

Крылова С.Е.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал)  
Оренбургского государственного университета  
E-mail: krilova27@yandex.ru

## ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА

Методами математического планирования получены и исследованы опытные экономнолегируемые стали 100ХЗГ2МТР, 70ХЗГ2ФТР и 70ХЗГ2ВТЬ, предназначенные для изготовления инструмента, работающего в сложных условиях нагружения. Предложены режимы предварительной термической обработки с целью получения оптимального структурного состояния для последующего термического упрочнения. Проведен дилатометрический анализ предложенных сталей, изучены особенности протекания фазовых превращений при непрерывном охлаждении.

**Ключевые слова:** инструментальные стали, термическая обработка, математическая статистика, микроструктура.

Одна из самых острых проблем современности – создание оптимальных систем легирования, обеспечивающих требуемые свойства сталей. Известно, что наибольшей износостойкостью обладает инструментальная сталь, имеющая после термического упрочнения структуру мелкоигольчатого мартенсита с равномерно распределенными в объеме металла частицами карбидов. Значительный вклад в повышение износостойкости сталей вносят карбиды, твердость которых существенно превышает твердость мартенситной матрицы. Простейший метод улучшения износостойкости – увеличение содержания углерода и первичных легированных карбидов. Однако при содержании углерода свыше 0,85% заметно снижается прокаливаемость стали. Если содержание углерода достигает 0,8–0,9%, то мартенситное превращение заканчивается при температуре ниже комнатной и в структуре остаётся некоторое количество остаточного аустенита, снижающего твердость закалённой стали.

С точки зрения повышения прочностных свойств важно не только количество углерода и карбидов, но и их благоприятные размеры и характер распределения, поэтому следует выбрать оптимальное количество карбидообразующих элементов [2]. Легировать инструментальные стали целесообразно аустенитообразующими элементами (особенно марганцем, который увеличивает энергию дефектов упаковки), а также сильными карбидообразующими элементами (Cr, W, Ti, Nb), которые измельчают структуру и образуют карбиды следующих типов:  $Fe_3C$ ,  $Mn_3C$ ,  $(Fe, Mn)_3C$ ,  $(Fe, Cr)_3C$ ,  $(Fe, Mn, Cr)_3C$ ,  $Fe_3W$ ,  $TiC$ . Эти карбиды име-

ют твердость 950–1050 НВ и являются основной упрочняющей фазой экономнолегируемых сталей. Кроме перечисленных выше карбидных соединений хром образует специальные карбиды  $Cr_7C_3$ ,  $(Cr, Fe)_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$ , которые относятся к карбидам с высокой твердостью (1600–1800 НВ) и наблюдаются в сталях, содержащих 0,8–1% С. Кроме указанных карбидов в структуре сталей подобного типа возможно образование фаз внедрения  $Mo_2C$  и  $TiC$ , обладающих высокой температурой плавления и твердостью. Специальные карбиды выделяются при термическом упрочнении в более дисперсной форме, чем цементит, что обеспечивает дополнительное упрочнение стали и повышенную вязкость металлической основы.

Все вышеуказанные предположения, основанные на теоретических данных, лабораторных и промышленных испытаниях, послужили основой для последующей разработки опытных сталей инструментального класса путем оптимизации химического состава и структурно-фазового состояния.

Проблема разработки экспериментальной экономнолегируемой стали решалась с применением методов математической статистики, что позволило получить математические модели и комплексные графические зависимости, отражающие влияние выбранных легирующих элементов на абразивную стойкость, твердость и ударную вязкость литых сталей, а также рассчитать оптимальный химический состав стали, имеющей высокие значения указанных характеристик.

Расчеты проводили для трех экспериментов по 16 опытным сплавам. Выплавку экспе-

риментальных сталей проводили в условиях ОАО МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ», в фасонно-литейном цехе №18 на индукционной печи ШТ 0,4/0,32. Шихтовка опытных плавок проводилась на 300 кг из расчета получения требуемого химического состава с учетом утара элементов. В качестве шихтовых материалов использовался лом стальной углеродистой и ферросплавы. Исследованию подвергались образцы сталей, размером 10×10×55 мм, вырезанные из различных частей литой заготовки.

Испытания полученных образцов на абразивную стойкость проводили на экспериментальной установке [2], позволяющей испытывать образцы квадратного сечения различных размеров. В качестве абразива использовали шлифовальный круг диаметром 250 мм марки 25A25ПСМ16K20ПГ35A2 – белый электрокорунд на керамической связке. Термическую обработку проводили в лабораторных печах электросопротивления типа СНОЛ-1 с воздушной атмосферой и в муфельной печи МП-2. Металлографические исследования осуществляли на электронном растровом низковакуумном микроскопе JEOL JSM.6460LV с волновым и энергодисперсионным анализаторами. Исследования проводили во вторичных электронах, электронах поглощения и рентгеновском характеристическом излучении. Поверхности объекта сканировали при напряжении 25 кВ. Диаметр электронного зонда составлял порядка 1 мкм.

При использовании методов математической статистики для оптимизации химического состава опытных сталей важно правильно выбрать диапазон изменения факторов. Чем уже диапазон, тем проще и точнее обобщенная формула, которая будет получена после обработки результатов эксперимента. Для упрощения графического оформления результатов предпочти-

тельно равномерное возрастание уровней. После выбора интервалов и уровней изменения факторов составлена матрица планирования эксперимента для 6 факторов и 16 наблюдений по каждому эксперименту, отличающемуся микролегирующим комплексом. Легирующие элементы по отношению к углероду располагали в ряд по возрастающей степени сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз: Fe → Mn → Cr → W → Nb → Ti. Поэтому при анализе независимые переменные выбирались в соответствующей последовательности [1].

Использование пакета стандартных прикладных программ позволило при ограниченном числе опытов, с меньшим «шагом» планирования получить математические модели, отражающие влияние легирующих элементов на абразивную (АС) стойкость, твердость (HRC) и ударную вязкость (KCU) литых и термически обработанных сталей (табл. 1).

Данные массивы позволяют выявить зависимость между группой факторов (Cr, Mn, Ti, W, Nb, C) и исследуемыми свойствами (АС, KCU, HRC). Для данных таблиц порог уровня значимости (р-уровень) составляет 0,62.

В результате математической обработки, осуществляемой регрессионный статистический анализ данных, исключая незначимые и незначительные факторы удалось получить химический состав и рекомендовать три марки стали, обладающих наилучшим комплексом свойств – 100X3Г2МТР, 70X3Г2ФТР и 70X3Г2ВТБ. Плавочный химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 2.

Исследование сталей производили в литом состоянии и после проведения горячейковки. Технология проведенияковки в условиях производства ОАО МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ» г. Орск заключалась в ступенчатом нагреве с

печью до температур 400, 850 и 1200 °С со скоростью не более 50 °С/ч и временем выдержки 3, 5 и 8 часов соответственно, горячей пластической деформации при температуре 1200 °С, затем осуществлялась посадка заготовки в печь при температуре 350 °С на 3 часа с дальнейшим ох-

Таблица 1. Уравнения влияния химического состава на абразивную стойкость литых сталей АС=F (Cr, Mn, Ti, W, Nb, C)

Функция	Корреляции (готовая таблица)							
	Уравнение	A	B	C	D	СКАО	R	V, %
F(%Cr)	$Y = Ax^2 + Bx + C$	0,070	-0,170	-0,170	-	0,189	0,732	0,198
F(%Mn)	$Y = Ax^2 + Bx + C$	-0,344	1,380	-1,850	-	0,255	0,522	0,319
F(%Ti)	$Y = Ax^2 + Bx + C$	-0,162	0,210	-0,040	-	0,188	0,72	0,070
F(%W)	$Y = Ax^2 + Bx + C$	-1,010	0,890	0,930	-	0,203	0,7	0,320
F(%Nb)	$Y = Ae^{Bx} + C$	1,060	-0,490	-0,910	-	0,735	0,593	0,266
F(%C)	$Y = Ax^2 + Bx + C$	-1,410	1,490	0,830	-	0,283	0,375	0,325

лаждением на спокойном воздухе. Микроструктура сталей в литом состоянии представлена на рисунке 1.

Литая структура сталей 100ХЗГ2МТР и 70ХЗГ2ФТР характеризуется ярко выраженным дендритным строением, причем с существенными различиями. В стали 100ХЗГ2МТР дендриты имеют значительную разветвленность и средний диаметр ветвей около 0,15...0,18 мкм, в то время как в стали 70ХЗГ2ФТР минимальное сечение дендритов составляет порядка 24...26 мкм. При этом они получили менее разветвленное строение и почти округлую форму. Это объясняется различными условиями отвода тепла и градиентом концентраций перед поверхностью затвердевания, обусловленными различиями как в микролегирующих комплексах, так и в содержании углерода.

Далее была проведена всесторонняя свободная ковка с последующей термической обработкой заготовок, которая должна способствовать устранению карбидной и дендритной ликвации вследствие измельчения, а также выравнивания

химического состава по сечению заготовки (см. рисунок 2).

Результаты замеров твердости и микротвердости исследуемых сталей послековки и последующего отжига представлены в таблице 3. Послековки заготовки получили пониженную твердость порядка 18–23 НRC. Последующий отжиг при 800 °С привел к увеличению твердости стали 100ХЗГ2МТР до 25 НRC, а 70ХЗГ2ВТБ до 33 НRC, что можно объяснить более полным переводом легирующих элементов в раствор при нагреве и получение однородной структуры с равномерно распределенными карбидами после охлаждения [3].

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  $M_H$ , чувствительной к переходу легирующих элементов в твердый раствор. Образцы нагревались до разных температур

Таблица 2. Химический состав экспериментальных экономнолегированных сталей, % по массе

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	W	Al	Mo	V	Ti
100ХЗГ2МТР	0,90	1,94	0,65	0,021	0,011	2,87	0,07	0,06	–	–	0,041	0,48	–	0,43
70ХЗГ2ФТР	0,67	1,92	0,59	0,022	0,010	2,92	0,09	0,08	–	–	0,032	–	0,62	0,39
70ХЗГ2ВТБ	0,64	1,90	0,61	0,023	0,012	2,85	0,10	0,12	0,055	0,35	0,048	–	–	0,46

Таблица 3. Твердость (HRC)/микротвердость (Н/мм<sup>2</sup>) экспериментальных сталей послековки и последующего отжига

Марка стали	Послековки	Отжиг 800 °С (2 часа)		
		печь	до 600 °С печь далее на воздухе	до 500 °С печь далее на воздухе
100ХЗГ2МТР	22,2/2789	24,7/3590	24,7/3628	21/2649
70ХЗГ2ФТР	18/3972	21,2/3033	21,2/3728	17/2692
70ХЗГ2ВТБ	21/3078	28,8/4086	33/3687	33,2/3155

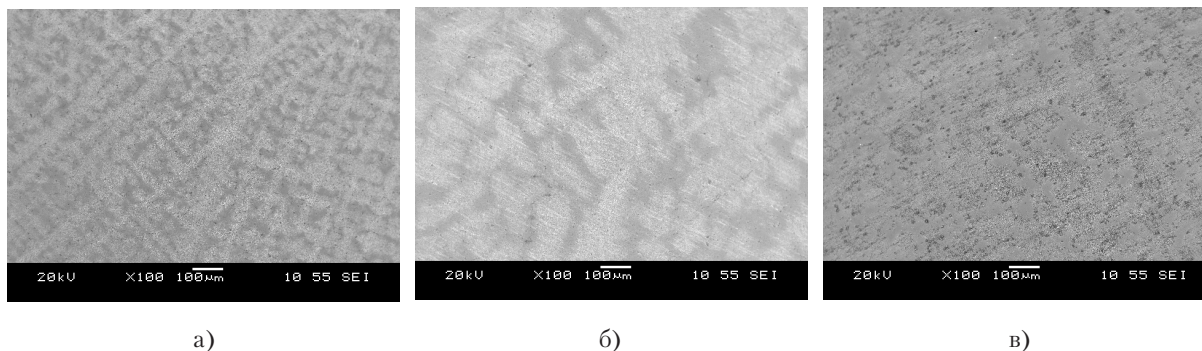


Рисунок 1. Микроструктура экспериментальных сталей в литом состоянии: а – 100ХЗГ2МТР; б – 70ХЗГ2ФТР; в – 70ХЗГ2ВТБ

выше  $A_{сз}$ , выдерживались 15 мин. и охлаждались со скоростью  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , обеспечивающей получение мартенситной структуры (рис. 3, табл. 4).

В стали 70ХЗГ2ВТБ повышение температуры аустенитизации слабо влияет на температуру  $M_H$  (рис. 4). Вероятно, в интервале температур  $900\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  дополнительного растворения карбидов и обогащения твердого раствора легирующими элементами в этой стали не происходит. В двух других сталях наблюдается резкое падение температуры  $M_H$  с ростом температуры нагрева под закалку (выше  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  – для стали 70ХЗГ2ФТР и  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  – для стали 100ХЗГ2МТР). Наблюдаемое понижение температуры  $M_H$  очевидно связано с растворением

карбидов ванадия и молибдена, которые, находясь в твердом растворе, сильно понижают температуру  $M_H$ . Некоторое повышение температуры  $M_H$  в образцах, закаленных от температуры  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , обусловлено началом интенсивного роста зерна аустенита. Исходя из полученных результатов, была выбрана температура аустенитизации, равная  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ , обеспечивающая достаточно полное растворение карбидов во всех сталях и не приводящая к резкому росту аустенитных зерен.

Полученные в работе результаты послужат базой для разработки оптимальных режимов термической обработки исследуемых экспериментальных сталей, а также позволят обосновать

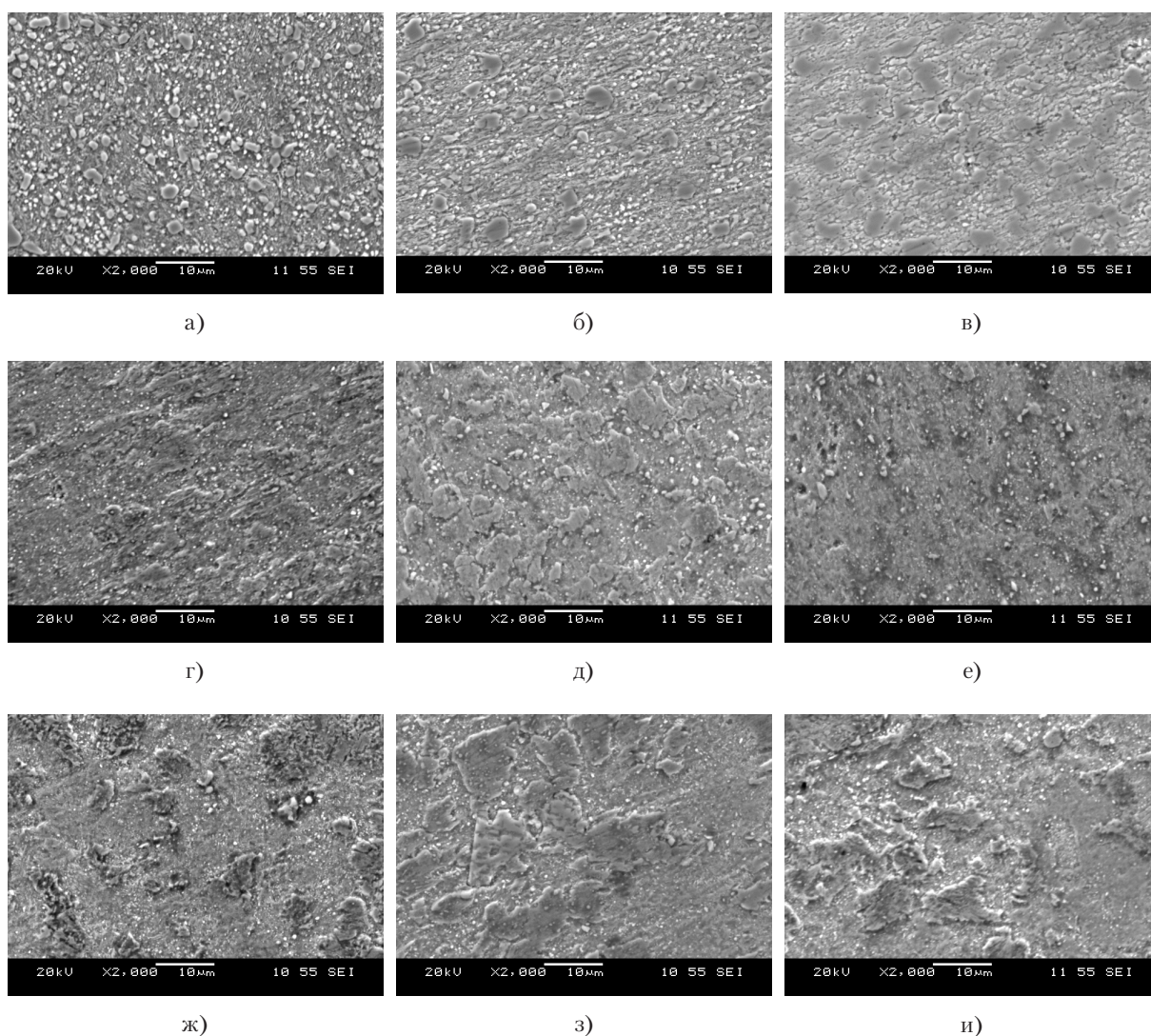


Рисунок 2. Микроструктура экспериментальных сталей послековки и последующего отжига при температуре  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ : а, б, в – 100ХЗГ2МТР охлаждение с печью, до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе, до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе; г, д, е – 70ХЗГ2ФТР охлаждение с печью, до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе, до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе; ж, з, и – 70ХЗГ2ВТБ охлаждение с печью, до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе, до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  с печью далее на воздухе

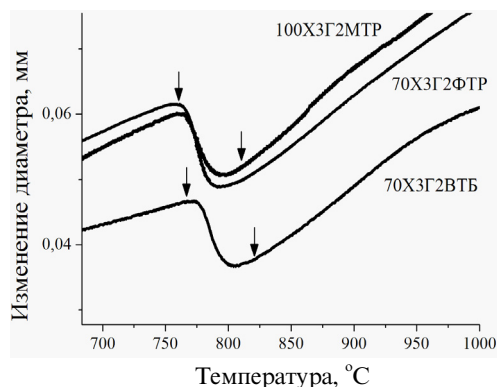


Рисунок 3. Фрагменты дилатограмм исследуемых сталей, полученных в условиях медленного нагрева

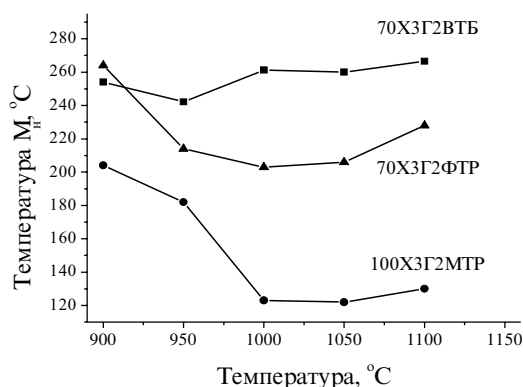


Рисунок 4. Зависимость температуры  $M_n$  от температуры аустенитизации

Таблица 4. Критические точки исследуемых сталей

Сталь	$A_{c1}$ , °C	$A_{c3}$ , °C
100X3Г2МТР	755	805
70X3Г2ФТР	760	810
70X3Г2ВТБ	765	815

ванно определять области их эффективного использования. В частности, для изготовления валков большого диаметра, подвергающихся закалке с последующим высоким отпуском, может быть рекомендована сталь 70X3Г2ВТБ, обладающая максимальной прокаливаемостью среди трех рассмотренных сталей.

### Выводы

1. На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований с применением методов математической статистики разработаны новые марки экономнолегированных сталей инструментального класса, включающие микролегирующий комплекс в составе Mo-Ti-

B, V-Ti-B, W-Ti-Nb, обеспечивающий оптимальное сочетание твердости, износостойкости и ударной вязкости металлической основы.

2. В литом состоянии структура экспериментальных сталей характеризуется высокой твердостью (43–55 HRC) и дендритным строением с грубыми включениями тугоплавких карбидных частиц, поэтому на сталях с подобным микролегирующим комплексом необходимо применение пластической деформации и последующего отжига с комбинированным охлаждением.

3. Дилатометрическим анализом определены критические точки экспериментальных сталей, получены температурно-временные интервалы структурных превращений при охлаждении образцов с постоянной скоростью 0,013... 10 °C/c при 1000 °C в течение 15 минут, изучено влияние параметров аустенитизации на процессы растворения карбидной фазы при нагреве.

17.01.2013

### Список литературы:

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.
2. Крылова, С. Е. Разработка оптимального сплава, обеспечивающего длительную, безаварийную работу оборудования в условиях ударно-абразивного износа / С. Е. Крылова, В. А. Москаленко, В. И. Грызунов // Сталь. – 2005. – № 3. – С. 201–210.
3. Крылова, С. Е. Изменение структурно-фазового состава в процессе термической обработки микролегированной стали 70X3Г2ВТБ / Е. Ю. Приймак, Н. Ю. Трякина, С. О. Соколов // XX Петербургские чтения по проблемам прочности: сборник материалов. – Ч. 1. – СПб.: Соло, 2012. – С. 100–102.

Сведения об авторе:

**Крылова Светлана Евгеньевна**, доцент кафедры материаловедения и технологии металлов, проректор по информатизации Орского гуманитарно-технологического института (филиала) Оренбургского государственного университета, кандидат технических наук  
462403, г. Орск, пр-т Мира, 15а, e-mail: krilova27@yandex.ru