

УДК 669.04:539.388

**С.В. Воробьев¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов²,
В.В. Сизов¹, А.Ф. Софрошенков¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ*

Усталостное разрушение сталей зависит от целого комплекса факторов (частоты, амплитуды и формы действующей нагрузки, фазового состава, состояния поверхностного слоя, температуры испытаний и т.д.) [1, 2]. Сложная природа усталости, связанная с эволюцией структурно-фазового состояния на разных масштабных уровнях, обуславливает необходимость тщательного изучения изменения дефектной субструктуры и фазового состава для каждой конкретной марки стали [2 – 4]. При этом особое внимание должно уделяться поверхностным слоям, поскольку усталостное разрушение начинается преимущественно с поверхности [5 – 7].

Целью настоящей работы являлось исследование формирования структуры и фазового состава поверхностных слоев нержавеющей стали, подвергнутой многоциклового усталости до разрушения.

В качестве материала исследования использована сталь 20Х23Н18 [8]. Как и в работах [1 – 4, 6, 7, 9, 10], образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда размерами 8×14×145 мм. Имитацию трещины осуществляли надрезом в виде полуокружности радиусом 10 мм. Приготовленные таким образом образцы подвергали закалке при 1150 °С в течение 2 ч с охлаждением на воздухе.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки 20 МПа, частота нагружения 20 циклов/с, температура испытания 293 К, число циклов до разрушения стали составляло приблизительно $1,5 \cdot 10^5$.

Исследования структурно-фазового состояния стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Фольги для дифракционной электронной микроскопии готовили путем одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из разрушенного образца (толщина h пластинок составляла примерно 300 мкм) и механически утоненных до толщины примерно 100 мкм. Пластины выре-

зали параллельно лицевой поверхности образца. Исследование структуры стали осуществляли путем анализа фольг, расположенных на расстоянии 10 и 80 мкм от лицевой поверхности, и фольг, полученных из прилегающего к лицевой поверхности слоя. Количественный анализ структуры стали осуществляли методами количественной электронной микроскопии [11]; фазовый анализ стали проводили путем индицирования микроэлектроннограмм с использованием темнопольной методики [11, 12].

Исследуемая сталь в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, внутризеренная структура которого представлена микродвойниками одной или двух систем двойникования и дислокациями со скалярной плотностью $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Фазовый состав стали характеризуется наличием частиц карбида типа Me_{23}C_6 (на основе хрома состава $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$).

Размеры поперечных и продольных частиц, расположенных вдоль границ зерен, изменяются в пределах 40 – 100 нм и 0,2 – 1,0 мкм соответственно. Размеры частиц, расположенных в объеме зерен, достигают 0,5 мкм.

В результате выполненных исследований и анализа фольг, полученных с глубины 10 мм и с лицевой поверхности образца, установлены множественные изменения структурно-фазовых состояний поверхностного слоя.

Во-первых, стык двух систем микродвойников приводит к формированию объема стали со структурой наноразмерного диапазона (рис. 1). Размеры кристаллитов изменяются в пределах 25 – 80 нм. Число зерен с нанокристаллической структурой уменьшается по мере удаления от поверхности.

Во-вторых, выявлены протяженные (до 5 мкм) микротрещины вдоль границ зерен, содержащих прослойки второй фазы.

В-третьих, установлено формирование полосовой субструктуры в объеме зерен, не содержащих микродвойников. Полосы фрагментированы; размеры фрагментов изменяются в пределах 50 – 80 нм. Величина азимутальной составляющей полного угла разориентации такой субструктуры достигает 16° .

В-четвертых, вдоль границ зерен обнаружены кристаллы ϵ -мартенсита, свидетельствующие о протекании мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения. Формирование

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 02.740.11.0538), гранта президиума РАН (проект № 27.4) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-00092а).

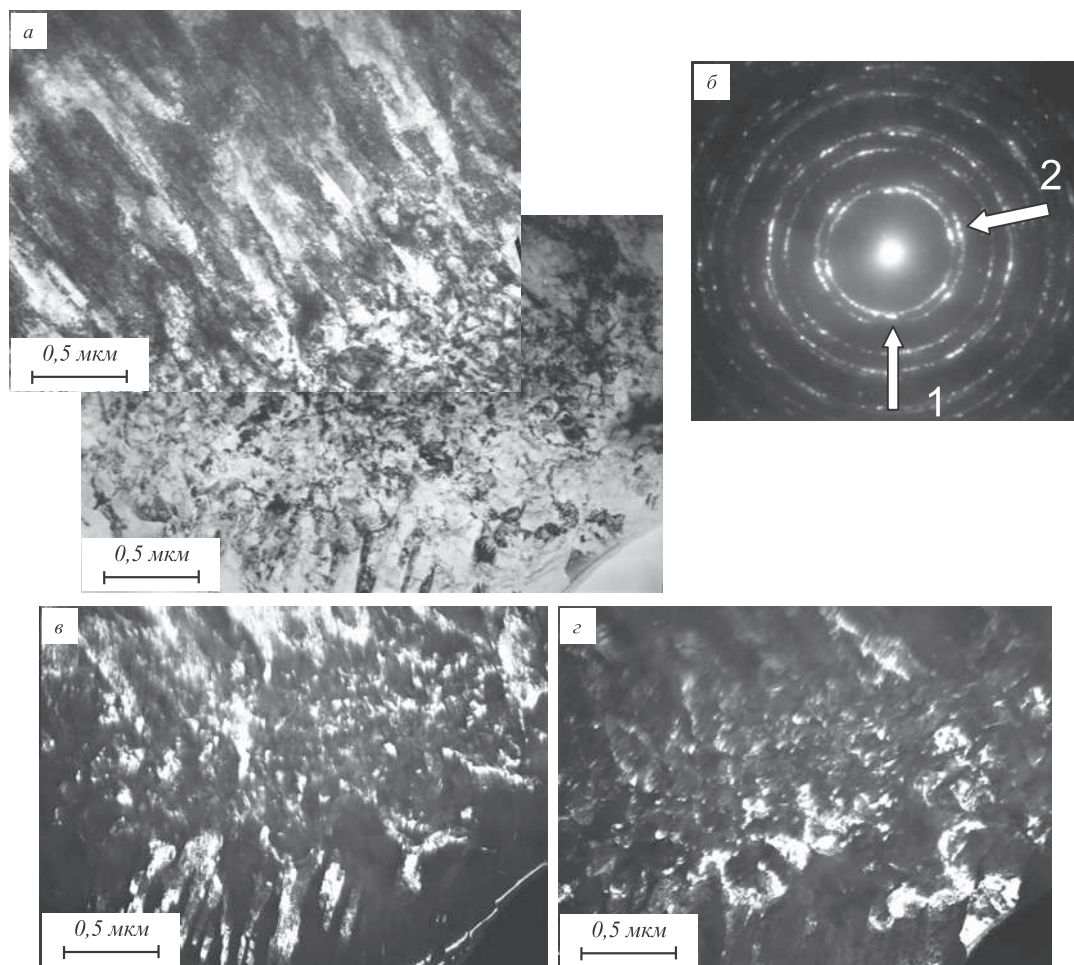


Рис. 1. Нанокристаллическая структура, формирующаяся в поверхностном слое разрушенной стали 20X23N18: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма (стрелками указаны рефлексы, в которых получено темное поле); *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах дифракционных колец (111)γ-Fe и (111)γ-Fe + (002)γ-Fe (1 и 2 соответственно)

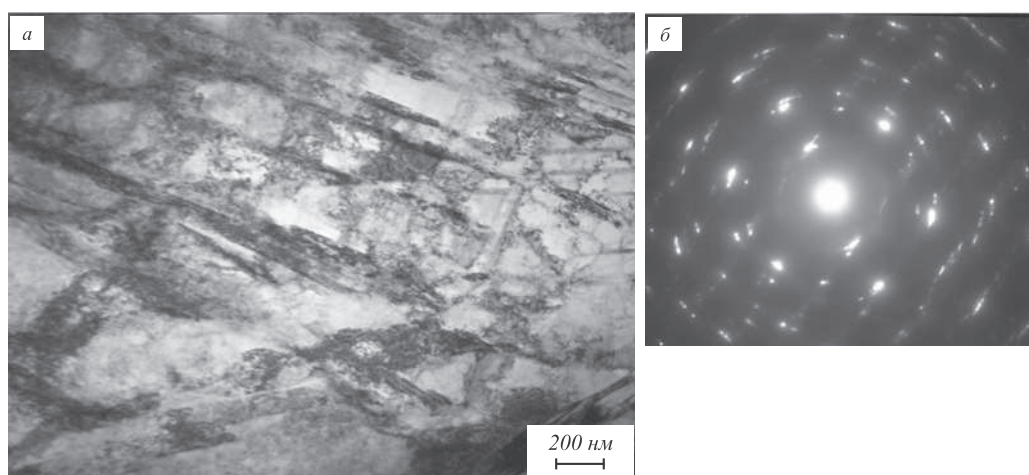


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 20X23N18, демонстрирующее наличие микровдвойников трех систем двойникования: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма

ε-мартенсита определенным образом связано с трещинообразованием. Вдоль границ зерен, вблизи которых выявлены пластинки ε-мартенсита, располагаются микротрещины.

В-пятых, усталостное нагружение до разрушения приводит к множественному микровдвойникованию (рис. 2) и, как следствие этого, к сложному изгибу-кручению кристаллической решетки стали. На электрон-

но-микроскопических снимках таких зерен выявляется большое количество изгибных экстинкционных контуров различной формы и размеров (рис. 2).

Микродвойникование является основным механизмом деформации стали и в слое, расположенном на глубине приблизительно 80 мкм. Однако в большинстве случаев в зерне выявляется одна система двойникования. Двойники располагаются протяженными пачками, занимающими весь объем зерна.

Объемы с фрагментированной субструктурой являются местами зарождения разрушения материала [13, 14], что в полной мере относится к поверхностным слоям толщиной до 10 мкм, где формируются области с критической структурой, не способные к дальнейшей эволюции. Образование такой структуры должно являться одним из факторов, приводящим к зарождению и росту субмикротрещин с последующим их объединением и образованием магистральной трещины [15]. Другим решающим фактором, снижающим усталостную долговечность, является наличие карбидных частиц $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$. Это мощные концентраторы напряжений, приводящие в условиях формирования критической субструктуры к трещинообразованию.

Выводы. Исчерпание пластичности поверхностных слоев материала с нанокристаллической структурой в области стыка систем микродвойникования приводит к разрушению стали 20Х23Н18 в условиях многоциклового усталости. Второй решающей причиной усталостного разрушения является наличие включений карбидных частиц, приводящих к формированию микротрещин.

УДК 669.017:539

**С.Г. Молотков¹, Е.С. Ващук², Е.А. Будовских²,
В.Е. Громов², В.Я. Целлермаер²**

¹ Кузбасская государственная педагогическая академия

² Сибирский государственный индустриальный университет

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАНИЦЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ С ОСНОВОЙ МЕТАЛЛА*

В работе [1] показано, что при электровзрывном меднении поверхности углеродистой стали на границе зоны легирования с основой наблюдается формирование волнообразного рельефа с характерным периодом порядка 10 мкм. Можно предположить, что оно обусловлено течением расплава вдоль поверхности от центра зоны плазменного воздействия к ее периферии

* Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ (проект № 11-02-91150-ГФЕН-а).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.
2. Sosnin O.V., Gromova A.V., Suchkova E.Yu. et al. // International Journal of Fatigue. 2005. V. 27. Iss. 10-12. P. 1221 – 1226.
3. Sosnin O.V., Gromova A.V., Ivanov Yu.F. et al. // International Journal of Fatigue. 2005. V. 27. Iss. 10-12. P. 1186 – 1191.
4. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Ivanov Yu.F. et al. // Material Science and Engineering. 2010. V. 527. Iss. 12. P. 3040 – 3043.
5. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Коган И.С. и др. // ФИЗХОМ. 1979. № 2. С. 136 – 143.
6. Воробьев С.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. РАН. Серия физическая. 2006. Т. 70. № 9. С. 1377 – 1383.
7. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В. и др. // ФММ. 2011. Т. 112. № 1. С. 85 – 93.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. С. 75 – 82.
10. Горбунов С.В., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // ФИЗХОМ. 2011. № 1. С. 61 – 65.
11. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
12. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
13. Терентьев В.Ф. // Доклады АН СССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324 – 326.
14. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
15. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

© 2012 г. С.В. Воробьев, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов,
В.В. Сизов, А.Ф. Софрошенков
Поступила 30 сентября 2011 г.

и возникновением неустойчивости Кельвина-Гельмгольца [2]. Обоснование этого предположения требует математического описания процесса возникновения и развития гидродинамической неустойчивости, что и явилось целью настоящей работы.

Импульсные многофазные плазменные струи используются для модификации структуры и свойств поверхности металлов и сплавов [3]. При электровзрывном легировании (ЭВЛ) такие струи служат как для нагрева поверхности выше температуры плавления, так и для насыщения образующегося расплава продук-