

О.В.Соснин, А.В.Громова, Ю.Ф.Иванов, Э.В.Козлов, С.В.Коновалов, Е.Ю.Сучкова

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В СТАЛЯХ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

The transmission electron microscope analysis of dislocation substructures evolution during low and high cycle fatigue of the austenite steels 08Cr18Ni10T and 45Mn17Al3 and annealed and quenched (ferrite-perlite and martensite structures) 60MnSi2 steel is carried out and the dislocation substructures role in these steels fracture is established.

1. Введение

Анализ эволюции дислокационной субструктуры (ДСС) при усталостном нагружении металлов и сплавов позволяет устанавливать физическую природу этого сложного явления и прогнозировать приближение разрушения деталей и конструкций [1-3]. Метод просвечивающей электронной микроскопии дает возможность однозначно устанавливать закономерности накопления повреждений при усталости [4]. В работах [3-5] выполнен анализ ДСС трех групп материалов на различных стадиях циклических испытаний, подтверждающий сложный характер их поведения.

Ясно, что в зависимости от условий усталостных испытаний набор конкретных ДСС и пути их изменения могут различаться [5]. В условиях усталостных испытаний сталей и сплавов, реально применяемых в конструкциях, процесс формирования микротрещин и разрушения может определяться не конечными стадиями эволюции ДСС, идущими параллельно, а структурно-фазовыми превращениями. В настоящей работе количественно проанализированы пути и пределы эволюции ДСС в промышленных сталях при усталости до разрушения и установлены причины последнего.

2. Материалы и метод исследований

Использованы аустенитные промышленные стали 08X18H10T (0,1%С, 17,5%Cr, 9,5%Ni, 0,8%Ti) и 45Г17Ю3 (0,45%С, 16,8%Mn, 2,86%Al), а также сталь 60ГС2 (0,61%С, 0,52%Mn, 1,75%Si) с феррито-перлитной (после отжига) и мартенситной (после закалки) структурами. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического несимметричного консольного изгиба на образцах, форма и размеры которых апробированы в [3, 5]. Температура испытаний — комнатная.

Аналізу подвергались материалы в исходном состоянии, на промежуточной стадии нагружения (при N_1 числе циклов) и после разрушения N_2 (табл.1). Исследовался объем материала, непосредственно примыкающий к зоне разрушения.

Таблица 1

Параметры усталостных испытаний

Марка стали	Частота нагружения, Гц	Прикладываемое напряжение, МПа	$N_1 \cdot 10^{-4}$, циклы	$N_2 \cdot 10^{-4}$, циклы
08X18H10T малоцикловая	8	80	0,8	1,3
08X18H10T	20	20	10	18
45Г17Ю3	20	20	7	10,2
60ГС2 отожженная	10	15	5	7,1
60ГС2 закаленная	20	20	12	14,6

Анализ дислокационной субструктуры стали проводили методом электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. По результатам исследований определяли среднюю скалярную плотность дислокаций, плотность дислокаций для данного типа дислокационной субструктуры, объемную долю различных типов дислокационных субструктур, величину кривизны-кручения кристаллической решетки [6].

Применяли следующие методы и методики количественной обработки результатов электронно-микроскопических исследований.

Определение объемной доли дислокационной субструктуры (P_V). Поскольку размер структурного элемента в формирующемся типе дислокационных субструктур в стали больше или соизмерим с толщиной фольги, с изображениями ДСС в фольге можно работать как со случайными сечениями в шлифе [7]. В работе использовался планиметрический метод определения объемной доли по случайным сечениям, основанный на измерении доли площади фольги P_S , занятой определенным типом ДСС.

В случае изотропной структуры P_V можно определить на одном представительном случайном сечении кристалла. Для неоднородной структуры представительная выборка осуществлялась по нескольким различно ориентированным сечениям.

Подобным же образом проводили определение объемных долей различных морфологических составляющих структуры сталей — зерен феррита, аустенных колоний и зерен перлита, объемов материала с мартенситной структурой.

Определение скалярной плотности дислокаций. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций [6]. В качестве испытательной линии использовалась прямоугольная сетка. На микрофотографиях, полученных при электронно-микроскопическом исследовании, скалярная плотность дислокаций определялась по формуле

$$\langle \rho \rangle = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{l_1} + \frac{n_2}{l_2} \right),$$

где M — увеличение микрофотографии; n_1 и n_2 — число пересечений дислокациями горизонтальных и вертикальных линий; l_1 и l_2 — суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий соответственно; t — толщина фольги. Толщину фольги определяли, используя толщинные контуры экстинкции [6]. Специальных мер для закрепления дислокаций не предпринимали, так как для используемых в настоящей работе углеродистых сталей это лишено смысла. Ошибка измерения скалярной плотности дислокаций считалась равной ~20% от измеренной величины [6].

Скалярная плотность дислокаций определялась отдельно для каждого типа ДСС. Средняя величина скалярной плотности дислокаций рассчитывалась с учетом объемной доли каждого из типов присутствующих ДСС:

$$\langle \rho \rangle = \sum_i P_{Vi} \rho_i,$$

где ρ_i — скалярная плотность дислокаций в определенном типе ДСС; P_{Vi} — объемная доля материала, занятого этим типом ДСС.

Определение избыточной плотности дислокаций и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки. Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$ (ρ_+ и ρ_- — плотность положительно и отрицательно заряженных дислокаций) измерялась локально по градиенту разориентировки [8]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \varphi}{\partial l},$$

где b — вектор Бюргера дислокаций; $\partial \varphi / \partial l$ — градиент кривизны фольги или кривизна-кручение кристаллической решетки χ . Величина $\chi = \partial \varphi / \partial l$ определялась путем смещения контура экстинкции (Δl) при контролируемом угле наклона фольги ($\Delta \varphi$) в колонне микроскопа с помощью гониометра. При этом вектор действующего отражения \vec{g} был перпендикулярен оси наклона гониометра (ОНГ). В противном случае требуется пересчет, так как плоскость действующего отражения уже не будет содержать ОНГ. Необходимо отметить, что участок фольги, на котором проводится измерение, не должен содержать на пути перемещения контура границ раздела или разориентировки, т.е. изгиб фольги должен быть непрерывным. Установлено, что ширина контура в величинах разориентировок для сталей составляет ~1° [9], т.е. при повороте гониометра на величину $\Delta \varphi \approx 1^\circ$ изгибный экстинкци-

онный контур смещается на расстояние, равное своей ширине: $\Delta l \approx l$ (при этом должно выполняться условие $\vec{g} \perp \text{ОНГ}$). Это позволяет определить градиент разориентировки:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial l} = 1,7 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{l} \text{ [рад/см]}.$$

Определение параметров ДСС. Каждый из типов ДСС характеризуется рядом параметров. Для изучения эволюции фрагментированной и ячеистой ДСС использовались такие параметры, как размер фрагментов и ячеек. Величина фрагментов измерялась в двух, взаимно перпендикулярных, направлениях (длина и ширина). Величина размера ячеек определялась методом случайных секущих [10] как путем их измерения в разных плоскостях фольги, так и путем их усреднения по всем имеющимся плоскостям.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Сталь 08X18H10T

В исходном состоянии наблюдается структура дислокационного хаоса, сетчатая субструктура, дислокационные жгуты (сгущения), ячеисто-сетчатая слабоориентированная дислокационная субструктура, оборванные малоугловые границы с ветвящейся и петлеобразной конфигурациями. Основной является хаотическая субструктура: около 0,75 объема материала. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по объему, $\rho \sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При малоцикловом усталостном нагружении на промежуточной стадии N_1 объемная доля хаоса снижается до 0,35, а доли сетчатой, ячеистой и фрагментированной субструктур возрастают до 0,25, 0,25 и 0,15 соответственно. При разрушении при N_2 в области материала, примыкающей к поверхности разрушения, формируются ячеистая и фрагментированная субструктуры. Объемная доля фрагментированной субструктуры составляет 0,55 при значении плотности дислокаций в ней $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Объемная доля ячеистой субструктуры — 0,45 при $\rho = 1,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Средняя плотность дислокаций в образце $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При многоцикловом усталостном нагружении стали ($N_1 \sim 100000$) объемная доля хаотической субструктуры составляет ~12%, сетчатой субструктуры ~67%, клубково-сетчатой — 15%, остальное — ячеисто-сетчатая субструктура. Средняя по объему материала плотность дислокаций $\rho \sim 2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что несколько выше, чем в исходном состоянии.

При усталостном разрушении образца после $N_2 \sim 170000$ циклов нагружения преобладающим типом дислокационной субструктуры является сетчатая, в существенно меньшей степени присутствуют клубково-сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры. Средняя по объему материала плотность дислокаций $\rho \sim 4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что более чем в три раза выше средней плотности дислокаций исходного состояния.

В завершенных ДСС (ячеистая и фрагментированная) присутствуют границы раздела, по которым могут образовываться и распространяться микротрещины. Однако в этой стали наиболее опасными местами являются межфазные границы — γ -карбид TiC и γ - ϵ -мартенсит (в исследованной стали усталостная деформация всегда обеспечивала появление ϵ -мартенсита [11-13]).

3.2. Сталь 45Г17Ю3

В исходном состоянии стали наблюдалась субструктура дислокационного хаоса, нераориентированная сетчатая дислокационная субструктура, разориентированная сетчатая дислокационная субструктура с оборванными геометрически необходимыми малоугловыми границами и фрагментированная дислокационная субструктура. Объемные доли перечисленных дислокационных субструктур (нераориентированная и разориентированная сетчатая дислокационная субструктуры при оценке объемной доли объединены) соотносятся как 1:2:7 (см.рис.1). В отдельных случаях в стали обнаруживаются области материала, содержащие кристаллы ϵ -мартенсита. Наибольшая плотность дислокаций, распределенных по объему, фиксируется в сетчатой субструктуре; максимальный уровень кривизны-кручения кристаллической решетки — во фрагментированной субструктуре. При этом во фрагментированной субструктуре максимальной является упругая составляющая кривизны-кручения материала.

Высокий уровень упругих полей напряжений, фиксируемых во фрагментированной субструктуре, коррелирует с максимальной плотностью дислокаций.

При усталостных испытаниях стали до $N_1 = 7 \cdot 10^4$ циклов субструктура дислокационного хаоса преобразуется в сетчатую дислокационную субструктуру. Объемная доля фрагментированной субструктуры при этом не изменяется. Деформирование стали сопровождается увеличением скалярной плотности дислокаций с $1,3 \cdot 10^{10}$ до $1,8 \cdot 10^{10}$ см⁻² в сетчатой субструктуре и с $0,5 \cdot 10^{10}$ до $1,1 \cdot 10^{10}$ см⁻² — во фрагментированной (см.табл.2). Повышение скалярной плотности дислокаций в сетчатой субструктуре сопровождается формированием слабоориентированных полос. Эти полосы представляют собой анизотропные фрагменты, содержащие внутри себя дислокационную структуру.

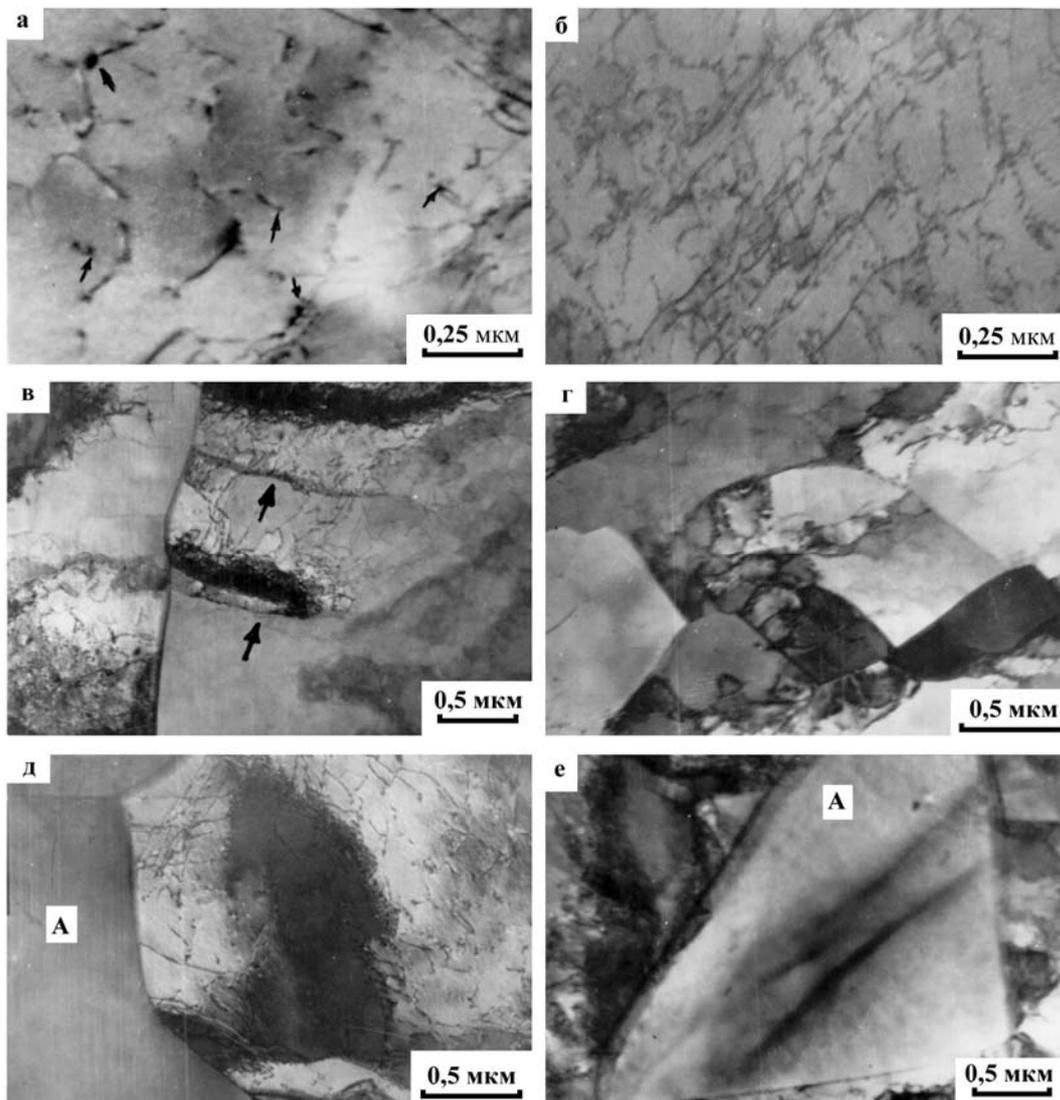


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной структуры стали 45Г17Ю3. Исходное состояние: а — структура дислокационного хаоса (стрелками отмечены частицы Al, расположенные на дислокациях); б — неразориентированная сетчатая дислокационная субструктура; в — разориентированная сетчатая дислокационная субструктура (с оборванными границами, указанными стрелками); г — фрагментированная дислокационная субструктура; д, е — рекристаллизованные зерна, свободные от дислокаций (обозначены «А»)

Испытание стали на усталость сопровождается существенным увеличением амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки областей с сетчатой дислокационной субструктурой (см. табл.2). При этом возрастает как упругая, так и пластическая составляющая полей напряжений. Циклическое деформирование областей стали с фрагментированной субструктурой сопровождается несколько иными процессами — несмотря на то, что скалярная плотность дислокаций, расположенных внутри фрагментов, существенно (более чем в два раза) возрастает, кривизна-кручение кристаллической решетки данных областей материала снижается. Это, очевидно, свидетельствует о релаксации упруго-пластических напряжений, запасенных в стали при термомеханической обработке, в процессе последующего нагружения в условиях смены способа деформирования.

Таблица 2
Изменение характеристик дислокационной субструктуры стали 45Г17Ю3 при усталости

Тип структуры	Хаос			Сетчатая				Фрагментированная					
	P_V	$\langle \rho \rangle$ 10^{10} см^{-2}	χ_s см^{-1}	P_V	$\langle \rho \rangle$ 10^{10} см^{-2}	χ_s см^{-1}	$\chi_{пл}$ см^{-1}	$\chi_{упр}$ см^{-1}	P_V	$\langle \rho \rangle$ 10^{10} см^{-2}	χ_s см^{-1}	$\chi_{пл}$ см^{-1}	$\chi_{упр}$ см^{-1}
Исх.	0,1	0,65	327	0,2	1,32	394	330	64	0,7	0,52	510	130	380
$N_1=7 \cdot 10^4$	0	0	0	0,5	1,76	518	440	78	0,5	1,14	480	300	180
$N_2=10,2 \cdot 10^4$	0,18	0,06	765	0,42	1,31	1010	800	210	0,40	0,81	810	600	210

Примечание: P_V — объемная доля; ρ — скалярная плотность дислокаций; $\langle \chi \rangle = \chi_{пл} + \chi_{упр}$ — амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ($\chi_{пл}$ — пластическая, $\chi_{упр}$ — упругая составляющие)

В зоне разрушения ($N_2 = 10,2 \cdot 10^4$ циклов) дислокационный хаос занимает ~0,18 объема фольги, сетчатая субструктура ~0,42 и фрагментированная ~0,40. Некоторое снижение доли материала, занятого сетчатой дислокационной субструктурой связано с ее перестройкой во фрагментированную дислокационную субструктуру. Циклирование стали 45Г17Ю3 сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры: дислокационный хаос \Rightarrow сетчатая + ϵ -мартенсит \Rightarrow фрагментированная + ϵ -мартенсит субструктуры. Фрагментированная субструктура является (при различных видах холодных механических испытаний) конечной стадией развития дислокационной субструктуры, предшествующей разрушению материала [14].

Разрушение стали при данных испытаниях сопровождается формированием в зоне разрушения дислокационной субструктуры, средняя скалярная плотность дислокаций которой равна исходной (табл.2). При этом плотность дислокаций в структуре дислокационного хаоса заметно ниже, в сетчатой — практически равна и во фрагментированной — несколько выше соответствующих величин, характеризующих исходное состояние. Изменение скалярной плотности дислокаций в процессе нагружения носит немонотонный характер. Анализ структуры промежуточного состояния, формирующегося при N_1 , выявил значимое увеличение плотности дислокаций и в сетчатой и во фрагментированной субструктурах. Как в среднем по материалу, так и в каждой из субструктур по отдельности амплитуда полей напряжений, формирующихся в структуре стали в зоне разрушения, существенно (в 1,5–3 раза) превышает данную характеристику исходного состояния. При этом на промежуточной стадии нагружения (при N_1) изменение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки материала незначительно (см. табл.2).

По сравнению с исходным на промежуточной стадии испытания (при $N_1 = 7 \cdot 10^4$ циклов) количество ϵ -мартенсита практически не изменяется, однако в зоне разрушения объем-

ная доля кристаллов ε -мартенсита существенно (в 2-3 раза) возрастает. Кристаллы ε -мартенсита в зоне разрушения формируются в большинстве случаев в сетчатой дислокационной субструктуре, значительно реже — в хаотической. Во фрагментах ε -мартенсита не обнаружен. Такое поведение материала подтверждает критический характер состояния субструктуры в окрестностях точки $N_1 = 7 \cdot 10^4$.

Появление ε -мартенсита изменяет механизм разрушения в исследуемой стали. Вместо развития микротрещин по разориентированным границам деформационного происхождения (типичным для разрушения материалов без двойников и ε -мартенсита) более выгодным является развитие микротрещин по межфазным γ - ε границам.

3.3. Сталь 60ГС2 (отожженная)

В исходном состоянии сталь имеет хаотическую и сетчатую дислокационную структуру. Скалярная плотность дислокаций составляет 10^9 см^{-2} в ферритной составляющей перлитных колоний и $7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ в зернах свободного феррита.

При нагружении до $N_1 = 50000$ циклов усталостные испытания привели к повышению скалярной плотности дислокаций: в зернах феррита она составила $\sim 1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в ферритной составляющей перлита $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. ДСС эволюционирует от хаоса и сеток до клубково-сетчатой и ячеистой. Увеличение плотности дислокаций при усталостном нагружении обуславливают формирование дальнедействующих полей напряжений и появление изгибных экстинкционных контуров.

В разрушенном при усталостных испытаниях ($N_2 = 71000$) материале в слое, непосредственно примыкающем к зоне разрушения, формируется ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. Скалярная плотность дислокаций составляет $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. По мере удаления от поверхности разрушения дислокационная субструктура эволюционирует в сторону приближения к исходному состоянию и на расстоянии около 2,5 мм в основном имеет хаотическое строение. Скалярная плотность дислокаций при этом снижается до величины $\sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Разрушение стали ($N_2 = 71000$) сопровождается релаксацией полей напряжений. Это выражается в снижении линейной плотности изгибных экстинкционных контуров, уменьшении мест зарождения контуров (уменьшении концентраторов напряжений). Для перлитной составляющей структуры тип дислокационной субструктуры не изменяется, усталостное разрушение стали приводит к существенному увеличению скалярной плотности дислокаций — в зоне разрушения она достигает $\sim 2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и медленно снижается до $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в слое, расположенном на расстоянии до 2,5 мм от поверхности разрушения.

С увеличением числа циклов скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей стали (зерна свободного феррита и прослойки феррита в зернах перлита) устойчиво возрастает. При этом увеличение плотности дислокаций в зернах феррита более существенно, чем в ферритной составляющей зерен перлита. С увеличением числа циклов усталостного нагружения структура дислокационного хаоса, являющаяся преобладающей в исходном состоянии стали, замещается сетчатой и, далее, ячеистой субструктурой.

Фрактографический анализ поверхности разрушения стали 60ГС2 выявил существенные различия в протекании процесса усталостного разрушения по толщине образца. Данное обстоятельство привело к необходимости проведения анализа эволюции ДСС в зоне усталостного роста трещины и в зоне долома [15-17] (см.рис.2).

Эволюция ДСС завершается на промежуточной стадии и практически не участвует в разрушении стали, поскольку анализ состояния карбидной фазы при усталостных испытаниях и фрактограмм разрушения позволяет утверждать, что именно в этих областях формируются микропоры и микротрещины и образуется магистральная трещина.

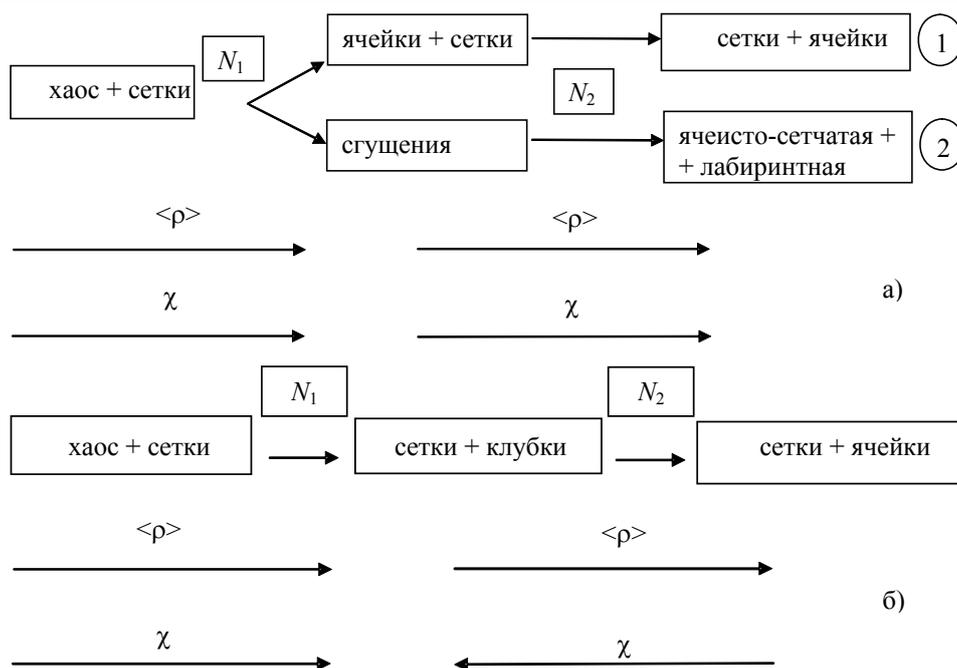


Рис.2. Схема превращений ДСС стали 60ГС2 в условиях усталостного нагружения. а) зона усталостного роста трещины; цепочка, обозначенная значком «1», соответствует превращениям дислокационной субструктуры ферритных зерен, обозначенная значком «2» — дислокационной субструктуры перлитных зерен; б) зона долома

3.4. Сталь 60ГС2 (закаленная)

В результате закалки и последующего низкотемпературного отпуска образуется структура пакетной и пластинчатой морфологии. При усталостном нагружении наблюдается повсеместная фрагментация кристаллов мартенсита. Средние размеры фрагментов устойчиво увеличиваются по мере удаления от плоскости максимального нагружения (рис.3, кривая 2). Незначительно уменьшается амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки мартенсита при удалении от плоскости максимального нагружения (рис.3, кривая 3). При этом практически неизменными остаются скалярная плотность дислокаций (рис.3, кривая 1) и величина азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов субструктуры кристаллов мартенсита (рис.3, кривая 4).

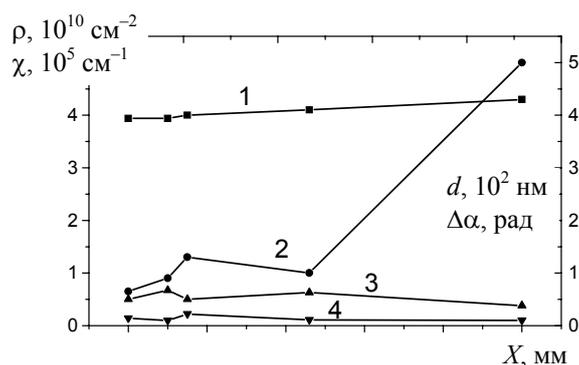


Рис.3. Зависимость параметров дефектной субструктуры стали от расстояния до плоскости максимального нагружения X . ρ — величина скалярной плотности дислокаций (кривая 1); d — средние размеры фрагментов (кривая 2); χ — амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки (кривая 3); $\Delta\alpha$ — величина азимутальной составляющей полного угла разориентировки элементов субструктуры кристаллов мартенсита (кривая 4)

Разрушенное состояние характеризуется прохождением в образце $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ мартенситного превращения. Вновь образовавшийся мартенсит, очевидно, будет являться концентратором напряжений и служить источником микротрещин, способных привести к разрушению материала. В усталостно разрушенном образце вблизи поверхности разрушения величина скалярной плотности дислокаций (рис.4а, кривая 1), амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки (рис.4а, кривая 2) и азимутальная составляющая полного угла разориентации элементов субструктуры (рис.4а, кривая 3) несколько выше, чем в исходном состоянии и по мере удаления снижаются, выходя на насыщение.

С увеличением количества циклов нагружения величина скалярной плотности дислокаций изменяется немонотонным образом — снижается на промежуточной стадии нагружения и вновь возрастает к моменту разрушения образца; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали монотонно возрастает, а величина азимутальной составляющей полной разориентации субструктуры кристаллов мартенсита практически не изменяется (рис.4б). Следовательно, при усталостных испытаниях предварительно закаленной стали на промежуточной стадии нагружения в зоне долома определяющую роль в эволюции структуры материала играют процессы термического отпуска. На стадии разрушения образца вблизи поверхности разрушения (в объеме материала, примыкающем к траектории распространения магистральной трещины) определяющими структуру материала являются деформационные процессы [18-20].

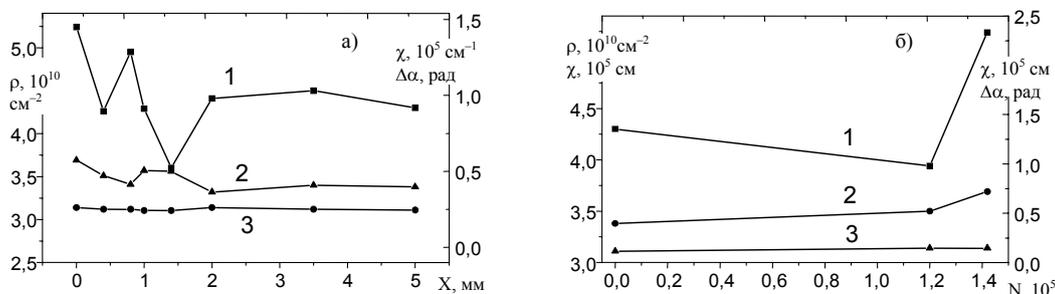


Рис.4. Зависимость величины скалярной плотности дислокаций ρ (кривая 1), амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки χ (кривая 2) и величины азимутальной составляющей полного угла разориентации элементов субструктуры кристаллов мартенсита $\Delta\alpha$ (кривая 3) в зоне долома от расстояния до поверхности разрушения X стали 60ГС2 (а) и количества циклов нагружения N (б)

4. Заключение

Таким образом, выполненный анализ эволюции ДСС при усталостном нагружении до разрушения позволил установить количественные закономерности изменения параметров и роль ДСС в разрушении ряда промышленных стальных различных структурных классов.

Считаем своим приятным долгом выразить благодарность Н.А.Коневой, В.Е.Громовой за обсуждение результатов и критические замечания, Н.А.Поповой за помощь в проведении экспериментов.

1. Поведение стали при циклических нагрузках / Под ред. В.Даля. М.: Металлургия, 1982. 568 с.
2. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2002. 248 с.
3. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. Новосибирск: Наука, 2002. 211 с.
4. Эволюция дислокационных субструктур при усталости / Н.А.Конева, О.В.Соснин, Л.А.Теплякова и др. Новокузнецк: СибГИУ, 2001. 96 с.
5. Лейкина О.С., Соснин О.В., Коновалов С.В. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. № 2. С.35-38.
6. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
7. Глаголев А.А. Геометрические методы количественного анализа агрегатов под микроскопом. Львов: Госгеолгиздат, 1941. 264 с.
8. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций. Л.: ФТИ, 1984. С.161-164.

9. Теплякова Л.А., Игнатенко Л.Н., Касаткина Н.Ф. и др. // Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы. Томск: ТГУ, 1987. С.26-51.
10. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М.: Металлургия, 1977. 280 с.
11. Соснин О.В. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2003. № 6. С.31-35.
12. Соснин О.В. // Материаловедение. 2003. № 1. С.27-31.
13. Коваленко В.В., Соснин О.В., Коновалов С.В. и др. // Вопросы материаловедения. 2003. № 1 (33). С.295-302.
14. Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 320 с.
15. Соснин О.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2003. №4. С.63-69.
16. Иванов Ю.Ф., Соснин О.В., Целлермаер В.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2003. Т.6. №3. С.91-97.
17. Соснин О.В., Целлермаер В.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вузов. Физика. 2003. №10. С.79-87.
18. Соснин О.В., Иванов Ю.Ф., Сучкова Е.Ю. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. № 4. С.29-33.
19. Соснин О.В., Иванов Ю.Ф., Сучкова Е.Ю. и др. // Там же. С.35-38.
20. Соснин О.В., Иванов Ю.Ф., Сучкова Е.Ю. и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2004. №1. С.206-209.