

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.55:536.425

РОЛЬ ДЕФОРМАЦИИ В КОАГУЛЯЦИИ ЧАСТИЦ
КАРБИДА $M_{23}C_6$ В 9% Cr СТАЛИ

© 2020 г. Е. С. Ткачѐв^а, *, А. Н. Беляков^а, Р. О. Кайбышев^а

^аБелгородский государственный национальный исследовательский университет,
ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

*e-mail: Tkachev_e@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 22.01.2020 г.

После доработки 12.02.2020 г.

Принята к публикации 13.02.2020 г.

Проведено исследование кинетики укрупнения частиц карбида $M_{23}C_6$ в 9% Cr стали мартенситного класса с повышенным содержанием бора в процессе длительного старения и ползучести. Показано, что механизмом, контролирующим коагуляцию этих карбидов, в случае отжига является зернограничная диффузия. Деформация ускоряет укрупнение частиц при ползучести, что объясняется дополнительной диффузией вдоль линий дислокаций.

Ключевые слова: теплотехническая сталь, механизмы укрупнения частиц, ползучесть, структура

DOI: 10.31857/S0015323020060169

ВВЕДЕНИЕ

Увеличение содержания бора с одновременным понижением содержания азота позволяет повысить температуры эксплуатации высокохромистых сталей мартенситного класса [1–8]. Новые теплотехнические стали MARBN, P93, G115 были разработаны в Японии и Китае с использованием данного подхода к легированию для применения в качестве теплотехнических материалов нового поколения [3, 7]. Известно, что причиной снижения прочности высокохромистых сталей при ползучести является деградация исходной речечной структуры троостита отпуска, которая включает в себя укрупнение частиц, обеднение ферритной матрицы элементами, обеспечивающими твердорастворное упрочнение, а так же снижение плотности межкристаллитных границ из-за роста речечной структуры и ее трансформации в субзеренную. Вклад частиц вторых фаз в жаропрочность имеет особую важность, т.к. они, помимо обеспечения дисперсионного упрочнения, препятствуют миграции речечных/субзеренных границ [1, 2, 5, 6, 8–11]. Костка и др. [9] показали, что упрочнение частицами вторых фаз в мартенситной стали приводит к снижению скорости ползучести более чем на 2 порядка.

В настоящее время в высокохромистых сталях дисперсионное упрочнение обеспечивается за счет нескольких типов частиц ($M_{23}C_6$, Fe_2W , MX, Z-фаза и др.) с различной морфологией, распре-

делением и скоростью укрупнения [2, 5, 6, 9–12]. Введение в 9% Cr-сталь наночастиц карбонитридов MX позволило поднять температуру эксплуатации этих сталей до 580–600°C (P911, P92) [1, 10]. Частицы карбида $M_{23}C_6$ –выделяются в процессе термической обработки по границам исходных аустенитных зерен (ИАЗ), пакетов, блоков и реек [2, 5, 6, 11, 12] и обладают наибольшей объемной долей среди всех типов частиц. В высокохромистых сталях с повышенным содержанием бора они позволяют поднять температуру эксплуатации до ~630°C, поскольку оказывают значительное влияние на сопротивление ползучести. Данные частицы играют роль препятствий для движения дислокаций вдоль реек мартенсита и тормозят перераспределение дислокаций в границах реек и миграцию границ. Исходный размер и кинетика укрупнения данных частиц в процессе ползучести определяют долговременную прочность в сталях типа P93 [2, 5, 6].

Ранее было установлено [2, 4–8, 13], что повышенное содержание бора приводит к замедлению процесса укрупнения частиц $M_{23}C_6$. Считается, что легирование бором приводит к снижению межфазной энергии карбида $M_{23}C_6$, позволяет повысить устойчивость против коагуляции и обеспечивает стабильность структуры за счет Зинеровской силы торможения [2, 5, 14, 15]. Это увеличивает стабильность речечной структуры и повышает характеристики жаропрочности [2, 4–8, 14, 16]. Положи-

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали, вес. %

C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Nb	V	Co	Ni	Cu	Ti	Al	N	B	Fe
0.1	0.12	0.4	9.0	1.5	0.57	0.05	0.2	2.8	0.24	0.027	0.002	0.01	0.007	0.012	Ост.

тельное влияние бора на замедление коагуляции карбидов $M_{23}C_6$ позволяет стабилизировать частицы карбидов, расположенные на границах рек и блоков, что имеет принципиальное значение для долговременной прочности и способствует сохранению реечной структуры при длительной эксплуатации.

Дислокационная ползучесть в 9% Cr-стали с повышенным содержанием бора при высоких температурах (~650°C) оказывает значительное влияние на кинетику укрупнения частиц $M_{23}C_6$, что хорошо заметно при сравнении средних размеров частиц в области захватов и рабочих частей образцов, испытанных на ползучесть [2, 4–6, 14]. К сожалению, механизмы коагуляции частиц карбида $M_{23}C_6$ при ползучести, а также причины их ускоренного укрупнения под воздействием деформации изучены недостаточно подробно.

В настоящей работе анализируется механизм укрупнения частиц карбида $M_{23}C_6$ при отжиге и ползучести в 9% Cr-стали с повышенным содержанием бора. Предложена теоретическая модель, объясняющая изменение кинетики укрупнения данных частиц под воздействием деформации при ползучести.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав используемой для анализа стали приведен в табл. 1 [5, 6, 17]. Сталь была получена выплавкой в вакуумно-индукционной печи, после чего была подвержена гомогенизирующему отжигу при температуре 1150°C и ковке в интервале температур 1150–1000°C. На следующем этапе была проведена окончательная термическая обработка (ТО), включающая нормализацию при 1060°C в течение 0.5 ч и последующий отпуск при 750°C в течение 3 ч.

Анализ фазового состава и исследование тонкой структуры осуществлялись методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопа Jeol “JEM-2100” при ускоряющем напряжении 200 кВ. Подготовка фольг осуществлялась методом двусторонней струйной электрохимической полировки на установке Struers “Tenupol-5”. В качестве электролита

был использован 10%-ный раствор $HClO_4$ в уксусной кислоте. Для фазового анализа с образцов были получены углеродные реплики, которые затем исследовались методом ПЭМ. Идентификация фаз проводилась как по определению химического состава, так и с помощью получения и расшифровки электронограмм. Для определения среднего размера частиц фаз для каждого состояния было проведено не менее 300 измерений.

Значения равновесной объемной доли карбидов и равновесной концентрации Cr в матрице, использованные в уравнениях укрупнения, были рассчитаны с использованием программного обеспечения ThermoCalc с базой данных, используемой для стали, TCFE7.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исходная структура, распределение дисперсных частиц вторых фаз и их эволюция при длительном старении и ползучести подробно рассмотрены в предыдущих работах [5, 6, 17]. В данной работе отметим, что структура исследуемой стали после термической обработки представляет собой троостит отпуска с наследованной структурой реечного мартенсита. Отпуск привел к двукратному уменьшению плотности дислокаций, размеры структурных параметров мартенсита увеличились незначительно [17]. Частицы карбида $M_{23}C_6$ располагаются преимущественно по границам ИАЗ, пакетов и блоков. По границам рек такие карбиды расположены более редко, однако, эти частицы играют ключевую роль в сопротивлении ползучести при больших временах эксплуатации [5]. Частицы карбонитридов (Nb,V)(C,N) однородно распределены в ферритной матрице. На переходной стадии ползучести при 650°C происходит выделение частиц фазы Лавеса $Fe_2(W,Mo)$ по границам элементов структуры, причем достаточно большое их количество выделяется по границам рек. При длительной ползучести, к моменту наступления стадии ускоренной ползучести, абсолютное большинство частиц карбида $M_{23}C_6$ и частиц фазы Лавеса, располагающихся по границам рек растворяются, что приводит к локализации пластического течений в шейке образцов, где реечная структура трансформируется в субзеренную [5]. Трансформация небольшого ко-

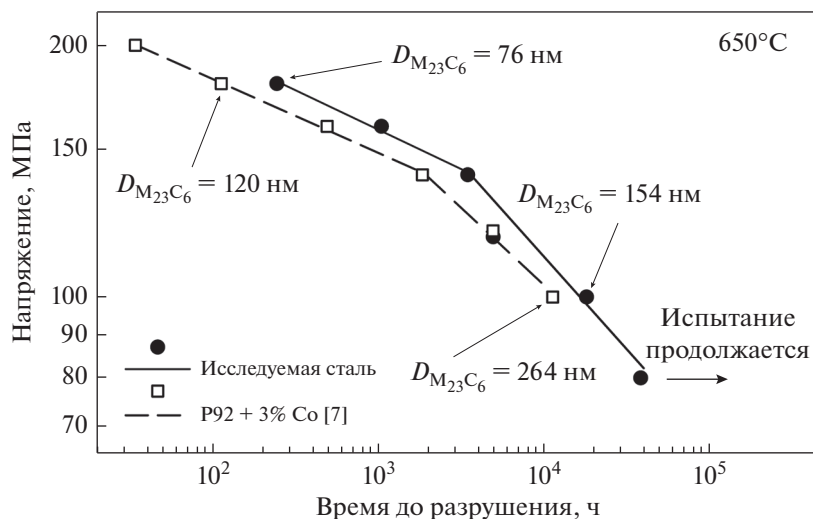


Рис. 1. Кривые длительной прочности для рассматриваемой стали и стали P92 + 3% Co при 650°C.

личества карбонитридов в нитрид Cr(V,Nb)N, известный как Z-фаза [18], наблюдается только при ползучести и приводит к значительному увеличению размера частиц. Тем не менее данная реакция, вызванная деформацией, не сказывается на долговременной прочности, что, вероятно, связано с небольшой объемной долей данных частиц в рассматриваемой стали [5].

Повышенная жаропрочность рассматриваемой стали по сравнению со сталью типа P92 дополнительно легированной 3% Co [1] обусловлена меньшим размером частиц карбида $M_{23}C_6$ (рис. 1) [5–7, 12, 20], что, в сочетании с выделением частиц фазы Лавеса по границам рек, обеспечивает низкую скорость ползучести на установившейся стадии ползучести [5]. Растворение частиц $M_{23}C_6$, расположенных по реечным границам с увеличением времени ползучести наблюдается во всех 9–12% Cr сталях [2, 5, 6, 11, 12, 20, 21]. При этом только те стали, в которых при ползучести сохраняется достаточно большое количество частиц карбида $M_{23}C_6$ по границам рек, демонстрируют сверхвысокую долговременную прочность [2, 5].

Следует отметить, что в сталях с повышенным содержанием бора выделение частиц $M_{23}C_6$ не завершается в процессе отпуска [5, 21]. Приближение удельного объема этих карбидов к термодинамически равновесному происходит в дальнейшем, при температуре ползучести [5]. Было установлено, что увеличение объемной доли частиц при ползучести происходит за счет увеличения размеров частиц $M_{23}C_6$, без значительного увеличения их количества.

При долговременном старении скорость укрупнения частиц карбида $M_{23}C_6$ относительно невели-

ка, что связано с низким значением межфазной энергии данных частиц, особенно в сталях с повышенным содержанием бора [5, 21, 22]. Без вызванных деформацией изменений в распределении частиц вторых фаз высокохромистые стали сохраняют реечную структуру неизменной в течение длительного времени [2, 5, 6, 11, 12, 20, 21]. Однако воздействие деформации при ползучести приводит к значительному увеличению кинетики роста частиц вторых фаз, в особенности частиц $M_{23}C_6$. При этом в настоящее время механизм вызванной деформацией ускоренной коагуляции карбидов $M_{23}C_6$ достоверно не установлен.

Существуют две возможные причины ускорения коагуляции карбидов $M_{23}C_6$ за счет деформации при ползучести. Во-первых, деформация может приводить к увеличению межфазной энергии в связи с потерей когерентности межфазных границ карбидов $M_{23}C_6$ [23, 24], что обуславливает увеличение их скорости коагуляции при ползучести.

Во-вторых, причиной ускоренного укрупнения частиц при ползучести может служить дополнительный диффузионный поток вдоль линий дислокаций, которые задерживаются на частицах $M_{23}C_6$ и различных межкристаллитных границах при скольжении и/или переползании [2, 5, 6, 20, 21]. Дислокации ускоряют коагуляцию по двум причинам. Во-первых, если дислокация соединяет межфазную поверхность с границей или другой частицей то образуется дополнительный диффузионный поток легирующих элементов от растворяемой частицы к растущей, поскольку энергия активации трубчатой диффузии значительно меньше, чем объемной (рис. 2). Во-вторых, движущиеся дислокации взаимодействуют с

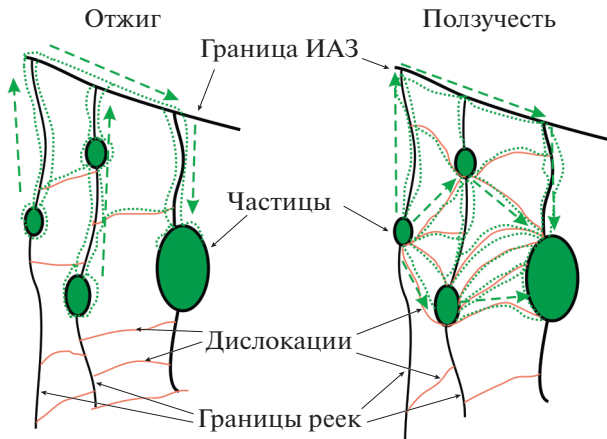


Рис. 2. Схематическое изображение, иллюстрирующее возникновение дополнительного диффузионного притока к частицам $M_{23}C_6$ при изменении конфигурации дислокаций под воздействием деформации при ползучести.

растворенными атомами легирующих элементов путем упругого взаимодействия, что приводит к формированию атмосфер атомов вдоль ядра дислокации. При этом легирующие элементы, сегрегировавшие на ядре дислокации, переносятся трубочной диффузией к частице, на которой затормозилась дислокация [25].

Укрупнение дисперсных частиц на поздней стадии диффузионного распада, происходящее при сохранении объемной доли частиц происходит путем диффузионного переноса вещества от частиц с меньшим размером к более крупным, и известно как “созревание оствальдского типа”, последовательная теория которого впервые была построена в работах [26, 27]. Кинетика укрупнения частиц в каждом частном случае зависит от преобладающего механизма массопереноса, который является контролирующим, что подробно представлено в работах [26–31]. Преимущественное расположение частиц $M_{23}C_6$ по межкристаллитным границам позволяет предположить, что контролирующим механизмом массопереноса будет зернограничная диффузия. Для точного определения контролирующего механизма массопереноса экспериментальные данные были построены как $r^n - r_0^n$ от времени отжига, где $n = 3, 4, 5$ соответствуют контролируемому массопереносу путем объемной, зернограничной и трубочной диффузии соответственно (рис. 3). Наилучшее совпадение экспериментальных данных наблюдается для зависимости $r^4 - r_0^4$, что подтверждает зернограничный механизм укрупнения частиц $M_{23}C_6$. В случае, когда зернограничная диффузия является контролирующей, изменение среднего радиуса

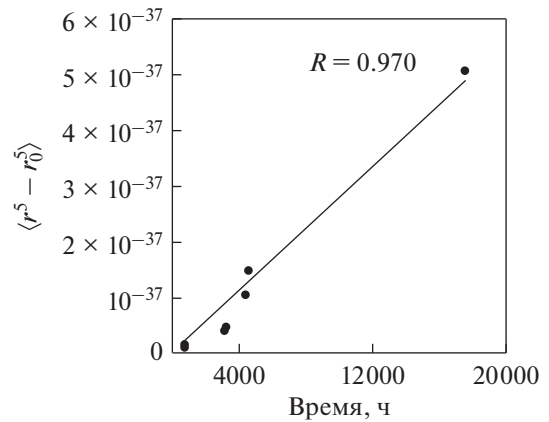
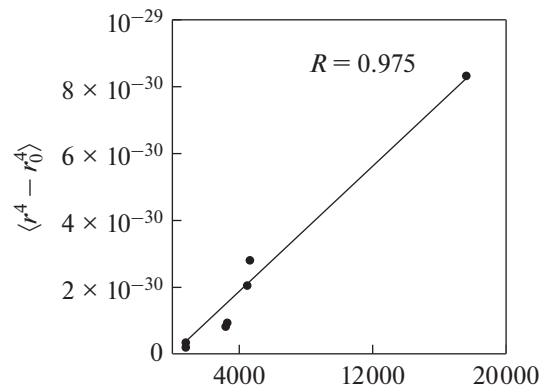
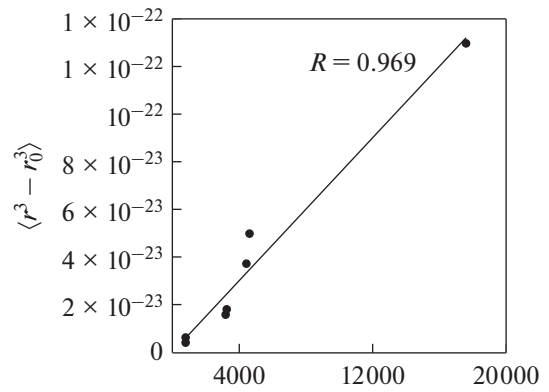


Рис. 3. Экспериментальные данные кинетики укрупнения частиц $M_{23}C_6$ построенные для $n = 3, 4, 5$ соответствующие объемной, зернограничной и трубочной диффузии соответственно.

частиц в зависимости от времени описывается как [28]:

$$\langle r \rangle^4 - \langle r_0 \rangle^4 = K_{gb}t, \quad (1)$$

$$K_{gb} = \frac{8\gamma c_e D_{gb} \omega \Omega^2 u(\varphi)^4}{3GRT v(\varphi)}, \quad (2)$$

где γ – межфазная энергия, c_e – равновесная концентрация элемента в матрице, D_{gb} коэффициент

Таблица 2. Параметры, используемые в уравнениях, описывающих укрупнение частиц $M_{23}C_6$ в исследуемой стали

Параметр	Значение	Источник
Межфазная энергия, γ	0.12 Дж/м ²	[22]
Равновесная концентрация C_g в матрице, c_e	11.79×10^3 моль/м ³	Рассчитано в ThermoCalc
Молярный объем $M_{23}C_6$, Ω	6.53×10^{-6} м ³ /моль	Рассчитано в ThermoCalc
$\omega D_{gb}/G$	4.66×10^{-25} см ² с ⁻¹	Подобранное значение
Объемная доля $M_{23}C_6$, φ	0.021670	Рассчитано в ThermoCalc
ν	10.0	[28]
η	0.3	[28]
u	1.02	[28]
Коэффициент трубочной диффузии, D_p	5.0×10^{-14} м ² с ⁻¹	[32]
Площадь поперечного сечения дислокационной трубки, q	7.2×10^{-19} м ²	[32]

зернограничной диффузии с шириной ω , Ω это мольный объем фазы, u (φ) и ν (φ) параметры, зависящие от объемной доли частиц φ (табл. 2). Зависимость, полученная с использованием данного уравнения, хорошо описывает наблюдаемые изменения в размере частиц в процессе отжига (рис. 4).

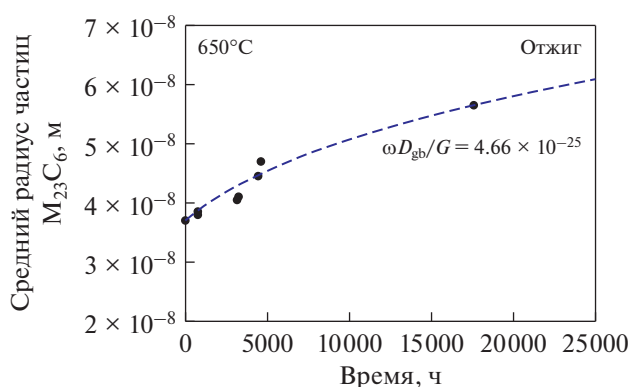
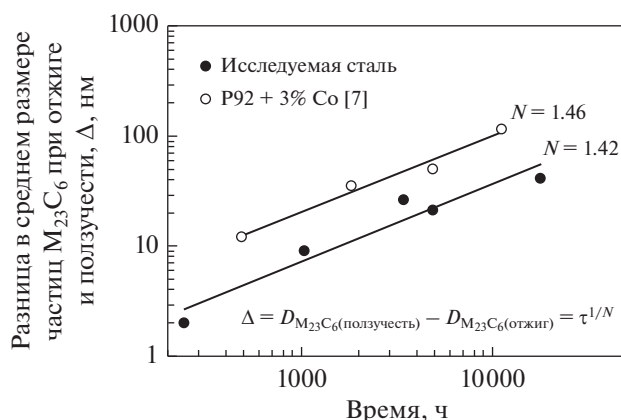
Однако стандартная модель укрупнения не способна объяснить ускоренное укрупнение частиц в условиях ползучести. Как было указано ранее, ускоренное укрупнение частиц под воздействием напряжения/деформации может быть вызвано увеличением межфазной энергии при нарушении их ко-

герентности, или возникновением дополнительных путей массопереноса.

Исследования структуры рассматриваемой стали [5] не выявили существенных различий в ориентационных соотношениях частиц $M_{23}C_6$ с ферритной матрицей при отжиге и ползучести. Можно сделать вывод, что ползучесть не приводит к значительному изменению межфазной энергии данных частиц.

На рис. 5 представлена зависимость разницы в среднем размере частиц $M_{23}C_6$ при ползучести и отжиге в сравнении со сталью P92 + 3% Co.

Видно, что, несмотря на значительную разницу в среднем размере частиц, изменение разницы

**Рис. 4.** Изменение среднего радиуса частиц $M_{23}C_6$ при отжиге рассматриваемой стали. Пунктирная линия — расчетная зависимость по (1), (2).**Рис. 5.** Изменение разницы в среднем размере частиц $M_{23}C_6$ при ползучести и отжиге в рассматриваемой стали в сравнении со сталью P92 + 3% Co.

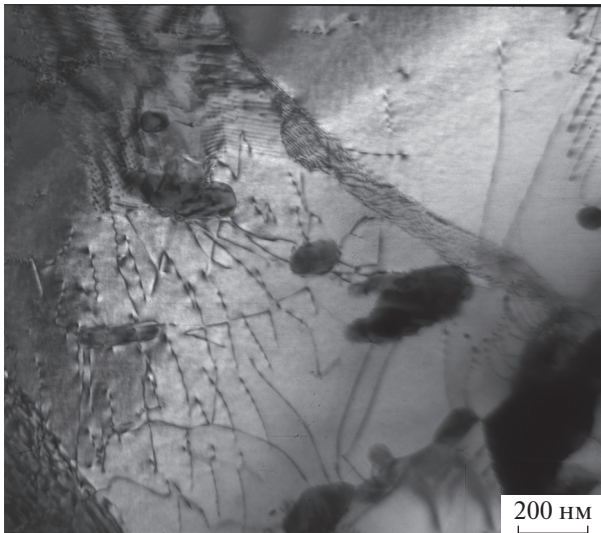


Рис. 6. Частицы карбида $M_{23}C_6$, находящиеся в контакте с множеством дислокаций после 17 863 ч ползучести при 650°C .

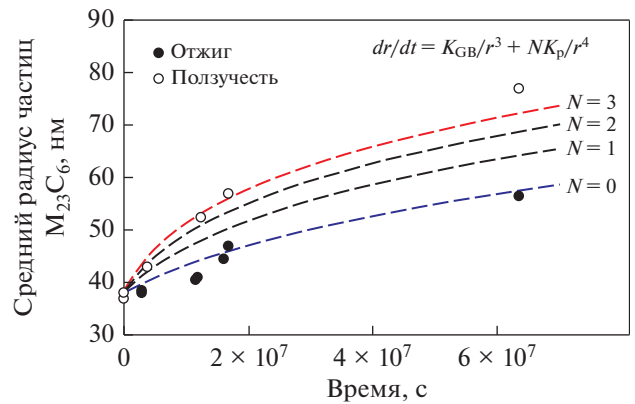


Рис. 7. Изменение среднего радиуса частиц $M_{23}C_6$ от времени отжига/ползучести при 650°C в рассматриваемой стали. Штриховыми линиями обозначены зависимости, полученные с использованием уравнения (7).

в размере частиц при ползучести происходит с приблизительно одинаковой скоростью, что указывает на то, что уменьшение межфазной энергии не оказывает значительного влияния на спровоцированное деформацией ускоренное укрупнение.

Известно, что скорость укрупнения частиц пропорциональна плотности диффузионного потока атомов направленных к частице

$$\frac{dr}{dt} = \sum_i J_i, \quad (3)$$

где J_i это плотность диффузионного потока i -го механизма массопереноса. В случае объемной диффузии скорость укрупнения определяется как [26]:

$$r^2 \frac{dr}{dt} = \frac{8\gamma c_e D \Omega^2}{27RT} = K_V. \quad (4)$$

В соответствии с моделями укрупнения, предложенными Арделлом [28], при действии зернограничной диффузии скорость укрупнения составляет:

$$r^3 \frac{dr}{dt} = \frac{2\gamma c_e w D_{gb} \Omega^2}{3GRT} \frac{(u-1)}{\ln[(1+\eta u/\eta u)]} = K_{GB}. \quad (5)$$

А в случае, когда массоперенос осуществляется вдоль дислокаций:

$$r^4 \frac{dr}{dt} = N \frac{q c_e D_p \Omega^2}{2\pi RT} \eta u (u-1) = NK_p, \quad (6)$$

где η и u это параметры, зависящие от объемной доли частиц ϕ (табл. 2), N – среднее количество

дислокаций находящихся в контакте с каждой частицей, q – площадь поперечного сечения дислокационной трубки.

Для объяснения разницы в кинетике укрупнения частиц предположим, что укрупнение частиц $M_{23}C_6$ в условиях ползучести происходит при одновременном действии зернограничного и дислокационного механизма массопереноса, тогда как вкладом объемной диффузии на прогнозируемые времена можно пренебречь. Такое предположение хорошо согласуется с наблюдаемой микроструктурой стали после ползучести (рис. 6), в которой множество дислокаций находятся в контакте с частицами, расположенными на различных границах.

Исходя из аддитивности скоростей укрупнения частиц можно получить следующее уравнение, объединяющее зависимости $t^{1/4}$ и $t^{1/5}$:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{K_{GB}}{r^3} + \frac{NK_p}{r^4}. \quad (7)$$

Уравнение (7) правильно описывает процесс укрупнения в случае массопереноса только по границам зерен ($K_p = 0$) и дислокационным трубкам ($K_{GB} = 0$). На рис. 7 приведены результаты вычисления кинетики укрупнения частиц, полученные с использованием уравнения (7).

При неизменном значении межфазной энергии, дополнительный вклад диффузионного потока в среднем от трех дислокаций на каждую частицу объясняет наблюдаемую разницу в кинетике укрупнения частиц $M_{23}C_6$ при отжиге и ползучести. При этом следует учитывать, что представленная упрощенная модель укрупнения для смешанного механизма массопереноса не учитывает разброс в

размерах частиц на границах различного типа в исходном состоянии, а так же изменение в химическом составе частиц с увеличением времени ползучести/отжига.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен анализ кинетики укрупнения частиц карбида $M_{23}C_6$ в процессе длительного отжига и ползучести в 9% Cr мартенситной стали. Установлено, что, несмотря на уменьшение исходного размера частиц и снижение скорости их укрупнения, легирование бором не оказывает значительного влияния на прирост скорости укрупнения частиц под воздействием деформации при ползучести.

Ускоренное укрупнение частиц при ползучести можно объяснить их взаимодействием с дислокациями, что приводит к одновременному действию двух механизмов массопереноса – зернограничной и трубочной диффузии, и в общем случае может быть описано уравнением, включающим зависимости $t^{1/4}$ и $t^{1/5}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Кайбышев П.О., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А.* Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // ФММ. 2010. Т. 109. № 2. С. 200–215.
2. *Dudova N., Mishnev R., Kaibyshev R.* Creep behavior of a 10% Cr heat-resistant martensitic steel with low nitrogen and high boron contents at 650°C // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 766. P. 138353.
3. *Matsunaga T., Hongo H., Tabuchi M., Souissi M., Sahara R., Whitt C., Mills M.J.* Creep lifetime and microstructure evolution in boron-added 9Cr–1Mo heat-resistant steel // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 760. P. 267–276.
4. *Fedorova I., Grummen F.B., Hald J., Andrén H.O., Liu F.* Analyzing Boron in 9–12% Chromium Steels Using Atom Probe Tomography // Microscopy and Microanalysis. 2019. V. 25. № 2. P. 462–469.
5. *Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R.* Creep strength breakdown and microstructure in a 9% Cr steel with high B and low N contents // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 720. P. 138821.
6. *Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R.* Creep behavior and microstructural evolution of a 9% Cr steel with high B and low N contents // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 725. P. 228–241.
7. *Abe F.* New martensitic steels // Materials for ultra-supercritical and advanced ultra-supercritical power plants. Woodhead publishing, 2017. P. 323–374.
8. *Akhtar M., Khajuria A., Kumar V.S., Gupta R. K., Albert S.K.* Evolution of Microstructure during Welding Simulation of Boron Modified P91 Steel // Phys. Met. Metall. 2019. V. 120. № 7. P. 672–685.
9. *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. № 2. P. 539–550.
10. *Сагарадзе В.В., Кочеткова Т.Н., Катаева Н.В., Козлов К.А., Завалишин В.А., Вильданова Н.Ф. и др.* Структура и ползучесть российских реакторных сталей с ОЦК-решеткой // ФММ. 2017. Т. 118. № 5. С. 522–534.
11. *Borisova Yu.I., Dudko V.A., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A., Kaibyshev R.O.* Microstructural Changes in Cast Martensitic Steel after Creep at 620°C // Phys. Met. Metall. 2017. V. 118. № 10. P. 1022–1030.
12. *Fedoseeva A.E., Dudova N.R., Kaibyshev R.O.* Effect of Stresses on the Structural Changes in High-Chromium Steel upon Creep, Phys. Met. Metall. 2017. V. 118. № 6. P. 591–600.
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 // Metall. Mater. Trans. A. 2016. V. 47. № 5. P. 2487–2497.
14. *Abe F., Horiuchi, T., Taneike, M., Sawada, K.* Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. № 1. P. 299–303.
15. *Gorbachev I.I., Pasyukov A.Yu., Popov V.V.* Prediction of the Austenite Grain Size of Microalloyed Steels Based on the Simulation of the Evolution of Carbonitride Precipitates // Phys. Met. Metall. 2015. V. 116. № 11. P. 1127–1134.
16. *Golański G., Merda A., Klimaszewska K.* Microstructural aspects of long-term ageing of martensitic 9% Cr steel with and without boron addition // J. Metallic Materials. 2019. T. 71. P. 27–33.
17. *Fedorova I., Kostka A., Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R.* Tempering behavior of a low nitrogen boron-added 9% Cr steel // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 662. P. 443–455.
18. *Danielsen H.K.* Review of Z phase precipitation in 9–12 wt % Cr steels // Mater. Sci. Technol. 2016. V. 32. P. 126–137.
19. *Fedoseeva A., Nikitin I., Dudova N., Kaibyshev R.* Strain-induced Z-phase formation in a 9% Cr–3% Co martensitic steel during creep at elevated temperature // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 724. P. 29–36.
20. *Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R.* Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3% Co modified P92 steel // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 654. P. 1–12.
21. *Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R.* On the origin of the superior long-term creep resistance of a 10% Cr steel // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 713. P. 161–173.
22. *Fedoseeva A., Tkachev E., Dudko V., Dudova N., Kaibyshev R.* Effect of alloying on interfacial energy of precipitation/matrix in high-chromium martensitic steels // J. Mater. Sci. 2017. V. 52. № 8. P. 4197–4209.
23. *Kipelova A., Belyakov A., Kaibyshev R.* The crystallography of $M_{23}C_6$ carbides in a martensitic 9% Cr steel after

- tempering, aging and creep // *Phil. Mag.* 2013. V. 93. № 18. P. 2259–2268.
24. *Deschamps A., Brechet Y.* Influence of Predeformation and Ageing of an Al–Zn–Mg Alloy. II Modeling of Precipitation Kinetics and Yield Stress // *Acta Mater.* 1999. V. 47. № 1. P. 293–305.
25. *Nakajima T., Spigarelli S., Evangelista E., Endo T.* Strain enhanced growth of precipitates during creep of T91 // *Mater. Trans.* 2003. T. 44 № 9. С. 1802–1808.
26. *Лифшиц И.М., Слезов В.В.* О кинетике диффузионного распада пересыщенных твердых растворов // *ЖЭТФ*, 1958. Т. 35. № 2. С. 479.
27. *Лифшиц И.М., Слезов В.В.* К теории коалесценции твердых растворов // *ФТТ*. 1959. Т. 1. С. 1401–1410.
28. *Ardell A.* . On the coarsening of grain boundary precipitates // *Acta Metal.* 1972. Т. 20. № 4. С. 601–609.
29. *Венгреневич Р.Д., Москалюк А.В., Ярема С.В.* Оствальдовское созревание в условиях смешанного типа диффузии // *ФТТ*. 2007. Т. 49 № 1. С. 13–18.
30. *Кондратьев В.В., Устюгов Ю.М.* Кинетика распада пересыщенных твердых растворов при различных механизмах массопереноса. I. Стадия коалесценции // *ФММ*. 1993. Т. 76. № 5. С. 40–50.
31. *Устюгов Ю.М.* Распад пересыщенных твердых растворов на стадии коалесценции в условиях перехода от дислокационно-контролируемой к объемной диффузии // *ФММ*. 2007. Т. 104. № 5. С. 471–478.
32. *Mehrer H., Lübbehusen M.* Self-diffusion along dislocations and in the lattice of alpha-iron // *Defect and Diffusion Forum.* 1990. № 66. С. 591–604.