УДК 669.017.1+621.78:669.14

КИНЕТИКА РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

С.М. Антонов, А.М. Ахмедьянов, М.И. Гасленко, С.В. Рущиц, С.О. Соколов, С.Е. Крылова, О.А. Якунина

SUPERCOOLED AUSTENITE DECOMPOSITION KINETICS OF EXPERIMENTAL ECONOMICALLY ALLOYED TOOL STEELS DURING CONTINUOUS COOLING

S.M. Antonov, A.M. Akhmedyanov, M.I. Gaslenko, S.V. Rushchits, S.O. Sokolov, S.E. Krylova, O.A. Yakunina

Определены критические точки трех опытных инструментальных сталей: 100Х3Г2МТР, 70Х3Г2ВТБ и 70Х3Г2ФТР. Изучена зависимость температуры начала мартенситного превращения от температуры аустенитизации. Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита, исследована микроструктура и микротвердость образцов, охлажденных с разными скоростями.

Ключевые слова: валковая экономнолегированная сталь, критические точки, термокинетические диаграммы распада аустенита.

The critical points of three experimental tool steels are determined. The influence of austenitization temperature on martensitic transformation start temperature is investigated. CCT diagrams are determined by measuring physical properties during continuous cooling. Microstructure and hardness of phase components of specimens cooled with different rates are studied.

Keywords: economically alloyed roll steel, critical points, CCT diagrams.

Традиционно основным материалом рабочих и опорных валков для толстолистовых и широкополосных станов горячей прокатки являются высокохромистые стали типа 45Х5МФ и 90Х5МФ. Однако при изготовлении валков из высокохромистых сталей существует ряд проблем, связанных с их низкой технологичностью при выплавке и термической обработке, а также значительными затратами на выходе готовой продукции. В процессе эксплуатации высокохромистых валков основной причиной выхода их из строя является выкрашивание поверхностного слоя вследствие образования и коагуляции крупных карбидов хрома, а также наличия глубокой сетки разгара по границам зерен в местах локализации карбидных включений. Поэтому поиск и разработка новых экономнолегированных валковых сталей с пониженным содержанием хрома, не требующих сложных технологических решений и специального оборудования при изготовлении и термическом упрочнении валков, на сегодняшний день представляют одну из актуальных задач современного материаловедения.

Ранее [1] на основе регрессионного статистического анализа экспериментальных данных с применением программы KOMPLEX были рекомендованы три марки стали, обладающие высоким комплексом свойств: 100Х3Г2МТР, 70Х3Г2ФТР и 70Х3Г2ВТБ. Целью настоящей работы явилось определение критических точек и исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении экспериментальных сталей, что позволит обоснованно разрабатывать упрочняющие режимы их термической обработки, обеспечивающие повышение эксплуатационной стойкости валкового инструмента.

Выплавку опытных сталей, химический состав которых приведен в табл. 1, проводили в индукционной печи ИШТ 0,4/0,32 ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ». Полученные цилиндрические заготовки диаметром 330 мм и высотой 500 мм подвергались ступенчатому нагреву до температуры 1200 °С со скоростью не более 50 °С/с и горячей ковке при этой температуре. Затем осуществлялась посадка поковок в печь с температурой 350 °С на 3 часа и дальнейшее охлаждение на спокойном воздухе.

Температуры фазовых превращений и кинетика распада переохлажденного аустенита изучались методами дилатометрии на термомеханическом симуляторе Gleeble-3800 Южно-Уральского государственного университета. Образцы диамет-

Таблица 1

Химический состав экспериментальных экономнолегированных сталей, % по массе

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	W	Al	Mo	V	Ti
100Х3Г2МТР	0,90	1,94	0,65	0,021	0,011	2,87	0,07	0,06	–	–	0,041	0,48	–	0,43
70Х3Г2ФТР	0,67	1,92	0,59	0,022	0,010	2,92	0,09	0,08	–	–	0,032	–	0,62	0,39
70Х3Г2ВТБ	0,64	1,90	0,61	0,023	0,012	2,85	0,10	0,12	0,055	1,35	0,048	–	–	0,46

ром 6 мм и длиной 55 мм, вырезанные из поковок исследуемых сталей, нагревались прямым пропусканием электрического тока в область устойчивости аустенита, выдерживались 15 мин и охлаждались по заданным режимам с постоянными скоростями в интервале 0,01–10 °С/с. Контроль температуры осуществлялся хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца. Дилатограммы снимались с помощью контактного дилатометра с разрешающей способностью 0,4 мкм, измеряющего изменение диаметра образца в месте приварки термопары.

Для изучения микроструктуры сталей цилиндрические образцы, охлажденные с разными скоростями, разрезались в месте приварки термопары. Шлифы, подготовленные с поперечного сечения образцов, подвергались травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте и исследовались на оптическом микроскопе C.Zeiss Observer и микротвердомере FM-800.

Первая серия экспериментов была направлена на определение температур начала Ac_1 и конца Ac_3 образования аустенита. Образцы сталей нагревались со скоростью 3 °С/с до температуры 600 °С и затем с малой скоростью 0,05 °С/с – в интервале температур 600–1000 °С. Температуры Ac_1 и Ac_3 определялись по перегибам на дилатограммах, полученных в условиях нагрева (рис. 1). Значения критических точек исследуемых сталей приведены в табл. 2.

Следующим шагом явился выбор оптимальной температуры аустенитизации, обеспечивающей максимально полное растворение карбидов без интенсивного роста аустенитных зерен. С этой целью исследовано влияние температуры аустенитизации на положение мартенситной точки $M_н$, чувствительной к переходу легирующих элементов в твердый раствор. Образцы нагревались до разных температур выше Ac_3, выдерживались 15 мин и охлаждались со скоростью 10 °С/с, обеспечивающей получение мартенситной структуры.

В стали 70Х3Г2ВТБ повышение температуры аустенитизации слабо влияет на температуру $M_н$ (рис. 2). Вероятно, в интервале температур 900–1100 °С дополнительного растворения карбидов и обогащения твердого раствора легирующими элементами в этой стали не происходит. В двух дру-

Таблица 2

Критические точки исследуемых сталей

Сталь	A_{c1}, °С	A_{c3}, °С
100Х3Г2МТР	755	805
70Х3Г2ФТР	760	810
70Х3Г2ВТБ	765	815

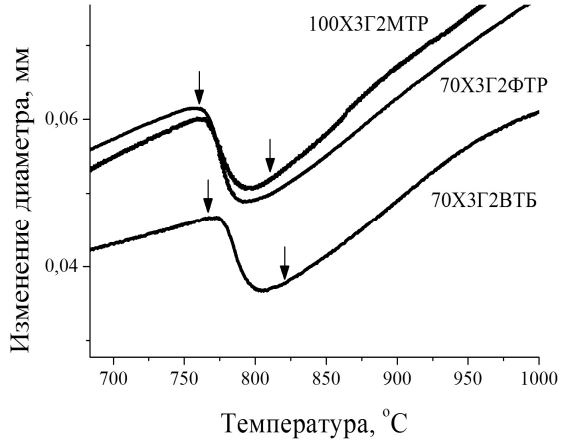


Рис. 1. Фрагменты дилатограмм исследуемых сталей, полученных в условиях медленного нагрева

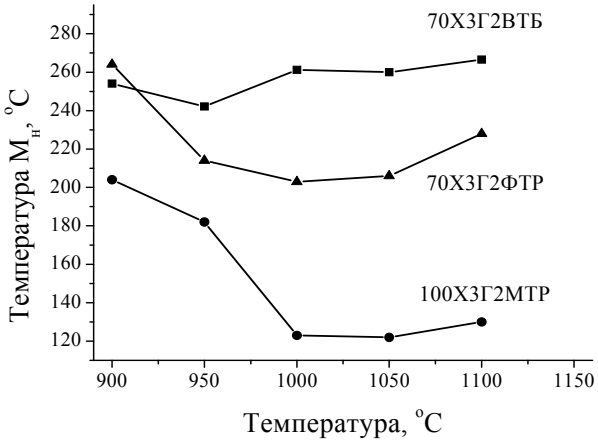


Рис. 2. Зависимость температуры $M_н$ от температуры аустенитизации

гих сталях наблюдается резкое падение температуры $M_н$ с ростом температуры нагрева под закалку (выше 900 °С – для стали 70Х3Г2ФТР и 950 °С – для стали 100Х3Г2МТР). Наблюдаемое понижение температуры $M_н$ очевидно связано с растворением карбидов ванадия и молибдена, которые, находясь в твердом растворе, сильно понижают температуру $M_н$. Некоторое повышение температуры $M_н$ в образцах, закаленных от температуры 1100 °С, обусловлено началом интенсивного роста зерна аустенита.

Исходя из полученных результатов для последующего построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей была выбрана температура аустенитизации, равная 1000 °С, обеспечивающая достаточно полное растворение карбидов во всех сталях и не приводящая к резкому росту аустенитных зерен. Образцы нагревались до указанной температуры со скоростью 3 °С/с, выдерживались 15 минут и охлаждались до комнатной температуры с заданными скоростями. В процессе нагрева и охлаждения образцов фиксировалось изменение их диаметра. В качестве примера на рис. 3 представлены две дилатограммы стали 70Х3Г2ВТБ, на которых хорошо видны перегибы, соответствующие различным механизмам распада переохлажденного аустенита. Так, на участке охлаждения, полученном при скорости охлаждения 10 °С/с, наблюдается единственный перегиб при температуре 250 °С (рис. 3, а), соответствующий началу мартенситного превращения. На дилатограмме той же стали, полученной при охлаждении 0,025 °С/с (рис. 3, б), видны несколько перегибов, соответствующие перлитному превращению в интервале температур 600–680 °С и бейнитному превращению, начинающемуся при температуре 350 °С.

Построенные термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей приведены ниже (рис. 4).

Наименьшей устойчивостью к распаду по первой и второй ступени обладает аустенит стали 100Х3Г2МТР. Перлитное превращение в этой стали подавляется при скоростях охлаждения выше 0,4 °С/с, а бейнитное превращение – при скоростях охлаждения выше 0,5 °С/с. Отметим, что эта сталь имеет самую низкую температуру начала мартенситного превращения (120 °С) среди рассмотренных сталей. Наибольшая устойчивость аустенита к распаду в области перлитного и промежуточного превращения наблюдается в стали 70Х3Г2ВТБ. Перлитное и бейнитное превращения в этой стали подавляются при скоростях охлаждения начиная с 0,1 °С/с (в четыре раза меньших, чем в стали 100Х3Г2МТР). Температура начала мартенситного превращения в этой стали самая высокая (250 °С). Указанные особенности аустенита стали 70Х3Г2ВТБ связаны с дополнительным легированием стали вольфрамом в количестве 1,35 %, который сильно задерживает диффузию атомов углерода, но незначительно влияет на положение мартенситной точки. Сталь 70Х3Г2ФТР занимает промежуточное положение между двумя рассмотренными сталями. Значения верхней ($V_{ВКЗ}$) и нижней ($V_{НКЗ}$) критической скорости закалки, а также скорости охлаждения $V_П$, ниже которой наблюдается только перлитное превращение, для всех рассмотренных сталей приведены в табл. 3.

Данные дилатометрических исследований подтверждены и дополнены изучением микроструктуры рассматриваемых сталей. На рис. 5 представлены фотографии микроструктуры после охлаждения со скоростями 10 и 0,1 °С/с .

Мартенсит в стали 100Х3Г2МТР с максимальным количеством углерода и минимальной температурой $M_н$ = 120 °С, образующийся при скорости охлаждения 10 °С/с имеет пластинчатую морфологию (рис. 5, а). Между крупными пластинами мартенсита наблюдается значительное количество остаточного аустенита. В структуре закален-

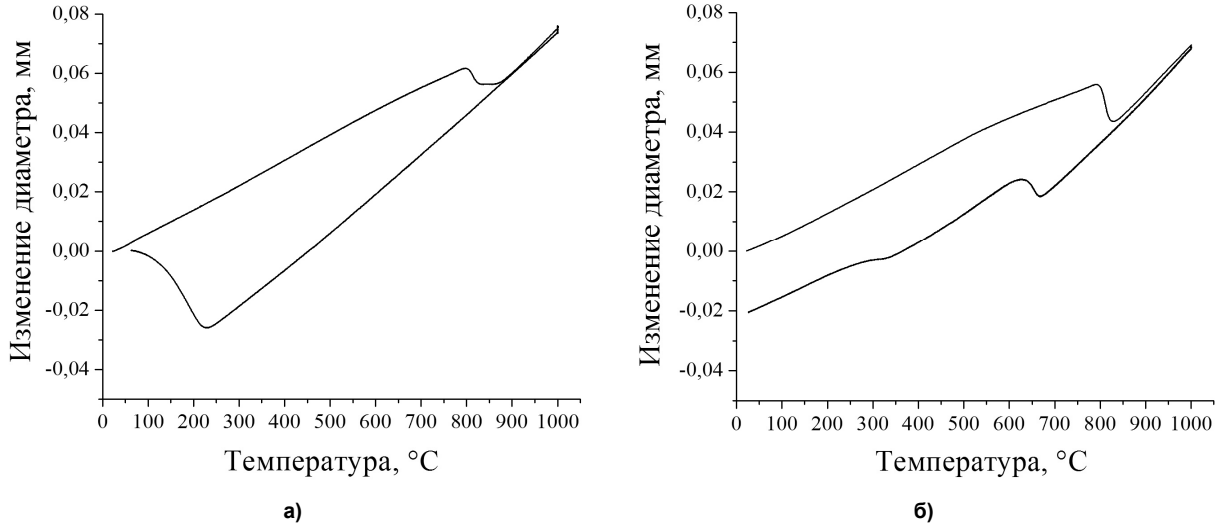
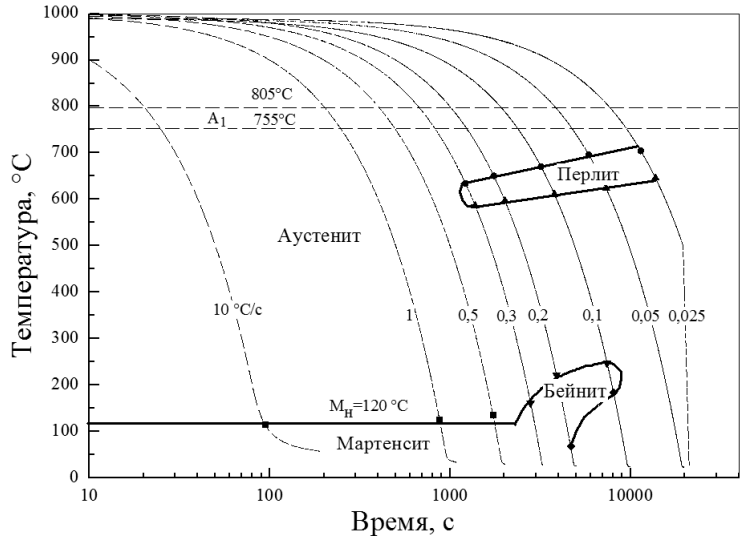
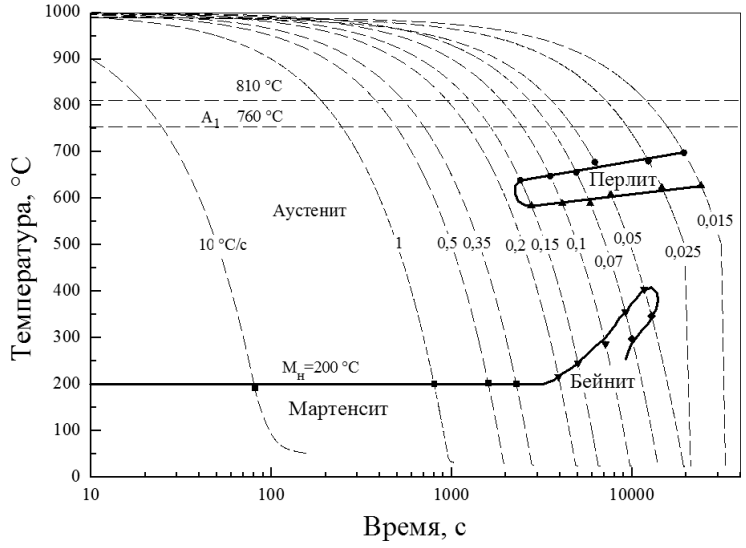


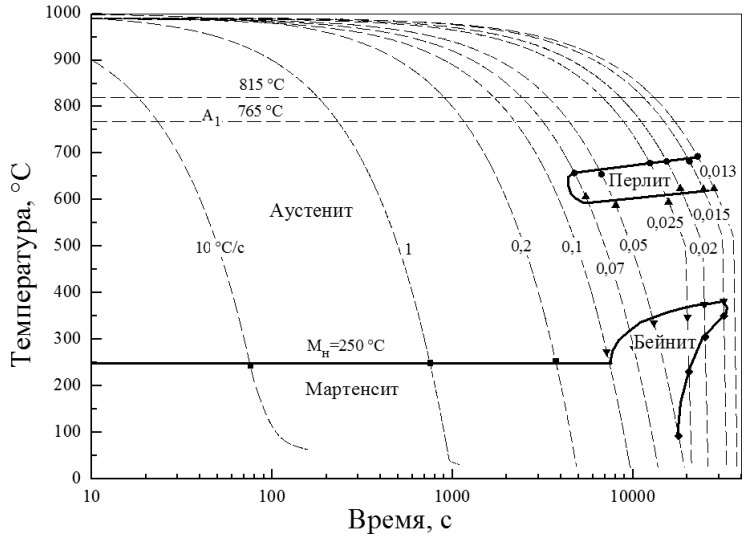
Рис. 3. Дилатограммы стали 70Х3Г2ВТБ, соответствующие скоростям охлаждения 10 °С/с (а) и 0,025 °С/с (б)



а)



б)



в)

Рис. 4. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: а – сталь 100Х3Г2МТР; б – сталь 70Х3Г2ФТР; в – сталь 70Х3Г2ВТБ

Таблица 3

Критические скорости охлаждения исследуемых сталей

Сталь	$V_{ВКЗ}$, °С/ с	$V_{НКЗ}$, °С/с	$V_{П}$, °С/с
100Х3Г2МТР	0,4	0,5	0,05
70Х3Г2ФТР	0,2	0,3	0,03
70Х3Г2ВТБ	0,1	0,15	0,01

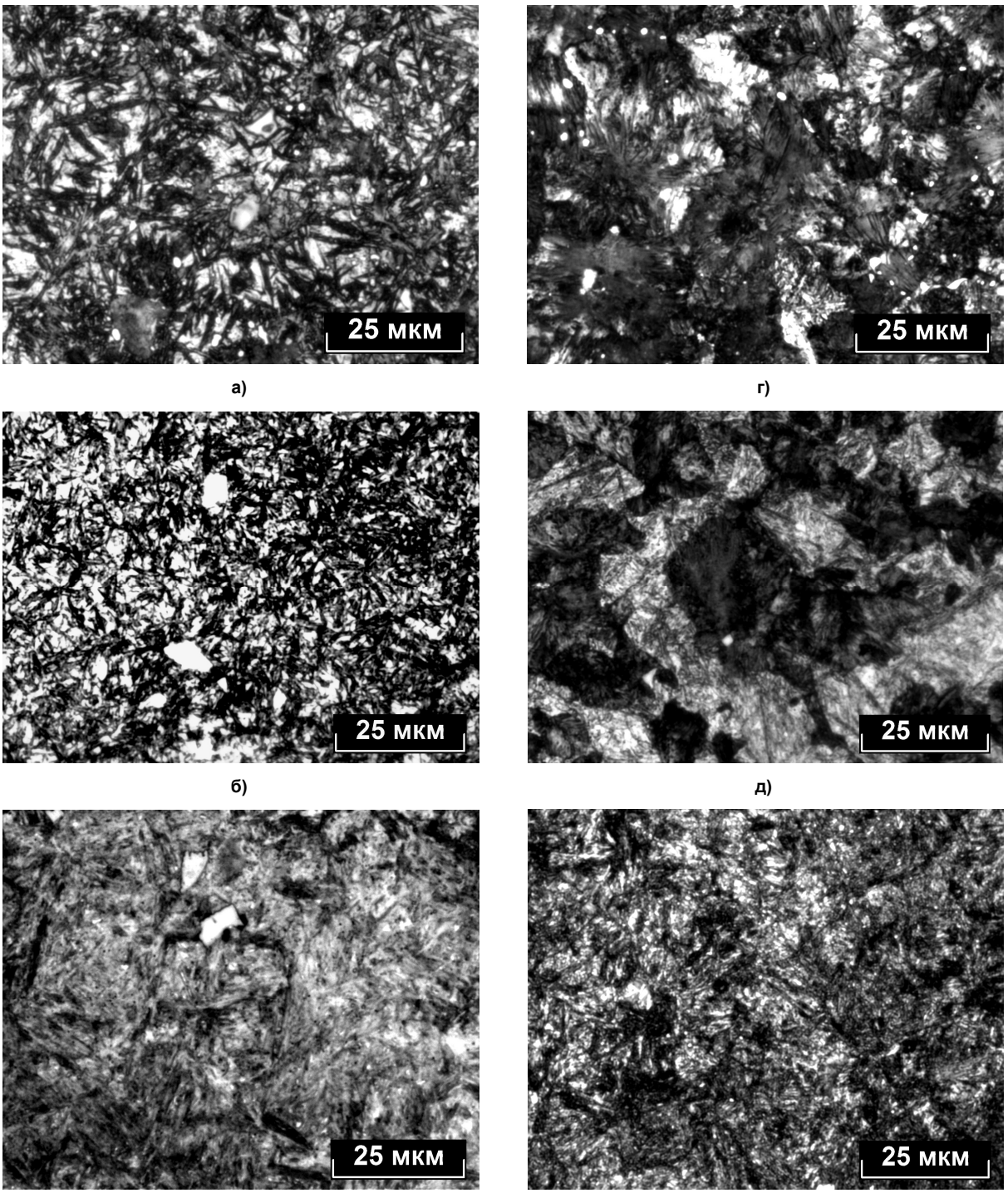


Рис. 5. Микроструктура закаленных сталей: а, г – сталь 100Х3Г2МТР; б, д – сталь 70Х3Г2ФТР; в, е – сталь 70Х3Г2ВТБ

ной стали 70Х3Г2ФТР с температурой $M_н = 200$ °С формируются дисперсные кристаллы мартенсита прежней пластинчатой морфологии и сохраняется меньшее количество остаточного аустенита (рис. 5, б). В стали 70Х3Г2ВТБ с наиболее высокой температурой $M_н = 250$ °С образуется иной – реечный мартенсит с минимальным количеством непревращенного аустенита (рис. 5, в). Микротвердость мартенситной структуры стали 100Х3Г2МТР составляет 800–830 HV, тогда как в сталях 70Х3Г2ФТР и 70Х3Г2ВТБ она несколько ниже – 780–800 HV.

Микроструктуры образцов, охлажденных со скоростью 0,1 °С/с, иллюстрируют разную устойчивость аустенита в трех исследуемых сталях.

В стали 100Х3Г2МТР, обладающей минимальной устойчивостью аустенита к распаду по диффузионному механизму, преобладает перлитная структура (темные участки с твердостью HV 450) с небольшой долей бейнита (светлые участки с твердостью HV 580) (рис. 5, г). В структуре стали 70Х3Г2ФТР в полном соответствии с термокинетической диаграммой доля перлитной компоненты (HV 380) значительно падает за счет роста доли бейнитной составляющей (HV 700) (рис. 5, д). При той же скорости охлаждения сталь 70Х3Г2ВТБ с наиболее высокой устойчивостью аустенита к распаду по перлитному и бейнитному механизму сохраняет структуру реечного мартенсита (рис. 5, е).

Полученные в работе результаты послужат базой для разработки оптимальных режимов термической обработки исследуемых экспериментальных сталей, а также позволят обоснованно определять области их эффективного использования. В частности, для изготовления валков большого диаметра, подвергающихся закалке с последующим высоким отпуском, может быть рекомендована сталь 70Х3Г2ВТБ, обладающая максимальной прокаливаемостью среди трех рассмотренных сталей.

Литература

1. Крылова, С.Е. Влияние термической обработки на формирование структуры экономнолегированных сталей инструментального класса / С.Е. Крылова // Материалы международной научной конференции «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных конструкционных материалов и сплавов». – М.: Машиностроение, 2009. – С. 410–420.

Поступила в редакцию 20 сентября 2012 г.