

ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В СТАЛИ 10X9V2MФБР В УСЛОВИЯХ НЕПРЕРЫВНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Скоробогатых В. Н.¹, Щенкова И. А.¹, Козлов П. А.¹, Беликов С. В.², Жилияков А. Ю.²

¹ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, Россия (115088, Москва, ул. Шарикоподшипниковская, 4), e-mail: p.kozlov@cniitmash.ru

²ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», Екатеринбург, Россия (620002, Свердловская область, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19), e-mail: structure_lab@mail.ru.

В работе приведены результаты построения термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали 10X9V2MФБР и показано влияние скоростей охлаждения на структуру стали. При построении термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита использовались данные дилатометрического, микроструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, а также результаты измерения микротвердости. Экспериментально показано, что при скоростях охлаждения более 7,5 град/мин образуется однородная структура мартенсита закалки с твердостью на уровне 434-494 HV. При более медленном охлаждении в интервале скоростей 2,1...0,5 град/мин в стали формируется гетерогенная структура, состоящая из феррита, перлита, бейнита и мартенсита, при этом твердость стали стремительно падает с 446 до 182 HV. Для полуфабрикатов из стали 10X9V2MФБР даны рекомендации по выбору закалочной среды: в сечениях до 200 мм в качестве закалочной среды – воздух.

Ключевые слова: фазовые превращения, жаропрочные мартенситные стали, супер сверх-критические параметры.

TRANSFORMATION BEHAVIOR OF MARTENSITIC STEEL 10Kh9V2MFBR

Skorobogatykh V. N.¹, Shenkova I. A.¹, Kozlov P. A.¹, Belikov S. V.², Jilyakov A. Y.²

¹PJSC RPA "CNIITMASH", Moscow Russia (115088, Moscow, Sharikopodshipnikovskaya st, 4), e-mail: p.kozlov@cniitmash.ru

²Ural Federal University named after First President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia (620002, Ekaterinburg, ul. Mira, 19), e-mail: structure_lab@mail.ru.

This paper shows the results of investigation of transformation behavior of steel 10Kh9V2MFBR. Continuous cooling transformation diagram was drawn up for steel 10Kh9V2MFBR by dilatometric analysis, hardness and electron-probe test and investigation of microstructure. Experimental results show that at cooling rates more than 7,5 deg/min steel has a homogeneous structure of martensite with hardness about 434-494 HV. In case when the cooling rates in the range of 2,1...0,5 deg/min steel has a heterogeneous structure consisting of ferrite, pearlite, bainite and martensite, the hardness of steel falls to 182 HV. For semifinished products of steel 10Kh9V2MFBR the recommendation on selecting the quenching medium was provided, in case of section up to 200 mm the air was recommended as quenchant.

Key words: transformation behavior, creep-resistant martensitic steel, ultra supercritical parameters.

Введение

В связи с созданием угольных энергоблоков с повышенной эффективностью сжигания топлива в последние годы значительно вырос интерес к хромистым жаропрочным сталям мартенситного класса с 9 % хрома, рассматриваемым в качестве перспективных материалов элементов паропроводного и теплообменного оборудования блоков с супер сверхкритическими параметрами пара (ССКП: температурой до 620 °С и давлением до 35 МПа) [3, 6] и обладающим одновременно высокой жаропрочностью, вязкостью, коррозионной стойкостью, низкой склонностью к массопереносу и высокой технологичностью.

Высокий уровень жаропрочности этих сталей обеспечивается легированием и структурой, сформировавшейся в результате термической обработки (заковки на воздухе с последующим высоким отпуском). В результате мартенситного превращения при нормализации в стали формируется дислокационная структура мартенсита, стабильность которой в процессе ползучести обеспечивается подавлением переползания дислокаций за счет уменьшения скорости диффузии в твердом растворе и выделением при отпуске дисперсных вторичных фаз (карбидов, карбонитридов и интерметаллидов), сдерживающих развитие динамической полигонизации при эксплуатационных температурах [4, 5].

Исследования карбидных реакций, протекающих в сталях этого типа при отпуске в широком интервале температур, показали, что эффект стабилизации дислокационной структуры определяется особенностями процессов, протекающих при отпуске мартенсита. При этом для обеспечения возможности управления карбидными реакциями после заковки требуется иметь однородную структуру мартенсита, свободную от продуктов распада аустенита, образующихся при охлаждении, что требует знания предельных скоростей охлаждения для материала, построения термокинетических диаграмм превращения аустенита и проведения структурных исследований.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей распада переохлажденного аустенита в условиях непрерывного охлаждения для стали 10X9B2MФБР, разработанной в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» в 2006 году и рассматриваемой в качестве перспективного материала для паропроводного оборудования блоков ССКП [1, 2].

Материалы и методика исследования

Для построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита стали марки 10X9B2MФР-Ш (0,098 % С; 8,78 % Cr; 1,64 % W; 0,50 % Mo; 0,24 % V; 0,07 % Nb; 0,044 % N; 0,005 % B; остальное – Fe) использовались данные дилатометрического анализа, который проводился на цилиндрических образцах диаметром ~4,0 мм и длиной ~10,0 мм. Скорости охлаждения 30, 60 и 600 °С/мин были реализованы на закалочном дилатометре «Linseis L78 R. I. T. A.». Температура при проведении опытов фиксировалась с помощью предварительно откалиброванной термопары К-типа, которая приваривалась к боковой поверхности исследуемых образцов. Скорости охлаждения 0,5; 1; 2,1; 7,5°С/мин были реализованы на высокотемпературном дилатометре «Linseis L75VD1600C». Температура при проведении опытов фиксировалась с помощью предварительно откалиброванной термопары S-типа (Pt – Pt-10 % Rh), которая располагалась в непосредственной близости от исследуемого образца (на расстоянии ~1...1,5 мм). Сбор и обработка полученных данных осуществлялись с помощью программ, поставляемых с приборами.

Методика построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита в исследуемых сталях заключалась в охлаждении образцов, нагретых до температуры аустенитизации ($\sim 1050 \pm 10^\circ\text{C}$), с регистрацией моментов начала, конца или приостановки образования продуктов распада переохлажденного аустенита, которые затем отмечались на экспериментально полученных кривых охлаждения и соединялись плавными линиями «заметного начала превращения» (сплошная линия) и «условного окончания превращения» (пунктирная линия). Также на кривых указывалась средняя скорость охлаждения образцов в интервале температур t_A – начало превращения.

Выдержка при температуре аустенитизации составляла 900 с. В закалочном dilatометре «Linseis L78 R. I. T. A.» нагрев образцов производился в вакууме $\sim 10^{-2}$ Па. В качестве охлаждающей среды использовался гелий. В высокотемпературном dilatометре «Linseis L75VD1600C» нагрев и охлаждение образцов производились в защитной атмосфере аргона.

Критические температуры A_{c1} и A_{c3} исследуемых сталей определялись при нагреве образцов со скоростью $\sim 250^\circ\text{C}/\text{ч}$.

Окончательное оформление термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита в исследуемых сталях проводилось с учетом данных о твердости отдельных dilatометрических образцов и микроструктуре, полученных при исследовании на рабочей станции Auriga™ CrossBeam, оснащенной электронной и ионной колоннами и оптическим микроскопом «Nikon Epihot 200». Травление образцов проводилось в «царской водке» (3 части HCl + 1 часть HNO₃).

Результаты исследования и их обсуждение

При исследовании устойчивости переохлажденного аустенита dilatометрическим методом были определены температуры начала и окончания образования аустенита при нагреве: $A_{c1} - 849^\circ\text{C}$ и $A_{c3} - 941^\circ\text{C}$.

На рисунке 1 представлена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для стали 10X9B2MФБР. Характерной чертой 9 % хромистых жаропрочных сталей является большая величина инкубационного периода, благодаря чему стали хорошо закаливаются на воздухе. При охлаждении сталь имеет две температурно-временные области – феррито-перлитную и бейнитно-мартенситную, которые разделены интервалом повышенной устойчивости, что также является характерной чертой сталей этого типа. Температуры начала и конца мартенситного превращения в области пониженных температур составляют $M_n = 385^\circ\text{C}$ и $M_k = 212^\circ\text{C}$ при охлаждении со скоростями 30...600 $^\circ\text{C}/\text{мин}$. Твердость стали составляет HV 436...494. Понижение скорости охлаждения до 7,5...0,5 $^\circ\text{C}/\text{мин}$ приводит к образованию, наряду с мартенситом, бейнита и, как следствие, к

плавному росту температур начала и конца превращения до 490 °С и 290 °С, соответственно.

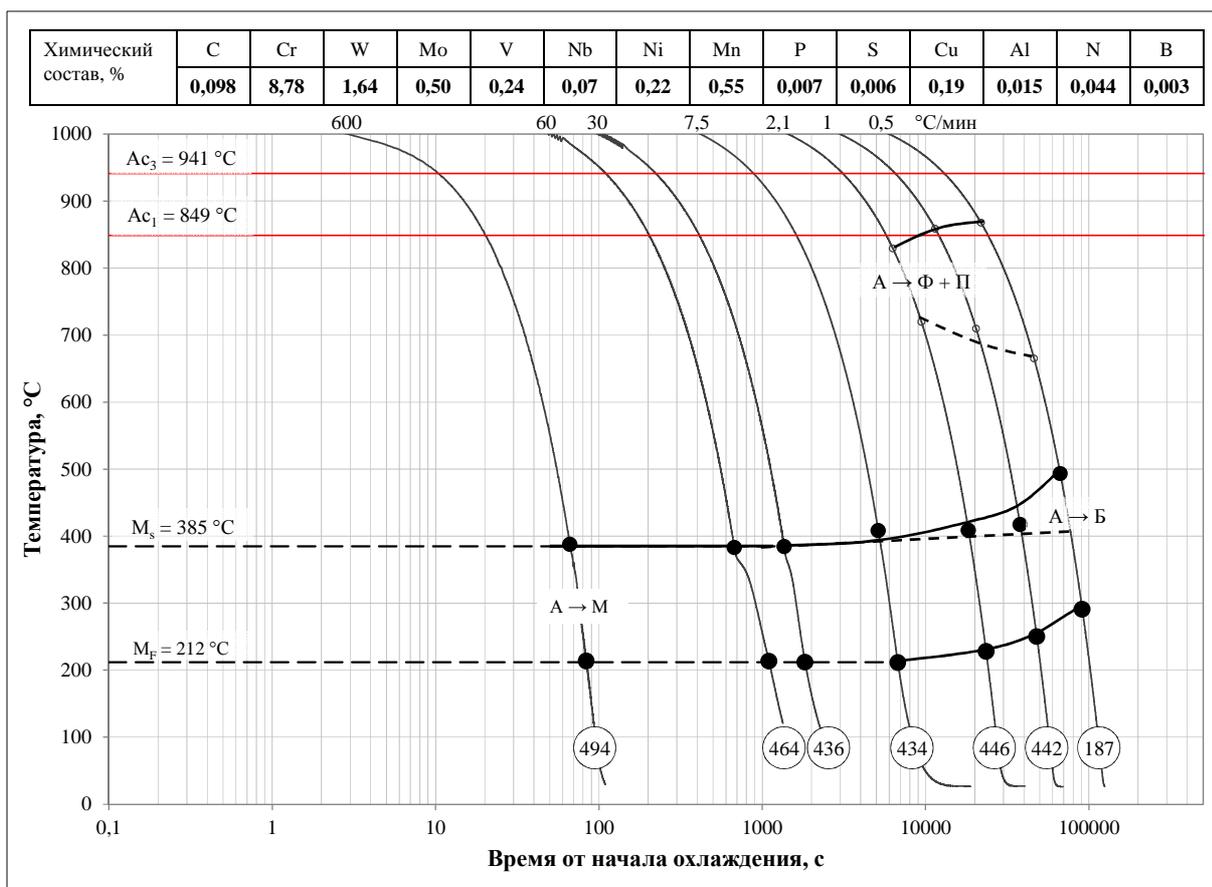


Рисунок 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 10X9B2MФБР при охлаждении от $t_A = 1050$ °С

В настоящее время общепринято, что в сталях рассматриваемого класса превращения аустенита при пониженных температурах протекают исключительно по мартенситному механизму. Повышение температур M_n и M_k в этом случае объясняется выделением специальных карбидов, и как следствие, обеднением аустенита легирующими элементами и углеродом. Однако морфология выделения карбидной фазы позволяет сделать вывод о протекании превращения как по мартенситному (при температурах от 385 °С до 212 °С), так и по диффузионному механизмам (при температурах от 860 °С до 670 °С). При охлаждении с относительно высокой скоростью (~ 600 °С/мин) в некоторых кристаллах мартенсита наблюдаются дисперсные карбиды, которые могли сформироваться в процессе самоотпуска (рисунок 2а). Замедление скорости охлаждения до 7,5 °С/мин приводит к образованию участков структуры, содержащих более крупные карбиды, расположенные по границам бывших аустенитных зерен, пакетов и блоков мартенсита (рисунок 2б). Такое расположение

структурных составляющих характерно для бейнита (продукта распада аустенита по промежуточному механизму).

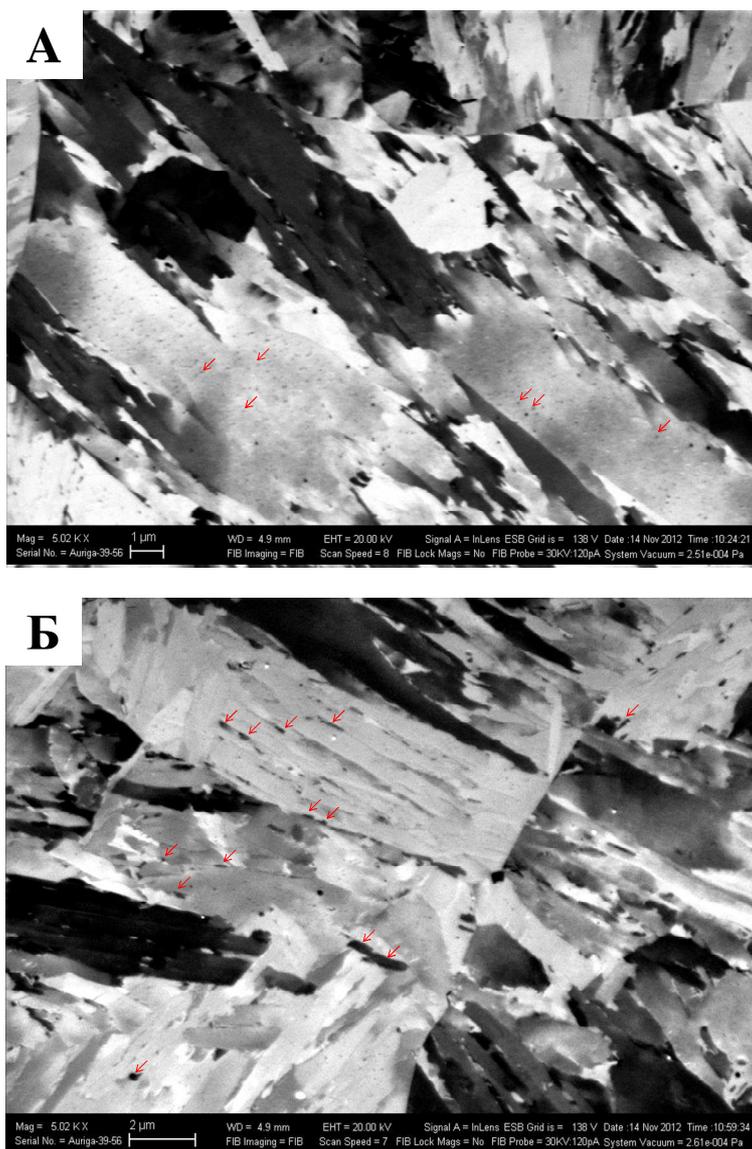


Рисунок 2. Дисперсные частицы, образовавшиеся при охлаждении стали 10X9B2MФБР со скоростью 600 °C/мин (а) и 7,5 °C/мин (б) от $t_A = 1050$ °C

В процессе охлаждения в интервале скоростей 2,1...0,5 °C/мин формируется гетерогенная структура с различным соотношением структурных составляющих: феррита, перлита, бейнита и мартенсита (рисунок 3). Твердость стали с увеличением скорости охлаждения повышается от 187 HV до 447 HV. При самой медленной из реализованных скоростей охлаждения по границам зерен выделились частицы, сильно обогащенные Cr и в меньшей степени Mo и W, но обедненные по железу. При больших скоростях охлаждения вплоть до 600 °C/мин в структуре наблюдаются первичные карбиды ниобия.

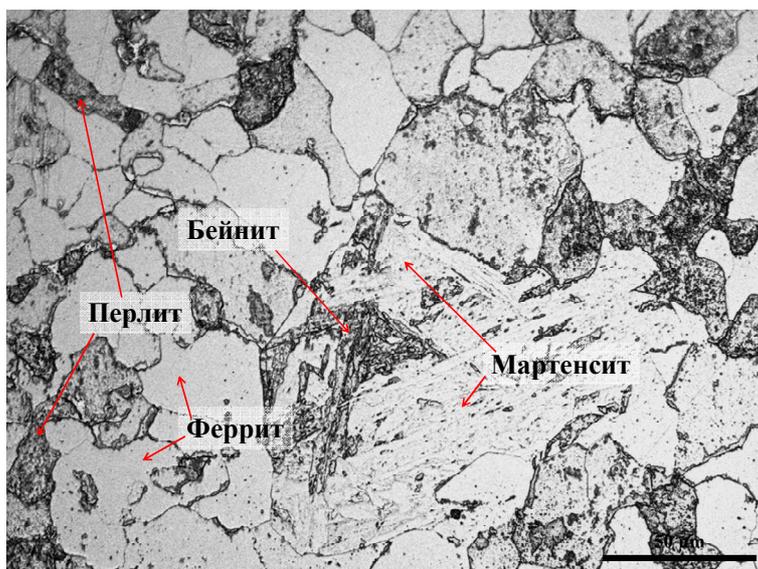


Рисунок 3. Микроструктура стали 10X9V2MФБР, полученная в результате охлаждения от $t_A = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$

В связи с широким сортаментом металлопродукции (поковки, трубы и пр.), предполагаемым к производству из стали 10X9V2MФБР, необходимо учитывать реальные скорости охлаждения по сечению и не допускать образования структурных неоднородностей в толстых сечениях (до 700 мм). Для стали 10X9V2MФБР была проведена расчетная оценка скорости охлаждения в различных сечениях – от 80 до 360 мм, которая показала, что в сечениях до 200 мм в качестве закалочной среды можно выбрать воздух, для сечений большей величины следует применять закалочные среды, обеспечивающие скорость охлаждения более $7,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, позволяющую сформировать относительно однородную мартенситную структуру.

Заключение

1. Для стали 10X9V2MФБР построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита и показано влияние скоростей охлаждения на структуру стали 10X9V2MФБР.

2. Экспериментально показано, что при скоростях охлаждения более $7,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ образуется однородная структура мартенсита закалки. При более медленном охлаждении в интервале скоростей $2,1...0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ в стали формируется гетерогенная структура, состоящая из феррита, перлита, бейнита и мартенсита, при этом твердость стали стремительно падает с 446 до 182 HV.

3. Для полуфабрикатов из стали 10X9V2MФБР даны рекомендации по выбору закалочной среды: в сечениях до 200 мм в качестве закалочной среды – воздух.

Исследование выполнено в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы (Государственное соглашение № 14.А18.21.2108 по обобщенной теме «Современные методы исследования микроструктуры и механических свойств перспективных материалов») на оборудовании Центра коллективного пользования «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» НИУ «БелГУ».

Список литературы

1. Дуб А. В., Скоробогатых В. Н., Щенкова И. А. Новые жаропрочные хромистые стали для перспективных объектов тепловой энергетики // Теплоэнергетика. – 2008. – №7. – С. 47-53.
2. Дуб А. В., Скоробогатых В. Н. Материаловедческая и технологическая база для создания перспективного теплового энергооборудования // Теплоэнергетика. – 2012. – № 4. – С. 7-14.
3. Abe F., Kern T.-U. and Viswanathan R. Creep-resistant steels. – Woodhead Publishing and Maney Publishing, 2008. – 678 p.
4. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Science and Technology of Advanced Materials. – 2008. – Vol. 9(1). – P. 013002.
5. Hald J. and Korcakova L. Precipitate Stability in Creep Resistant Ferritic Steels – Experimental Investigations and Modelling // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43(3). – P. 420-427.
6. Kaybyshev R. O., Skorobogatykh V. N., Shchenkova I. A. New martensitic steels for fossil power plant: Creep resistance // The Physics of Metals and Metallography. – 2010. – Vol. 109(2). – P. 186-200.

Рецензенты:

Кайбышев Рустам Оскарович, д.ф.-м.н., профессор кафедры «Материаловедения и нанотехнологий» ФГАО ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», руководитель лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов ФГАО ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород.

Иванов Олег Николаевич, д.ф.-м.н., руководитель Центра коллективного пользования научным оборудованием НИУ «БелГУ» «Диагностика структуры и свойств наноматериалов», ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород.