

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ С ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИЕМ

С.В. Воробьев¹, Э.В. Козлов², Ю.Ф. Иванов³, С.В. Коновалов¹, В.Е. Громов¹

1 - Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, г.Новокузнецк, ул.Кирова, д.42, тел. (3843) 462277, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

2 - Томский государственный архитектурно-строительный университет,
634003, г.Томск, Соляная пл. 2, тел. (3822) 654265, e-mail: kozlov@tsuab.ru

3 - Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук,
634021, г.Томск, проспект Академический, 4, тел. (3822) 491713, yufi@mail2000.ru

Одним из способов увеличения срока усталостной службы промышленных материалов является обработка образцов импульсным электрическим током на некоторой, контролируемой методами ультразвуковой диагностики, промежуточной стадии усталостного нагружения [1]. Целью настоящей работы являлось установление физических механизмов повышенной усталостной долговечности стали 08X18H10T на основе анализа структурно-фазовых превращений стали на различных участках усталостной кривой. Параметры многоциклового усталости приведены в таблице 1, размеры образцов и схема нагружения не отличалось от описанных в [2].

Таблица 1

Параметры циклического нагружения и режимы электрического стимулирования стали

Марка стали	P , МПа	f , Гц	T , К	N_l , 10^5	f_l , Гц	I , кА	t , с
08X18H10T	20	20	300	1	70	2	480

Примечание. P – напряжение циклической нагрузки; f – частота нагружения; T – температура испытания; N_l – число циклов нагружения перед электростимулированием; f_l – частота и I – амплитуда электрического тока при стимулировании; t – время стимулирования стали.

Исследуемая сталь в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, средний размер зерен которого $\langle D \rangle = 22,3 \pm 3,5$ мкм. Зерна в сечении шлифа имеют анизотропную форму, коэффициент анизотропии $k = 2,2$ и ориентированы вдоль оси прокатки стали (продольной оси образца) – средний угол разориентации продольной оси зерен относительно продольной оси образца составляет $\varphi = 21,9$ град. В ~ 22 % зерен наблюдаются микродвойники термического происхождения. Сталь 08X18H10T в исходном состоянии, как было показано в [13, 14], содержит частицы карбидной фазы состава TiC и $M_{23}C_6$ (очевидно $(Fe, Cr)_{23}C_6$). Частицы карбидной фазы располагаются в объеме зерен, вдоль границ зерен и в их стыках, формируют микроликвационные строчки. Как правило, частицы карбида $M_{23}C_6$, имеющие субмикронные размеры (0,1-0,5 мкм), тяготеют к границам зерен; частицы TiC распределены более равномерно в объеме материала, средние размеры данных частиц 62,4 нм. В объеме зерен наблюдается дислокационная субструктура, сформировавшаяся в результате предварительной термомеханической обработки стали. Основной является хаотическая, занимающая $\sim 0,75$ объема материала. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по объему материала, $\langle \rho \rangle \sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Обработка образцов импульсами электрического тока при $N_l = 10^5$ циклов нагружения увеличило усталостный ресурс в 1,6 раза. Усталостное нагружение приводит к множественным изменениям дефектной субструктуры и состояния карбидной фазы стали.

Основными из них, влияющими на усталостную долговечность стали, являются, во-первых, увеличение (в 1,4 раза) скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ с одновременным замещением «неупорядоченного» типа дислокационной субструктуры (субструктуры дислокационного хаоса) «упорядоченным» (сетчатой и ячеисто-сетчатой), во-вторых, формирование (в 14 % объема материала) дефектов упаковки и микродвойников, в-третьих, увеличение (в $\sim 1,8$ раза) средних размеров частиц карбида TiC, в-четвертых, выделение вдоль границ зерен и субзерен прослоек карбида хрома состава Cr_3C_2 , в-пятых, формирование вдоль границы раздела субмикронный карбид / матрица микротрещин, проникающих, в отдельных случаях, в карбидную частицу и, в-шестых, увеличение общего количества источников и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки матрицы вблизи частиц карбидной фазы (в $\sim 1,2$ раза).

Электростимулирование усталостно нагруженной стали приводит к значительным изменениям дефектной субструктуры и состояния карбидной фазы стали. Основными из них, влияющими на усталостную долговечность стали, являются, во-первых, залечивание микротрещин, наблюдавшихся в усталостно нагруженном материале вдоль границ раздела карбид / матрица, во-вторых, снижение линейной плотности изгибных экстинкционных контуров (количества источников кривизны-кручения кристаллической решетки стали) и амплитуды кривизны-кручения стали χ_{max} . Наиболее ощутимо релаксация дальнедействующих полей напряжений отмечается в объемах материала, содержащих частицы карбидной фазы (в ~ 3 раза) и вблизи микродвойников деформации (в ~ 2 раза), в-третьих, увеличение (по сравнению с состоянием материала на промежуточной стадии нагружения) в $\sim 1,5$ раза скалярной плотности дислокаций и незначительное повышение объемной доли зерен, занятых сетчатой дислокационной субструктурой, за счет снижения объемной доли субструктуры дислокационного хаоса. В-четвертых, выделение вдоль границ микродвойников частиц карбида титана. Одновременно с этим отмечается незначительное увеличение средних размеров частиц карбида титана, присутствовавших в стали перед электростимулированием.

Таблица 2

Характеристики структуры, формирующейся на различных стадиях обработки стали

Состояние стали	Размер зерен		$\langle \rho \rangle$, 10^{10} , cm^{-2}	χ_{max} , 10^{-3} , cm^{-1}	Δ (терм.) / Δ (деф)	D_{TiC} , нм	Вновь образующие -ся карбиды
	D, мкм	L, мкм					
Исходное	27,8	12,8	1,5	3,4	0,22/0	62,4	нет
Исходное +N ₁	15,4	7,7	2,1	4,1	0,27/0,14	110	Cr ₃ C ₂
Исходное +N ₁ + Э.С.	15,4	8,1	3,2	1,36	0,27/0,16	118	Cr ₃ C ₂ +TiC

Примечание: Δ (терм.) и Δ (деф) – относительное количество зерен, содержащих двойники термического и деформационного происхождения, соответственно; в последнем столбце указаны карбиды, образующиеся в стали на стадии усталостного нагружения и последующего электростимулирования.

Литература

1. Коваленко В.В., Соснин О.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Известия ВУЗов. Физика. –2002.- Т.45, №3. –С.28-36.
2. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.