11,х) во время усталостного испытания иллюстрируется микрофотографией, представленной на рис.11,г и снятой с поверхности образца железа, прошедшего $3,76 \cdot 10^6$ циклов переменной нагрузки при 400°C . В указанных условиях испытания рекристаллизация протекала как в теле, так и по границам зерен. При этом рекристаллизация в теле зерен наблюдается, как правило, в наиболее деформированных их участках, обладающих максимальной плотностью следов скольжения.

На рис.11, h видны следы тонкого скольжения в отдельных участках зерен образца железа, подвергнутого $4 \cdot 10^6$ циклам переменной нагрузки в условиях изотермической выдержки при высоких температурах.

Следует отметить, что многообразие процессов, протекающих при усталости в материале, не исчерпывается приведенными выше, а являются лишь основными из них.

Структурная неоднородность и связанная с ней деформационная неоднородность должны учитываться при моделировании процессов деформирования и разрушения.

Список литературы

1. Романов А.Н. Проблемы материаловедения в механике деформирования и разрушения на стадии образования трещин. Часть 1., Вестник научно-технического развития, №11, 2013, с.
2. Романов А.Н. Проблемы материаловедения в механике деформирования и разрушения на стадии образования трещин. Часть 2. Структурная и деформационная неоднородность конструкционных материалов и рассредоточенное трещинообразование. Вестник научно-технического развития, №1, 2014, с.
3. Романов А.Н. Критерии усталостного разрушения. Инженерный журнал «Справочник. Приложение», М., 2007, №6, 35 с.
4. Романов А.Н. Разрушение при малоцикловом нагружении. М.:Наука. 1988, 280 с..
5. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Микроструктурные особенности развития деформаций металлических материалов в широком диапазоне температур. Информатизация и связь, 2009 №4, с41-47..
6. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Рассредоточенное трещинообразование в конструкционных материалах при циклическом нагружении в связи с их структурной неоднородностью. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012, №5, с.30-40.
7. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Неоднородность накопления повреждений в конструкционных металлических материалах при циклическом нагружении в связи с их структурной неоднородностью. Труды VII Международной конференции «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения». 2008. Санкт-Петербург, том 1, с.302-303.
8. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Влияние структурного состояния конструкционных металлических материалов на неоднородность накопления повреждений при циклическом нагружении. Труды Пятого Международного междисциплинарного симпозиума «Прикладная синергетика в нанотехнологиях». 2008. Москва, с.391-393.
9. Романов А.Н. Применение метода микротвердости для описания неоднородности деформаций при циклическом нагружении. Труды конференции: Методы и технические средства оперативной оценки состояния металла, Москва, 26-28 ноября 2002г., Изд. МЭИ, с. 201-205.
10. Романов А.Н., Филимонова Н.И., Дубравина А.А. Микроструктурные особенности развития усталостного разрушения технического железа при температурах испытания от 20 до 400⁰С. Информатизация и связь, 2012, №7, с. 90-96.