

УДК 669.419: 539.4.01

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ МАЛО- И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ

Громова А. В., Иванов Ю. Ф.*, Козлов Э. В.*, Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,*
kozlov@tsuab.ru

Знание путей эволюции дислокаций и их субструктур (ДСС) и структурно-фазовых состояний при деформации лежит в основе установления физической природы прочности, пластичности и разрушения сталей и сплавов. Такие закономерности установлены для большинства известных материалов при обычных видах деформации в широком диапазоне скоростей и температур (активное нагружение сжатием, растяжением, ползучесть и т.д.).

Данные же по количественному анализу изменения типов ДСС в процессе усталостного нагружения в сталях различных структурных классов практически отсутствуют. Однако именно изменения ДСС позволяют оценить приближение наступления критической стадии разрушения при знакопеременном нагружении и предсказать его. Это особенно важно, поскольку эксплуатация многих ответственных деталей, конструкций и машин осуществляется в режимах усталостных нагрузок, что неотвратимо ведет к накоплению повреждений, исчерпанию ресурса и разрушению.

Цель работы: установление путей и закономерностей эволюции дислокационных субструктур в сталях различных структурных классов при мало и много цикловых усталостных испытаниях до разрушения. В работе выполнен сравнительный количественный анализ эволюции ДСС при мало и много цикловой усталости до разрушения в зоне усталостного роста трещин сталей аустенитного (08Х18Н10Т, 45Г17103), феррито-перлитного (60ГС2 отожженная) и мартенситного (60ГС2 закаленная) классов.

Усталостные испытания были проведены на образцах с концентратором напряжений по схеме несимметричного консольного изгиба с параметрами, приведенными в табл. 1. Значение промежуточного числа циклов нагружения N_1 , определялось ультразвуковым методом. Измерение зеренной и тонкой структуры стали проводили методом металлографии травленного шлифа (микроскоп МИМ(10) и просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп ЭМ 125к).

Таблица 1. Параметры усталостного нагружения

Марка стали \ Параметр	τ , МПа	f , Гц	$N_1, 10^4$	$N_2, 10^4$
08Х18Н10Т (малоцикл.)	80	8	0,8	1,3
08Х18Н10Т (многоцикл.)	20	20	10	17
45Г17103	20	20	7	10,2
60ГС2(отож.)	15	10	5	7,1
60ГС2(зак.)	20	20	12	14,6

τ – напряжение циклической нагрузки, f – частота, N_2 – число циклов до разрушения, N_1 – промежуточное число циклов нагружения.

Изображения тонкой структуры материалов были использованы для классификации морфологической структуры определения типов ДСС, их объемной доли, скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды кривизны кручения кристаллической решетки [1–3].

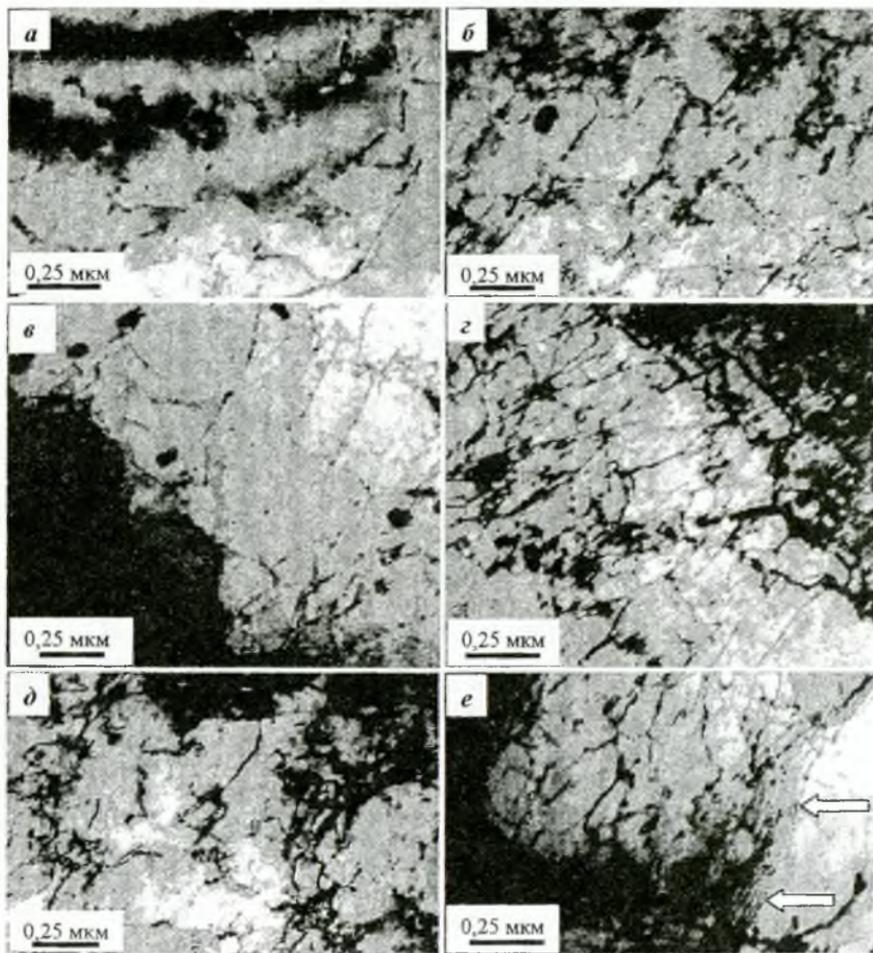


Рис.1. Электронно-микроскопические изображения дислокационной субструктуры стали 08X18N10T в исходном состоянии; *а* – дислокационный хаос, *б* – начальная стадия формирования сетчатой ДСС, *в* – продолжение формирования сетчатой ДСС, *г* – сетчатая ДСС, *д* – клубковая ДСС, *е* – дислокационная стенка (субграница), указана стрелками

В исходном состоянии после предварительной обработки (прокатки) стали 08X18N10T основным типом ДСС (0,75 объема) является хаотическая, присутствует сетчатая и ячеистая (рис.1).

При N_1 циклов нагружения объемная доля хаоса снижается до 0,35, а сетчатая, ячеистая и фрагментированная составляют 0,25; 0,25 и 0,15, соответственно.

Исследования дислокационной субструктуры показали, что в процессе усталостных испытаний до 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 – $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Очевидно, что на начальных циклах испытания формируется ячеистая субструктура, которая позже превращается во фрагментированную.

Плотность свободных дислокаций во фрагментированной субструктуре оказывается ниже, поскольку часть дислокаций уходит на формирование субграниц. По границам ячеек и, особенно, разориентированных фрагментов могут образовываться и распространяться микротрещины. Межфазные границы γ -матрица – ϵ -мартенсит также являются местом зарождения микротрещин.

При многоцикловом усталостном нагружении до $N_1 = 10^5$ циклов формируется хаотическая (0,12), сетчатая (0,67), клубково-сетчатая (0,15) и ячеисто-сетчатая (0,06) ДСС со средней скалярной плотностью дислокаций $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При усталостном разрушении ($N_2 = 1,7 \cdot 10^5$ циклов) преобладающим типом является сетчатая ДСС с небольшой объемной долей разновидностей клубково-сетчатой и ячеисто-сетчатой. Скалярная плотность дислокаций распределена: $4,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в сетчатой, $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в клубковой и $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в ячеистой. Фрагментированной ДСС, лежащей в основе формирования субмикротрещин, не образуется. Причина их зарождения – границы TiC – γ -матрица, аустенит – ϵ -мартенсит. Таким образом, при более интенсивном малоцикловом усталостном нагружении, по сравнению с многоцикловым, фрагментированная ДСС успевает образоваться и внести свой вклад в разрушение [3].

В исходном состоянии аустенитной высокомарганцевой стали 45Г17Ю3 с другой величиной энергии упаковки по сравнению со сталью 08Х18Н10Т присутствуют хаос (0,1), сетки (0,2) и фрагменты (0,7) со значениями скалярной плотности дислокаций $0,65 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, $1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $0,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, соответственно. При усталостных испытаниях стали ($N_1 = 7 \cdot 10^4$ циклов) субструктура дислокационного хаоса преобразуется

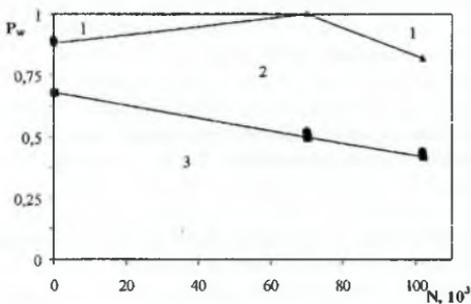


Рис. 2. Диаграмма дислокационных субструктур в стали 45Г17Ю3 при усталостных испытаниях (1 – хаос, 2 – сетчатая, 3 – фрагментированная ДСС)

в сетчатую дислокационную субструктуру. Объемная доля фрагментированной субструктуры при этом падает. Деформирование стали сопровождается увеличением скалярной плотности дислокаций до $1,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в сетчатой субструктуре, до $1,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ – во фрагментированной (рис. 2).

В зоне усталостного роста трещин при разрушении ($N_2 = 10,2 \cdot 10^4$ циклов) относительное содержание типов субструктур таково: дислокационный хаос занимает $\sim 0,18$ объема фольги, сетчатая субструктура $\sim 0,42$ и фрагментированная $\sim 0,40$ (рис. 2). Анализ количественных параметров ДСС позволяет утверждать, что усталостное нагружение сопровождается следующей схемой превращения: дислокационный хаос \Rightarrow сетчатая \Rightarrow

фрагментированная \Rightarrow хаос. Анализ количественных параметров ДСС позволяет утверждать, что усталостное нагружение сопровождается следующей схемой превращения: дислокационный хаос \Rightarrow сетчатая \Rightarrow

фрагментированная. При усталостном нагружении в материале формируется деформационный ϵ -мартенсит и 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.

В исходном состоянии стали 60ГС2 с феррито-перлитной структурой наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса (0,75) и сеток (0,25). Средняя скалярная плотность дислокаций не превышает 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 $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [1].

ДСС эволюционирует от хаоса и сеток до клубково-сетчатой и ячеистой. В разрушенном ($N_2 = 71000$) материале скалярная плотность дислокаций возрастает до $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Эволюция ДСС завершается на промежуточной стадии и практически не участвует в разрушении стали (рис. 3). На границах зерен обнаружено присутствие карбидных частиц, именно в этих областях формируются микропоры и микротрещины и образуется магистральная трещина.

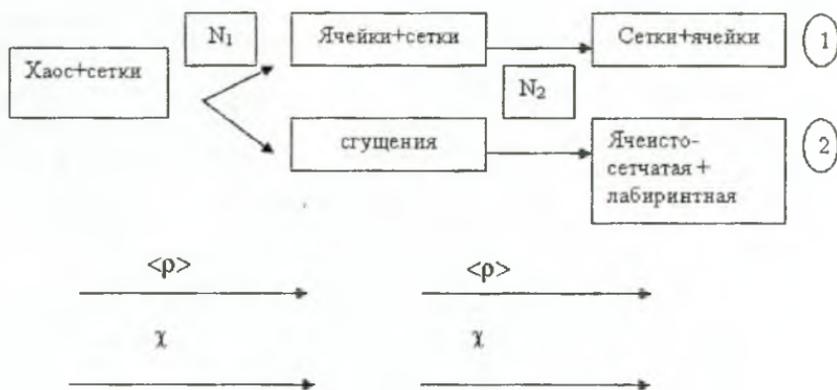


Рис. 3. Цепочка дислокационных превращений стали 60ГС2 при усталости.

1 – ферритные зерна, 2 – перлитные зерна

В закаленной от температуры аустенизации стали 60ГС2 формируется структура пакетного и пластинчатого мартенсита. Основной тип ДСС сетки. Эволюция ДСС в стали с мартенситной структурой при многоциклового усталости во многом определяется структурно-фазовыми превращениями в мартенситной и карбидной подсистемах [1].

Скалярная плотность дислокаций и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки немонотонно, но коррелированно возрастают до $5,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $0,75 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$, соответственно, в разрушенном состоянии. Тип ДСС практически не изменяется и в разрушении не участвует.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а)

Список литературы

1. Соснин О.В., Грачев В.В., Громова А.В. и др. Закономерности формирования и эволюции дислокационных субструктур в углеродистой стали при усталости в отожженном и закаленном состояниях // Известия вузов. Физика. 2004. №11. С.32-37.
2. Соснин О.В., Громова А.В., Козлов Э.В. и др. Закономерности эволюции дислокационных субструктур при усталости // Деформация и разрушение материалов 2005. №2. С.14-18.
3. Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Громова А.В. и др. Эволюция дислокационных субструктур в стали 08X18H10T при многоцикловой усталости // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. №4. С.32-34.

УДК 669.112: 227.322

СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ НОРМАЛИЗОВАННОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

Иванов Ю. Ф., Громова А. В.*, Коваленко В. В.*, Целлермаер И. Б.*

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,

yufi@mail2000.ru

**Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,*

gromov@physics.sibsiiu.ru

Успехи в области физики генерации высоких плотностей энергии привели к новым методам управления фазовым составом, дефектной субструктурой и, следовательно, физико-механическими, триботехническими, электрофизическими и т.д. свойствами неорганических материалов, основанным на применении концентрированных потоков энергии. Характерной особенностью воздействия концентрированных потоков энергии являются сверхвысокие (10^8 – 10^{10} К/с) скорости нагрева и весьма малые (10^{-6} – 10^{-3} с) времена воздействия высоких температур (вплоть до температуры плавления и испарения материала). Исключительно гибкими источниками, позволяющими реализовать высокоскоростной ввод энергии в тонкие поверхностные слои материала, являются интенсивные импульсные электронные пучки.

Цель работы: выявление закономерностей эволюции на различных структурно-масштабных уровнях фазового состава и дефектной субструктуры стали 65Г, находящейся в феррито-перлитном состоянии, в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения, иницированных облучением низкоэнергетическим высокоточным электронным пучком (НСЭП) микросекундной длительности.

В качестве материала исследования выбрана широко используемая в промышленности углеродистая сталь 65Г. Аустенитизацию стали осуществляли при температуре 850 °С (2,5 час) с последующим охлаждением с печью.

Электронно-пучковую обработку стали осуществляли НСЭП с параметрами: плотность энергии пучка электроном $E_S = 20$ – 25 Дж/см², длительность импульсов $\tau = 2,5$ мкс, количество импульсов облучения $N = 5$, временной промежуток между импульсами $t = 10$ с.

Исследование фазового состава и дефектной субструктуры облученной электронным пучком стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (микроскоп ЭМ-125). Анализировали структурно-фазовое состояние стали на различных расстояниях от поверхности облучения (в зоне термического влияния, в зоне твердофазного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения, на дне ванны расплава и в поверхностном слое, формирующемся из расплавленного состояния) и на различных струк-