

Соколов С.О.

ОАО МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ», г. Орск  
E-mail: Gen.Director@ormeto-yumz.ru

## ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ВАЛКОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНЫХ СТАНОВ

Предложена новая экономнолегированная сталь инструментального класса для производства валков горячего деформирования в условиях ОАО МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ». Рассмотрена структура и свойства новой стали на различных этапах термической обработки. Определены температурно-временные параметры термического упрочнения. Указан механизм дисперсионного упрочнения, произведен расчет структурных составляющих по сечению заготовок.

**Ключевые слова:** экономнолегированные стали, дисперсионное упрочнение, термическая стабилизация, карбидное упрочнение.

Рабочие валки как инструмент станов горячей прокатки оказывают решающее воздействие на качество и стоимость продукции. Традиционно основным материалом рабочих и опорных валков для толстолистовых и широкополосных станов горячей и холодной прокатки являются высокохромистые стали типа 45Х5МФ и 90Х5МФ. ОМЗ «Спецсталь», ОАО «Уралмаш», ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ» обеспечивают больше половины потребностей металлургических предприятий России в кованных валках. В процессе эксплуатации высокохромистых валков основной причиной выхода их из строя является выкрашивание поверхностного слоя по причине 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 на мировом уровне.

Целью исследования являлось повышение эксплуатационной стойкости и технологичности валков горячей прокатки путем разработки рационального легирующего комплекса и режимов термической обработки.

### Методы исследования

Для решения поставленной задачи на основе анализа данных известных работ [1] в матрицу математического планирования экспери-

мента были включены характеристики 16 экспериментальных марок сталей с различными вариациями таких элементов, как С, Cr, Mn, W, Ti, Nb. Содержание в сталях углерода (0,6–1,2%) достаточно для образования карбидов, измельчения зерна при термической обработке, обеспечения ударной вязкости, прочности и теплоустойчивости. В качестве критериев при выборе химического состава экспериментальной стали были приняты максимальные значения износостойкости  $K_{AC}$ , твердости HRC и ударной вязкости KCU. По результатам обработки экспериментальных данных был найден химический состав опытной стали марки, обозначенной как сталь 70Х3Г2ВТБ (приведен в табл. 1).

Выплавку стали проводили в условиях ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ», в фасонно-литейном цехе №18 в индукционной печи ИШТ 0,4/0,32. Полученные образцы представляли собой цилиндрические заготовки диаметром 330 мм и высотой 500 мм.

Для изучения особенностей протекания фазовых превращений в стали 70Х3Г2ВТБ при непрерывном охлаждении были проведены dilatометрические исследования с целью построения термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита. Исследования проводились на комплексе Gleeble 3800 на образцах с размерами: диаметр – 6 мм, длина – 55 мм. В ходе эксперимента температура нагрева образцов составила 1000 °С, время выдержки при температуре аустенизации – 15 минут.

Таблица 1. Химический состав новой экспериментальной марки стали

C	Cr	Mn	Ti	W	Nb
0,65–0,78	2,5–3,2	1,6–2,1	0,1–0,2	0,15–0,20	до 0,0015

Охлаждение проводилось с постоянными скоростями в интервале 10...0,015 °С/с.

Металлографические исследования проводили на оптических микроскопах МИМ-7 и AxioObserver при увеличении от 100 до 1000 раз, а также на электронном растровом микроскопе JEOLJSM 6460LV с волновым и энергодисперсионным анализаторами. Наблюдение проводилось во вторичных электронах, электронах поглощения и рентгеновском характеристическом излучении. Сканирование поверхности объекта проходило при напряжении 25 кВ.

Механические и технологические свойства (твердость, микротвердость, ударная вязкость, износостойкость, теплостойкость) определяли по стандартным методикам. Количество карбидной фазы определяли методом металлографического анализа с использованием прикладной программы Tixomet-Pro. Состав и тип карбидных включений определяли микрорентгеноспектральным и рентгеноструктурным методами. Рентгенограммы карбидных осадков получали на дифрактометре «ДРОН-2,0» ( $U = 20$  кВ,  $I = 12$  мА) в Fe  $K_{\alpha}$ -излучении.

### Результаты исследования

Структура стали 70X3Г2ВТБ в литом состоянии (рис. 1) характеризуется ярко выраженной дендритной ликвацией. Дендриты имеют разветвленное строение и средний диаметр ветвей около 24...26 мкм. Кроме того, в литом сплаве в свободном виде присутствуют карбиды, нитриды, сульфиды и карбонитриды титана в виде обособленных включений правильной формы.

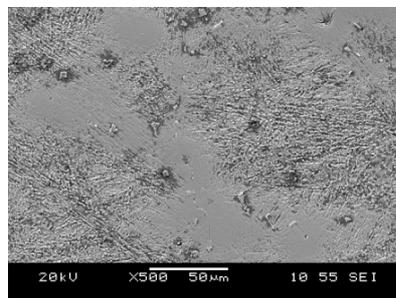
Для уменьшения последствий неоднородного затвердевания заготовки подвергли диффузионному отжигу при температурах 1050–1200 °С в течение 6 часов. Как показал металлографический анализ, отжиг при температурах 1050–1150 °С не приводит к устранению дендритной ликвации, однако для металла характерно снижение твердости от 45–50 HRC до 30–45 HRC, что свидетельствует о перераспределении элементов по матрице и частичном растворении хрупких избыточных фаз. Дальнейший нагрев до 1200 °С способствовал полному исчезновению литой дендритной структуры, однако привел к недопустимому росту аустенитного зерна, в котором при последующем охлаждении произошло выделение острых вытянутых пластинок цементита, пересекающихся преимущественно под углом 60 °С. Таким образом, сформировалась структура видманшттевова цементита, приводящая впоследствии к хрупкому разрушению из-за возникновения концентраторов напряжений в виде хрупких игл, являющихся очагами зарождения трещин при нагружении.

Применение однократного диффузионного отжига не привело к получению однородной структуры, поэтому далее была проведенаковка с различными степенями деформации. С целью уменьшения вероятности возникновения трещин и более полного прогрева заготовок по сечению нагрев под ковку осуществляли с промежуточными ступенями при температурах 400, 850 и 1200 °С, что может дополнительно обеспечить протекание диффузионных процессов и получение гомогенной структуры.

Оценка влияния различной степени деформации на структуру и характер распределения



а)



б)

Рисунок 1. Оптическая (а) и электронная (б) фотографии образцов стали 70X3Г2ВТБ в литом состоянии,  $\times 500$  (твердость 43–45 HRC, микротвердость карбидной фазы ~ 10500–11000 Н/мм<sup>2</sup>; металлической матрицы ~ 6500–7500 Н/мм<sup>2</sup>)

карбидной фазы (табл. 2) показала, что при степени деформации  $\epsilon$ , соответствующей 15%, в стали сохраняется карбидная неоднородность, при максимальном обжатии (50%) карбидная неоднородность исчезает, но наблюдается ярко выраженная текстура деформации. Оптимальной является средняя степень деформации, соответствующая 30%, при которой не наблюдается грубая текстура и устраняется карбидная неоднородность.

Для изучения особенностей протекания фазовых превращений в структуре кованой стали 70X3Г2ВТБ и выявления оптимальных условий аустенизации были проведены дилатометрические исследования с целью определения критических точек и построения термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита.

В результате нагрева образцов до температуры 1000 °С со скоростью 0,05 °С/с удалось определить критические точки  $A_{c1}$  (соответствует 765 °С) и  $A_{c3}$  (соответствует 815 °С). На рисунке 2 приведена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 70X3Г2ВТБ.

Согласно полученным результатам, сталь имеет высокую устойчивость аустенита, и перлитное превращение подавляется при скоростях охлаждения выше 0,1 °С/с. Температурные интервалы перлитного превращения: 657–581 °С, температура начала мартенситного превраще-

ния – 250 °С. Полученные результаты сопоставлялись с изменениями микроструктуры стали 70X3Г2ВТБ, полученной в результате проведенных исследований.

После охлаждения в интервале скоростей 10...0,2 °С/с в структуре стали наблюдается мартенсит и остаточный аустенит (рис. 3, а), что находится в соответствии с результатами дилатометрии. Микротвердость мартенсита составляет 730–880 HV. При скорости охлаждения 0,1 °С/с наблюдаются также области бейнитной структуры с твердостью 630–650 HV (рис. 3, б). Мартенситное превращение совсем не наблюдается при скорости охлаждения 0,05 °С/с. Структура преимущественно перлитная (темные участки с твердостью 340–440 HV) с участками бейнитной структуры (твердость 570–670 HV) (рис. 3, в).

Исходя из полученных результатов дилатометрических исследований, выбраны режимы сфероидизирующего отжига, рекомендуемые для стали заэвтектоидного класса. Отжиг

Таблица 2. Характеристики структуры стали 70X3Г2ВТБ в кованом состоянии

$\epsilon$ , %	HRC	H, Н/мм <sup>2</sup>	Vкарб, %	карбидная неоднородность, балл
15	19,5	2582	0,8	3,5
30	21,2	3175	1,06	отсутствует
50	22,2	3471	1,82	отсутствует

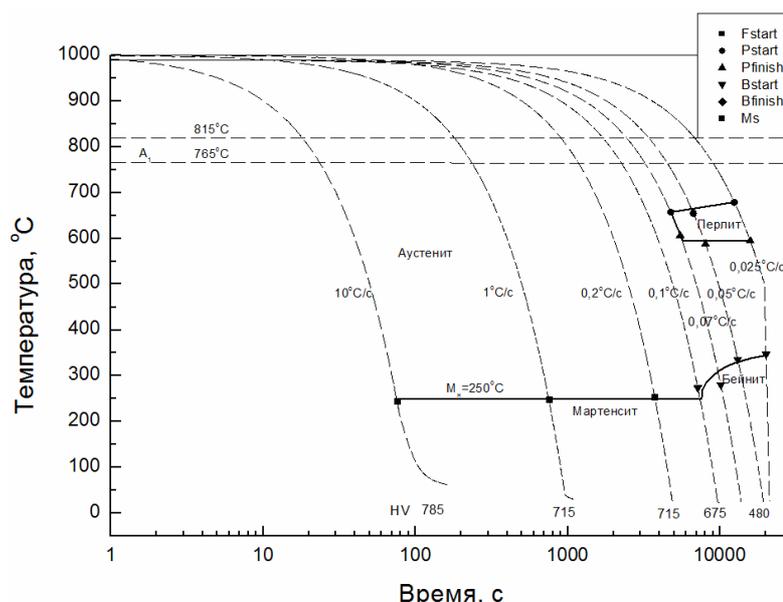


Рисунок 2. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 70X3Г2ВТБ

заклучался в нагреве в интервале 780–820 °С с последующим охлаждением в печи, а также комбинированным способом – с печью до 600 и 500 °С, а затем на воздухе.

Охлаждение комбинированным способом привело к устранению этого недостатка, так как ускоренное охлаждение заготовок на воздухе способствовало уменьшению диффузии углерода и получению однородной феррито-перлитной структуры с равномерно распределенными карбидными включениями. Результаты замеров твердости и микротвердости исследуемых сталей послековки и последующего отжига представлены в таблице 3.

С целью определения оптимальных параметров термической обработки было изучено влияние параметров аустенизации на фазовый состав и процессы растворения карбидной фазы. В таблице 4 приведены результаты химического анализа по растворимости легирующих элементов в карбидных фазах стали 70X3Г2ВТБ после отжига и различных режимов аустенизации.

Анализ данных таблицы 4 подтверждает, что в процессе отжига в стали 70X3Г2ВТБ выделились карбиды типа  $Me_3C$ ,  $MeC$ ,  $Me_7C_3$  и  $Me_{23}C_6$ . После отжига имеется легированный цементит  $(Fe, Cr)_3C$ , в котором около 25% атомов железа замещено атомами хрома, содер-

жание марганца в цементите невелико и составляет около 3%. В карбидах на основе хрома растворено до 20% Mn, 27% Cr и до 8–10% W, Ti и Nb.

С целью выбора рациональных параметров закалки производили анализ роста размеров аустенитного зерна в исследуемой стали. После закалки по всем исследованным режимам сталь 70X3Г2ВТБ имеет зерно размером менее 15 мкм (8–9 балл). При этом наименьший размер зерна наблюдается после закалки от 850 °С. Увеличение времени выдержки при всех температурах аустенизации ведет к незначительному росту зерна, что связано с растворением легированного цементита и обогащением твердого раствора марганцем и хромом. Поскольку температурно-временные параметры аустенизации определяют процессы растворения карбидных фаз при нагреве, следовательно, они должны оказывать значительное влияние и на выделение карбидов при отпуске.

Из данных таблицы 5 следует, что формирующиеся при отпуске карбиды типа  $Me_3C$  и  $Me_7C_3$  являются фазами переменного состава, в которых замещаются не только атомы железа и хрома, но и присутствуют также атомы вольфрама, титана и ниобия в различных пределах. Так, при переходе температуры отпуски

Таблица 3. Твердость (HRC)/микротвердость (Н/мм<sup>2</sup>) стали 70X3Г2ВТБ отжига

T <sub>отж</sub> , °С	Исследуемый параметр	Способ охлаждения		
		печь	до 600 °С с печью далее на воздухе	до 500 °С с печью далее на воздухе
780	HRC	21	25	22
	H <sub>V</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	4086	3687	3155
820	HRC	29	33	33
	H <sub>V</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	4329	3469	4241

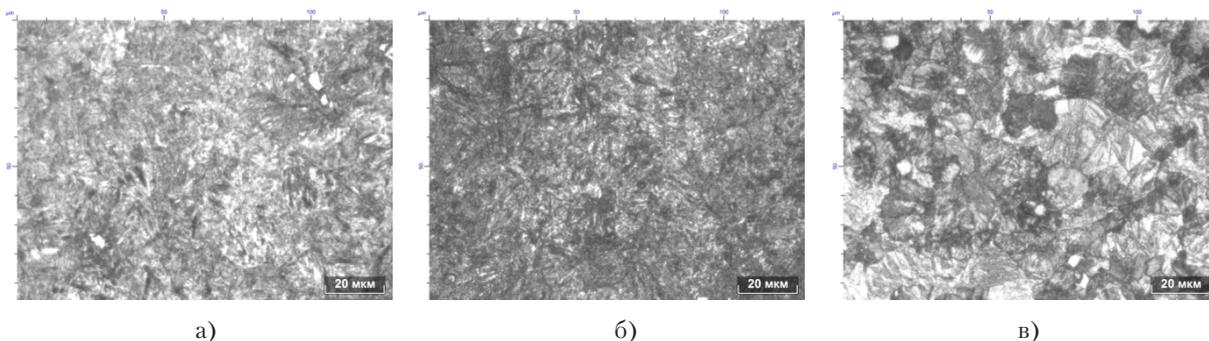


Рисунок 3. Микроструктура стали 70X3Г2ВТБ, образующаяся при непрерывном охлаждении со скоростями: а) 10 °С/с; б) 0,1 °С/с; в) 0,05 °С/с

500 и 550 °С наблюдается возрастание в общем карбидном осадке количества легированного цементита, однако содержание в нем хрома и марганца увеличивается незначительно, тогда как при отпуске 600 °С в нем происходит резкое увеличение содержания хрома при одновременном уменьшении количества  $Me_3C$ . Это является свидетельством того, что легированный цементит  $(Fe, Cr)_3C$  переходит в специальный карбид  $Me_7C_3$ .

Замедление разупрочнения при температурах отпуска 300–450 °С, когда выделение специальных карбидов еще не происходит, обусловлено, во-первых, присутствием в матрице атомов хрома, марганца и вольфрама, уменьшающих диффузионную подвижность атомов углерода, а значит, замедляющих коагуляцию цементита, во-вторых, этот эффект может быть объяснен закреплением дислокаций атмосферами из атомов углерода и ниобия.

Таблица 4. Количество, тип и состав образующихся карбидов после различных режимов аустенизации

Режим термообработки	Суммарное количество карбидов, %	Тип карбидов	Концентрация легирующих элементов в карбидах, % (по массе)					
			Mn	Fe	Cr	W	Ti	Nb
Отжиг	6,5–7	$Me_3C$	3	72	25	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	24	40	28	4	2	2
		MeC*	–	5	3	36	67	9
$T_{ауст} = 900\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 15\text{ мин.}$	3,8–4,2	$Me_3C$	–	76	22	2	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	4	75	17	3	1	–
		MeC	–	–	10	35	66	9
$T_{ауст} = 900\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 60\text{ мин.}$	1,6–1,8	$Me_3C$	–	81	19	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	2	72	24	1	1	–
		MeC	–	1	8	35	44	12
$T_{ауст} = 950\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 15\text{ мин.}$	1,1–1,2	$Me_3C$	1	91	2	5	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	–	42	12	17	6	23
		MeC	–	2	4	27	48	19
$T_{ауст} = 950\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 60\text{ мин.}$	0,8–0,9	$Me_3C$	–	88	8	3	–	1
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	–	39	15	20	7	19
		MeC	–	2	4	27	48	19
$T_{ауст} = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 15\text{ мин.}$	0,6–0,7	$Me_3C$	–	–	–	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	2	57	14	26	1	–
		MeC	–	6	10	29	40	15
$T_{ауст} = 1050\text{ }^\circ\text{C}$ $\tau = 60\text{ мин.}$	0,5–0,6	$Me_3C$	–	–	–	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	–	32	9	57	2	–
		MeC	–	5	4	33	42	16

\* В таблице объединены данные по карбидам WC и  $(Ti, Nb)C$ , так как применяемая в настоящей работе методика электролитического выделения карбидных фаз не позволяет их разделить

Таблица 5. Количество, тип и состав образующихся карбидов после различных режимов отпуска

Режим термообработки	Суммарное количество карбидов, %	Тип карбидов	Концентрация легирующих элементов в карбидах, % (по массе)					
			Mn	Fe	Cr	W	Ti	Nb
$T_{отп} = 450\text{ }^\circ\text{C}$	2,8–3,3	$Me_3C$	–	81	19	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	2	72	24	1	1	–
		MeC	–	1	8	35	44	12
$T_{отп} = 500\text{ }^\circ\text{C}$	3,8–4,2	$Me_3C$	1	91	2	5	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	–	42	12	17	6	23
		MeC	–	2	4	27	48	19
$T_{отп} = 550\text{ }^\circ\text{C}$	4,5–5,2	$Me_3C$	–	88	8	3	–	1
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	–	39	15	20	7	19
		MeC	–	2	4	27	48	19
$T_{отп} = 600\text{ }^\circ\text{C}$	5,5–5,7	$Me_3C$	–	–	–	–	–	–
		$Me_7C_3+Me_{23}C_6$	2	71	25	1	1	–
		MeC	–	6	10	29	40	15

В процессе отпуска при 500 °С для всех температур закалки в первые 5–7 часов происходит заметное уменьшение твердости, затем темп разупрочнения понижается. Это связано с тем, что в начальный период происходит коагуляция легированного цементита  $(Fe, Cr)_3C$ , который затем переходит в хромистый карбид  $Me_7C_3$ .

Повышение температур отпуска до 600 °С приводит к возрастанию интенсивности разупрочнения для всех температур закалки, что связано с быстрой коагуляцией карбидных фаз, сопровождающейся уменьшением числа частиц.

Таким образом, в стали 70X3Г2ВТБ после закалки от температур 900–1050 °С и отпуска в районе 500–550 °С наблюдается дисперсионное твердение, обеспечивающее после отпуска (24 часа) твердость на уровне 48–52 HRC в зависимости от температуры, предшествующей закалке.

Результаты проведенных исследований позволили выбрать рациональные параметры режимов окончательной термической обработки стали 70X3Г2ВТБ, заключающиеся в аустенизации с температуры 1000–1050 °С и отпуске при температурах 500–550 °С.

Оценка механических и эксплуатационных свойств применяемых и предлагаемой разработанной опытной марки валковых сталей показала, что механические свойства стали 70X3Г2ВТБ (табл. 6) находятся на требуемом уровне (согласно ОСТ 24.013.04-83). По проч-

ности опытная сталь не уступает стали 60ХН, а по ударной вязкости и износостойкости превосходит сталь 45Х5МФ.

Поверхность разрушения стали 60ХН (рис. 4, а) дает картину смешанного излома с фасетками внутризеренного разрушения с расщепленными ямками, что соответствует хрупкому разрушению. Сталь 45Х5МФ (рис. 4, б) имеет смешанный излом с сочетанием скола и ямок. Фасетки скола – с ручьистым узором, по границам фасеток – зерна с характерным ямочным рельефом.

Видны расщепленные крупные ямки (поры), инициированные неметаллическими включениями. Большая часть излома стали 70X3Г2ВТБ (рис. 4, в) занята ямками вязкого разрушения с незначительным количеством участков квазискола, что говорит о вязкости металлической матрицы. Разрушение идет по межфазным границам.

Теплостойкость готового инструмента оценивали по «горячей» твердости в интервале температур 300–600 °С (табл. 7) (согласно РД 34.17.411).

Таблица 7. Значения «горячей» твердости (HRC) термообработанных валковых сталей

Марка стали	Температура эксплуатации, °С			
	300	400	500	600
60ХН	26	25	23	19
45Х5МФ	44	40	37	34
70X3Г2ВТБ	50	48	44	40

Таблица 6. Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	Твердость, HRC	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Ударная вязкость, КС, кДж/м <sup>2</sup>	Относительная износостойкость, $K_{AC}$
60ХН	37	1280	615	0,97
45Х5МФ	48	1480	500	1,02
70X3Г2ВТБ	52	1610	535	1,27

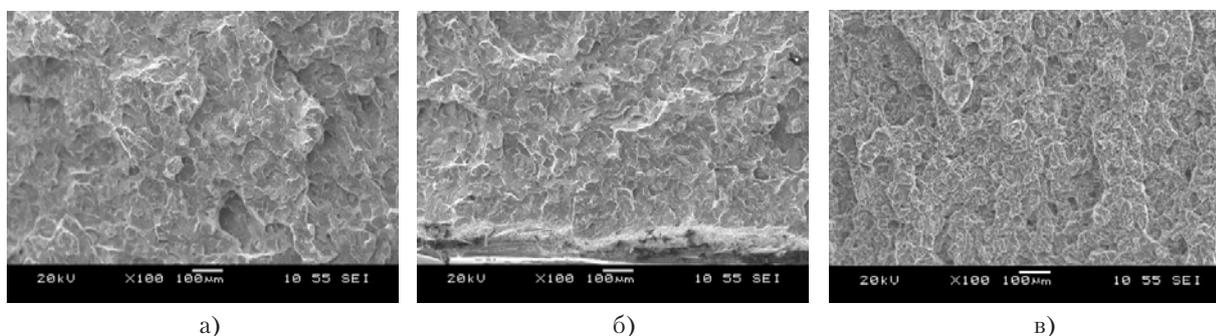


Рисунок 4. Фрактограммы поверхности разрушения исследуемых сталей при испытании на ударный изгиб: а) 60ХН, б) 45Х5МФ, в) 70X3Г2ВТБ

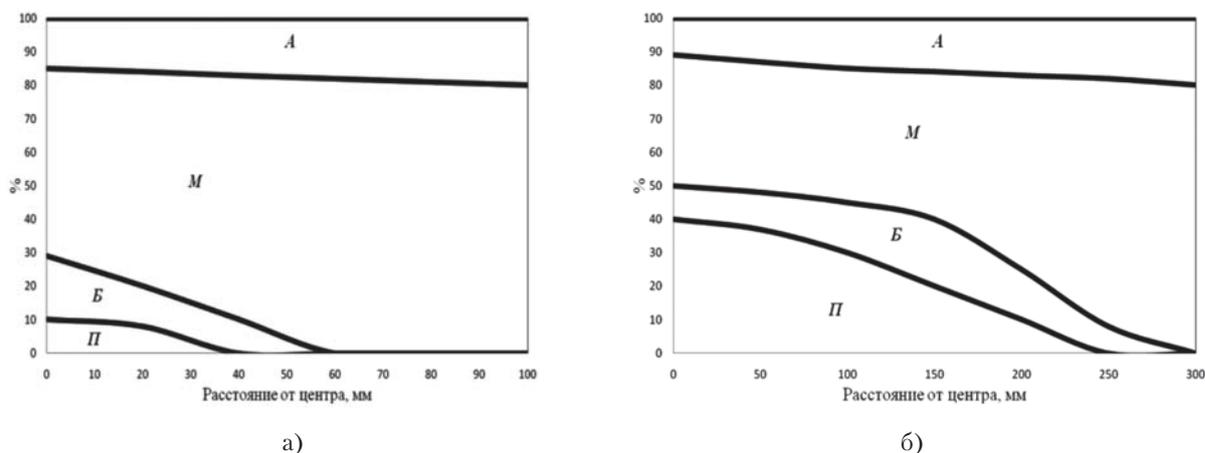


Рисунок 6. Структурные диаграммы стали 70X3Г2ВТБ по сечению валка диаметром: а) 200 мм; б) 600 мм

В интервале температур 500–600 °С в сталях 45X5МФ и 70X3Г2ВТБ наблюдается тенденция к снижению «горячей» твердости, однако последняя остается на достаточно высоком уровне 35–45 HRC (по сравнению со сталью 60XН). Снижение твердости вызвано коагуляцией дисперсных карбидных фаз упрочнителей  $(Fe, Cr, V)_3C$ ,  $(Cr, Fe)_7C_3$ ,  $(Fe, Cr, V)_{23}C_6$ , VC, TiC.

Методами математического моделирования проведен расчет структурных полей, образующихся при термической обработке валков горячей прокатки из стали 70X3Г2ВТБ диаметром 200, 400 и 600 мм. В качестве исходных данных были использованы термокинетическая и изотермическая диаграммы распада переохлажденного аустенита, теплофизические свойства экспериментальной марки, а также геометрические размеры валка. Показано, что валки малых диаметров (200 мм) обладают практически сквозной прокаливаемостью. В валках диаметром 400 и 600 мм в центре формируется более широкая зона перлитно-бейнитной структуры (рис. 6), благоприятно сказывающаяся на уровне остаточных напряжений.

По итогам производственных испытаний проведен расчет затрат на выплавку и термическую обработку опытной марки стали. Расчет производился в сравнении с применяемой в настоящее время в условиях ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ» сталью 45X5МФ, предназначенной для изготовления валков горячей прокатки. Показано, что замена данной марки на предлагаемую для производителя обеспечивает экономию материальных и производственных ресур-

сов на 10% за счет уменьшения затрат на шихтовые материалы и термическую обработку. При этом предполагаемое увеличение прибыли предприятия от внедрения технологии производства опытной стали достижимо за счет увеличения объема продаж, так как в условиях эксплуатации на ООО «Уральская сталь» валок из стали 70X3Г2ВТБ показал эксплуатационную стойкость на 15–20% выше применяемых валков, что подтверждено соответствующими актами внедрения.

#### Выводы:

1. На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований разработана новая марка легированной валковой стали 70X3Г2ВТБ, содержащей углерод (0,65–0,78%), хром (2,5–3,2%), марганец (1,6–2,1%) и, дополнительно, вольфрам (0,15–0,20%), титан (0,1–0,2%) и ниобий – до 0,0015%.

2. Дилатометрическим анализом определены критические точки экспериментальной стали:  $A_{C1} = 765$  °С и  $A_{CM} = 815$  °С. Получены температурно-временные интервалы структурных превращений при охлаждении образцов с постоянной скоростью 0,025...10 °С/с после аустенизации при 1000 °С в течение 15 минут.

3. Предложена технология обработки стали 70X3Г2ВТБ, включающая ковку при температуре 1200 °С с последующим отжигом при 780 °С и комбинированным охлаждением, закалку с температуры 1050 °С в масло и высокий отпуск при температуре 550 °С с охлаждением на воздухе, обеспечивающая наилучшее сочетание получае-

мых показателей прочности ( $\sigma_b = 1610$  МПа), твердости (56 HRC), ударной вязкости (КСУ = 535 кДж/м<sup>2</sup>) и прокаливаемости (до 100 мм) при твердости полумартенситной структуры до 45 HRC.

4. Расчет структурных составляющих по сечению заготовок при предложенной терми-

ческой обработке показал, что для валков диаметром более 400 мм характерно формирование широкой зоны перлитно-бейнитной структуры в центре валка, что способствует уменьшению остаточных напряжений после закалки.

18.06.2012

#### Список литературы:

1. Соколов, С.О. Условия формирования структуры экономнолегированных сталей, предназначенных для работы при повышенном износе / С.О. Соколов, С.Е. Крылова, Н.В. Фирсова, В.И. Грызунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – №2. – С. 21–24.
2. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 496 с.
3. Соколов, С.О. Сравнительный анализ структуры и свойств инструментальных сталей с микролегирующим комплексом в литом и ковном состояниях: материалы II научной конференции «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных конструкционных материалов и технологий» / С.О. Соколов, С.Е. Крылова, Н.Ю. Трякина, Е.Ю. Приймак, О.А. Якунина. – М.: Машиностроение, 2012. – С. 403–414.
4. Соколов, С.О. Разработка стали с микролегирующим комплексом для повышения работоспособности валков горячей прокатки / С.Е. Крылова, С.О. Соколов, Е.Ю. Приймак, Н.В. Фирсова // Актуальные проблемы физического металлостроения сталей и сплавов: материалы XXI Уральской школы металлостроителей-термистов. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. – С. 255–257.
5. Соколов, С.О. Изменение структурно-фазового состава в процессе термической обработки микролегированной стали 70X3Г2ВТБ / Е.Ю. Приймак, Н.Ю. Трякина, С.О. Соколов, С.Е. Крылова // XX Петербургские чтения по проблемам прочности: сборник материалов. – Ч. 1. – СПб.: Соло, 2012. – С. 100–102.
6. Соколов, С.О. Формирование структуры и свойств валковых сталей на этапе предварительной термической обработки: материалы итоговой научно-практической конференции преподавателей и студентов / С.О. Соколов, С.Е. Крылова, Е.Ю. Приймак. – Орск: Изд-во ОГТИ, 2011. – С. 87–90.

Сведения об авторе:

**Соколов С.О.**, генеральный директор ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ»

462403, г. Орск, пр-т Мира, 12, тел. 8(3537) 294610, e-mail: Gen.Director@ormeto-yumz.ru

**UDC 621.315.592**

**Sokolov S.O.**

OAO MK «ORMETO-YUMZ», Orsk

E-mail: Gen.Director@ormeto-yumz.ru

#### **ECONOMICALLY ALLOYED STEELS ROLLS FOR HOT HIGH ROLLING MILLS**

A new class of instrumental economically alloyed steels for hot rolls in the deformation of IC «ORMETO-YUMZ». The structure and properties of a new Stalin various stages of heat treatment. The temperature-time parameters of thermal hardening. Set the mechanism of dispersion hardening, a calculation of the structural components of the cross-section billets.

Key words: economically alloyed steels, dispersion hardening, thermal stabilization, strengthening of carbide.