

*В.В. Сизов¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов²,
С.В. Воробьев¹, С.В. Коновалов¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

Физическая картина поведения материалов при циклическом нагружении достаточно сложная, поскольку на усталостное разрушение оказывают влияние многочисленные факторы [1, 2]. Повышение усталостной долговечности нержавеющей сталей и, как следствие, безопасных сроков эксплуатации изделий из них достигается электронно-пучковой обработкой поверхности [3 – 5]. Такая обработка обладает большими возможностями контроля количества подводимой энергии и, соответственно, перевода материала в высоконеравновесное состояние [6], приводящее к образованию субмикро- и нанокристаллических структур [7]. Это происходит благодаря сверхвысоким скоростям нагрева (до 10^6 К/с) и охлаждения (до 10^9 К/с) поверхности за счет теплоотвода в объем материала, формированию предельных (до 10^6 К/с) градиентов температуры [3 – 5, 7].

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в зоне усталостного разрушения нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком в микросекундном диапазоне длительности воздействия.

В качестве материала исследования была использована сталь аустенитного класса марки 20Х23Н18 [8], форма и размеры образцов из которой не отличались от описанных в работах [3 – 5]. Усталостные испытания проводились на специальной установке для асимметричного консольного изгиба с параметрами: напряжение нагрузки 20 МПа, частота повторения 20 Гц, температура испытания 293 К, число циклов до разрушения примерно $1,5 \cdot 10^5$. Как и в работах [3 – 5], образцы имели концентратор напряжений в виде выреза полуокружностью радиусом 10 мм. Предварительная термическая обработка заключалась в охлаждении стали на воздухе после 2-ч выдержки при температуре 1150 °С.

Перед усталостными испытаниями часть образцов подвергали облучению высокоинтенсивным электрон-

ным пучком на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) [7] при следующих параметрах: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см²; длительность и частота следования импульсов воздействия пучка электронов 50 мкс и 0,3 Гц; количество импульсов воздействия пучка электронов 3. Облучение осуществляли при остаточном давлении аргона в рабочей камере установки, равном примерно 0,02 Па. Структуру стали в исходном состоянии и после усталостных испытаний исследовали методами сканирующей (поверхность облучения, фрактография поверхности разрушения) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучали фольги, расположенные на расстоянии примерно 10 и 80 мкм от поверхности (стороны образца, расположенной противоположно концентратору напряжений и подвергнутой обработке электронным пучком), а также фольги, включающие саму поверхность облучения [9 – 11].

Ранее было показано [12], что термическая обработка стали марки 20Х23Н18 сформировала кристаллическое состояние с дислокационной субструктурой в виде сеток и скалярной плотностью дислокаций $4 \cdot 10^{10}$ см⁻². Термическая обработка стали сопровождается двойникованием; выявляются микродвойники одной, значительно реже, двух систем двойникования (рис. 1, а). Вдоль границ зерен в виде протяженных прослоек (рис. 1, б), реже – в объеме зерна в виде частиц округлой формы выявляются частицы карбидной фазы.

После термической обработки в стали возникают дальнедействующие поля напряжений, источниками которых являются границы раздела частица/матрица. Изгибные экстинкционные контуры (рис. 1, а), свидетельствующие о полях напряжений, начинаются и заканчиваются на указанных элементах структуры стали [13]. Ранее было показано, что амплитуда внутренних полей напряжений обратно пропорциональна поперечным размерам контура. В настоящей работе установлено, что наиболее высокий уровень внутренних полей напряжений формируется у границы раздела частица/матрица, наименее высокий – вблизи границ зерен.

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

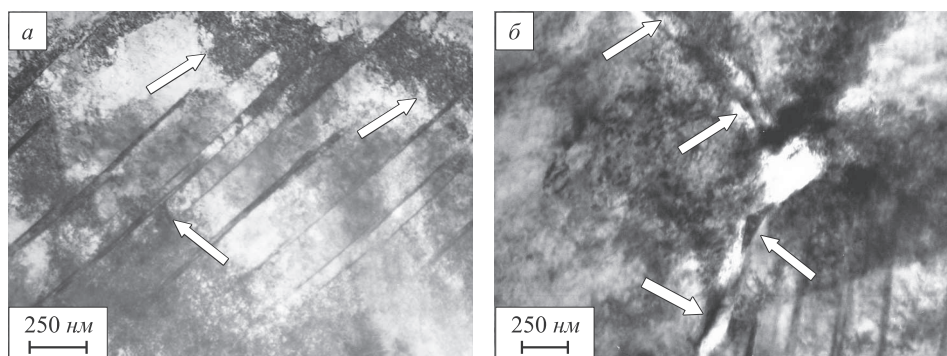


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение исходной структуры стали. Стрелками на поз. *а* указаны изгибные экстинкционные контуры, на поз. *б* – частицы второй фазы, расположенные вдоль границы зерна

Электронно-пучковая обработка в указанном режиме привела к высокоскоростным плавлению и последующей кристаллизации слоя толщиной до 10 мкм. Размеры зерен поверхностного слоя изменяются в пределах от 10 до 100 мкм (рис. 2, *а*). В объеме зерен обнаруживается структура ячеистой кристаллизации, размеры ячеек изменяются в пределах от 200 до 400 нм (рис. 2, *б*).

Образцы стали после электронно-пучковой обработки и усталостного нагружения выдерживали в 1,3 раза большее число циклов до разрушения, чем необработанные. Данные сканирующей электронной микроскопии показывают, что поверхность разрушения состоит из слоя толщиной около 1,5 мкм со структурой ячеис-

той кристаллизации (рис. 3), слоя толщиной 8 – 10 мкм со столбчатой структурой и последующей зоны термического влияния.

В поверхностном слое размеры ячеек изменяются в пределах от 250 до 400 нм, что близко к размерам ячеек, выявленных при анализе поверхности стали методами сканирующей электронной микроскопии. Ячейки кристаллизации практически не разориентированы друг относительно друга, о чем свидетельствует отсутствие особенностей в виде тяжей рефлексов микроэлектроннограммы, представленной на рис. 3, *б*. В стыках границ ячеек кристаллизации выявляются частицы второй фазы (частицы карбида хрома), указанные на рис. 3, *а* стрелками. В объеме ячеек кристаллизации наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет примерно $5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В структуре поверхностного слоя выявляются зерна, содержащие микровдвойники двух-трех систем их взаимодействия, что приводит к фрагментации структуры стали. Размеры фрагментов изменяются в пределах от 75 до 220 нм. Анализ структуры поверхностного слоя стали показывает, что максимальное количество (плот-

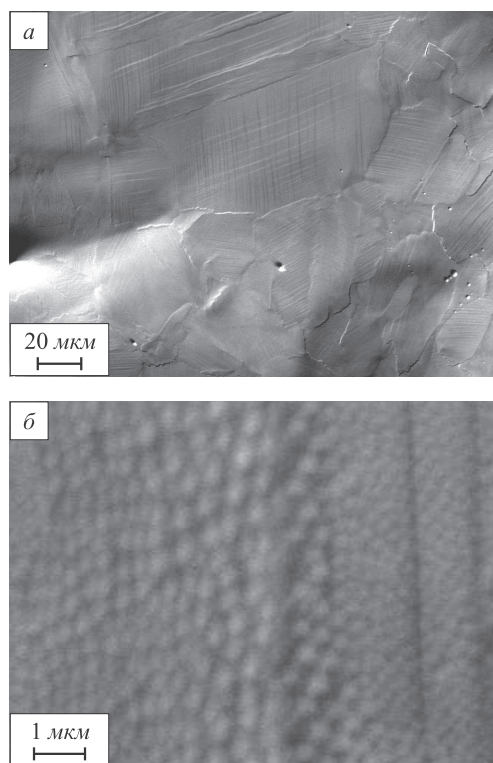


Рис. 2. Структура поверхности, формирующаяся в результате обработки стали 20Х23Н18 электронным пучком. Сканирующая электронная микроскопия

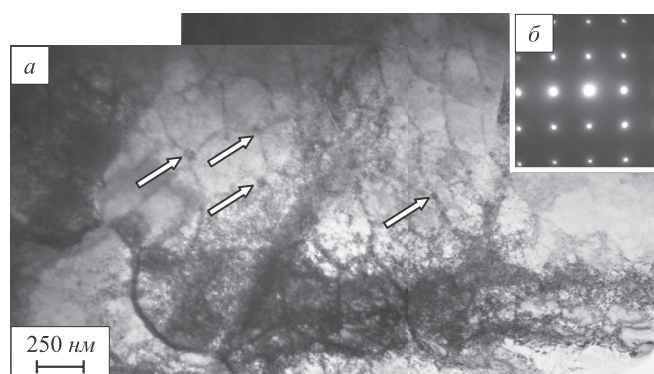


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации стали 20Х23Н18, подвергнутой электронно-пучковой обработке и последующему разрушению в результате усталостных испытаний:

а – светлое поле (стрелками указаны частицы карбидной фазы, расположенные на границах и в стыках границ ячеек кристаллизации); *б* – микроэлектроннограмма данного участка фольги

ность) контуров наблюдается в объеме стали, содержащем взаимодействующие микродвойники.

Согласно результатам работы [13], можно сделать заключение, что взаимодействие микродвойников приводит к формированию в стали объемов, характеризующихся относительно высокой плотностью и высоким уровнем внутренних полей напряжений, т.е. объемов, потенциально опасных в условиях механического нагружения стали.

Структура, формирующаяся на глубине примерно 10 мкм, отличается от структуры поверхностного слоя лишь в количественном отношении. Отмечено существенное диспергирование фрагментов, формирующихся в зоне взаимодействия микродвойников: размеры фрагментов изменяются в пределах от 50 до 80 нм, что в 2–3 раза меньше размеров фрагментов структуры поверхностного слоя.

В структуре слоя, расположенном на глубине примерно 80 мкм, объемная доля областей с фрагментами в 2,3 раза выше по сравнению со структурой поверхностного слоя. Кроме того, наблюдается увеличение толщины слоя с наноразмерной фрагментированной структурой. Дальнейшая эволюция фрагментированной субструктуры приводит, как отмечено в работах [14, 15], к зарождению очагов вязкого разрушения.

Выводы. Электронно-пучковая обработка, повышающая усталостную долговечность стали 20Х23Н18, приводит при нагружении к образованию взаимодействующих систем микродвойников и фрагментации структуры, неспособной к дальнейшей эволюции. Эти области являются очагами зарождения субмикротрещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.
2. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2002. – 248 с.
3. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 5. С. 61 – 69.
4. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 11. № 1. С. 75 – 82.
5. Громов В.Е., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Поверхность. 2011. № 10. С. 62 – 67.
6. Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Gromov V.E. // Arab. Journal. Science and Eng. A. 2009. V. 34. № 2. P. 233 – 243.
7. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
10. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
11. Эндрюс К., Дайсон Д., Кноун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
12. Воробьев С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 51 – 53.
13. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
14. Терентьев В.Ф. // ДАН СССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324 – 326.
15. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

© 2012 г. В.В. Сизов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов,
С.В. Воробьев, С.В. Коновалов
Поступила 7 ноября 2011 г.

УДК 621.77:539.21

**О.Ю. Ефимов¹, Ю.Ф. Иванов², В.Е. Громов³,
А.Б. Юрьев¹, В.В. Пискаленко⁴**

¹ ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

² Институт сильноточной электроники СО РАН

³ Сибирский государственный индустриальный университет

⁴ Кемеровский государственный университет

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННОГО ЧУГУННОГО ВАЛКА*

Плазменная закалка рабочей поверхности калибров чугуновых валков значительно повышает их стойкость при горячей прокатке [1, 2] и улучшает показатели работы станов. Увеличение срока службы прокатных валков

при плазменном упрочнении обусловлено диспергированием структуры поверхностного слоя и образованием закалочных структур [3, 4]. Разработка оптимальных режимов упрочнения должна базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических операциях. Для этого необходимо исследование механизмов и закономерностей формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в литых чугуновых валках при упрочне-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации Аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (2009 – 2011 гг.) (проект 2.1.2/ 13482) и гранта РФФИ (проект 10-07-00172-а).