УДК 539.3
P.A.C.S. 62.25.+g
DOI 10.54708/26587572_2026_83265

EFFECT OF HIGH BORON CONTENT ON THE GROWTH OF $M_{23}C_6$ CARBIDES IN HIGH-CHROMIUM MARTENSITIC STEELS

Anastasia Sergeevna Dolzhenko, Ivan Sergeevich Brazhnikov, Anna Sergeevna Lugovskaya, Ksenia Sergeevna Tuchina, Valery Aleksandrovich Dudko, Nadezhda Ruzilevna Dudova, Evgeny Sergeevich Tkachev, Alexandra Eduardovna Fedoseeva [a]

Belgorod National Research University, 85a Pobedy st., 308015 Belgorod, Russia
[a] fedoseeva@bsuedu.ru

ABSTRACT

9% Cr martensitic steels are regarded as advanced structural candidates for thermal power equipment operating under ultra-supercritical steam conditions. The long-term creep resistance of these materials is largely governed by the $M_{23}C_6$ carbide phase, whose thermal stability can be improved via boron microalloying. This work examines the influence of boron on nucleation and Ostwald ripening of $M_{23}C_6$ carbides in four experimental steel grades differing in Co, W, B, and N contents. Following standard heat treatment (austenitization and tempering), the specimens were subjected to creep at 650 °C for up to 16 000 h. Employing TEM, atom-probe tomography, and thermodynamic simulations, we found that raising boron to 0.012 wt% promotes the formation of the $M_{23}(C,B)_6$ phase, which exhibits a 20% finer average particle size and a 1.5-fold higher linear density along martensite lath boundaries relative to $M_{23}C_6$ carbides in low-boron steels. The interfacial energy of the $M_{23}(C,B)_6$/ferrite boundary decreases to 0.12 J/m², indicative of coherent interface bonding. Nevertheless, despite this pronounced reduction in interfacial energy, the coarsening kinetics of $M_{23}(C,B)_6$ particles remain essentially the same as those of conventional $M_{23}C_6$ carbides, which is attributed to nickel and manganese segregation at particle/matrix interfaces. To fully exploit the beneficial effect of boron, the combined nickel-plus-manganese content must be decreased by at least a factor of two.

KEYWORDS

Creep-resistant steels; heat treatment; impact toughness; structure; secondary phase particles.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО СОДЕРЖАНИЯ БОРА НА РОСТ КАРБИДОВ $M_{23}C_6$ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Анастасия Сергеевна Долженко, Иван Сергеевич Бражников, Анна Сергеевна Луговская, Ксения Сергеевна Тучина, Валерий Александрович Дудко, Надежда Рузилевна Дудова, Евгений Сергеевич Ткачёв, Александра Эдуардовна Федосеева [a]

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, 308015 Белгород, ул. Победы, 85а
[a] fedoseeva@bsuedu.ru

АННОТАЦИЯ

Мартенситные стали с 9% Cr рассматриваются как перспективные конструкционные материалы для теплоэнергетического оборудования, работающего в условиях сверхкритических параметров пара. Их длительная прочность во многом определяется карбидной фазой $M_{23}C_6$, термическую стабильность которой можно повысить микролегированием бором. В настоящей работе изучено воздействие бора на процессы нуклеации и коалесценции карбидов типа $M_{23}C_6$ в четырех опытных сталях, различающихся концентрациями Co, W, B и N. После стандартной термообработки (закалка + отпуск) образцы подвергали ползучести при 650 °C в течение 16 000 ч. Методами ПЭМ, атомно-зондовой томографии и термодинамического моделирования установлено, что повышение бора до 0,012 мас.% способствует формированию фазы $M_{23}(C,B)_6$, которая характеризуется на 20% меньшим средним размером и в 1,5 раза большей плотностью на границах мартенситных реек по сравнению с карбидами $M_{23}C_6$ в низко бор-содержащих сталях. Межфазная энергия на границе $M_{23}(C,B)_6$/феррит снижается до 0,12 Дж/м^2, что указывает на когерентный характер сопряжения. Однако, несмотря на значительное различие в межфазной энергии, скорость коалесценции частиц $M_{23}(C,B)_6$ оказывается сравнимой с таковой для обычных карбидов $M_{23}C_6$ из-за сегрегации Ni и Mn по границам частиц. Для полного использования положительного эффекта бора необходимо двукратное снижение суммарного содержания никеля и марганца.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Жаропрочные стали; структура; легирование; бор; вторичные фазы; ориентационные соотношения; укрупнение.

Введение

Высокохромистые мартенситные стали являются одним из наиболее востребованных материалов для изготовления элементов парогенераторов, паропроводов и турбин тепловых электростанций, перешедших на сверхсверхкритические параметры пара [1, 2]. Эти сплавы относятся к многокомпонентным системам, в которых каждый легирующий элемент выполняет строго определенную роль [3, 4]. Высокая стойкость к ползучести обеспечивается сохранением троостомартенситной структуры при длительном воздействии температуры и механического нагружения [5]. В процессе отпуска формируются два основных типа выделений: карбиды $M_{23}C_6$, локализующиеся по границам аустенитных зерен и реек, и дисперсные карбонитриды MX, распределенные в объеме матрицы [3, 5].

В новых поколениях сталей с низким содержанием азота и высоким содержанием бора доминирующую упрочняющую роль начинают играть именно карбиды $M_{23}C_6$, имеющие сложную гранецентрированную кубическую решетку (элементарная ячейка содержит 116 атомов: 92 металлических и 24 атома углерода). Эти частицы склонны выделяться на границах исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и мартенситных реек, обычно принимая округлую форму, хотя иногда встречаются и пластинчатые морфологии [3]. Хотя $M_{23}C_6$ традиционно обогащены хромом, их состав может существенно варьироваться при наличии Mo и W [3].

В процессе высокотемпературной ползучести карбиды $M_{23}C_6$ укрупняются по механизму Оствальда (растворение мелких частиц и рост крупных), что описывается уравнением Лифшица–Слезова–Вагнера [6, 7]. Мелкие частицы стабилизируют реечную структуру, препятствуя миграции границ зерен и субзерен, тогда как крупные карбиды ускоряют структурный возврат (исчезновение дислокаций, реек и блоков), что снижает сопротивление деформации ползучести [8, 9]. Чем дольше карбиды сохраняют малый размер, тем выше длительная прочность материала.

Добавление бора способно замедлить коалесценцию $M_{23}C_6$ за счет частичного замещения атомов углерода на бор с образованием фазы $M_{23}C_6$ [3, 10, 11]. Стабилизирующий эффект связывают с тем, что бор занимает вакансионные позиции вокруг растущих карбидов, что затрудняет релаксацию локальных напряжений и подавляет диффузионный рост [10]. В работе [12] показано, что укрупнение $M_{23}C_6$ может контролироваться либо объемной, либо зернограничной диффузией бора. Более того, даже малые добавки бора снижают межфазную энергию на границе ОЦК Fe (110) || ГЦК $M_{23}(C,B)_6$ (111), что препятствует коалесценции этих карбидов в матрице [13, 14]. Однако в литературе имеются данные, что в некоторых случаях бор не дает ожидаемого эффекта стабилизации [15]. Поэтому цель настоящей работы – установить действительную роль бора в зарождении и росте карбидов $M_{23}C_6$ путем сравнительного анализа сталей с различным легированием.

1. Материал и методики

Объектами исследования служили четыре состава 9% Cr сталей, химический состав которых приведен в табл. 1. Исходные заготовки прошли гомогенизацию при 1150 °C в течение 16 ч, затем ковку при той же температуре и охлаждение на воздухе. Заключительная термическая обработка включала закалку от 1050–1060 °C (выдержка 1 ч) и отпуск при 750–760 °C (выдержка 3 ч) с воздушным охлаждением.

Испытания на ползучесть выполняли при 650 °C в интервале напряжений 200–100 МПа до достижения времени испытания 16 000 ч. Образцы имели плоскую рабочую часть размером 7×3 мм и длиной 25 мм, испытания проводили на рычажных машинах ATS2330.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей (в вес.%)

Table 1. Chemical composition of the studied steels (in wt.%)

Ingot	Elements, wt.%											
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	W	Mo	V	Nb	B	N
9Cr3Co2W	0,1	0,1	0,2	0,2	9,4	3,0	2,0	0,5	0,2	0,05	0,005	0,05
9Cr3Co3W							3,0					
9Cr2W	0,1	0,2	0,5	0,2	8,8	–	1,6	0,5	0,2	0,07	0,003	0,04
9Cr1.5WBN	0,1	0,1	0,4	0,4	9,0	2,8	1,5	0,6	0,2	0,05	0,012	0,007

Микроструктуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEM Jeol-2100. Фольги готовили электролитическим травлением в растворе 10% HClO~4~ в уксусной кислоте (25 °C, 20–23 В). Углеродные реплики получали напылением углерода на протравленную поверхность с последующим отслаиванием в электролите 10% HCl в этаноле (напряжение 18 В). Фазовый состав идентифицировали сочетанием микродифракции и локального энергодисперсионного анализа. Межфазную энергию на границе частица/матрица оценивали методом математического моделирования с использованием пакетов Thermo-Calc и Prisma (версия 5.0.4, термодинамические базы TCFE6, TCFE7, кинетическая база MOBFE1). Атомно-зондовую томографию выполняли на установке ПАЗЛ-3D с фемтосекундным лазерным испарением [16].

2. Результаты и обсуждение

2.1. Структура после термической обработки.

На рис. 1 показаны карбиды $M_{23}C_6$ и карбонитриды MX в сталях с обычным содержанием азота (0,04–0,05 мас.%) и бора (0,003–0,005 мас.%). Средний размер частиц $M_{23}C_6$ составляет ≈90±5 нм при объемной доле ≈1,8%. Химический состав (по данным ЭДС) – примерно 50% Cr, 25% Fe и 20% W.

В стали 9Cr1,5WBN (с низким N и высоким B) частицы фазы $M_{23}(C,B)_6$ локализуются на малоугловых границах реек (рис. 2). При увеличении бора до 0,012% наблюдаются три ключевых изменения: (1) средний размер карбидных частиц уменьшается на 20% (до 70±5 нм) при неизменной объемной доле ~1,8%; (2) линейная плотность частиц вдоль границ реек возрастает с 1,5 до 2,5 мкм$^{-1}$, формируя почти непрерывные цепочки; (3) бор частично замещает углерод, что приводит к образованию фазы $M_{23}(C,B)_6$ (подтверждено атомно-зондовой томографией, рис. 2, *б*).

Для частиц $M_{23}(C,B)_6$ установлены кристаллографические соотношения с ферритной матрицей (рис. 2, *а*). Обнаружены как классические ориентационные соотношения (Питча, Нашияма–Вассермана, Курдюмова–Закса), так и нетипичные, являющиеся отклонениями от соотношения Курдюмова–Закса вследствие накопления дислокаций на межфазной границе [17]. Все перечисленные соотношения получены для частиц, расположенных именно на малоугловых границах мартенситных реек.

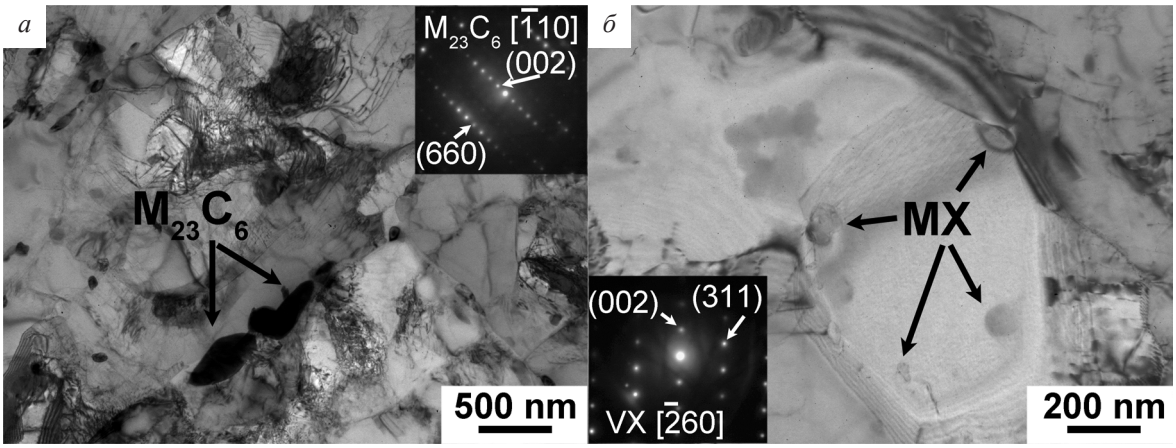

Рис. 1. Изображения карбидной фазы $M_{23}C_6$ (*а*) и карбонитридных выделений MX (*б*), сопровождаемые электронограммами, полученными в стали 9Cr3Co2W

Fig. 1. Bright-field TEM images of $M_{23}C_6$ carbides (*a*) and MX carbonitrides (*б*) with their associated diffraction pattern in the 9Cr3Co2W steel

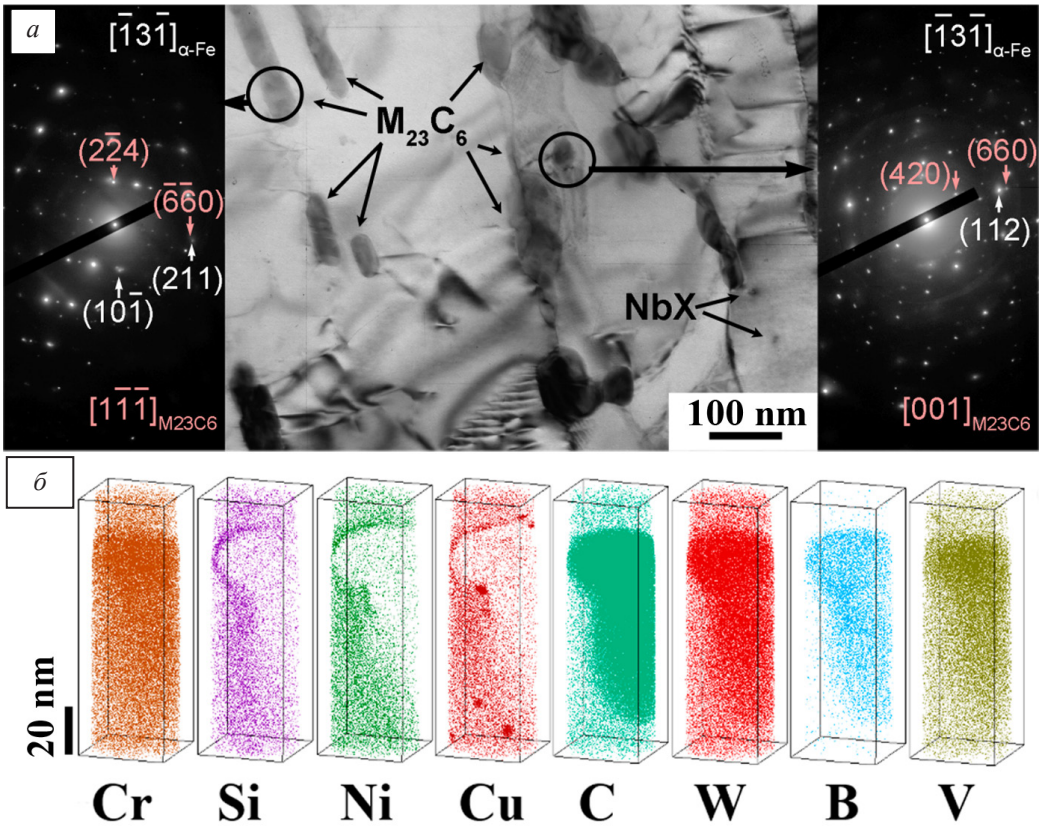

Рис. 2. Структура стали 9Cr1,5WBN с частицами $M_{23}(C,B)_6$ на малоугловых границах реек:
а – ПЭМ-изображение и дифракционные рефлексы от карбида и феррита;
б – томографические атомные карты, иллюстрирующие элементный состав фазы $M_{23}(C,B)_6$

Fig. 2. Microstructural characterization of the 9Cr1.5WBN steel:
a – TEM view of $M_{23}(C,B)_6$ particles at low-angle martensite lath boundaries with diffraction spots from both ferrite and carbide; б – atom-probe tomographic maps revealing the elemental distribution within the $M_{23}(C,B)_6$ phase

2.2. Эволюция карбидов после испытаний на ползучесть.

После ползучести при 650 °C (до 16 000 ч) во всех сталях зафиксирован рост карбидных частиц. На рис. 3 приведено сопоставление экспериментальных данных с расчетом по модели коалесценции (TC-Prisma) для определения межфазной энергии. В бескобальтовой стали 9Cr2W по истечении 2000 ч ползучести медианный радиус карбидов $M_{23}C_6$ вырос с 60 до 100 нм; в стали 9Cr3Co2W за тот же период он достиг 100–125 нм. При этом в остальных составах, содержащих 3% Co, вплоть до разрушения (~4000 ч) средний размер частиц не превышал 50 нм. Увеличение содержания вольфрама до 3% и бора до 0,012% способствует торможению коалесценции $M_{23}C_6$ на ранних стадиях испытаний. Однако при длительной выдержке усредненные размеры карбидов во всех изученных сталях становятся практически идентичными.

Рис. 3 иллюстрирует расчет коалесценции частиц по программе TC-Prisma, выполненный для условных составов, воспроизводящих реальное легирование (Fe–C–Cr–Mo–W–Co, согласно табл. 1), при временах до 20 000 ч. Сравнение полученных зависимостей с экспериментальными данными (измерения на ПЭМ-репликах образцов, испытанных на ползучесть при 650 °C под различными напряжениями) дало значения межфазной энергии γ для карбидов $M_{23}C_6$ в традиционных сталях и для $M_{23}(C,B)_6$ в стали с повышенным B и пониженным N.

Для стали 9Cr2W (без Co) наилучшее согласие получено при γ = 0,21 Дж/м². Добавка 3% Co повышает γ до 0,36 Дж/м². В то же время увеличение W с 2 до 3% не влияет на γ, но снижает константу скорости коалесценции *Kp* в 2 раза. Для стали 9Cr1,5WBN (высокий B, низкий N) значение γ снижается до 0,12 Дж/м², что свидетельствует о когерентной границе (для полукогерентных границ характерны значения 0,2–0,5 Дж/м² [18]). При этом зарождение и рост этих частиц происходят в тех же структурных элементах, что и в обычных сталях. Снижение межфазной энергии до 0,12 Дж/м², зафиксированное в стали с высоким содержанием бора, свидетельствует о когерентном характере границы между частицами $M_{23}(C,B)_6$ и ферритной матрицей [18]. При этом участки зарождения и последующего роста этих выделений полностью совпадают с местоположением карбидов в сталях с обычным содержанием углерода, азота и бора.

Кинетика коалесценции описывается уравнением Лифшица–Слезова–Вагнера [6, 7].

$$d^m - d_0^{\,m} = K_p t\,,$$

где d_0 и d – средние диаметры частиц за время t_0 и t соответственно; K_p – скорость коагуляции частиц вторых фаз. Показатель степени при размерах частиц выбирается m, исходя из механизма диффузии: m = 3 при объемной диффузии, m = 4 при зернограничной диффузии и m = 5 при трубочной диффузии. Постоянная скорости укрупнения K_p была оценена, предполагая, что механизмом укрупнения карбидов является зернограничная диффузия.

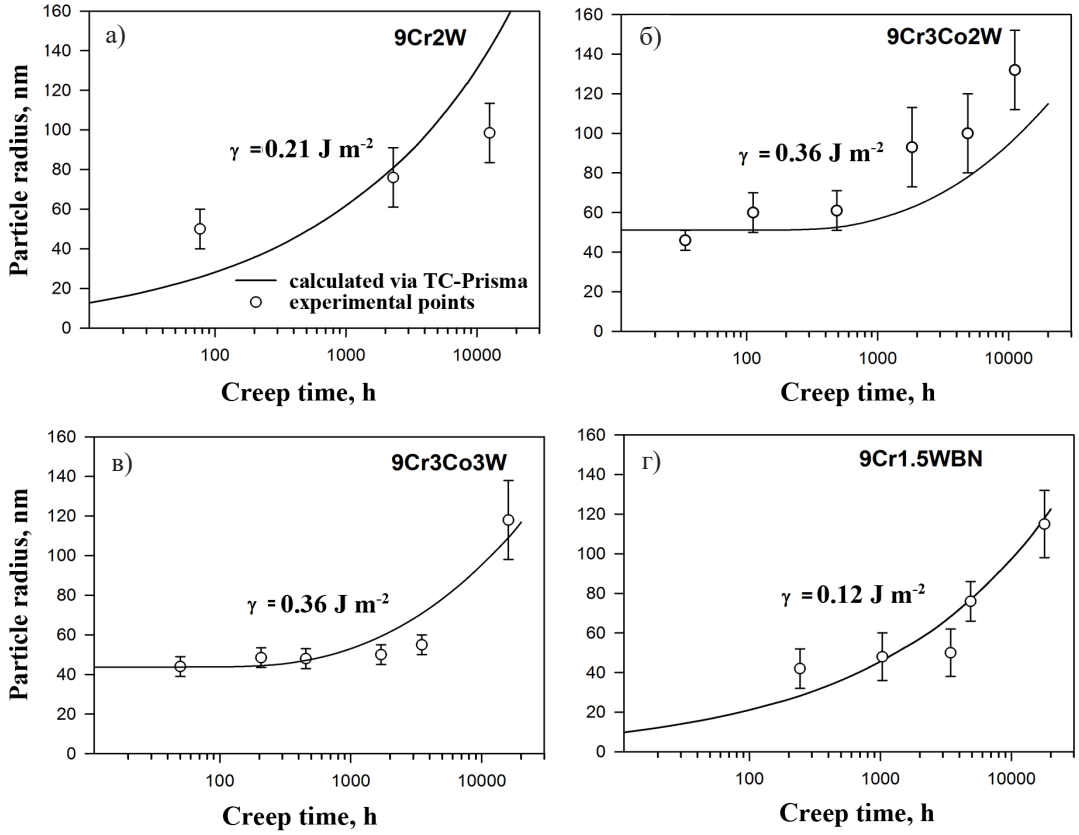

Рис. 3. Сравнение расчетных зависимостей и экспериментальных точек, использованное для оценки межфазной энергии:
а – сталь 9Cr2W; б – 9Cr3Co2W; в – 9Cr3Co3W (карбиды $M_{23}C_6$); г – 9Cr1.5WBN (частицы $M_{23}(C,B)_6$)

Fig. 3. Comparison of calculated coarsening curves with experimental data for the estimation of interfacial energies:
а – 9Cr2W steel; б – 9Cr3Co2W; в – 9Cr3Co3W ($M_{23}C_6$ carbides); г – 9Cr1.5WBN ($M_{23}(C,B)_6$ particles)

На рис. 4 представлена зависимость изменения размера карбидов от времени. Добавка 3% Co в сталь 9Cr2W увеличивает *Kp* втрое, что коррелирует с ростом γ. Повышение W с 2 до 3% снижает *Kp* вдвое при одинаковой γ. В стали 9Cr1,5WBN, несмотря на трехкратное уменьшение γ по сравнению со сталью 9Cr3Co2W, константа *Kp* уменьшается лишь в 2,5 раза (рис. 4). Более того, после ≈ 10 000 ч средние размеры частиц во всех сталях становятся практически одинаковыми (рис. 3). Таким образом, все значения *Kp* лежат в одном порядке (~4,4 × 10^{-35} $м^4 \cdot с^{-1}$).

Низкое значение γ для стали 9Cr1,5WBN обусловлено высоким содержанием бора, который, как известно [2, 3], сегрегирует по границам зерен и реек при отпуске, обеспечивая образование более мелких и стабильных частиц $M_{23}(C,B)_6$. Следует отметить, что кинетическая модель укрупнения, реализованная в программном комплексе Prisma, не включает бор как легирующий элемент, и его влияние на диффузионные потоки в расчетах не учитывается. Вместе с тем из литературы известно [2, 3], что в процессе отпуска атомы бора мигрируют к границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и мартенситных реек, где формируют сегрегационные обогащения. Эти локальные скопления бора играют двойственную роль: с одной стороны, они служат центрами гетерогенного зарождения фазы $M_{23}(C,B)_6$, способствуя формированию высокодисперсной структуры с повышенной плотностью частиц; с другой – сам бор, встраиваясь в карбидную решетку, замедляет диффузионный массоперенос по границам зерен за счет заполнения вакансий и снижения подвижности граничных дислокаций [3, 13]. В результате сегрегированный бор не только подавляет зернограничную диффузию (что подтверждено экспериментально [3, 13]), но и способствует стабилизации мелких частиц $M_{23}(C,B)_6$ против коалесценции. Однако этот эффект нивелируется присутствием Ni и Mn: в работе [19] показано, что высокое содержание Σ(Ni,Mn) ускоряет диффузию хрома и, кроме того, эти элементы образуют сегрегации вдоль границ карбидов (рис. 2, *б*), что снижает сопротивление коалесценции. Следовательно, для эффективного использования бора необходимо существенно (более чем вдвое) уменьшить содержание никеля и марганца.

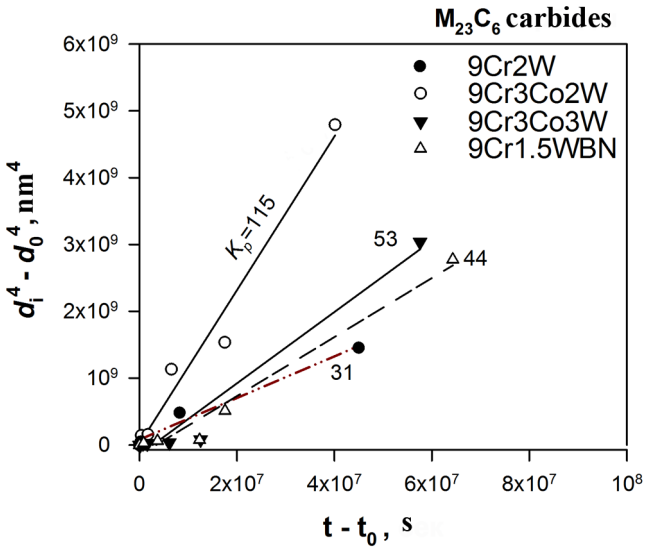

Рис. 4. Эволюция среднего размера карбидных частиц во времени: для карбидов $M_{23}C_6$ в сталях 9Cr2W, 9Cr3Co2W, 9Cr3Co3W и для фазы $M_{23}(C,B)_6$ в стали 9Cr1,5WBN

Fig. 4. Time dependence of the average carbide size during creep exposure for $M_{23}C_6$ carbides in 9Cr2W, 9Cr3Co2W, 9Cr3Co3W steels and for $M_{23}(C,B)_6$ particles in the 9Cr1.5WBN steel

Когерентные границы (γ = 0,12 Дж/м²) между $M_{23}(C,B)_6$ и ферритом должны обеспечивать высокую устойчивость частиц, однако сегрегационные процессы нивелируют это преимущество. Полученные ориентационные соотношения свидетельствуют о прочной связи частиц с матрицей, что может быть полезно для подавления миграции малоугловых границ.

Выводы

В работе была рассмотрена эволюция карбидов $M_{23}C_6$ при ползучести при 650 °C в течение 16000 часов в высокохромистых сталях с различным легированием и сделаны следующие выводы:

1. Увеличение бора до 0,012 мас.% в стали 9Cr1,5WBN приводит к формированию фазы $M_{23}(C,B)_6$, у которой средний размер на 20% меньше, а численная плотность на границах мартенситных реек в 1,5 раза выше, чем у карбидов $M_{23}C_6$ в сталях с обычным содержанием N (0,04–0,05%) и B (0,003–0,005%).

2. Расчет межфазной энергии показал снижение γ до 0,12 Дж/м² для $M_{23}(C,B)_6$/феррит, что соответствует когерентной границе (против 0,21–0,36 Дж/м² для полукогерентных границ в других сталях).

3. Несмотря на значительные различия в межфазной энергии, скорость коалесценции $M_{23}(C,B)_6$ оказывается того же порядка, что и у обычных карбидов, из-за сегрегации Ni и Mn на границах частиц. Для реализации положительного эффекта бора необходимо двукратное снижение суммарного содержания Ni + Mn.

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в рамках государственного задания НИУ «БелГУ», номер гранта FZWG-2026-0004. Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы» НИУ «БелГУ».

The work was financially supported bythe state task for Belgorod National Research University (grant number No. FZWG-2026-0004). The work was carried out using equipment of the Joint Research Center "Technology and Materials" of Belgorod National Research University.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kaybyshev R.O., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A. New martensitic steels for fossil power plant: creep resistance // The Physics of Metals and Metallography. 109 (2), 186–200 (2010). (In Russian) [Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики // ФММ. 109 (2), 186–200 (2010)]. DOI: 10.1134/S0031918X10020110.

2. Abe F., Kern T.U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Cambridge: Woodhead Publishing, 2008. 800 p.

3. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Science and Technology of Advanced Materials. 9, 013002 (2008). DOI: 10.1088/1468-6996/9/1/013002.

4. Wang H., Yan W., Zwaag S., et al. On the 650 °C thermostability of 9–12Cr heat resistant steels containing different precipitates // Acta Materialia. 134, 143–154 (2017). DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.069.

5. Abe F. Creep Deformation Behaviour and its Effect on Creep Life and Rupture Ductility of W-Mo-balanced 9Cr Steels // Materials at High Temperatures. 37, 165–177, (2020). DOI: 10.1080/09603409.2020.1735208.

6. Lifshitz M., Slyozov V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 19, 35–50 (1961). DOI: 10.1016/0022-3697(61)90054-3.

7. Wagner R., Kampmann R. Homogeneous Second Phase Precipitation. New York: John Wiley & Sons Inc., 1991. P. 213–303.

8. Abe F. Bainitic and martensitic creep-resistant steels // Current Opinion in Solid State and Materials Science. 8, 305–311 (2004). DOI: 10.1016/j.cossms.2004.12.001.

9. Abe F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr-W steels // Materials Science and Engineering: A. 387–389, 565–569 (2004). DOI: 10.1016/j.msea.2004.01.057.

10. Abe F. Effect of boron on microstructure and creep strength of advanced ferritic power plant steels // Procedia Engineering. 10, 94–99 (2011). DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.018.

11. Liu Z., Wang X., Dong C. Effect of boron on G115 martensitic heat resistant steel during aging at 650

C // Materials Science and Engineering: A. 787, 139529 (2020). DOI: 10.1016/j.msea.2020.139529.

12. Sanhueza J., Rojas D., García J., et al. Effect of boron in the coarsening rate of chromium-rich carbides in 9%–12% chromium martensitic creep-resistant steel: experiment and modeling at 650 °C // Metals and Materials International. 27, 3097–3104 (2021). DOI: 10.1016/j.msea.2025.149377

13. Sahara R., Matsunaga T., Hongo H., Tabuchi M. Theoretical Investigation of Stabilizing Mechanism by Boron in Body-Centered Cubic Iron Through (Fe,Cr)23(C,B)6 Precipitates // Metallurgical and Materials Transactions A. 47, 2487–2497 (2016). DOI: 10.1007/s11661-016-3397-7.

14. Rejeesh R., Bhattacharya A., Haldar C., et al. Relative effect of B and N concentrations on the microstructural stability and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steel // Journal of Alloys and Compounds. 867, 158971 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.158971.

15. Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R. Creep strength breakdown and microstructure in a 9%Cr steel with high B and low N contents // Materials Science and Engineering: A. 772, 138821 (2020). DOI: 10.1016/j.msea.2019.138821.

16. Raznitsyn O., Lukyanchuk A., Shutov A., Rogozhkin S., Aleev A. Optimization of material analysis conditions for laser-assisted atom probe tomography characterization // Journal of Analytical Chemistry. 72, 1404–1410 (2017). DOI: 10.1134/S1061934817140118.

17. Kipelova A., Belyakov A., Kaibyshev R. The crystallography of M23C6 carbides in a martensitic 9% Cr steel after tempering, aging and creep // Philosophical Magazine. 93, 2259–2268 (2013). DOI: 10.1080/14786435.2013.765995.

18. Knežević V., Balun J., Sauthoff G., et al.. Design of martensitic/ferritic heat-resistant steels for application at 650°C with supporting thermodynamic modelling // Materials Science and Engineering: A. 477, 334–343, (2008). DOI: 10.1016/j.msea.2007.05.047.

19. Kaibyshev R., Mishnev R., Tkachev E., Dudova N. Effect of Ni and Mn of the creep behavior of 9–10% Cr steels with low N and high B // Transactions of the Indian Institute of Metals. 69 (2), 203–210 (2016). DOI: 10.1007/s12666-015-0761-z.