

ленной стали сопровождается одновременным протеканием целого ряда процессов, основными из которых являются перераспределение атомов углерода между кристаллической решеткой и дефектами, распад твердого раствора с образованием частиц карбидной фазы, перераспределение дислокаций, выход на границы зерен, пакетов, кристаллов мартенсита и бейнита, протекание процесса динамической рекристаллизации. Образующиеся в процессе отпуска стали частицы карбидной фазы и частицы, сформировавшиеся непосредственно в процессе закалки, играют определяющую роль в стабилизации дислокационной субструктуры, препятствуя перемещению отдельных дислокаций, дислокационных образований, субграниц фрагментов и субзерен и границ кристаллов мартенсита, бейнита и пакетов мартенсита. Значимую роль в эффективности стабилизирующих свойств играют форма и размеры частиц, плотность их расположения, места формирования. Анализируя структуру стали можно выделить целый ряд дислокационных субструктур, сформировавшихся при взаимодействии с частицами карбидной фазы. А именно, структура дислокационного хаоса; клубки и сгущения дислокаций; сетчатая дислокационная субструктура и ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура.

Список литературы

1. Иванов Ю.Ф. Многоуровневая градиентная структура в стержне низкоуглеродистой стали малого диаметра, термоупрочненной с горячего проката / Ю.Ф.Иванов, А.Б.Юрьев, М.М. Морозов [и др.] // Физическая мезомеханика. - 2005. -Т.8. - №2.- С.61-68.
2. Юрьев А.Б. Закономерности формирования фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств арматуры при термическом упрочнении // А.Б. Юрьев, Ю.Ф. Иванов, М.М. Морозов [и др.] // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2005. - № 6. - С.39-44.
3. Иванов Ю.Ф. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в арматуре из малоуглеродистой стали / Ю.Ф. Иванов, А.Б. Юрьев, М.М. Морозов [и др.] // Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 2005. - № 8. - С.23-26.

УДК 669.046: 539.3: 548.736

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ АРМАТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Иванов Ю. Ф., Микрюков В. Р. *, Громов В. Е. *, Коновалов С. В. *

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
yufi@mail2000.ru

**Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,*
gromov@physics.sibsiu.ru

Установление механизмов изменения структурно-фазовых состояний арматуры при длительной эксплуатации, несомненно, актуально, так как позволяет управлять этими процессами, предотвращать разрушение конструкций, более обоснованно подходить к проблеме прогнозирования долговечности в процессе проектирования, строительства и эксплуатации конструкций и сооружений [1–4].

Цель работы: исследование физической природы и закономерностей деградации структурно-фазовых состояний арматуры из стали 35ГС при длительной эксплуатации в каркасе фундаментов промышленных зданий и сооружений.

Измерение зеренной субзеренной структуры стали, поведение вторых фаз, анализ строения поверхности разрушения проводили методами металлографии травленного шлифа (SEM 515 «Philips»), сканирующей электронной микроскопии («Эпиквант» с промышленной системой анализа из изображений SIAMS 600) и электронной дифракционной микроскопии (ЭМ-125 и ЭМ125к). Для идентификации фаз, присутствующих в материале, применялся дифракционный анализ с использованием темнопольной методики. Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации структуры по морфологическим признакам; определения размеров, объёмной доли и мест локализации вторичных фаз и выделений; скалярной и избыточной плотности дислокаций; амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки.

Горячекатаная сталь в состоянии текущего производства является поликристаллическим агрегатом, состоящим из зерен структурно-свободного феррита и зерен перлита. По границам и в стыках зерен феррита выявлены частицы цементита. В объеме зерен феррита частиц второй фазы не обнаружено. Параметрами, характеризующими структурно-фазовое состояние стали, являются тип и относительное содержание дислокационной субструктуры, величина скалярной плотности дислокаций и кривизны-кручения кристаллической решетки феррита, амплитуда дальнедействующих полей напряжений, средние размеры и морфология частиц карбидной фазы.

Установлено, что в процессе эксплуатации горячекатаная арматура подвергается деформированию, сопровождающемуся, во-первых, увеличением скалярной плотности дислокаций (рис.1, кривые 1 и 2), во-вторых, увеличением линейной плотности источников кривизны-кручения кристаллической решетки феррита (рис.1, кривые 3 и 4) с

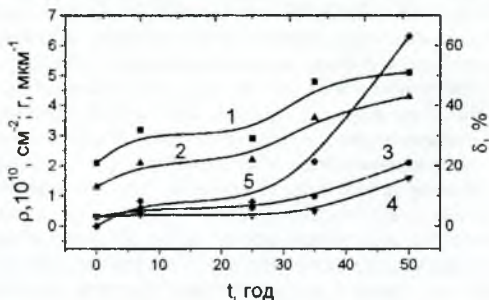


Рис.1. Зависимость величины скалярной плотности дислокаций ρ (кривые 1 и 2), линейной плотности изгибных экстинкционных контуров g (кривые 3 и 4) и относительной доли объема материала, содержащего микротрещины δ (кривая 5), от времени эксплуатации арматуры. Кривые 1 и 3 характеризуют состояние зерен феррита, 2 и 4 – ферритной составляющей зерен перлита, кривая 5 – общее состояние стали.

одновременным пропорциональным ростом амплитуды дальнедействующих полей напряжений, в третьих, образованием микротрещин, относительное содержание которых увеличивается с ростом времени эксплуатации стали (рис.1, кривая 5). Рост скалярной плотности дислокаций сопровождается изменением типа дислокационной субструктуры (ДСС) в сторону появления упорядоченных субструктур.

В зернах структурно-свободного феррита в исходном состоянии преобладающим типом ДСС яв-

лялись структуры, дислокации в которых квазиравномерно распределены по объему зерна, – хаотическая и сетчатая (рис. 2а); с увеличением времени эксплуатации стали (с ростом скалярной плотности дислокаций) структура дислокационного хаоса уступает место сетчатой ДСС. Одновременно с этим протекает процесс образования упорядоченных ДСС, в которых важную роль играют дислокационные субграницы, поглощающие свободно распределенные дислокации и, тем самым, способствующие снижению величины скалярной плотности дислокаций (см. рис. 2, кривая 1), – формируются и получают развитие фрагментированная и субзеренная субструктуры.

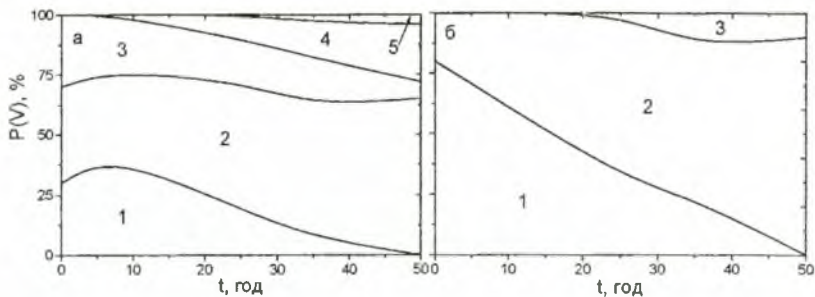


Рис. 2. Диаграмма дислокационных субструктур, формирующихся в зернах феррита (а) и перлита (б) в процессе эксплуатации арматуры стали 35ГС. 1 – дислокационный хаос; 2 – сетчатая; 3 – ячейисто-сетчатая и 4 – фрагментированная ДСС; 5 – субзерна

Развитие дислокационной субструктуры ферритной составляющей перлитных зерен с увеличением времени эксплуатации сопровождается замещением дислокационного хаоса сетчатой ДСС, которая при больших временах эксплуатации становится преобладающей (рис. 2б). После 35 лет эксплуатации в структуре феррита перлитных зерен начинает формироваться ячейистая ДСС, однако ее относительное содержание весьма мало. Выявленная тенденция развития дефектной субструктуры стали показывает, что эволюция дислокационного ансамбля зерен феррита и зерен перлита не приводит на анализируемом временном интервале к формированию критической субструктуры, способной инициировать процесс трещинообразования в исследуемой стали [1–4].

Эксплуатация горячекатаной стали приводит к разрушению пластин цементита перлитных колоний. Выявлены два механизма протекания данного процесса – механизм ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита при опутывании последних подвижными дислокациями и механизм перерезания пластин цементита движущимися дислокациями. Установлено, что одновременно с разрушением пластин цементита наблюдается выделением наноразмерных частиц карбидной фазы на окружающих пластину дислокациях. В предельном варианте разрушение пластин цементита путем их перерезания и растворения приводит к образованию структуры, подобной глобулярному перлиту.

Установлено, что эксплуатации стали приводит к формированию в приповерхностном слое арматуры микротрещин, особенно ярко проявляющихся после 35 лет службы. Местами расположения микротрещин являются внутрифазные границы раздела зерен феррита и перлита, пакетов и кристаллов мартенсита, а также межфазные границы раздела карбид / матрица. Показано, что образование микротрещин приводит, во-первых, к сильному изгибу-кручению кристаллической решетки окружающего объема материала, имеющему градиентный характер; во-вторых, к существенному увеличению линейной плотности изгибных экстинкционных контуров; в-третьих, к ускоренному (по сравнению с объемом стали) формированию элементов разориентированной дислокационной субструктуры (рис. 3).

Обнаружено, что одной из основных причин трещинообразования, имеющего место в приповерхностном слое арматуры, является формирование частиц фазы внедрения, в том числе, окисной фазы. Методами дифракционной электронной микроскопии экстрактивных угольных реплик проведены исследования химического состава, морфологии, гранулометрии и кинетики формирования частиц окисной фазы. Показано, что включениями вторых фаз в исследуемых сталях являются окислы железа, марганца, их

совместный окисел, а также оксикарбид железа. С увеличением срока эксплуатации прослеживается тенденция к повышению разнообразия фазового и химического состава окислов (табл. 1).

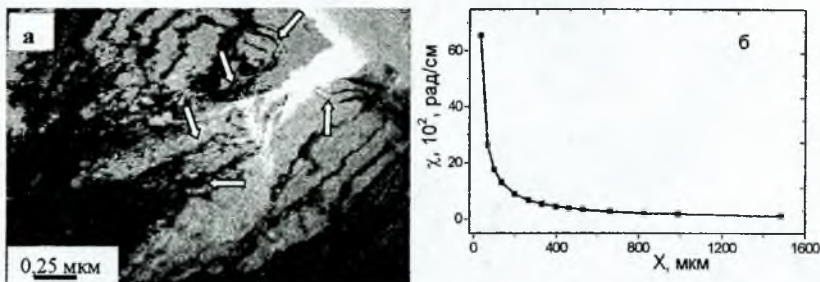


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся вблизи микротрещины в стали после эксплуатации ~50 лет (а). Профиль величины кривизны-кручения кристаллической решетки феррита, формируемого данной трещиной (б).

Таблица 1. Характеристики оксидной и оксикарбидной фаз, формирующихся в горячекатаной арматуре в процессе эксплуатации

Время эксплуатации, год	Фаза					Размеры частиц, нм	
	Химический состав	Кристаллическая решетка					
		Тип решетки	Параметры, нм				
			a	b	c	D	d
7	$\xi\text{-Fe}_3\text{O}_4$	Fd3m	0,8396			180-200	120-130
	$(\text{Mn, Fe})_2\text{O}_3$	Ia3	0,9384			625	50-120
25	$\xi\text{-Fe}_3\text{O}_4$	Fd3m	0,8396			375-390	12-15
	FeCO_3	R3c	0,5796			500	100-125
	$(\text{Mn, Fe})_2\text{O}_3$	Ia3	0,9384			620	100-125
	MnO_2	Pbnm	0,4533	0,927	0,2866	250-300	
	$\gamma\text{-Mn}_3\text{O}_4$	$14_1/\text{amd}$	0,575		0,942	700-750	
35	FeO	Fm3m	0,4296			185-250	38-62,5
	$(\text{Mn, Fe})_2\text{O}_3$	Ia3	0,9384			500	12,5
	$\gamma\text{-Mn}_3\text{O}_4$	$14_1/\text{amd}$	0,575		0,942	300-750	50-120
50	Fe_2O_3	Pbnm	0,459	0,497	0,668	~800	100-120
	$(\text{Mn, Fe})_2\text{O}_3$	Ia3	0,9384			~1000	65-100
	$\gamma\text{-Mn}_3\text{O}_4$	$14_1/\text{amd}$	0,575		0,942	~300	~80

Независимо от способа формирования структуры стали (горячекатаная и термоупрочненная арматура), морфология и средние размеры включений определяются структурным дефектом, на котором расположен окисел. А именно: наиболее крупные включения (единицы микрометра) окисной фазы состава $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, $(\text{Mn, Fe})_2\text{O}_3$, $\xi\text{-Fe}_3\text{O}_4$, MnFe_2O_4 формируются в стыках и вдоль границ зерен (рис. 4). Сравнительно менее крупные включения (доли микрометра) состава FeO формируются на границах субзерен (рис. 4з). Дислокационная субструктура является местом формирования частиц окислов, размеры которых даже после длительной эксплуатации составляют единицы нанометров.

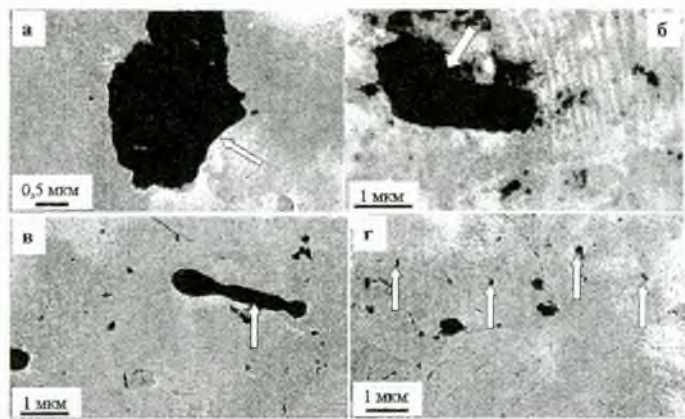


Рис.4. Электронно-микроскопическое изображение включений второй фазы, расположенных в стыках границ зерен (а, б), на границах зерен (в, г) и в объеме зерен (д). Включения указаны стрелками. Метод экстрактивных угольных реплик.

Методами темнопольного анализа установлено, что частицы окислов марганца являются монокристаллическими образованиями; частицы окислов на основе железа в большинстве случаев имеют поликристаллическую структуру и по величине средних размеров кристаллитов могут быть отнесены к нанокристаллическим образованиям.

Список литературы

1. Микрюков В.Р. Охрупчивание и механизмы разрушения арматуры с разными сроками длительной эксплуатации / В.Р. Микрюков, А.Б. Юрьев, А.П. Семин [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. - 2006. - №8. - С. 60-62.
2. Микрюков В.Р. Структурные и масштабные уровни эволюции состояния арматуры в процессе длительной эксплуатации / В.Р. Микрюков, А.Б. Юрьев, Ю.Ф. Иванов [и др.] // Физическая мезомеханика. - 2006. - Т.9, №4. - С. 107-112.
3. Микрюков В.Р. Исследование причин разрушения арматуры с различным сроком эксплуатации / В.Р. Микрюков, А.Б. Юрьев, Ю.Ф. Иванов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. - 2006. - №7. - С. 44-47.
4. Юрьев А.Б. Сравнительный анализ образования оксидной фазы при эксплуатации горячекатаной и термоупрочнённой арматуры / А.Б. Юрьев, В.Р. Микрюков, Ю.Ф. Иванов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. - 2006. - №10. - С.27-31.
5. Микрюков В.Р. Физическая природа временной прочности стальной арматуры / В.Р. Микрюков, А.Б. Юрьев, Ю.Ф. Иванов [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2006. - №1. - С. 29-31.
6. Микрюков В.Р. Structure and hot-rolled reinforcement rods properties evolution in the process of long service life / В.Р. Микрюков, А.П. Семин, С.В. Коновалов [и др.] // Materials science and engineering. - 2006. - А 430. - P. 125-131.
7. Юрьев А.Б. Эволюция свойств и структуры горячекатанной арматуры в процессе эксплуатации в строительных конструкциях / А.Б. Юрьев, В.Р. Микрюков, Ю.Ф. Иванов [и др.] // Материаловедение. - 2006. №9. - С.44-48.