

УДК 669.046:621.789

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 08X18H10T ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ

В.В.Коваленко⁽¹⁾, О.В.Соснин⁽¹⁾, С.Н.Горлова⁽¹⁾, В.Е.Громов⁽¹⁾,
Ю.Ф.Иванов⁽²⁾, Э.В.Козлов⁽²⁾, С.В.Коновалов⁽¹⁾

*1 - Сибирский государственный индустриальный университет
654007, Россия, г.Новокузнецк, ул. Кирова 42
e-mail: step@sibgiu.kemerovo.su*

*2 - Томский государственный архитектурно-строительный университет
654003, Россия, Томск-3, пл. Соляная, 2
e-mail: iva@mail.tomsknet.ru*

В настоящей работе изучались механизмы электропластификации при усталостном малоцикловом нагружении образцов из стали 08X18H10T. Проведенные металлографические и электронно-микроскопические исследования стали показали, что пластифицирующий эффект электростимулирования имеет многофакторный характер: протекают процессы собирательной рекристаллизации, изменяется кинетика самоорганизации дислокационной субструктуры, инициируется распад твердого раствора с выделением частиц карбида титана, подавляется мартенситное $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение. Также происходит развитие вторичного скольжения при уменьшении амплитуды внутренних полей напряжений.

Настоящая статья посвящена описанию исследования явления малоциклового усталости хромоникелевой нержавеющей стали, легированной титаном. С целью пластификации образцов при усталостных испытаниях их подвергали электростимулированию. Механизм пластификации с помощью электростимулирования исследовался посредством анализа дефектной структуры и фазового состава стали. Основными методами исследования являлись оптическая, электронная сканирующая и просвечивающая дифракционная микроскопия и рентгеноструктурный анализ.

Материал и методика исследований

Материалом исследования служила промышленная сталь 08X18H10T. После прокатки сталь подвергалась стандартной термообработке, которая заключалась в нагреве до температуры 1050 °С и охлаждении на воздухе [1]. Образцы, прошедшие испытания, анализировали в сечениях, расположенных на расстоянии 0,1; 1,2 и 15 мм от поверхности разрушения, а также непосредственно в зоне разрушения.

Дефектную структуру, фазовый состав, картину разрушения изучали методами металлографии (приборы МИМ-7 и МИМ-10), сканирующей электронной микроскопии (прибор Tesla BS-301) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и реплик (приборы ЭМВ-100 АК и ЭМ-125К, снабженные гониометрами). Рентгеноструктурные исследования фазового состава и

микроискажений кристаллической решетки γ -фазы проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-1,5.

Образцы для малоцикловых усталостных испытаний имели форму параллелепипедов с параметрами 15x15x145 мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Поведение материала при испытаниях контролировали, используя ультразвуковую диагностику [4,5]. Зависимость скорости (v) распространения ультразвука от числа циклов (N) испытания определяли на приборе ИСП-12 методом автоциркуляции [6].

Электростимулирующее воздействие заключалось в пропускании через образец, снятый с испытательной машины, импульсного электрического тока специальной частоты и большой мощности. Параметры процесса: частота - 80 Гц, время воздействия - 20 сек., за время электростимулирования образец интегрально нагревался на поверхности до 350 °С.

Результаты и обсуждение

На основании экспериментальных данных была выявлена характерная зависимость скорости ультразвука от числа циклов, содержащая три участка: первый, самый короткий, с падающим значением функции, второй - с практически не меняющимся значением функции $v(N)$ и третий, медленно спадающий и завершающийся разрушением образца. Согласно современным представлениям [2, 3], участки I и II соответствуют инкубационному периоду усталости (зарождение микротрещин) и стадии развития микротрещин, а участок III - слиянию микротрещин, формированию магистральной трещины, ее росту и разрушению образца.

Электростимулированному воздействию подвергались образцы, стадия малоциклового испытания которых соответствовала окончанию стационарного участка кривой зависимости $v=f(N)$, т.е. стадии II. Токовое воздействие способствовало некоторому повышению скорости распространения ультразвуковой волны и обеспечивало дополнительно 7000 циклов нагрузки до разрушения. Разрушался электростимулированный образец после 20000 циклов испытания.

В исходном состоянии скорость распространения ультразвука составляла 3500 м/с, а образцы выдерживали до 13000 циклов знакопеременной нагрузки с амплитудой 80 МПа. Начало третьей стадии, когда существенно падала скорость ультразвука, соответствовало ~3000 циклам нагружения.

Анализируемая сталь представляет собой поликристалл, средний размер зерен которого составляет 17,5 мкм. Зерна анизотропны, коэффициент анизотропии ~ 4,1. Токовое воздействие по указанному выше режиму приводит к увеличению среднего размера зерен до 25 мкм. При этом изменяется и распределение зерен по размерам. В результате электростимулирования существенно сократилось число зерен минимального размерного класса ($D < 10$ мкм), которые были преобладающими в структуре исходного состояния. Данные результаты очевидно свидетельствуют о том, что токовые воздействия сопровождаются протеканием в приповерхностных слоях стали процессов собирательной рекристаллизации [8].

В исходном состоянии многие зерна содержат двойники отжига. Объемная доля таких зерен ~ 0,28 структуры материала. Электростимулирование сопровождается интенсивным термическим двойникованием стали. Объемная доля зерен с двойниками увеличивается до ~ 0,7. При этом отмечается как увеличение средних размеров двойников, так и количества зерен, содержащих двойники. Это означает, что электростимулирование приводит, во-первых, к росту исходно существующих в стали двойников за

счет разогрева материала и, во-вторых, термическому двойникованию за счет термоупругих напряжений, возникающих в стали при электроимпульсном воздействии. Интенсивное термическое двойникование в ходе отжига с электростимулированием свидетельствует о том, что в ходе рекристаллизационных процессов происходит перестройка границ зерен со значительным увеличением доли специальных границ [9]. Этот процесс ведет также к уменьшению внутренней энергии зернограничного ансамбля и, соответственно, его свободной энергии.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг позволили изучить воздействие токовых импульсов на дислокационную подсистему стали и ее фазовое состояние. Обнаружено, что электростимулирование не приводит к качественному изменению дислокационной субструктуры стали – в обработанном импульсным током материале наблюдаются те же самые субструктуры, что и в исходном состоянии, однако изменяется их относительное содержание в объеме материала. Из представленных в табл.1 количественных данных следует, что в результате электростимулирования снижается доля структуры дислокационного хаоса и увеличивается доля сетчатой субструктуры как в зернах так и во фрагментах.

Упорядочение дислокационной субструктуры при электростимулировании сопровождается некоторым изменением величины плотности дислокаций (см. табл.1). А именно: плотность дислокаций в сетчатой субструктуре, расположенной в зернах, снижается, в сетчатой субструктуре, расположенной во фрагментах – увеличивается; плотность дислокаций в структуре дислокационного хаоса практически не изменяется. При этом величина скалярной плотности дислокаций в среднем по материалу при токовом воздействии увеличивается от $2,3 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ в исходном состоянии до $3,3 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Т а б л и ц а 1. Параметры дефектной субструктуры стали 08X18H10T.

Состояние стали	$P_V / \langle \rho \rangle, 10^9 \text{ см}^{-2}$				$\langle \rho \rangle, 10^{10} \text{ см}^{-2}$	$D_{\Pi}, \text{ нм}$	$\rho_{\Pi}, 10^{13} \text{ см}^{-3}$
	1	2	3	4			
Исходное	0,8/1,5	0,05/1,1	0,1/8,4	0,05/3,2	1,8	52	7,4
Э.С.	0,6/1,4	0,05/4,0	0,2/4,2	0,15/9,2	3,1	29	0,16

Примечание: 1 и 2 – зерна и фрагменты (соответственно) со структурой дислокационного хаоса, 3 и 4 – зерна и фрагменты (соответственно) с сетчатой субструктурой. P_V – объемная доля дислокационной субструктуры, $\langle \rho \rangle$ скалярная плотность дислокаций, ρ_{Π} – объемная плотность дислокационных петель, D_{Π} – средние размеры петель.

Интересной особенностью дислокационной структуры исследуемой стали является наличие в исходном состоянии большого количества дислокационных петель вакансионного типа. Электростимулирование приводит к снижению средних размеров петель и их количества в единице объема материала. При этом если средние размеры петель уменьшаются менее чем в два раза, то плотность петель – в ~ 46 раз.

В материале в исходном состоянии в результате предварительной термомеханической обработки образовались частицы сложного карбида типа $M_{23}C_6$ ($FeCr$) $_{23}C_6$ и карбида титана состава TiC . Частицы карбида $M_{23}C_6$ располагаются внутри и по границам зерен, имеют форму сфероида. Частицы карбида TiC в основном

располагаются внутри зерна – на дислокациях и субграницах (границах фрагментов), имеют округлую форму. Из представленных в табл.2 результатов следует, что частицы карбида $M_{23}C_6$ значительно крупнее частиц карбида TiC, однако объемная доля их ниже.

Т а б л и ц а 2. Параметры карбидной фазы стали 08X18H10T

Состояние стали	Карбид TiC							
	Карбид $M_{23}C_6$		субграницы		дислокации		петли	
	l/d , нм	δ , %	d , нм	δ , %	d , нм	δ , %	d , нм	δ , %
Исходное	120	1,2	23	1,9	26	1,4	нет	нет
	110							
Э.С.	135	1,9	33	2,9	40	1,4	15	1,4
	86							

Электростимулирование стали сопровождается дальнейшим распадом γ -твердого раствора на основе железа. Это приводит к увеличению средних размеров частиц карбидных фаз и их объемной доли (табл.2). Наряду с этим, обнаруживается особенность токового воздействия: образование частиц карбида TiC на дислокационных петлях. Обнаружить данные частицы удастся лишь с помощью метода темнопольного анализа. На светлопольном изображении частицы окружены характерными кольцевыми (дугообразными) экстинкционными контурами, что указывает на когерентную связь кристаллических решеток матрицы и карбида. Существенное снижение плотности петель в процессе электростимулирования (см. табл.1) обусловлено, таким образом, выделением на них частиц карбида титана.

Проведенные в настоящей работе металлографические и электронно-микроскопические исследования стали 08X18H10T, подвергнутой электростимулированию, позволяют высказать следующие суждения. Электростимулирование оказывает ярко выраженное термическое воздействие на структуру и фазовый состав стали. Это обнаруживается при анализе зеренной структуры, внутризеренной дефектной субструктуры, процессов карбидообразования. Наиболее значимым образом откликается на данное воздействие карбидная подсистема – увеличились средние размеры и объемная доля частиц, сформировавшихся в результате предварительной термомеханической обработки; задействован новый центр карбидообразования – вакансионные комплексы, содержащие, по всей видимости, кластеры, обогащенные легирующими элементами.

Электростимулирование исходного образца приводит к некоторой перестройке дислокационной субструктуры: снижается объемная доля субструктуры дислокационного хаоса (~ до 0,6) и, соответственно, увеличивается объемная доля сетчатой и ячеистой субструктур. Одновременно с этим электростимулирование сопровождается дальнейшим распадом твердого раствора: объемная доля частиц карбидной фазы увеличивается практически в два раза по сравнению с исходным состоянием. Образующиеся в процессе электростимулирования частицы существенно отличаются от существовавших в исходном состоянии частиц. Во-первых, они в 3 – 4 раза мельче и, во-вторых, вокруг вновь образовавшихся частиц наблюдается кольцевой контраст, указывающий на когерентное сопряжение кристаллических решеток карбида и окружающей матрицы. Есть основание полагать, что наряду с чисто термическим воздействием при электростимулировании имеют место другие сложные процессы. К ним относятся, во-

первых, движение дислокаций под действием импульсов электрического поля и электрического тока, т.е. под действием потока электронов [7]. Во-вторых, перемещение точечных дефектов типа вакансий и собственных межузельных атомов под действием электрического поля и потока электронов. В-третьих, аномальный массоперенос путем перемещения ионов в кристаллической решетке. Это в меньшей степени относится к элементам замещения, поскольку их заряд незначительно отличается от заряда атомов железа, а подвижность при 350 °С еще не сильно велика, и в большей степени – к углероду. Атомы последнего легко перемещаются по междоузлиям и несомненно имеют заряд, отличный от заряда основных атомов кристаллической решетки, т.е. атомов железа. В-четвертых, ускоренные атомы углерода активно взаимодействуют с дислокациями, вызывают генерацию и перемещение последних. В-пятых, наличие сегрегаций атомов углерода на дислокациях усиливает перемещение дислокаций под действием электрического поля в виду наличия на них заряда [10]. В-шестых, имеет место высокоскоростная диффузия атомов углерода по дислокациям, субграницам и границам зерен под действием электрического поля и, наконец, в-седьмых, имеет место неоднородный локальный разогрев при электростимулировании вследствие неоднородного электросопротивления γ -твердого раствора, обусловленного его неоднородной атомной и дислокационной структурой (локальное повышение температуры может быть в несколько раз больше 350 °С).

В целом, электростимулирование сложным образом влияет на пластические свойства материала: рекристаллизация, сопровождающаяся укрупнением зеренной структуры, пластифицирует сталь; перестройка дислокационной субструктуры с формированием ячеек, а также образование деформационных микродвойников несколько увеличивает прочность стали; распад твердого раствора и уход из кристаллической решетки железа атомов углерода и титана пластифицирует сталь. Кроме этого, атомы углерода в процессе образования частиц карбидной фазы могут покидать атмосферы Коттрелла, тем самым разблокируя дислокации, что также пластифицирует материал. Выделяющаяся карбидная фаза, являясь препятствием для движения дислокаций, будет упрочнять сталь. Эффект воздействия электростимулирования на механические свойства стали будет определяться сочетанием данных механизмов и может быть как положительным (упрочнение), так и отрицательным (разупрочнение). Поведенный выше анализ еще раз показывает, что токовое воздействие не только не снижает разномасштабность структуры стали, но и усиливает ее.

Поверхность разрушения исходного и электростимулированного образцов исследовали методами сканирующей электронной микроскопии. Фрактографический анализ поверхностей изломов выявил следующее. В обоих случаях на поверхности разрушения выделяется три зоны: зона стабильного роста трещины, зона ускоренного роста трещины и зона долома [11, 12]. Вся поверхность данной зоны покрыта усталостными микрополосами, ориентированными преимущественно нормально распространению роста трещины. Среднее расстояние между бороздками, характеризующее пробег трещины за цикл испытания, в исходном образце составляет 2,6 мкм, в электростимулированном - 1,9 мкм. На поверхности разрушения наблюдается большое количество вторичных микротрещин. Зарождение их происходит по внутрифазным (границам зерен) и межфазным (границам раздела карбид-матрица) границам. Расстояние между данными микротрещинами в исходном образце составляет 17 мкм, в электростимулированном – 7 мкм.

Зона ускоренного роста трещины характеризуется смешанным микрорельефом. На поверхности разрушения присутствуют веерообразные микрополосы, участки с псевдобороздками и ямки; последние формируют транскристаллитные фасетки скола. Зоны ускоренного роста трещины (а также зоны долома) в исходном образце и в

электростимулированном имеют подобное строение и слабо отличаются друг от друга.

Таким образом, фрактографические исследования поверхности разрушения показали, что электростимулирование приводит к увеличению вязкости разрушения стали 08X18H10T. Об этом свидетельствует меньшее расстояние между усталостными бороздками и вторичными микротрещинами в электростимулированном образце по сравнению с исходным. Изложенные выше результаты структурно-фазовых исследований стали в исходном и стимулированном состояниях показывают, что основной причиной повышения сопротивляемости материала распространению трещин является уменьшение эффективного размера зерна в электростимулированном материале, что ограничивает длину свободного перемещения микротрещины. Это обусловлено, во-первых, увеличением объемной доли двойников в зерне и числа зерен с двойниками в стали в целом и, во-вторых, стабилизацией дислокационной субструктуры частицами карбида титана, что делает их менее проницаемыми для микротрещин.

Выводы

Таким образом, электростимулирование характеризуется многоуровневым воздействием на исследуемый материал и приводит к одновременному протеканию в стали 08X18H10T, во-первых, собирательной рекристаллизации (макроуровень), во-вторых, перестройки двойниковой и дислокационной субструктуры (микроуровень) и, в-третьих, распада твердого раствора с выделением когерентных частиц карбида титана (наноуровень). По ряду параметров при электростимулировании структура стали становится более равновесной (дислокационная структура, доля карбидной фазы и т.п.). По некоторым другим параметрам напротив, имеют место процессы, протекающие в обратном направлении (образование мелких частиц).

В целом, электростимулирование сложным образом влияет на пластические свойства материала: рекристаллизация, сопровождающаяся укрупнением зеренной структуры, пластифицирует сталь; перестройка дислокационной субструктуры с формированием ячеек, а также образование деформационных микродвойников несколько увеличивает прочность стали; распад твердого раствора и уход из кристаллической решетки железа атомов углерода и титана пластифицирует сталь. Кроме этого, атомы углерода в процессе образования частиц карбидной фазы могут покидать атмосферы Коттрелла, тем самым разблокируя дислокации, что также пластифицирует материал. Выделяющаяся карбидная фаза, являясь препятствием для движения дислокаций, будет упрочнять сталь. Эффект воздействия электростимулирования на механические свойства стали будет определяться сочетанием данных механизмов и может быть как положительным (упрочнение), так и отрицательным (разупрочнение). Поведенный выше анализ еще раз показывает, что токовое воздействие не только не снижает разномасштабность структуры стали, но и усиливает ее.

Итогом всей совокупности процессов является резкое уменьшение плотности возможных мест зарождения микротрещин в электростимулированной аустенитной стали и значительная пластификация ее в условиях усталостного нагружения. Все происходящие процессы затрудняют зарождение и развитие микротрещин, сдвигая разрушение к более высокому числу циклов нагружения.

Список литературы

1. Марочник сталей и сплавов/Под ред. В.Г.Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989.- 640 с.
2. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. - М.: Мир, 1968.- 574 с.
3. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. - М.: Металлургия, 1974.- 280 с.
4. Чиракадзе Д.З., Громов В.Е., Зуев Л.Б. и др. Оценка накопления дефектов и электростимулированное восстановление ресурса выносливости при усталости// Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 1997.- №4.- С.45-46.
5. Семакин Е.В., Чиракадзе Д.З., Целлермаер В.Я. Электростимулированное восстановление долговечности сварных соединений: эксперимент и модель// Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 1977.- №6.- С.48-51.
6. Громов В.Е., Чиракадзе Д.З., Семакин Е.В., Целлермаер В.Я.// Известия РАН. Серия Физическая. - 1977.- №5.- С.73-75.
7. Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целлермаер В.Я. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов. - М.: Недра, 1996.- 290 с.
8. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. - М.: Металлургия, 1980.- 156 с.
9. Спицин В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. - М.: Наука, 1985.- 197 с.
10. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. - М.: Металлургия, 1971.- 264 с.
11. Головин С.А., Пушкар А. Микропластичность и усталость металлов. - М.: Металлургия, 1980.- 240 с.
12. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. - Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1988.- 400 с.

318396