

ИНДУЦИРОВАННЫЙ УСТАЛОСТНЫМИ ИСПЫТАНИЯМИ ГРАДИЕНТ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛИ 45Г17ЮЗ

С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования градиентной структуры, формирующейся в стали 45Г17ЮЗ на стадии разрушения в условиях усталостных испытаний, характеризующейся закономерным изменением скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки стали, объемной доли ε -мартенсита в зависимости от расстояния до поверхности разрушения образца.

Ключевые слова: градиент, дефектная структура, усталость, электрические импульсы, сталь.

Введение

В последние годы сформировалось и продолжает бурно развиваться новое научное направление - фундаментальные исследования структуры и свойств градиентных структурно-фазовых состояний в твердых телах [1-5]. Это обусловлено, с одной стороны, ужесточением требований в современных условиях к свойствам конструкционных материалов и, с другой стороны, практически полным исчерпанием резерва повышения эксплуатационных характеристик материалов традиционно используемыми в промышленности способами. Параметры структуры, концентрация дефектов и фазовый состав в градиентных структурах являются переменной величиной. Соответственно этому должны меняться эксплуатационные характеристики материала как поверхностно чувствительные, так и объемные (твердость и прочность, пластичность и коррозионная стойкость, износ- и трещиностойкость и т.д.). Изменение их с расстоянием от поверхности может подчиняться различным законам, которые являются, как правило, следствием нелинейного поведения системы. Целью настоящей работы являлся анализ, выполненный на качественном и количественном уровне, градиентных структурно-фазовых состояний, формирующихся в аустенитной стали 45Г17ЮЗ в условиях многоцикловых усталостных испытаний по обычной схеме и в условиях промежуточной электроимпульсной обработки, выявление закономерностей их образования.

Материал и методика исследования

В качестве материала для исследований использовали горячекатаную сталь аустенитного класса 45Г17ЮЗ в состоянии поставки. Из листов горячего проката вырезались образцы, форма и размеры которых идентичны представленным в [6]. Усталостные испытания проводились на специальной установке по схеме циклического симметричного консольного изгиба [6]. Верхнее значение напряжения цикла нагрузки подбиралось экспериментальным путем таким, чтобы образец до разрушения выдерживал $(12...20) \cdot 10^4$ циклов нагружения, и составляло в среднем 20 МПа. Расчет напряжения цикла нагрузки осуществляли с помощью компьютерной программы ANSYS 3.1 [7]. Температура испытаний - 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 20 Гц. При испытаниях определялось число циклов, выдерживаемых образцом до полного разрушения. Фиксацию ранних стадий зарождения трещин осуществляли путем измерения скорости распространения в испытуемом образце ультразвуковых волн (использовали метод автоциркуляции импульсов) [8, 9]. Для электростимулирования усталостно нагруженных образцов использовали генератор мощных токовых импульсов низких частот со следующими параметрами [10]: максимальная амплитуда тока 10 кА, длительность импульса 100 мкс, форма импульса полусинусоидальная, частота токовых импульсов 20 Гц.

В результате усталостных испытаний образец был разрушен после $10,2 \cdot 10^4$ циклов нагружения. Электростимулирование (обработка импульсным электрическим током) образцов на промежуточной стадии усталостного нагружения ($N_n = 7 \cdot 10^4$ циклов) и последующие усталостные испытания привели к разрушению стали после $17,9 \cdot 10^4$ циклов [6].

Структурные исследования проводились методами оптической (прибор МИМ-10) и электронной дифракционной (приборы ЭМ-125 и ЭМ-125к) микроскопии. Определение размеров и объемных долей деформационных микродвойников и ϵ -мартенсита проводилось по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Для приготовления фольги для просмотра в электронном микроскопе образцы разрезались на тонкие пластинки толщиной 0,2-0,3 мм на электроискровом станке. Режим вырезки был подобран таким образом, что не вносил дополнительной деформации и, следовательно, не влиял на структуру образца. Места вырезки фольги для исследования находились на расстояниях 500, 800 и 2300 мкм от поверхности разрушения. Вырезанные таким образом фольги утонялись химически и полировались электролитически. Составы электролитов следующие: для химического утонения - 50мл H_3PO_4 + 100мл H_2O_2 , для электрополировки - насыщенный раствор Cr_2O_3 в H_3PO_4 . Режим полировки: плотность тока 0,5-0,7 А/см², температура полировки -330 К. Химическое утонение образцов проводилось при комнатной температуре.

Результаты исследования и их обсуждение

Образцы для усталостных испытаний, как отмечалось выше, были вырезаны из листового проката (вдоль направления проката). Выполненные методами металлографии исследования показали, что зерна в приготовленных образцах (далее по тексту «исходное состояние») вытянуты вдоль направления проката; средний угол отклонения продольной оси зерен от направления проката $\varphi \sim 8^\circ$; средние размеры зерен - продольные $\langle L \rangle = 20,8$ мкм, поперечные $\langle D \rangle = 10,3$ мкм. В объеме зерен исходной стали, так же как и в стали, разрушенной в условиях усталостного нагружения, присутствует дислокационная субструктура, которая, в соответствии с [11, 12], была классифицирована следующим образом: субструктура дислокационного хаоса (рис. 1,а), сетчатая дислокационная субструктура (неразориентированная и разориентированная) (рис. 1,б, в), фрагментированная (фрагменты анизотропные и изотропные) дислокационная субструктура (рис. 1,г). Практически всегда в объеме фрагментов присутствует дислокационная структура в виде хаоса или сеток. Сравнительно редко в сетчатой дислокационной субструктуре обнаруживаются оборванные малоугловые границы, как правило, формирующиеся от большеугловых границ зерен.

Объемные доли перечисленных дислокационных субструктур (неразориентированная и разориентированная сетчатая дислокационная субструктуры, а также изотропные и анизотропные фрагменты при оценке объемной доли объединены, соответственно) в исходном материале составляют 0,1; 0,2 и 0,7 дислокационной структуры материала соответственно. Очевидно, что основной причиной формирования в стали широкого набора дислокационных субструктур является термомеханическая обработка, осуществленная путем высокотемпературной прокатки, инициирующей протекание возврата и динамической рекристаллизации [13, 14].

Зерна исследуемой стали как исходного состояния, так и в разрушенном после усталостных испытаний состояниях, независимо от типа присутствующей в них дислокационной субструктуры, содержат большое число изгибных экстинкционных контуров, что указывает на упруго-пластический изгиб материала [15-17]. Источниками внутренних полей напряжений являются границы (рис. 2, а) и стыки границ (рис. 2, б) зерен, границы микродвойников (рис. 2, в), кристаллы ϵ -мартенсита (рис. 2, г). Оценки амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки стали в исходном состоянии (χ), выполненные по методике, предложенной в [17], показали, что в среднем по материалу величина $\langle \chi \rangle = 460 \text{ см}^{-1}$; относительно типа дислокационной субструктуры в последовательности хаос, сетки, фрагменты $\chi = 240, 395, 510 \text{ см}^{-1}$ соответственно. Следовательно, в исходной структуре наиболее напряженной является фрагментированная субструктура, наименее напряженной - субструктура дислокационного хаоса.

Как и при обычной усталостном нагружении по схеме с промежуточным электростимулированием в зоне разрушения стали формируются три основных типа дислокационной субструктуры - хаотическая, сетчатая и фрагментированная (рис. 1). Относительное содержание данных типов субструктуры изменяется по мере удаления от поверхности разрушения соответственно (рис. 3).

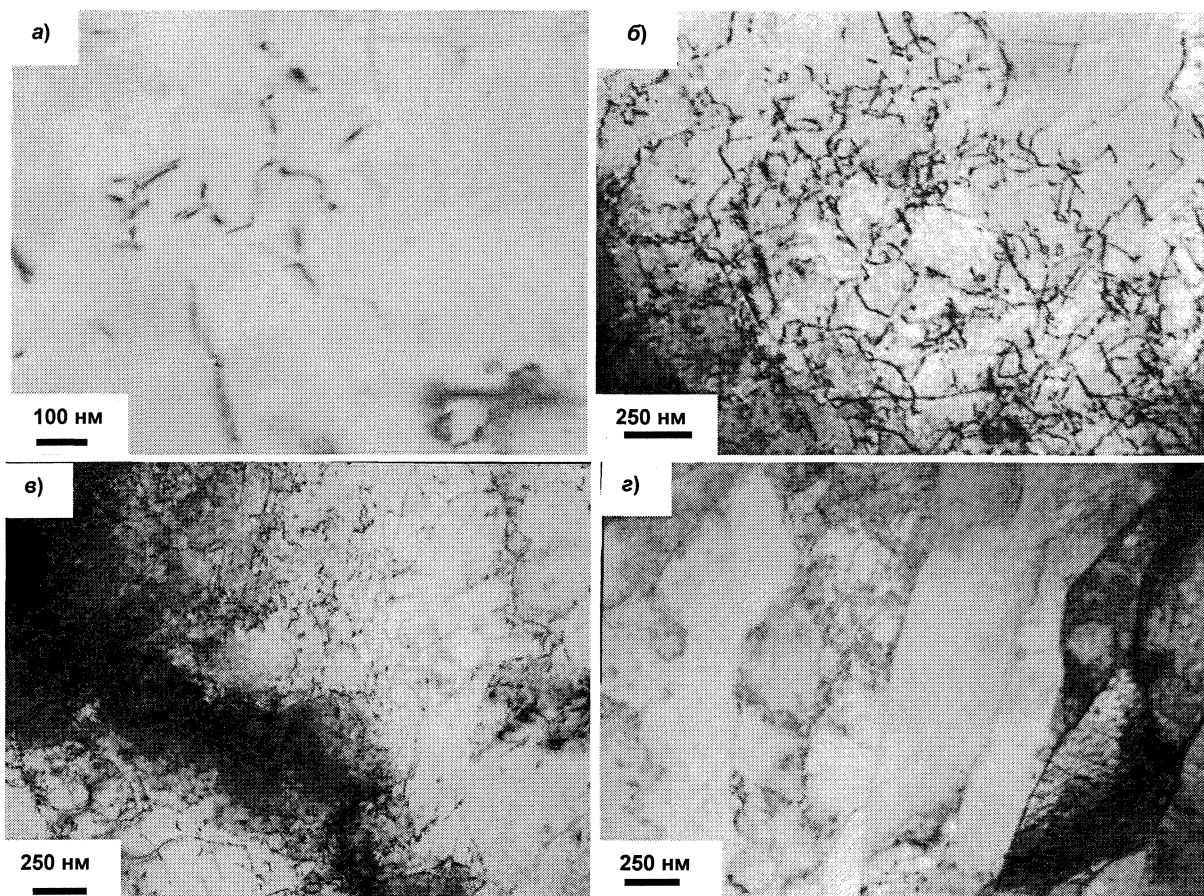


Рис. 1. Дислокационная субструктура стали 45Г17Ю3, разрушенной в результате усталостных испытаний: а – структура дислокационного хаоса; б – сетчатая нерасориентированная субструктура; в – сетчатая расориентированная субструктура; г – анизотропные фрагменты

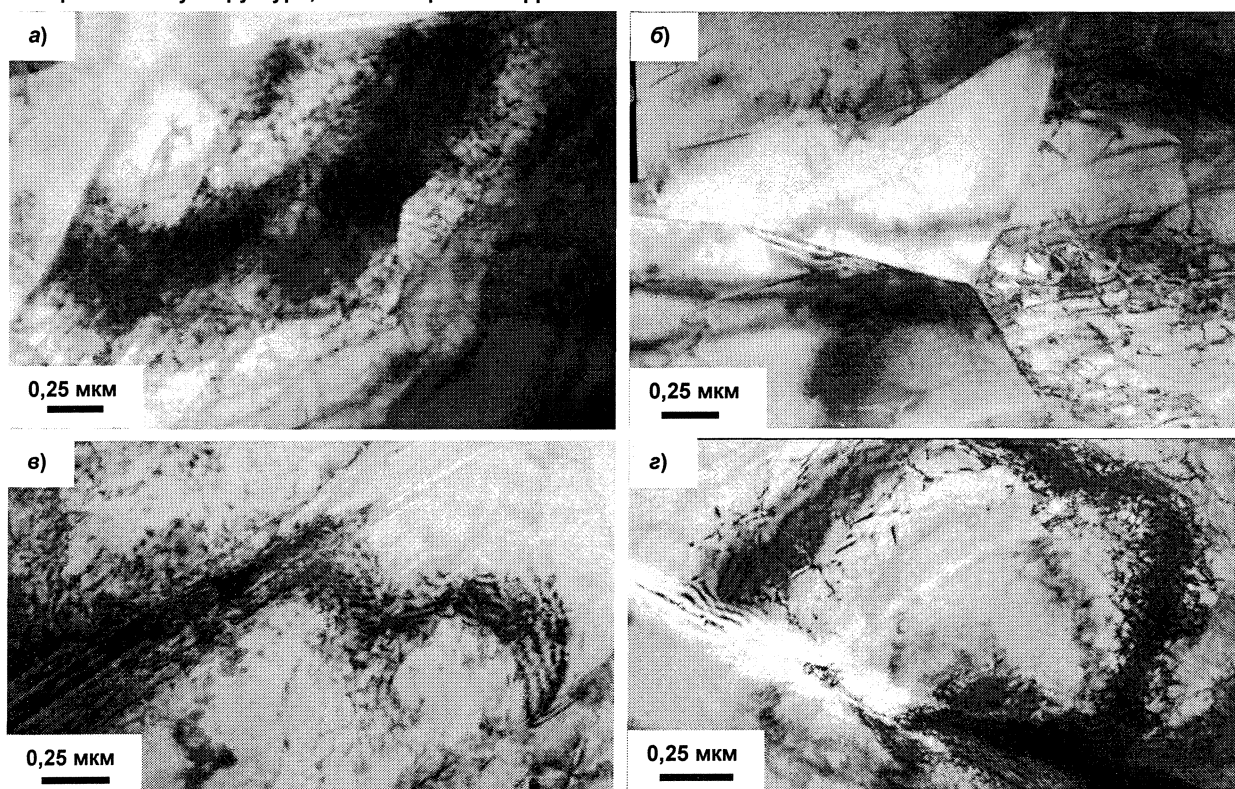


Рис. 2. Изгибные экстинкционные контуры, присутствующие в стали 45Г17Ю3, разрушенной в результате усталостных испытаний. Источниками кривизны-кручения стали являются: а – граница раздела зерен; б – стык границ зерен; в – граница микродвойника; г – кристалл ϵ -мартенсита

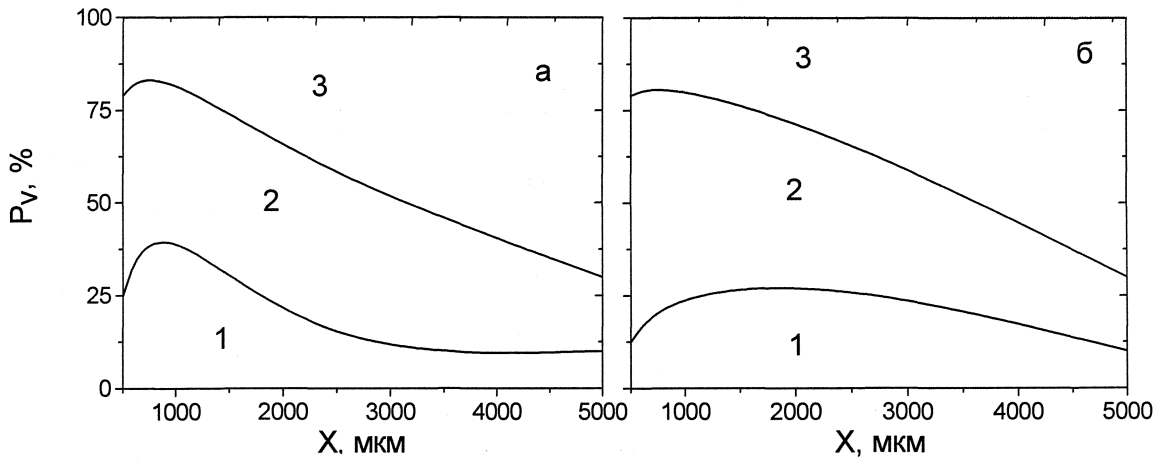


Рис. 3. Градиент дислокационных субструктур, формирующихся в стали 45Г17ЮЗ, разрушенной в условиях усталостных испытаний по непрерывной схеме (а) и при промежуточном электростимулировании (б). Цифрами обозначены области существования: 1 – субструктуры дислокационного хаоса; 2 – сетчатой дислокационной субструктуры; 3 – фрагментированной субструктуры

Необходимо отметить, что вблизи зоны разрушения преобладающей дислокационной субструктурой является сетчатая. При этом объемная доля материала с сетчатой субструктурой в стали с промежуточным электростимулированием выше, чем в стали, разрушенной по непрерывной схеме испытаний. То, что сетчатая дислокационная субструктура, как правило, предшествует зарождению разрушения, ранее уже отмечалось. Именно в этой дислокационной субструктуре чаще появляется ϵ -мартенсит с последующим зарождением микротрещин на межфазных и внутрифазных границах. Тем самым подтверждается решающая роль конкретного типа - сетчатой субструктуры в формировании условий разрушения пластичных материалов [11, 12, 16-18].

По мере удаления от поверхности разрушения сетчатая субструктура и субструктура дислокационного хаоса замещаются фрагментированной. Следовательно, циклирование стали 45Г17ЮЗ сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры:

дислокационный хаос \Rightarrow сетчатая \Rightarrow фрагментированная субструктуры.

В многочисленных работах показано, что фрагментированная субструктура является (при различных видах холодных механических испытаний) конечной стадией развития дислокационной субструктуры, предшествующей разрушению материала [11, 12, 14, 16-18].

Фрагментированная дислокационная субструктура, являясь доминирующей после термомеханической обработки стали прокаткой (структура исходного состояния), в процессе испытаний стали на усталость постепенно утрачивает свои позиции, несмотря на то, что фиксируется переход сетчатой субструктуры во фрагментированную. При деформировании в условиях нагрева возможна эволюция фрагментированной субструктуры в субзеренную с последующим протеканием процесса динамической рекристаллизации [13, 14].

Данный процесс, естественно, сопровождается снижением объемной доли материала, занятого фрагментированной субструктурой. Ранее подобные факты наблюдались при исследовании феррито-перлитной стали [17]. Можно предположить, что испытание стали 45Г17ЮЗ на усталость также сопровождается протеканием процесса динамической рекристаллизации.

Действительно, присутствие зерен динамической рекристаллизации, подтверждающих высказанное предположение, обнаруживается методами металлографии и электронной микроскопии (рис.4). Анализируя представленный на данном рисунке снимок, можно отметить сравнительно малые размеры таких зерен, весьма

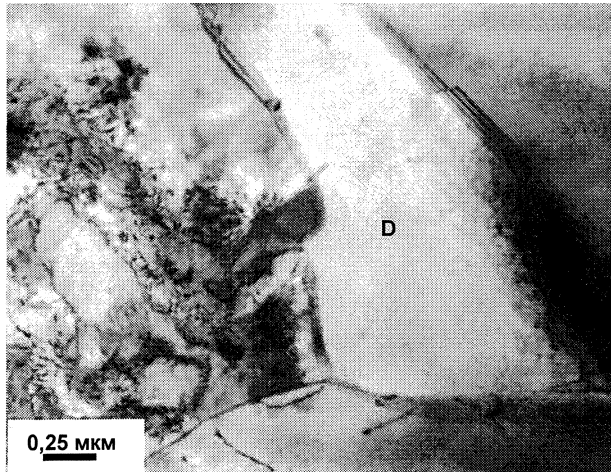


Рис. 4. Зерно динамической рекристаллизации (D), присутствующее в стали 45Г17ЮЗ, разрушенной в результате усталостных испытаний

низкую плотность дислокаций в них и весьма существенную плотность дислокаций в окружающих их объемах материала.

Усталостные испытания стали по непрерывной схеме нагружения и в условиях промежуточного электростимулирования сопровождаются формированием градиента скалярной плотности дислокаций и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки. На рис. 5 представлены результаты исследования градиента скалярной плотности дислокаций, усредненной с учетом объемных долей типов дислокационной субструктуры. Отчетливо видно, что в результате промежуточного электростимулирования в зоне разрушения формируется дислокационная субструктура, средняя по образцу скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$ в которой существенно (в ~ 5 раз) выше, чем в исходном состоянии (рис. 5, кривая 1). В то же время в образце, разрушенном по непрерывной схеме испытаний, величина $\langle \rho \rangle$ в зоне разрушения практически совпадает с соответствующей характеристикой структуры исходного состояния (рис. 5, кривая 2), а максимум плотности дислокаций располагается на некотором удалении (~ 2300 мкм) от зоны разрушения. Следовательно, электростимулирование стали на промежуточной стадии нагружения приводит к формированию структуры, обладающей способностью разрушаться при существенно большей скалярной плотности дислокаций.

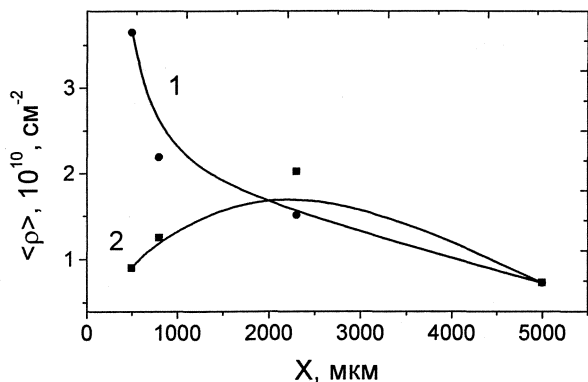


Рис. 5. Градиент скалярной плотности дислокаций, усредненной с учетом объемных долей типов дислокационной субструктуры: 1 – сталь, разрушенная в условиях электростимулирования на промежуточной ($N_n = 7 \cdot 10^4$ циклов) стадии испытаний; 2 – сталь, разрушенная по непрерывной схеме испытаний

Результаты, представленные на рис. 6, демонстрирующие изменение скалярной плотности дислокаций в выявленных типах дислокационной субструктуры от расстояния до поверхности разрушения, подтверждают результаты рис. 5 и детализируют их. А именно, независимо от схемы нагружения, плотность дислокаций максимальна в сетчатой субструктуре и минимальна в структуре дислокационного хаоса. В зоне разрушения плотность дислокаций в сетчатой и фрагментированной субструктурах существенно выше в стали, разрушенной в условиях промежуточного электростимулирования.

Из анализа градиента амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки разрушенных образцов стали, усредненного с учетом объемных долей типов дислокационной субструктуры, следует, что в образцах, разрушенных по непрерывной схеме нагружения, амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки в зоне разрушения в $-1,9$ раза выше, чем в исходной стали и в $-1,4$ раза выше, чем в зоне разрушения образца, электростимулированного на промежуточной стадии испытаний. Следовательно, одной из причин пластификации стали является ре-

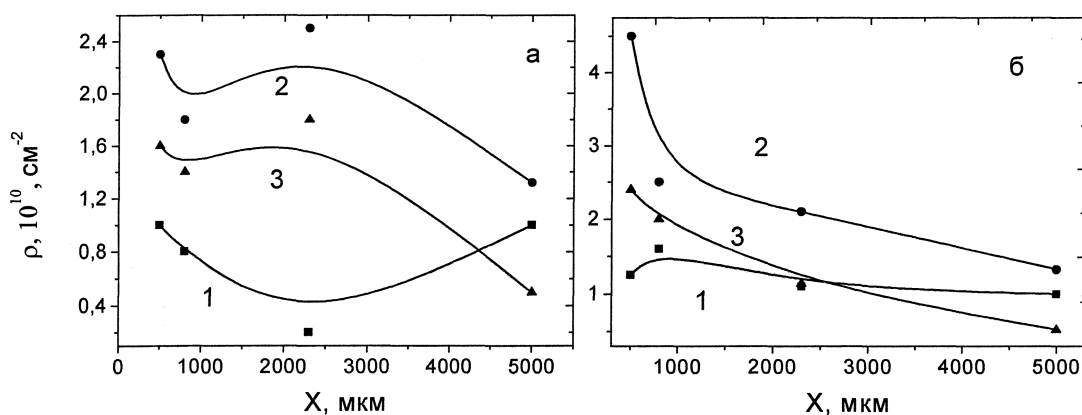


Рис. 6. Градиент скалярной плотности дислокаций, формирующих структуру дислокационного хаоса (кривая 1), сетчатую структуру (кривая 2) и расположенных во фрагментах (кривая 3): а – сталь, разрушенная в условиях непрерывного нагружения; б – в условиях промежуточного электростимулирования

лаксация пиковых напряжений при электростимулировании. Результаты, приведенные на рис. 7, позволяют детализировать картину формирования внутренних полей напряжений в разрушенных образцах. Видно, что в зоне разрушения стали, деформированной по непрерывной схеме нагружения, амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки всех дислокационных субструктур заметно выше, чем в стали, разрушенной в условиях промежуточного электростимулирования. Пиковые напряжения, более чем в два раза превышающие напряжения структуры исходного состояния, формируются в стали, разрушенной по непрерывной схеме в сетчатой субструктуре. В стали, разрушенной в условиях промежуточного электростимулирования, структуры с ярко выраженными пиковыми значениями внутренних напряжений нет. Сравнение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки и плотности изгибных контуров в разрушенных состояниях образцов без и с электростимулированием показывает, что после электростимулирования релаксируют наиболее мощные концентраторы напряжения. В результате этого плотность концентраторов практически не меняется, а может быть и возрастает (за счет мелких концентраторов), но среднее значение амплитуды кривизны-кручения убывает. Поэтому процессы зарождения и особенно развития трещин отодвигаются к более высокому значению числа циклов нагружения, что свидетельствует о пластифицирующей роли электростимулирования стали.

Усталостные испытания стали 45Г17ЮЗ сопровождаются формированием в зоне разрушения микродвойников деформации. Микродвойники образуются преимущественно в сетчатой дислокационной субструктуре, т.е. в субструктуре, имеющей наиболее высокие значения скалярной плотности дислокаций и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки. Одной из причин двойникового разрушения исследуемой стали при циклическом нагружении, является высокий уровень внутренних дальнедействующих полей напряжений, достигающий наибольших значений именно в сетчатой дислокационной субструктуре. Сравнительный анализ структуры, формирующейся в зоне разрушения образцов, испытанных по непрерывной схеме нагружения и в условиях промежуточного электростимулирования показали, что при второй схеме нагружения скалярная плотность дислокаций и плотность микродвойников наивысшая.

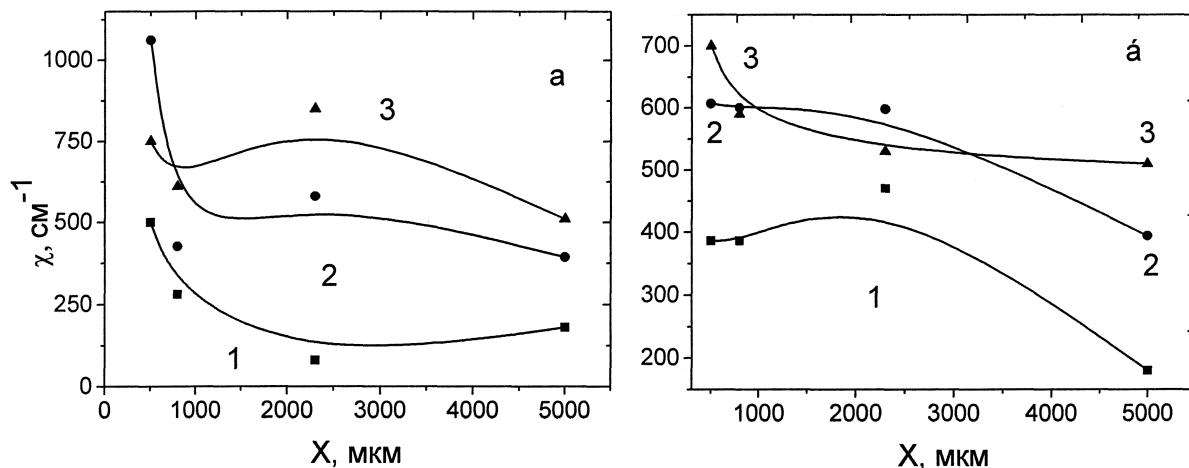


Рис. 7. Градиент амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки стали 45Г17ЮЗ, разрушенной по непрерывной схеме нагружения (а) и в условиях промежуточного электростимулирования (б): (1) – субструктура дислокационного хаоса; (2) – сетчатая субструктура; (3) –фрагментированная субструктура

Как отмечалось выше, в стали уже в исходном состоянии присутствует незначительное количество кристаллов ϵ -мартенсита, расположенных вдоль границ зерен. В зоне разрушения образцов, испытанных по непрерывной схеме нагружения, объемная доля кристаллов ϵ -мартенсита существенно (в $\sim 2-3$ раза) возрастает. При этом, как и в исходной стали, наблюдается формирование кристаллов ϵ -мартенсита лишь одной системы. Кристаллы ϵ -мартенсита формируются в большинстве случаев в сетчатой дислокационной субструктуре, значительно реже - в хаотической (рис. 8, а). Во фрагментах ϵ -мартенсит не обнаружен.

Присутствие в стали кристаллов мартенситной фазы сопровождается микрорастрескиванием материала в процессе приготовления тонких фольг. Микротрещины образуются вдоль межфазных границ, разделяющих γ - и ϵ -фазы (рис. 8). В фольге, приготовленной из объема материала, прилегающего к зоне разрушения, плотность микротрещин заметно (в $\sim 8,5$ раз) выше исходного

состояния. Можно констатировать, что появление ϵ -мартенсита изменяет механизм разрушения исследуемой стали. Вместо развития микротрещин по разориентированным границам деформационного происхождения (типичным для разрушения материалов без двойников и ϵ -мартенсита [11, 12]) более выгодным является развитие микротрещин по межфазным γ - ϵ границам.

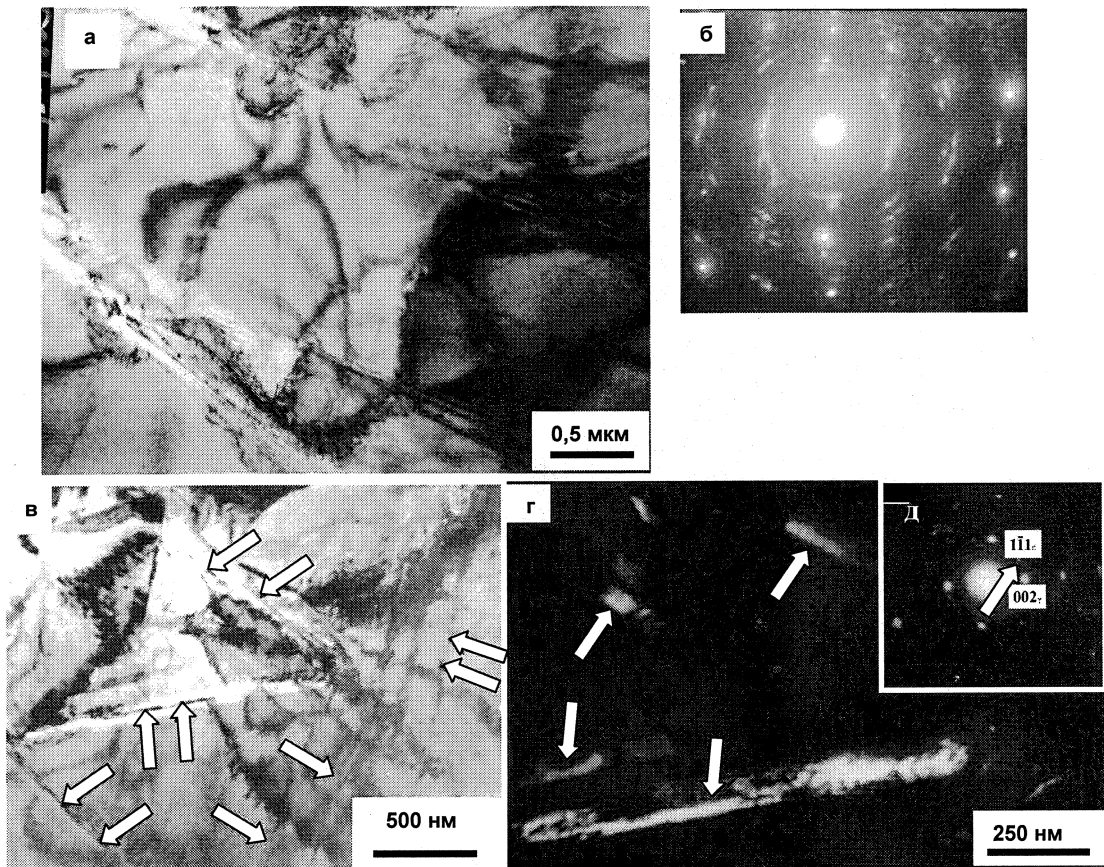


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 45Г17ЮЗ, сформировавшейся в зоне разрушения по непрерывной схеме усталостных испытаний (а, б) и после усталостных испытаний электростимулированного на промежуточном этапе образца (в–д). На участке (в) присутствует несколько пересекающихся систем пластин ϵ -мартенсита (отмечены стрелками). Темнопольное изображение (г) кристаллов мартенсита получено в рефлексе $[1 \bar{1} 1]$ ϵ -мартенсита. На (д) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение (г)

Усталостные испытания стали, электростимулированной на промежуточной стадии нагружения, также сопровождаются $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситным превращением. Отличительной (от структуры исходного состояния и структуры материала, разрушенного по непрерывной схеме нагружения) особенностью структуры зоны разрушения таких образцов является формирование объемов, содержащих кристаллы мартенсита нескольких смежных систем мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения (рис. 8, в–д). Такой процесс $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения, несомненно, является релаксационным и уменьшает опасность зарождения очагов разрушения.

Выводы

Проведены исследования стали 45Г17ЮЗ, разрушенной в результате циклических усталостных испытаний, и выявлено формирование ярко выраженной градиентной структуры, характеризующейся закономерным изменением с увеличением расстояния от поверхности разрушения относительного содержания типов дислокационных субструктур, скалярной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки. Показано, что одной из причин разрушения стали является образование кристаллов ϵ -мартенсита, на межфазных границах которых зарождаются микротрещины, развивающиеся в магистральную трещину. Причиной мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения являются внутренние поля напряжений, локализованные в сетчатой дислокационной субструктуре.

Обработка образцов на промежуточной стадии нагружения мощными импульсами электрического тока, приводящая к увеличению усталостной долговечности стали в 1,75 раза, сопровождается формированием в зоне разрушения структуры, характеризующейся повышенной склонностью к деформационному упрочнению, повышенной стабильностью кристаллической решетки по отношению к $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситному превращению, повышенной способностью к релаксации внутренних полей напряжений. Очевидно, что одной из причин этого является изменение состояния внутрифазных границ раздела (границ раздела зерен, субзерен, микродвойников) и твердого раствора на основе железа в результате электростимулирования стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (гос. контракт № П411).

Литература

1. Козлов, Э.В. Градиентные структурно фазовые состояния в твердых телах / Э.В. Козлов, А.М. Глезер, В.Е. Громов // Известия РАН. Серия Физическая. - 2003. - Т. 67, № 10. - С. 1374.
2. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали / В.Е. Громов, В.Е. Громов, В.А. Бердышев, Э.В. Козлов. - М.: Недра ком. ЛТД, 2000. - 176 с.
3. Градиентные структуры в перлитной стали / Э.В. Козлов, В.Е. Громов, В.В. Коваленко и др. - Новокузнецк: Изд. СибГИУ, 2004. - 224 с.
4. Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях / Ю.Ф. Иванов, В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. - Новосибирск: Наука, 2006. - 280 с.
5. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. - Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2009. - 557 с.
6. Усталость сталей при импульсном токовом воздействии / О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов и др. - Новокузнецк: Изд. СибГИУ, 2004. - 464 с.
7. Анализ напряжений в пластине с несимметричным вырезом / С.В. Коновалов, В.И. Базайкин, В.Е. Громов и др. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. - 2001. - Вып. 11. - С. 85-89.
8. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий: в 2 т. / под ред. В.В. Клюева. - М.: Машиностроение, 1976. - Т. 2
9. Муравьев, В.В. Скорость звука и структура сталей и сплавов / В.В. Муравьев, Л.Б. Зуев, К.Л. Комаров. - Новосибирск: Наука, 1996. - 283 с.
10. Установка для исследования электростимулированной усталости / С.В. Коновалов, Е.В. Семакин, О.Б. Соснин и др. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. - 2000. - Вып. 10. - С. 97-100.
11. Конева, Н.А. Природа субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. - 1982. - № 8. - С. 3-14.
12. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. - Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. - 232 с.
13. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. - М.: Металлургия, 1978. - 568 с.
14. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
15. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. - М.: Мир, 1968. - 574 с.
16. Эволюция субструктуры при горячей прокатке высокоазотистой аустенитной стали X18AG15 / С.П. Ефименко, Э.В. Козлов, Л.А. Теплякова и др. // Металлы. - 1995. - № 5. - С. 30-36.
17. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. - М.: Недра, 1997. - 293 с.
18. Конева, Н.А. Эволюция субструктуры и зарождение разрушения / Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, Э.В. Козлов // Современные вопросы физики и механики материалов: сб. науч. тр. - Санкт-Петербург: НИИ НМ СПбГУ, 1997. - С. 322-332.

Поступила в редакцию 5 октября 2009 г.

THE GRADIENT OF A PHASE COMPOSITION AND THE DEFECT STRUCTURE IN A 0,45Cr17Mn3Al STEEL INDUCED BY FATIGUE TEST

The investigations of the gradient structure induced by fatigue loading of 0,45Cr17Mn3Al steel on the fracture stage in the conditions of electric current treatment being characterised by regular change of scalar and excess dislocation density, amplitude of curvature-torsion of a crystal lattice of a steel, 8-martensite volume fraction depending on distance to a fracture sample surface are carried out by the methods of diffraction electron microscopy.

Keywords: gradient, defect structure, fatigue, electrical impulses, steel

Konovalev Sergey Valerievich - Candidate of Technical Sciences, associate professor of the Physics department, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk.

Коновалов Сергей Валерьевич - кандидат технических наук, доцент, кафедра физики, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
e-mail: konovalev@physics.sibsiu.ru

Ivanov Yurii Fedorovich - Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Head of the group of material science in the laboratory of the plasma emissive electronics, Institute of High Current Electronics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk-62.

Иванов Юрий Федорович - доктор физико-математических наук, профессор, руководитель группы материаловедения в лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск-62.
e-mail; yufi@mail2000.ru

Gromov Victor Evgenievich - Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Physics department, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk.

Громов Виктор Евгеньевич - доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой физики, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк.
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru