

**ПРИЧИНЫ ВЫСОКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ  
ПОЛЗУЧЕСТИ СОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ  
МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА**

© 2015 г. В. А. Дудко, А. Н. Беляков, Р. О. Кайбышев

Представлено академиком РАН В.М. Счастливцевым 25.12.2014 г.

Поступило 26.03.2015 г.

В работе обсуждены причины высокой жаропрочности мартенситных сталей с 9% Cr на основании результатов исследования эволюции дислокационной структуры мартенсита в стали 10X9B2MФБР в процессе ползучести при 650°C. Структура стали после отпуска характеризовалась значительными упругими микродеформациями кристаллической решетки, источником которых были дислокации с одинаковым знаком и дальнедействующие напряжения от дислокационных границ реек. Повышенное сопротивление ползучести в жаропрочных сталях, содержащих 9% Cr, достигается благодаря действию как пороговых напряжений от карбонитридов M(C,N), так и от внутренних упругих напряжений.

DOI: 10.7868/S0869565215250131

Уникально высокая жаропрочность современных высокохромистых сталей мартенситного класса типа 10X9B2MФБР при температурах до 650°C достигается комплексным легированием, которое обеспечивает устойчивость дислокационной структуры мартенсита при отпуске и ползучести благодаря твердорастворному и дисперсионному упрочнению [1, 2]. При отпуске в ферритной матрице сталей этого типа однородно выделяются карбонитриды M(C,N), а по границам реек, пакетов и бывших аустенитных зерен – карбиды  $M_{23}C_6$  [1–3]. Именно введение карбонитридов размером от 10 до 30 нм в стали мартенситного класса с 9% Cr и 1% Mo позволило повысить температуру их эксплуатации на 100°C [2]. До настоящего времени считали [2, 3], что уникально высокая жаропрочность связана с тем, что карбонитриды подавляют миграцию границ реек. Однако в работе [1] было установлено, что наибольший вклад в суммарную силу, тормозящую миграцию границ, вносят зернограничные карбиды, тогда как зинеровская сила торможения от частиц M(C,N) в несколько раз меньше. Соответственно подавление миграции границ реек за счет зернограничных частиц не может быть причиной рекордной жаропрочности стали 10X9B2MФБР, поскольку их удельный объем такой же, как в стали P9 (0.1 мас. %C-9Cr-1Mo), которая может экс-

плуатироваться только до 520°C [2]. Цель настоящей работы – установить роль карбонитридов в ползучести стали 10X9B2MФБР.

В работе впервые показано, что высокая жаропрочность сталей мартенситного класса типа 10X9B2MФБР обусловлена тем, что наноразмерные частицы M(C,N) эффективно тормозят движение дислокаций при ползучести и предотвращают трансформацию дислокационных границ реек, которые являются источниками дальнедействующих полей упругих напряжений, в субзеренные границы. Таким образом, торможение дислокаций при ползучести обеспечивается одновременным действием двух механизмов, связанных с взаимодействием движущихся дислокаций с дисперсными частицами и полями упругих напряжений. До настоящей работы ни в одном материале не наблюдали одновременного действия двух механизмов пороговых напряжений. Именно высокие пороговые напряжения обеспечивают уникальное сопротивление ползучести сталей типа 10X9B2MФБР. Представленный анализ существенно расширяет современные представления о физических механизмах прочности теплотехнических сталей.

В работе была исследована сталь 10X9B2MФБР (Fe-0.1 мас. %C-0.17Si-0.54Mn-8.75Cr-0.21Ni-0.51Mo-1.60W-0.23V-0.07Nb). Термическая обработка состояла из нормализации от 1050 ± 10°C и последующего отпуска в течение 3 ч при 720 ± 10°C. Детали методик испытаний на ползучесть и микроструктурных исследований описаны в работах [1, 4, 5].

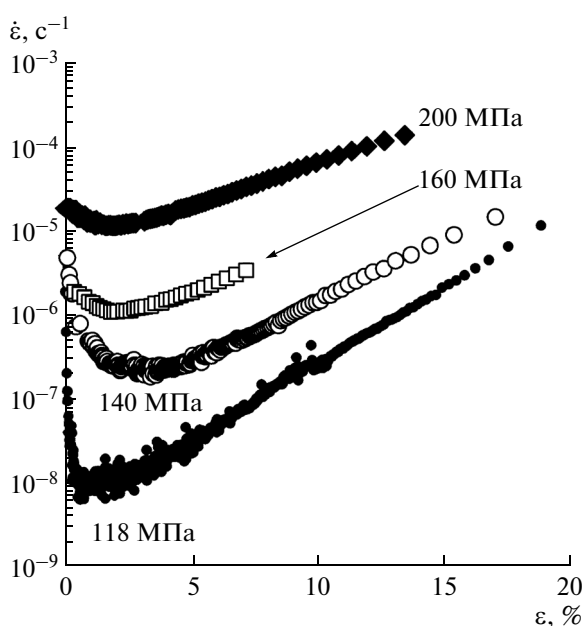
Белгородский государственный национальный  
исследовательский университет  
E-mail: dudko@bsu.edu.ru

**Таблица 1.** Параметры микроструктуры стали 10Х9В2МФБР после отпуска при 720°C и после ползучести при 650°C до различных степеней деформации

Фаза, параметр	Отпуск	Степень деформации			
		1%	4%	8%	18%
<b>Фаза Лавеса:</b>					
размер, нм	—	215 ± 32	286 ± 43	313 ± 47	303 ± 47
доля, об. %	—	1.17	1.17	1.17	1.17
<b>Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>:</b>					
размер, нм	110 ± 25	140 ± 33	169 ± 39	158 ± 9	195 ± 39
доля, об. %	1.79	1.79	1.79	1.79	1.79
<b>MeX:</b>					
размер, нм	31 ± 15	31 ± 16	42 ± 9	36 ± 8	46 ± 24
доля, об. %	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23
Поперечный размер реек (субзерен), нм	330 ± 25	330 ± 25	430 ± 60	710 ± 20	740 ± 50
Плотность дислокаций, 10 <sup>14</sup> м <sup>-2</sup>	6.2 ± 0.7	3.6 ± 1.2	2.2 ± 0.7	1.0 ± 0.4	1.0 ± 0.4
Средняя разориентировка границ реек	2.7	2.6	2.1	2.3	2.7

Параметры микроструктуры после отпуска и различных степеней деформации при 650°C и напряжении 118 МПа [1, 4] приведены в табл. 1. Несмотря на постепенный рост поперечного размера реек при ползучести, их средняя разориентировка не изменяется. Следовательно, дислокации, которые захватываются этими границами в процессе ползучести [6], взаимно аннигилируют.

Зависимости скорости деформации от напряжения при 650°C показаны на рис. 1. В интервале



**Рис. 1.** Зависимость скорости деформации от степени деформации в стали 10Х9В2МФБР при 650°C.

степеней деформации от 1 до 4% достигается минимальная скорость деформации ( $\dot{\epsilon}_{\min}$ ) при всех напряжениях. Анализ зависимости  $\dot{\epsilon}_{\min}$  от приложенного напряжения ( $\sigma$ ) показал, что она подчиняется степенному закону [2]:  $\dot{\epsilon}_{\min} = A(\sigma - \sigma_{th})^n$ , где  $\sigma_{th}$  – пороговое напряжение,  $n$  – истинный показатель степени при напряжении. Этот закон описывает поведение при ползучести материалов, в которых пороговые напряжения препятствуют движению дислокаций. Рассчитанные величины  $n = 5.5$  и  $\sigma_{th} = 88$  МПа указывают на то, что сталь эксплуатируется в режиме горячей деформации, а ее высокое сопротивление ползучести обеспечивается исключительно присутствием пороговых напряжений. Величина пороговых напряжений несколько больше допустимых напряжений в этой стали для ресурса 10<sup>5</sup> ч, что уникально для жаропрочного материала [2].

Обычно источником пороговых напряжений являются дисперсные частицы. В сталях типа 10Х9В2МФБР карбиды  $M_{23}C_6$  и фаза Лавеса расположены преимущественно по границам и не могут служить препятствием для подвижных дислокаций. Поэтому источником пороговых напряжений могут быть только частицы  $M(C, N)$ . Величины теоретических пороговых напряжений, рассчитанные по известным моделям [7], приведены в табл. 2 вместе с экспериментально определенными значениями. Однако в высокохромистых сталях мартенситного класса в отличие от других жаропрочных материалов присутствуют внутренние упругие напряжения [2]. Они также могут тормозить движение дислокаций.

Касательные напряжения ( $\tau_{lat}$ ) внутри отдельных реек, которые связаны с упругим искажением

**Таблица 2.** Пороговые напряжения (МПа), рассчитанные по различным моделям, а также величины внутренних напряжений, определенных различными методами

ε, %	Напряжение Орована	Локальное переползание	Напряжение отрыва	Внутреннее напряжение		Экспериментальное пороговое напряжение*, τ <sub>th</sub>
				ПЭМ	РСА	
0	62	19	51	76	66	—
1	62	19	51	49	47	51
4	62	19	38	43	34	—
8	53	16	44	40	26	—
18	42	13	34	22	22	—

\*Приведены касательные напряжения  $\tau_{th} = \sigma_{th} / \sqrt{3}$ .

ем кристаллической решетки, были рассчитаны по уравнению  $\tau_{lat}/G = 0.35t\theta/l_c$ , где  $t$  – толщина фольги,  $\theta$  – угол разориентировки между двумя точками внутри рейки, определенный методом линий Кикучи в сходящемся электронном пучке на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ), и  $l_c$  – расстояние между точками внутри рейки, в которых определена ориентировка [8]. Средние величины внутренних напряжений после отпуска и деформации до 1, 4, 8, 18% при 650°C и начальном напряжении 118 МПа приведены на рис. 2 вместе с напряжениями, определенными методом рентгеноструктурного анализа (РСА).

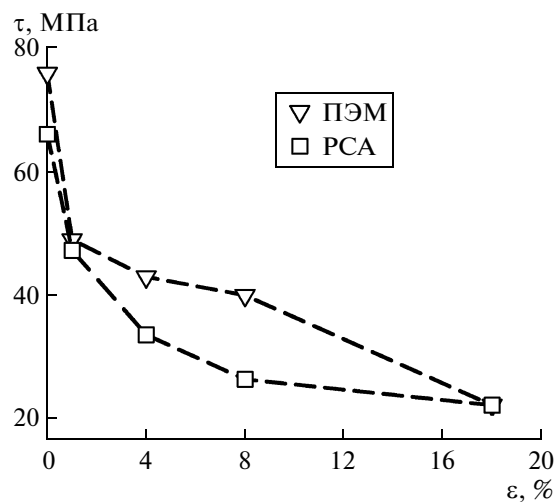
Главным источником внутренних напряжений служат отдельные дислокации внутри рек и дислокационные границы рек. При ползучести происходит перестройка дислокаций в границах рек, что приводит к их трансформации в совершенные субзеренные границы, которые имеют низкие дальнедействующие напряжения или не имеют их совсем. Эта трансформация объясняет неизменность их разориентировки с увеличением степени деформации. Одновременно взаимная аннигиляция решеточных дислокаций с противоположными векторами Бюргера уменьшает их плотность (табл. 1). Развитие этих двух процессов приводит к уменьшению дальнедействующих упругих напряжений (рис. 2). Карбонитриды М(С, N), блокируя движение дислокаций внутри рек и их перераспределение в границах рек, препятствуют этой трансформации, в то время как зернограницные частицы М<sub>23</sub>С<sub>6</sub> и фаза Лавеса могут только сдерживать миграцию субзеренных границ и замедлять перестройку границ рек в субзеренные границы.

Таким образом, главной причиной высокой жаропрочности являются пороговые напряжения, связанные как с наличием в структуре стали карбонитридов М(С, N), так и с внутренними упругими напряжениями. Величины напряжений отрыва и внутренних напряжений, измеренных методами РСА и ПЭМ, близки к пороговым на-

пряжениям τ<sub>th</sub> (табл. 2). Вероятно, действия напряжений этих двух типов торможения движущихся дислокаций происходят параллельно, внося совместный вклад в жаропрочность. Стали мартенситного класса могут сопротивляться ползучести до тех пор, пока карбонитриды М(С, N) тормозят движение дислокаций и соответственно препятствуют релаксации внутренних напряжений из-за перестройки дислокаций в границах рек и уменьшения плотности решеточных дислокаций.

Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования “Диагностика структуры и свойств наноматериалов” НИУ БелГУ за оборудование, предоставленное для проведения структурных исследований.

Исследование поддержано грантом Российского научного фонда (проект 14–29–00173).



**Рис. 2.** Зависимость внутренних напряжений от степени деформации.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Dudko V., Belyakov A., Molodov D., Kaibyshev R.* Microstructure Evolution and Pinning of Boundaries by Precipitates in a 9 pct. Cr Heat Resistant Steel During Creep // *Metal. Mat. Trans. A.* 2013. V. 44. P. 162–172.
2. *Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Шенкова И.А.* Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // *ФММ.* 2009. Т. 108. № 5. С. 1–15.
3. *Kostka A., Tak K.-G., Hellmig R.J., Estrin Y., Eggeler G.* On the Contribution of Carbides and Micrograin Boundaries to the Creep Strength of Tempered Martensite Ferritic Steels // *Acta mater.* 2007. V. 55. P. 539–550.
4. *Дудко В.А., Беляков А.Н., Скоробогатых В.Н., Кайбышев Р.О.* Структурные изменения в жаропрочной стали 10Х9В2МФБР в процессе ползучести при 650°C // *МирТом.* 2010. № 3 (657). С. 26–32.
5. *Zaefferer S.* Computer-Aided Crystallographic Analysis in the TEM // *Adv. Imaging and Electron Phys.* 2002. V. 125. P. 355–415.
6. *Pantleon W.* On the Statistical Origin of Disorientations in Dislocation Structures // *Acta mater.* 1998. V. 46. P. 451–456.
7. *Mohamed F.A., Park K.-T., Lavernia E.J.* Creep Behaviour of Discontinuous SiC-Al Composites // *Mater. Sci. Eng. A.* 1992. V. 150. P. 21–35.
8. *Belyakov A., Tsuzaki K., Kimura Y., Mishima Y.* Tensile Behaviour of Submicrocrystalline Ferritic Steel Processed by Large-Strain Deformation // *Phil. Mag. Lett.* 2009. V. 89. P. 201–212.