

УДК 53.097; 539.376

*Ю.Ф. ИВАНОВ**, *Н.Н. КОВАЛЬ**, *С.В. ГОРБУНОВ***, *С.В. ВОРОБЬЕВ***, *С.В. КОНОВАЛОВ***, *В.Е. ГРОМОВ***

МНОГОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ОБРАБОТАННОЙ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ: СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ¹

Электронно-пучковая обработка стали 08X18H10T в режиме плавления поверхностного слоя ~ 5 мкм (плотность энергии пучка электронов 25 Дж/см^2) приводит к увеличению усталостной долговечности в 3,5 раза. Методами оптической, растровой и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры и выявлены факторы, ответственные за повышение усталостной долговечности стали.

Ключевые слова: усталость, структурно-фазовые состояния, электронно-пучковая обработка.

Введение

Физическая природа и картина поведения сталей и сплавов при циклическом нагружении остаются недостаточно изученными, поскольку на усталостное разрушение оказывают влияние целый комплекс факторов (фазовый состав и дефектная субструктура, состояние поверхностного слоя, среда и температура испытаний, частота и амплитуда действующей нагрузки и т.д.). Развитие теории и техники постоянно выдвигает повышенные требования к материалам, эксплуатирующимся в условиях экстремальных циклических нагрузок: механических, тепловых, электромагнитных [1]. Повышение усталостной долговечности нержавеющей стали и соответственно безопасных сроков эксплуатации изделий из нее может быть достигнуто импульсной токовой обработкой [2–4].

Поскольку усталостное разрушение начинается преимущественно с поверхности, то упрочнение поверхностного слоя способно привести к повышению усталостных характеристик [5, 6]. Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка, обладающая большими возможностями для контроля количества подводимой энергии, создания большой площади воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, более высокой концентрацией энергии в единице объема материала, а соответственно и большими возможностями перевода материала в высоконравновесное состояние [7–10]. По сравнению с мощными ионными пучками (МИП), которые также могут использоваться для модификации поверхности материалов, низкоэнергетические ($< 30 \text{ кэВ}$) плотные электронные пучки генерируются с существенно более высоким коэффициентом полезного действия ($< 90 \%$) в частотно-импульсном (до $\sim 10 \text{ Гц}$) режиме при меньших (на порядок величины) ускоряющих напряжениях и не требуют создания специальной радиационной защиты, так как сопутствующее рентгеновское излучение экранируется стенками рабочей вакуумной камеры. Высокая энергетическая эффективность, более высокая однородность плотности энергии по сечению потока, хорошая воспроизводимость импульсов и высокая частота их следования выгодно отличают импульсные электронные пучки также и от импульсных потоков низкотемпературной плазмы при потенциальном использовании тех и других в технологических целях [11]. Электронно-пучковая обработка обеспечивает сверхвысокие скорости нагрева (до 10^6 град/с) поверхностного слоя до заданных температур, формирование предельных по величине градиентов температуры (до $10^7\text{--}10^8 \text{ град/м}$) и охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростями $10^4\text{--}10^9 \text{ град/с}$. В результате в поверхностном слое создаются условия образования неравновесных структурно-фазовых состояний – субмикро- и нанокристаллических и

¹ Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.» (гос. контракт № 02.740.11.0538), грантов РФФИ (проекты № 10-07-00172-а, 08-08-92207 и 09-02-90456), совместного проекта фундаментальных исследований НАН Беларуси и СО РАН № 7 и проекта ПП27/09 Программы Президиума РАН.

аморфных. Цель настоящей работы – анализ закономерностей преобразования структуры и фазового состава поверхностного слоя стали 08X18H10T, обработанной электронным пучком в субмиллисекундном диапазоне времени воздействия и разрушенной в результате многоцикловых усталостных испытаний.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использована сталь 08X18H10T [12]. Как и в [2–4, 13], образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда с параметрами $8 \times 15 \times 145$ мм. Имитация трещины делалась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Приготовленные таким образом образцы подвергали дополнительному отжигу при 1273 К (2 ч) с последующим охлаждением в воде.

Модификацию поверхностного слоя стали осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия [14]. Режим электронно-пучковой обработки: энергия электронов $eU = 18$ кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 3$; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹; плотность энергии пучка электронов $E_S = 25$ Дж/см². Данный режим электронно-пучковой обработки соответствовал плавлению поверхностного слоя толщиной до 5 мкм.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки – 20 МПа, частота нагружения – 20 циклов/с, температура испытания – 296 К, число циклов перед разрушением стали $\sim 6,2 \cdot 10^5$. Отметим, что образцы стали, не обработанные электронным пучком (исходное состояние), были разрушены после $\sim 1,8 \cdot 10^5$ циклов нагружения [15].

Структурно-фазовое состояние стали исследовали методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Фольги для дифракционной электронной микроскопии готовили односторонним электролитическим утонением пластинок, вырезанных электроискровым методом из разрушенного образца (толщина пластинок $h \sim 300$ мкм) и механически утоненных до $h \sim 100$ мкм. Пластины вырезали параллельно лицевой поверхности образца. Градиент структуры стали исследовали, анализируя фольги, расположенные на расстоянии 10 и 80 мкм от лицевой поверхности, и фольги, полученные из слоя, прилегающего к лицевой поверхности. При этом тонкие места (места, пригодные для электронно-микроскопического анализа) получали на минимально возможном расстоянии от поверхности разрушения образца. Количественный анализ структуры стали осуществляли с помощью методов стереологии [16] и количественной электронной микроскопии [17]; фазовый анализ стали проводили путем индирования микроэлектронограмм с неизменным использованием темнопольной методики [17, 18].

Результаты и их обсуждение

Структура стали перед циклированием

Исследуемая сталь в исходном состоянии (до электронно-пучковой обработки) является поликристаллическим материалом со средним размером зерен 19,6 мкм [15]. Внутриверенная структура (далее субструктура) представлена микродвойниками и дислокациями. В зерне наблюдается преимущественно одна система микродвойников. Средний объем материала, занятый микродвойниками, $\sim 0,15$. Дислокации формируют сетчатую субструктуру; скалярная плотность дислокаций $\sim 5 \cdot 10^{10}$ см⁻². Фазовый состав стали характеризуется наличием частиц карбида типа $M_{23}C_6$ (частицы карбида на основе хрома состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$). Частицы, имеющие глобулярную форму, распределены хаотически в объеме зерна и в стыках границ зерен. Средний размер частиц 167 нм (размер реальных частиц изменяется в пределах от 30 до 430 нм). Частицы, располагающиеся вдоль границ зерен, имеют форму прослоек. В отдельных случаях наблюдаются протяженные строчки частиц (строчки дендритной ликвации).

Структура приповерхностного слоя стали после электронно-пучковой обработки

Электронно-пучковая обработка стали 08X18H10T в указанном выше режиме приводит к плавлению поверхностного слоя. Высокоскоростная кристаллизация стали сопровождается фор-

мированием структуры ячеистой кристаллизации, выявляемой методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (рис. 1). Ячейки кристаллизации имеют равноосную форму, средние размеры ячеек $D = 319,6 \pm 83,7$ (размер реальных ячеек изменяется в пределах от 147 до 588 нм). В стыках и вдоль границ ячеек располагаются включения второй фазы, а именно частицы карбида титана состава TiC и, реже, частицы соединения $Cr_{15}Fe_9$. Частицы имеют округлую форму, средние размеры частиц 18,5 нм (размеры реальных частиц изменяются в пределах от 3,0 до 50 нм) (рис. 1, в). В объеме ячеек кристаллизации выявляются дислокации, распределенные хаотично (рис. 1, б). Скалярная плотность дислокаций $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

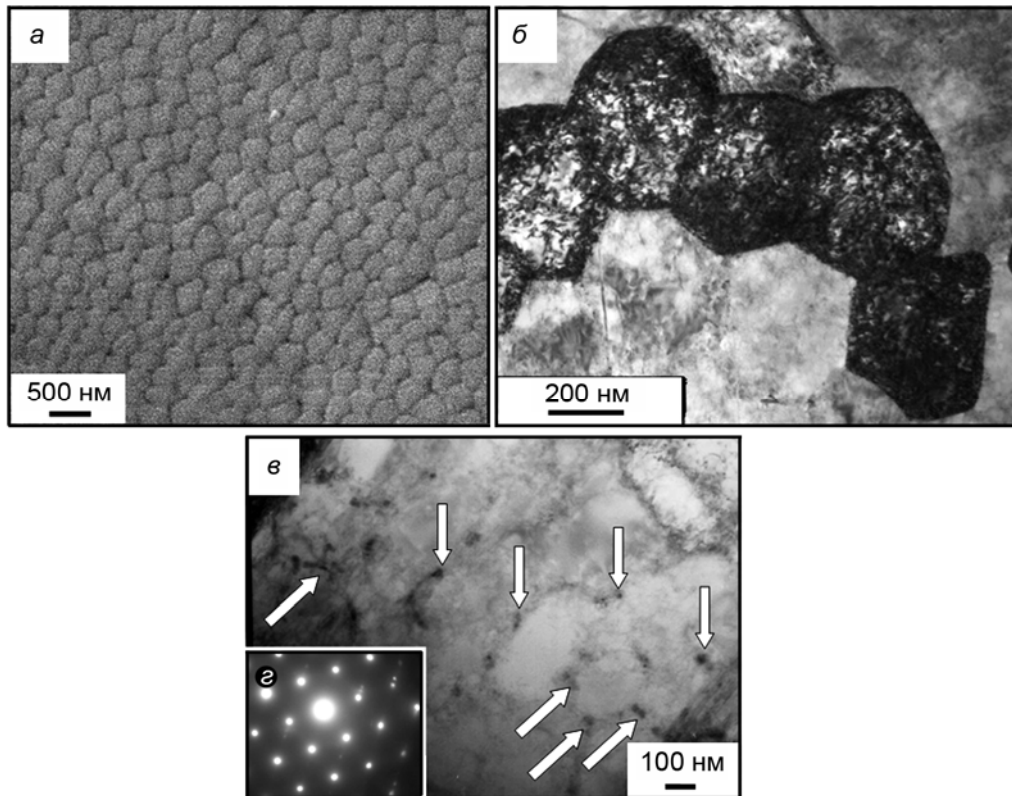


Рис. 1. Структура ячеистой кристаллизации поверхности стали 08X18N10T после обработки электронным пучком: *а* – сканирующая электронная микроскопия; *б–г* – просвечивающая электронная дифракционная микроскопия; *б, в* – светлопольные изображения; *г* – микроэлектроннограмма. На (*в*) стрелками указаны частицы карбида TiC , расположенные по границам ячеек

Слой со структурой ячеистой кристаллизации переходит в объем материала с зернами микронных размеров (средний размер зерен $D = 9,4$ мкм, размеры реальных зерен изменяются в пределах от 1,2 до 33,7 мкм). В объеме зерен выявляются микродвойники деформационного происхождения и дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток.

Поверхностная обработка приводит к формированию в материале градиентной структуры, т.е. структуры, параметры которой закономерным образом изменяются с увеличением расстояния от поверхности обработки (рис. 2). Анализируя представленные на рис. 2 результаты, можно констатировать, что электронно-пучковая обработка стали 08X18N10T приводит к увеличению в поверхностном слое толщиной ~ 10 мкм скалярной плотности дислокаций ρ (рис. 2, *а*, кривая 1), объема зерна, занятого микродвойниками ΔV (рис. 2, *а*, кривая 2), азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов субструктуры $\Delta\alpha$ (рис. 2, *б*, кривая 2) и плотности λ (рис. 2, *г*, кривая 2) частиц карбида $M_{23}C_6$. При этом максимальных значений данные параметры структуры (за исключением плотности частиц карбида $M_{23}C_6$) достигают в слое, расположенном на глубине ~ 10 мкм. Одновременно с этим, электронно-пучковая обработка стали 08X18N10T приводит к снижению в поверхностном слое средних размеров областей малоугловой разориентации субструктуры D (рис. 2, *б*, кривая 1), средней ширины изгибного экстинкционного контура h

(рис. 2, в, кривая 1) и средней плотности изгибных экстинкционных контуров ρ_k (рис. 2, в, кривая 2); средних размеров d частиц карбида $M_{23}C_6$ (рис. 2, з, кривая 1).

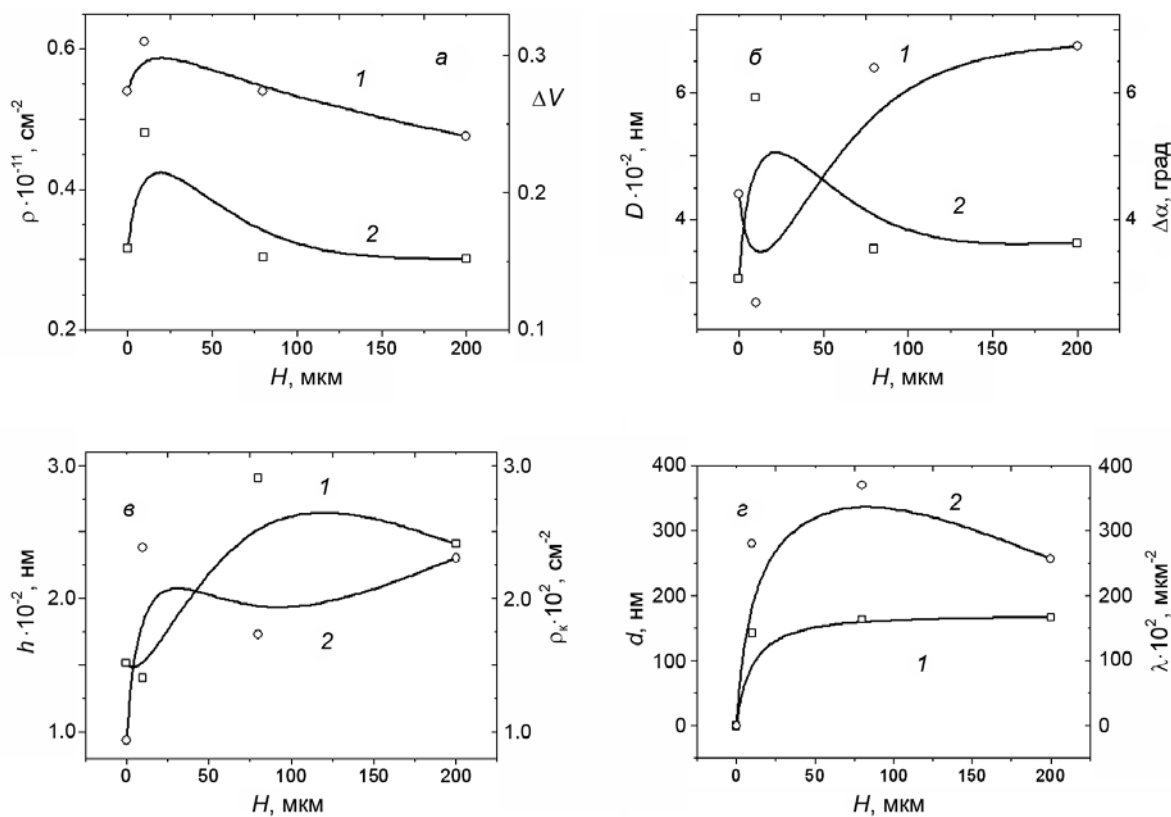


Рис. 2. Зависимость от расстояния до поверхности электронно-пучковой обработки стали 08X18N10T скалярной плотности дислокаций ρ (а, кр. 1) и объема зерна, занятого микродвойниками ΔV (а, кр. 2); средних размеров областей малоугловой разориентации субструктуры D (б, кр. 1) и азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов субструктуры $\Delta\alpha$ (б, кр. 2); средней ширины изгибного экстинкционного контура h (в, кр. 1) и средней плотности изгибных экстинкционных контуров ρ_k (в, кр. 2); средних размеров d (з, кр. 1) и плотности λ (з, кр. 2) частиц карбида $M_{23}C_6$

Используя положения физического материаловедения [19–22] и опираясь на результаты, представленные на рис. 2, можно заключить, что электронно-пучковая обработка способствует упрочнению поверхностного слоя (слоя толщиной ~ 10 мкм) стали 08X18N10T, что обусловлено снижением среднего размера зерна, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема зерна, занятого микродвойниками, снижением размера и увеличением угла разориентации областей субструктуры, снижением средней ширины изгибного экстинкционного контура. Кроме этого, следует отметить факт существенного (примерно в 2,5 раза) уменьшения плотности изгибных экстинкционных контуров, что однозначно свидетельствует о снижении плотности концентраторов напряжения в поверхностном слое.

Структурно-фазовое состояние поверхностного слоя, формирующегося в результате многоцикловых усталостных испытаний стали, обработанной электронным пучком

Анализ поверхности разрушения, выполненный методами сканирующей электронной микроскопии, выявил поверхностный слой толщиной 1,5–2,0 мкм, характеризующийся отсутствием деформационного рельефа (рис. 3). Очевидно, что данный слой был сформирован в результате суперпозиции процессов, протекающих при высокоскоростном охлаждении стали, инициированном электронно-пучковой обработкой, и последующего циклического нагружения. Важно отметить, что граница раздела данного поверхностного слоя и нижележащего объема стали не содержит микропор и микротрещин (рис. 3, б).

Как отмечалось выше, электронно-пучковая обработка стали 08X18H10T сопровождается формированием в поверхностном слое структуры ячеистой кристаллизации. Усталостное нагружение стали не привело к разрушению данной структуры. Ячейки кристаллизации имеют равноосную форму, средние размеры ячеек $D = 368,4$ нм (размер реальных ячеек изменяется в пределах от 240 до 600 нм), что несколько больше размеров ячеек стали, облученной электронным пучком. В объеме ячеек кристаллизации наблюдаются хаотически распределенные дислокации, скалярная плотность которых $1,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вдоль границ ячеек располагаются частицы карбида титана состава TiC и частицы соединения $\text{Cr}_{13}\text{Fe}_9$. Частицы имеют округлую форму, средние размеры частиц 50 нм (размеры реальных частиц изменяются в пределах от 16,5 до 66,5 нм), что примерно в 2,8 раза больше средних размеров частиц перед усталостными испытаниями. Микродвойники в ячейках кристаллизации не выявлены.

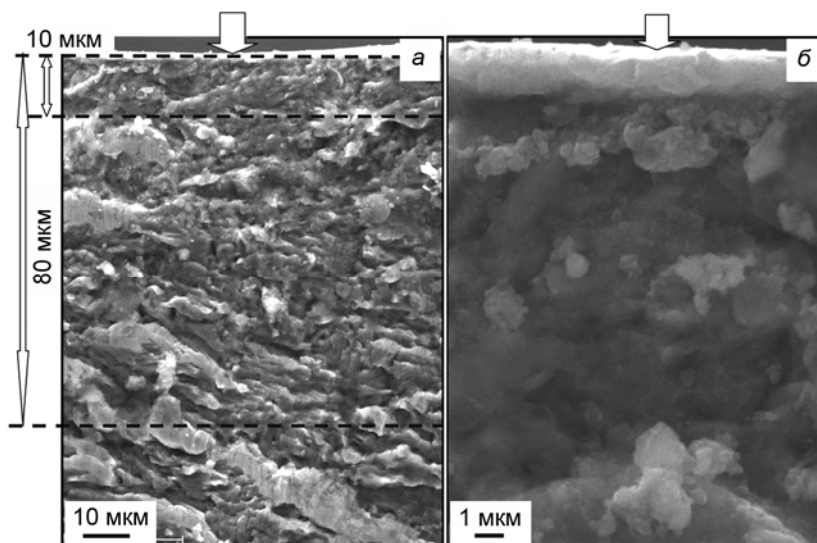


Рис. 3. Поверхность разрушения стали 08X18H10T, облученной электронным пучком с плотностью энергии 25 Дж/см^2 ; фигурными стрелками обозначена лицевая поверхность образца; на (а) выделены слои, поверхностный и расположенные на глубине 10 и 80 мкм, в которых методами дифракционной электронной микроскопии выполнен анализ структурно-фазового состояния разрушенного образца

Слой со структурой ячеистой кристаллизации соседствует со слоем с поликристаллической структурой. В объеме зерен наблюдаются микродвойники деформационного происхождения и дислокационная субструктура. Если перед деформацией в зернах присутствовала дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток, то после разрушения, наряду с хаосом и сетками, выявляются дислокационные жгуты, оборванные субграницы и дислокационные ячейки различной степени совершенства. Средние размеры ячеек $(294,2 \pm 75)$ нм. По мере удаления от лицевой поверхности образца количество дислокационных субструктур быстро снижается. В слое, расположенном на глубине 10 мкм, наблюдаются лишь ячейки и сетки, на глубине 80 мкм – сетки. Диаграмма дислокационных субструктур, формирующихся в зоне разрушения стали 08X18H10T, подвергнутой электронно-пучковой обработке и последующему усталостному нагружению, приведена на рис. 4.

Выполненные послойные исследования дефектной субструктуры дают возможность проанализировать градиент структуры стали, формирующийся в результате усталостного нагружения до разрушения. Из результатов, представленных на рис. 5, а, кривая 1, видно, что с увеличением расстояния от лицевой поверхности скалярная плотность дислокаций изменяется немонотонным образом, достигая относительного максимума в слое, расположенном на глубине ~ 10 мкм.

Исследуемая сталь характеризуется сравнительно низким значением энергии дефекта упаковки [23, 24]. Последнее приводит к тому, что в образце и в исходном состоянии, и после усталостного нагружения присутствуют микродвойники. В качестве параметра, характеризующего процесс двойникования стали, использовали величину объема зерна, занятого микродвойниками. Исследования показывают, что данный параметр структуры стали изменяется немонотонным образом по мере удаления от поверхности облучения, достигая относительного максимума, подобно скалярной плотности дислокаций, в слое, расположенном на глубине ~ 10 мкм (рис. 5, а, кривая 2).

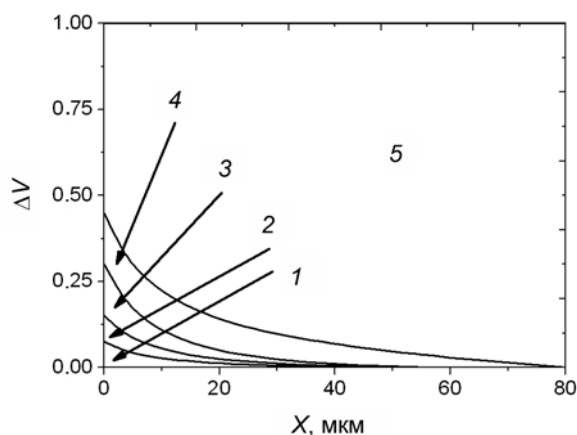


Рис. 4. Диаграмма дислокационных субструктур, формирующихся в зоне разрушения стали 08X18H10T, подвергнутой электронно-пучковой обработке ($E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$) и последующему усталостному нагружению: обл. 1 – объемная доля структуры с оборванными субграницами; обл. 2 – со жгутами; обл. 3 – с дислокационным хаосом; обл. 4 – с дислокационными ячейками; обл. 5 – с сетчатой субструктурой

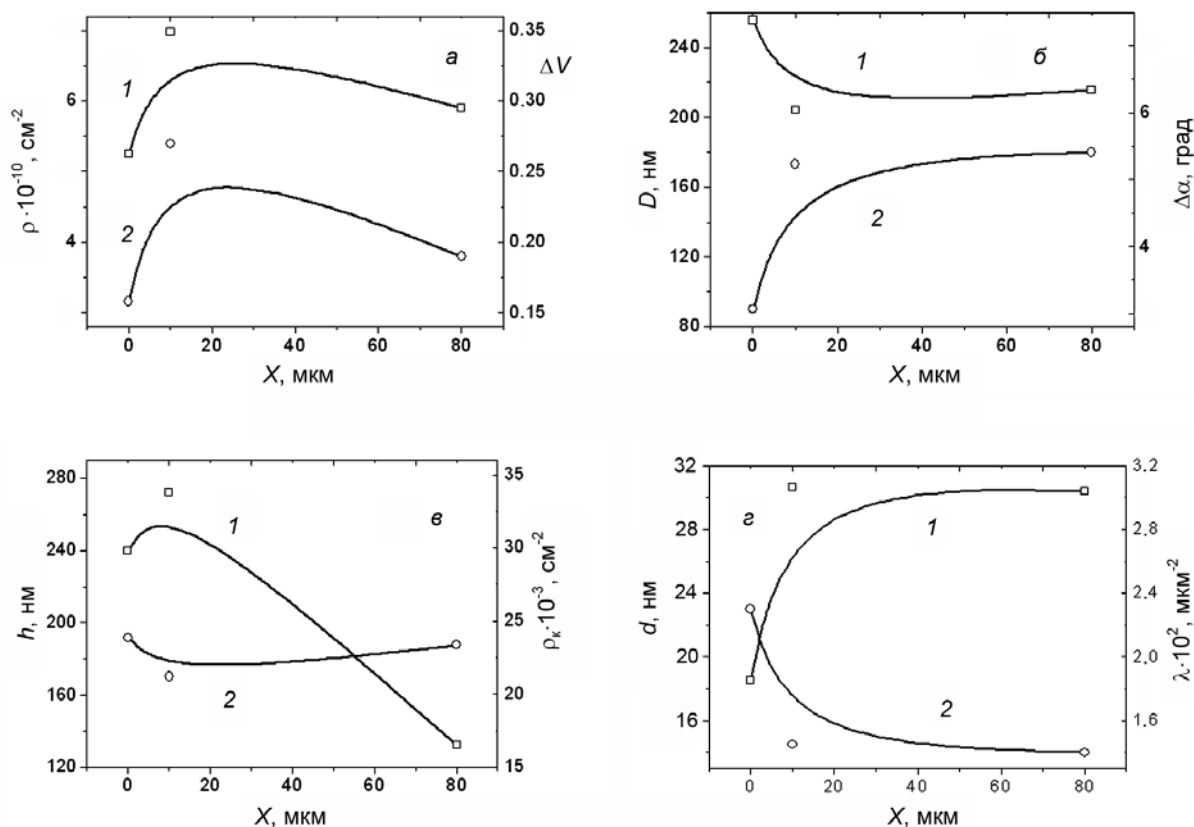


Рис. 5. Зависимость от расстояния до поверхности электронно-пучковой обработки стали 08X18H10T скалярной плотности дислокаций ρ (а, кр. 1) и объема зерна, занятого микродвойниками ΔV (а, кр. 2); средних размеров областей малоугловой разориентации субструктуры микродвойников D (б, кр. 1) и азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов субструктуры $\Delta\alpha$ (б, кр. 2); средней плотности изгибных экстинкционных контуров ρ_k (в, кр. 1) и средней ширины изгибного экстинкционного контура h (в, кр. 2); средних размеров d (г, кр. 1) и плотности λ (г, кр. 2) частиц карбида TiC

Пластинки микродвойников в исследуемых слоях стали, как правило, разбиты на разориентированные области. На это указывает черно-белый контраст данных областей и тяжи на микроэлек-

тронограммах. Количественный анализ структуры стали показал, что с увеличением расстояния от лицевой поверхности разрушенного образца средние размеры областей разориентации снижаются (рис. 5, б, кривая 1), а средняя величина азимутальной составляющей угла полной разориентации данных областей возрастает (рис. 5, б, кривая 2).

Электронно-пучковая обработка и последующее усталостное нагружение стали приводит к формированию в материале внутренних полей напряжений, которые проявляются в виде изгибных экстинкционных контуров. Основными параметрами изгибных экстинкционных контуров, определяемыми по электронно-микроскопическим изображениям структуры стали, являются ширина контура и плотность контуров (число контуров на единице площади изображения). Первый параметр связывают с величиной внутренних полей напряжений, второй характеризует количество источников полей напряжений, формирующихся в стали [25, 26].

Анализ представленных на рис. 5, в результатов показывает, что максимальное количество изгибных экстинкционных контуров (рис. 5, в, кривая 1) наблюдается в слое стали, расположенном на расстоянии ~ 10 мкм от лицевой поверхности образца. Следовательно, на данной глубине присутствует максимальное количество источников внутренних полей напряжений. На этом же расстоянии от лицевой поверхности образца выявляются контуры с относительно малыми поперечными размерами (рис. 5, в, кривая 2). Как правило, поперечные размеры изгибных экстинкционных контуров связывают с величиной внутренних полей напряжений, формирующихся в материале; при этом чем меньше толщина контура, тем выше амплитуда внутренних полей напряжений [25]. Следовательно, на глубине ~ 10 мкм в исследуемом материале формируется слой, характеризующийся повышенной концентрацией источников внутренних полей напряжений с относительно высоким уровнем их амплитуды.

В стали исходного состояния присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$, средние размеры которых $(167,0 \pm 100,0)$ нм. Электронно-пучковая обработка привела к растворению частиц карбида $M_{23}C_6$, расположенных в поверхностном слое (рис. 2, з). Циклирование стали приводит к растворению частиц, расположенных и на глубине ~ 10 мкм. В слое, расположенном на глубине ~ 80 мкм, частицы карбида $M_{23}C_6$ сохраняются. Средние размеры их $(151,7 \pm 43,0)$ нм (размеры реальных частиц изменяются в пределах от 66,5 до 300 нм). Одновременно с растворением частиц карбида $M_{23}C_6$ усталостное нагружение сопровождается протеканием деформационного старения стали 08X18H10T, в процессе которого в объеме зерен образуются частицы карбида титана состава TiC (рис. 6). Средние размеры частиц карбида титана увеличиваются по мере удаления от лицевой поверхности (рис. 5, з, кривая 1) и изменяются в пределах от 18,5 нм в поверхностном слое до 30,5 нм на глубине ~ 80 мкм. Одновременно с увеличением средних размеров частиц карбида титана наблюдается снижение их средней плотности (увеличение расстояние между частицами) (рис. 5, з, кривая 2). Совокупность данных фактов, очевидно, свидетельствует о протекании в поверхностном слое стали (слое толщиной ~ 80 мкм) процессов выделения и коагуляции частиц карбида титана, расположенных в объеме зерен γ -фазы.

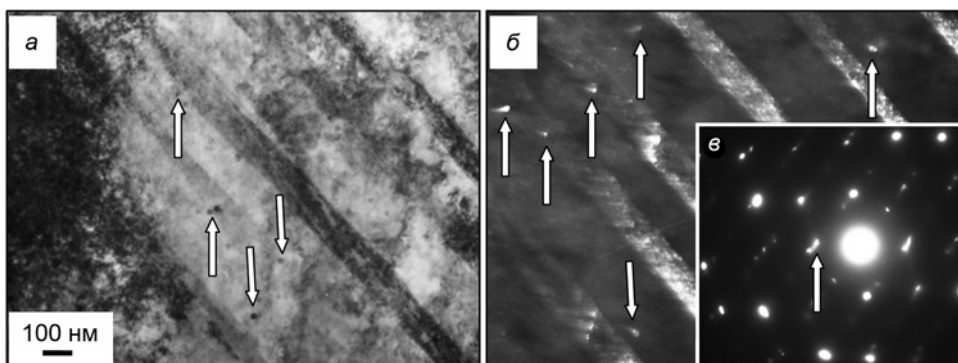


Рис. 6. Структура, формирующаяся в стали 08X18H10T на глубине 80 мкм: а – светлоскопическое изображение; б – темное поле, полученное в рефлексах $[111]\gamma\text{-Fe} + [002]\text{TiC}$ стрелками (а и б) указаны частицы карбида титана; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле)

Микродифракционный анализ структуры поверхностного слоя стали выявил протекание в процессе усталостных нагружений превращений, обусловленных полиморфизмом железа, а имен-

но: в фольге, примыкающей к лицевой поверхности разрушенного образца на микроэлектроннограммах выявлены дополнительные рефлексы, принадлежащие ϵ -фазе (рис. 7).

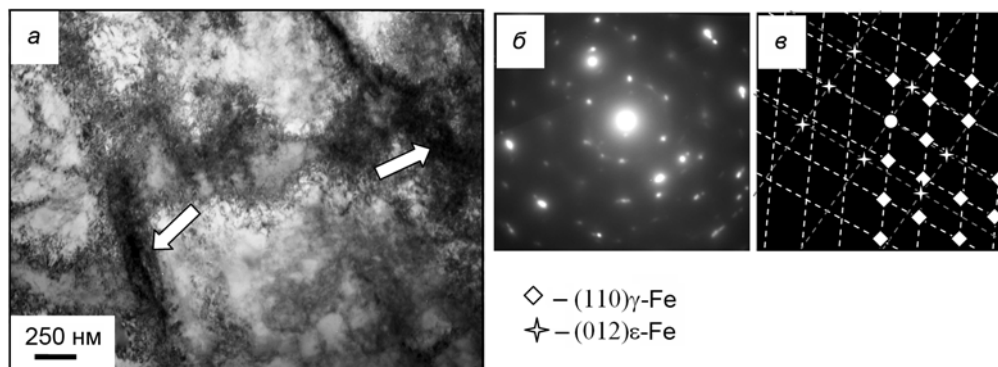


Рис. 7. Структура, формирующаяся в поверхностном слое стали 08X18N10T, обработанной электронным пучком и разрушенной в результате усталостных испытаний: *а* – светопольное изображение, стрелкой указаны кристаллы ϵ -фазы; *б* – микроэлектроннограмма; *в* – схема индирования микроэлектроннограммы

На глубине ~ 10 мкм на микроэлектроннограммах выявлены дополнительные рефлексы, принадлежащие ϵ -фазе и α -фазе. На глубине ~ 80 мкм выявляются дополнительные рефлексы, принадлежащие только лишь α -фазе (рис. 8). Как правило, формирование ϵ - и α -фаз приводит к высокому уровню напряжений в прилегающих к ним объемах γ -матрицы. При анализе структуры материала методом тонких фольг в участках, содержащих кристаллы ϵ - и α -фаз, наблюдается присутствие большого количества изгибных экстинкционных контуров, указывающих на изгиб-кручение фольги (рис. 7), либо растравливание вдоль границы раздела двух фаз (рис. 8, выявлено растравливание вдоль границы раздела α - и γ -фаз).

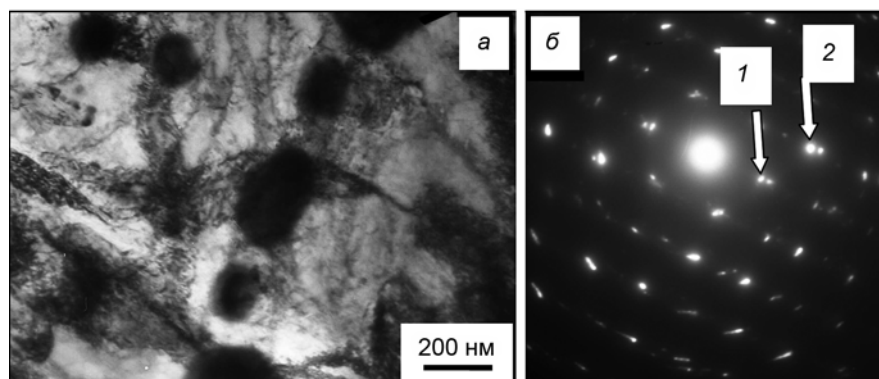


Рис. 8. Структура, формирующаяся на глубине ~ 80 мкм в стали 08X18N10T, обработанной электронным пучком и разрушенной в результате усталостных испытаний: *а* – светопольное изображение; *б* – микроэлектроннограмма, стрелками указаны рефлексы α -фазы: 1 – [110]; 2 – [112]

Заключение

Осуществлена электронно-пучковая обработка (энергия электронов $eU = 18$ кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 3$; частота следования импульсов $f = 0,3$ с $^{-1}$; плотность энергии пучка электронов $E_S = 25$ Дж/см 2) лицевой поверхности образцов стали 08X18N10T и проведены многоцикловые усталостные испытания. Выявлено увеличение примерно в 3,5 раза усталостной долговечности модифицированной электронным пучком стали 08X18N10T (по сравнению с необлученным материалом). Показано, что многоцикловые усталостные испытания стали 08X18N10T, подвергнутой предварительной электронно-пучковой обработке, сопровождаются формированием градиентной структуры. Установлено, что одной из причин повышения усталостной долговечности облученной стали является измельчение зеренной и субзеренной структуры, растворение частиц карбидной фазы в поверхно-

стном слое, инициированное электронно-пучковой обработкой. Показано, что разрушение обработанной электронным пучком стали 08X18H10T в результате многоцикловых усталостных испытаний может являться следствием образования ϵ - и α -фаз, вдоль границ раздела которых с γ -фазой наблюдается формирование высокого уровня полей напряжений, релаксирующих путем образования микротрещин.

Авторы выражают благодарность Ю.А. Колубаевой и А.Д. Тересову за помощь в проведении экспериментов и обсуждение результатов работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Терентьев В. Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2002. – 248 с.
2. Sosnin O.V., Gromova A.V., Suchkova E.Yu., et al. // Int. J. Fatigue. – 2005. – V. 27. – Iss. 10–12. – P. 1221–1226.
3. Sosnin O.V., Gromova A.V., Ivanov Yu.F., et al. // Int. J. Fatigue. – 2005. – V. 27. – Iss. 10–12. – P. 1186–1191.
4. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Ivanov Yu.F., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2010. – V. 527. – Iss. 12. – P. 3040–3043.
5. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Коган И.С. и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1979. – № 2. – С. 136–143.
6. Wang Hong W., Yang D.Z., Shi W.D., and Patu S. // Scr. Met. Mater. – 1995. – V. 32. – No. 12. – P. 2001–2007.
7. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. Дж. Поута, Г. Фоти и Д. Джекобсона. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.
8. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А. и др. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов. – М.: Круглый год, 2001. – 528 с.
9. Rotshtein V., Ivanov Yu., and Markov A. // Charter 6 in Book «Materials surface processing by directed energy techniques» / ed. by Y. Pauleau. – Elsevier, 2006. – P. 205–240.
10. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. // Структура и свойства перспективных металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 345–382.
11. Коваль Н.Н., Окс Е.М., Протасов Ю.С. и др. Эмиссионная электроника. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. – 596 с.
12. Марочник сталей и сплавов / под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
13. Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. – М.: Недра ком. ЛТД, 2000. – 208 с.
14. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вузов. Физика. – 2008. – № 5. – С. 60–70.
15. Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 2. – С. 47–49.
16. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 208 с.
17. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
18. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
19. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и обработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
20. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
21. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
22. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. I. Дефекты решетки. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.
23. Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. – Киев: Наукова думка, 1978. – 267 с.
24. Носкова Н.И. Дефекты и деформация монокристаллов. – Екатеринбург: УрО РАН, 1995. – 184 с.
25. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
26. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3–14.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 18.10.10.

**Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

E-mail: gromov@physics.sibsiiu.ru

Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., профессор, ведущ. науч. сотр.;

Коваль Николай Николаевич д.т.н., профессор, зам. директора по научной работе;

Горбунов Сергей Викторович, аспирант каф. физики;

Воробьев Сергей Владимирович, к.т.н., доцент каф. графики и начертательной геометрии;

Коновалов Сергей Валерьевич, к.т.н., доцент каф. физики;

Громов Виктор Евгеньевич, д.ф.-м.н., профессор, зав. каф. физики.