

**АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА СТРУКТУРУ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ****<sup>1</sup>Новиков М.Ю., <sup>2</sup>Косинов Д.А., <sup>2</sup>Комиссарова И.А., <sup>1</sup>Коновалов С.В., <sup>2</sup>Громов В.Е.**<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.

Королева, г. Самара, Россия, E-mail: ksv@ssau.ru

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,

г. Новокузнецк, Россия, E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

Несмотря на многолетнюю историю исследования, проблема усталостного разрушения сталей и сплавов является актуальной до сих пор. С современной точки зрения разрушение представляется заключительным этапом эволюции субструктуры, наступающим после исчерпания материалом своих аккомодационных возможностей и образования критической субструктуры [1-3]. Поэтому представляется весьма важной проблема диагностики критической стадии деформации материала при усталостных испытаниях.

Одним из эффективных методов, позволяющим подавить зарождение разрушения и тем самым повысить ресурс выносливости сталей на 20-30%, является воздействие электрическим током (ВЭТ), заключающееся в пропускании по материалу на третьей стадии зависимости скорости ультразвука от числа циклов нагружения мощных токовых импульсов, оптимальных параметров по частоте, амплитуде и времени воздействия [1,2].

В качестве материала исследований была использована аустенитная сталь 45Г17Ю3. Усталостные испытания проводили при комнатной температуре. Частота нагружения образцов изгибом составляла 18 Гц. Разрушение образцов при обычном нагружении происходило при числе циклов испытания  $N_1=10,2 \cdot 10^4$ . После  $N_2=7 \cdot 10^4$  циклов нагружения механические испытания части образцов прекращали. Выбранные образцы подвергали обработке импульсным электрическим током ( $f=19$  Гц) в течение  $\tau=45$  с. Далее образцы подвергали усталостным испытаниям. Суммарное число циклов до разрушения данных образцов  $N_3=17,9 \cdot 10^4$ .

В некоторых случаях в стали обнаруживаются области материала, содержащие кристаллы  $\epsilon$ -мартенсита. Еще одной фазовой составляющей структуры стали в исходном состоянии являются выделения алюминия. Частицы алюминия нанометрового диапазона, как правило, располагаются на дислокациях, декорируя последние. Высокий уровень упругих полей напряжений, фиксируемых во фрагментированной субструктуре, коррелирует с максимальной плотностью дислокаций. Участки с фрагментированной субструктурой наиболее упрочнены.

В среднем по материалу и 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  $N_2 \approx 0,7 N_{разр.}$ ) изменение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки материала незначительно.

Циклическое деформирование стали сопровождается формированием в зоне разрушения микродвойников. Микродвойники образуются преимущественно в сетчатой дислокационной субструктуре. Одной из причин двойникования исследуемой стали при циклировании является высокий уровень внутренних дальнедействующих полей напряжений, достигающий наибольших значений именно в сетчатой дислокационной субструктуре.

На промежуточной стадии циклирования ( $N_2=7 \cdot 10^4$ ) количество кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита практически не изменяется, однако в зоне разрушения их объемная доля существенно (в ~2-3 раза) возрастает. Кристаллы  $\epsilon$ -мартенсита в зоне разрушения формируются в большинстве случаев в сетчатой дислокационной субструктуре, значительно реже – в хаотической. Во фрагментах  $\epsilon$ -мартенсит не обнаружен.

ВЭТ приводит к протеканию в материале нескольких типов релаксационных процессов.

Первый процесс – перестройка зеренной структуры путем зарождения и роста зерен вследствие развития локальной динамической рекристаллизации. Как правило,

новые зерна формируются у границ старых зерен, или их стыков (рис.1,а). В материале одновременно протекают два процесса: фрагментация и рекристаллизация. Рекристаллизация снимает внутренние напряжения, которые являются одним из основных вкладов в движущую силу этого процесса. Еще одним вкладом в движущую силу рекристаллизации является формирование низкоэнергетических границ.

Второй процесс – аннигиляция дислокаций, которая приводит к фиксации в материале хаотической дислокационной субструктуры, отсутствовавшей в циклированной стали. В отдельных случаях структура дислокационного хаоса сформирована длинными отрезками дислокаций, расположенных параллельными рядами (рис.2,б).

Третий процесс – частичная перестройка дислокационной субструктуры – снижение объемной доли сетчатой субструктуры (до ~0,4 объема стали), увеличение доли хаотической (~0,05) и фрагментированной субструктур (~0,55).

Четвертый процесс – образование большого числа микродвойников. Как правило, микродвойники наблюдаются в сетчатой дислокационной субструктуре. Причиной их формирования являются термические напряжения, возникающие в стали при электростимуляции.

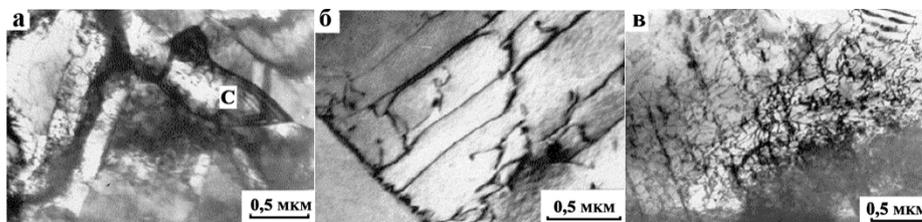


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение нагруженной током аустенитной стали. а) структура рекристаллизованных зерен (С); б) участок с длинными дислокациями; в) зародыши микродвойников в сетчатой структуре

Основным типом дислокационной субструктуры в зоне разрушения образца после ВЭТ являются сетки, объемная доля которых стремительно увеличивается с ростом числа циклов нагружения. Объемная доля двух оставшихся типов субструктуры (дислокационного хаоса и фрагментов) монотонно снижается, не смотря на некоторое увеличение их объемной доли в процессе ВЭТ (табл.1). В сетчатой дислокационной субструктуре чаще появляется  $\epsilon$ -мартенсит с последующим зарождением микротрещин на межфазных и внутрифазных границах.

Сравнение дислокационных субструктур двух образцов в разрушенном состоянии без и с ВЭТ свидетельствует об изменении электронной структуры твердого раствора и его концентрационного состава. Наряду с микродвойниками присутствуют их зародышевые дислокации – конфигурации прямолинейных дислокаций (рис.1,в). Воздействие электрическим током уменьшает содержание  $\epsilon$ -фазы и, вследствие этого, повышает работу образования микротрещин, поскольку трещины имеют тенденцию располагаться на межфазных границах  $\gamma$ - $\epsilon$ . Уменьшение вклада  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения в деформацию компенсируется, наряду с дислокационным скольжением, двойникованием. Изменение электронной структуры стали обусловлено изменением концентрации в твердом растворе. Наряду с полями напряжений электронная структура является еще одним фактором повышения пластичности материала.

Таблица 1 – Характеристики структурно-фазового состояния аустенитной стали, разрушенной в результате многоцикловых усталостных испытаний и ВЭТ

Состояние образца	P <sub>v</sub> , %			$\rho$ , $10^{10}$ , $\text{см}^{-2}$	$\chi$ , $\text{см}^{-1}$	$\rho(\epsilon)$ , $10^{-4}$ , $\text{см}^{-1}$	$\rho(\text{дв.})$ , $10^{-4}$ , $\text{см}^{-1}$
	дислокационный хаос	сетчатая структура	фрагментированная структура				
Без ВЭТ	18	42	40	0,8	915	1,16	0,17
ВЭТ	3	77	20	1,72	953	0,21	0,43

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структуры и фазового состава аустенитной стали, подвергнутой разрушению в результате многоцикловых усталостных испытаний в результате воздействия электрическим током. ВЭТ приводит к перестройке зеренной структуры путем зарождения и роста зерен вследствие развития локальной динамической рекристаллизации, аннигиляции дислокаций, частичной перестройки дислокационной субструктуры и образованию большого числа микродвойников. Но при этом оно не изменяет механизма разрушения стали. Совокупность вышеперечисленных процессов отодвигает разрушение и способствует увеличению усталостного ресурса изделий. Повышение ресурса работоспособности образцов, подвергнутых воздействию электрическим током на промежуточном этапе испытаний связано с затруднением  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -мартенситного превращения, релаксацией концентраторов напряжений, уменьшением доли критической дислокационной (сетчатой) субструктуры, в которой в основном развивается  $\varepsilon$ -мартенсит.

*Авторы выражают признательность д.ф.-м.н., профессору Ю.Ф. Иванову за поддержку в получении результатов и их обсуждении. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-32-60048 мол\_а\_дк) и государственного задания № 3.1283.2017/ПЧ.*

**Список литературы:**

1. Effect of electropulsing treatment on the microstructure and superelasticity of TiNi alloy // Zhu R.F., Tang G.Y., Shi S.Q., Fu M.W., Gromov V.E. / Appl Phys A (2013) 111: 1195-1201.
2. Влияние электромагнитных полей и токов на пластическую деформацию металлов и сплавов // Коновалов С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. - Изд-во «Интер-Кузбасс». – 2013. - 293 с.
3. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях // Громов В.Е., Коновалов С.В., Аксёнова К.В., Кобзарева Т.Ю. – Новосибирск, Изд-во «СО РАН». – 2016. - 249 с.