

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ С МИКРОЛЕГИРУЮЩИМ КОМПЛЕКСОМ

Рассмотрены структура и свойства новых экономнолегированных сталей инструментального класса на различных этапах термической обработки. Показано, что для указанных сталей значительное влияние на поведение при эксплуатации оказывает окончательный режим термического упрочнения. Определены температурно-временные параметры высокого отпуска. Указан механизм дисперсионного упрочнения, основанный на качественном и количественном изменении соотношения карбидной составляющей в сплаве.

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

Инструментальные стали предназначены для изготовления режущего, измерительного инструмента и штампов холодного и горячего деформирования. В процессе эксплуатации все виды инструмента, особенно металлорежущий и штампы, подвергаются истиранию, испытывают высокие давления, а также повышенные напряжения, чаще всего изгиба или кручения. Для обеспечения износостойкости инструментальным сталям должна быть присуща высокая твердость, а для сохранения формы инструмента, предупреждения его поломок и выкрашивания рабочих кромок – высокая прочность при удовлетворительной вязкости.

Одна из самых острых проблем современности – создание оптимальных систем легирования, обеспечивающих требуемые свойства сталей. Основными легирующими элементами в литых экономнолегированных сталях, значительно повышающими механические и эксплуатационные свойства, являются хром, никель, молибден, вольфрам, ванадий, а так же титан, алюминий, марганец и кобальт.

В ранних работах [1] в результате математической обработки экспериментальных данных с применением программы КОМПЛЕКС, осуществляемой регрессионный статистический анализ данных, исключая незначимые и незначительные факторы, удалось получить химический состав и рекомендовать марки ста-

ли, обладающие наилучшим комплексом свойств – 100ХЗГ2МТР и 70ХЗГ2ФТР. Поэтому задачей настоящей работы явилось экспериментальное исследование предложенных марок в литом и термообработанном состояниях с целью определения оптимального режима термической обработки.

Выплавку сталей производили в условиях ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ» на индукционной печи ИШТ 0,4/0,32. Полученные образцы представляли собой цилиндрические заготовки диаметром 330 и высотой 500 мм. Плавочный химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Микроскопические исследования проводили с использованием микроскопа МИМ-7 и электронного микроскопа JEOL JSM-6460LV с приставкой энергодисперсионного анализатора INCA energy. Травление шлифов осуществлялось 4% раствором азотной кислоты. Определение твердости металла выполнялось методом Роквелла на стационарном твердомере. Среднее значение твердости определяли по результатам не менее пяти замеров. Микротвердость структурных составляющих определялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 50 г.

В качестве одной из причин выхода из строя тяжело нагруженного инструмента является низкое качество, вызванное недостаточным карбидным упрочнением и высокими остаточны-

Таблица 1. Химический состав стали марок 70ХЗГ2ФТР и 100ХЗГ2МТР

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	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

ми напряжениями в результате отклонений от технологии окончательной термообработки [1].

Хорошо известен качественный характер влияния легирующих элементов на кинетику распада переохлажденного аустенита и комплекс механических и эксплуатационных свойств инструментальных сталей. Однако на современном этапе развития металловедения большой практический интерес представляет установление количественных характеристик влияния легирования на структуру и комплекс свойств стальных изделий, подвергнутых термической обработке.

В данной работе уделено внимание разработке и оптимизации окончательного режима термической обработки опытных сталей инструментального класса: 70ХЗГ2ФТР и 100ХЗГ2МТР. Данные стали рекомендуются к применению в инструментальном производстве для деталей, обладающих повышенной прочностью, износостойкостью, теплостойкостью, т. е. комплексом необходимых свойств, и рекомендуется их использовать в качестве штампов холодного и горячего деформирования, вырубных пуансонов, бронеплит и валков горячего и холодного деформирования. Целью исследования являлось изучение влияния параметров окончательной термической обработки на структурные характеристики опытных экономнолегированных сталей.

Для данных сталей была проведена термическая обработка, которая состояла из закалки от температуры 1050 °С со скоростью нагрева 50 °С/ч, с охлаждением в масле. Подробному исследованию подвергались опытные образцы после различных режимов высокого отпуска. Отпуск проводился с температур 450, 500, 550, 600, 650 °С с охлаждением в масле. От оптимальной температуры отпуска, установленной в процессе эксперимента, варьировали временем выдержки от 1 до 7 часов.

По проведению закалки и отпуска от различных температур определились такие характеристики, как твердость, микротвердость и структурные составляющие в количественном соотношении. Данные исследований представлены в табл. 2.

Особое внимание уделялось изучению структуры опытных сталей после закалки и отпуска. Структура закаленной стали 100ХЗГ2МТР представлена на рис. 1, а стали 70ХЗГ2ФТР – на рис. 2.

Структура стали 100ХЗГ2МТР представляет собой мартенсит (~ 70%), аустенит остаточный (~ 27%) и карбидные включения в свободном виде (~ 3%). Спектры (рис. 3), взятые с различных карбидных включений и участков металлической основы, свидетельствуют о наличии в структуре закаленной стали карбидов

Таблица 2. Значение твердости (HRC), микротвердости (HV, Н/мм²) и количество структурных составляющих (m, %) после проведения термообработки (закалка и отпуск) 450–650 °С с выдержкой 1 час

		100ХЗГ2МТР	70ХЗГ2ФТР			100ХЗГ2МТР	70ХЗГ2ФТР
Закалка	HRC	51,6	49,2	Отпуск 550 °С	HRC	40,7	42,5
	HV	5939,6	4810,2		HV	4495,8	3543
	m	М – 70%, К – 3%, А – 27%	ТМ – 75%, А – 22%, К – 3%		m	М – 40%, Т – 45%, А – 10%, К – 5%	ТС – 90%, К – 10%
Отпуск 450 °С	HRC	48,2	45,5	Отпуск 600 °С	HRC	50,3	43,7
	HV	4702,2	3099,4		HV	3612,2	4031,2
	m	М – 68%, Т – 10%, А – 22%	Т – 93%, К – 7%		m	Т – 90%, К – 10%	ТС – 85%, К – 15%
Отпуск 500 °С	HRC	47	43,2	Отпуск 650 °С	HRC	37,4	36,8
	HV	4663,6	3679		HV	2499,6	2431
	m	Т – 10%, М – 67%, А – 20%, К – 3%	Т – 92%, К – 8%		m	ТС – 93%, К – 7%	С – 60%, Т – 30%, К – 10%

М – мартенсит, К – карбидная фаза, А – остаточный аустенит, ТМ – троостомартенсит, Т – троостит, ТС – троостосорбит, С – сорбит

хрома ($Cr_{23}C_6$), молибдена (MoC), титана (TiC), а также смешанных карбидов типа $(FeCr)_3C_6$.

Структура стали 70X3Г2ФТР после закалки представляет собой троостомартенсит (~ 75%), аустенит остаточный (~ 22%) и карбиды в свободном виде (~ 3%). Спектры (рис. 4), взятые с различных карбидных включений и участков металлической основы, свидетельствуют о присутствии в структуре стали 70X3Г2ФТР карбидов хрома, титана и ванадия, а также карбидов смешанного типа.

Структура стали 100X3Г2МТР, полученная после проведения термообработки – отпуск различных температур, представлена на рис. 5.

Отпуск в данной стали сохраняет мартенситную составляющую в структуре. Наличие мартенсита приводит к повышению износостойких характеристик, но снижает ударную вязкость, поэтому дальнейшее повышение температуры отпуска являлось целесообразным для того, чтобы выбрать оптимальную температуру, обеспечивающую получение структуры более вязкой трооститной составляющей, с выделением дисперсных карбидов и равномерным распределением их по металлической основе.

С повышением температуры отпуска количество и объем структурных составляющих изменяется. Осуществляется переход от мартенситной составляющей к трооститной структуре с выделением карбидных включений.

Подобное изменение прослеживается и по опытной стали марки 70X3Г2ФТР, однако данная сталь на этапе температур высокого отпуска содержит гораздо меньшее количество мартенситной составляющей (рис. 6).

С постепенным увеличением температуры высокого отпуска наблюдается изменение дисперсности феррито-цементитной составляющей, осуществляется переход от трооститной к сорбитной металлической основе и уменьшение количества карбидной составляющей. Одновременно с повышением температуры из металлической основы выделяются более мелкие карбиды на основе титана и ванадия, что способствует стабилизации значений твердости соответствующих эффекту дисперсионного упрочнения данных сталей.

На рис. 7, 8 представлена графическая зависимость значений твердости и микротвердости от температуры отпуска опытных сталей. Видно, что значения твердости коррелируют со

значениями микротвердости. Анализируя эту зависимость были выбраны две наиболее характерные температуры отпуска – 500 и 600 °С, на которых наблюдался пик повышения твердости. Дальнейшее исследование заключалось в различной длительности выдержки при температурах отпуска 500 и 600 °С, с целью изучения поведения карбидных фаз с увеличением времени выдержки и определения интервалов дисперсионного упрочнения данных сталей.

Данные исследования представлены в табл. 3. Резкого повышения твердости не наблюдается, но просматривается некоторая стабилизация твердости, что очень хорошо для эксплуатации изделий. Это говорит о том, что в течение длительного периода времени изделия из данных марок сталей не будут подвержены разупрочнению.

Структура стали 100X3Г2МТР после проведения отпуска 500 °С с различной длительностью выдержки представлена на рис. 9.

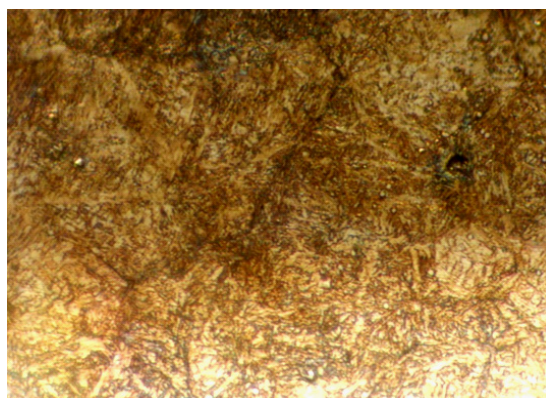


Рисунок 1. Микроструктура стали 100X3Г2МТР (закалка 1050 °С в масле)

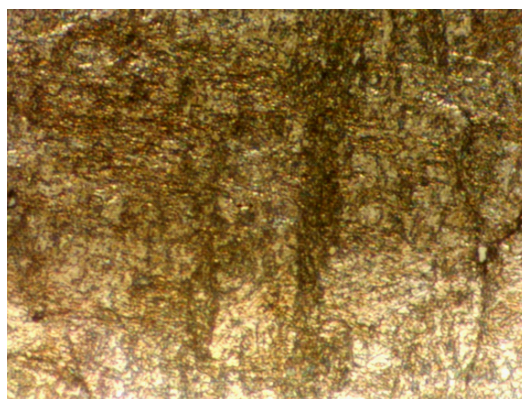


Рисунок 2. Микроструктура стали 70X3Г2ФТР (закалка 1050 °С в масле)

В металлической основе в течение 3–4 часов сохраняется мартенситная составляющая, но с повышением времени выдержки объем мартенсита уменьшается, а объем троостита увеличивается, при этом происходит выделение карбидов. На высоких временных интервалах мартенсит полностью исчезает. Так на 7-часовой выдержке стали 100Х3Г2МТР имеем трооститную структуру в металлической основе и небольшое количество карбидных включений.

Структура стали 70Х3Г2ФТР после проведения отпуска 500 °С с различной длительностью выдержки представлена на рис. 10.

Для данной стали наблюдается сохранение в течение 3–4 часов выдержки трооститной структуры, но с увеличением длительности выдержки объем трооститной составляющей

уменьшается, а объем сорбита увеличивается. При этом до определенного времени выдержки карбиды выделяются, а на высоких временных интервалах происходит полное исчезновение троостита и растворение карбидной фазы, т. е. на 7-часовой выдержке сталь 70Х3Г2ФТР имеет сорбитную структуру в металлической основе и небольшие включения карбидов ~ 5%.

Также были получены данные твердости и микротвердости после проведения высокого отпуска при 600 °С с различной длительностью выдержки, подобным образом определены структурные составляющие опытных сталей. При данной температуре резкого повышения твердости, связанного с явлением дисперсионного упрочнения, не наблюдается. В отличие от структур, полученных при про-

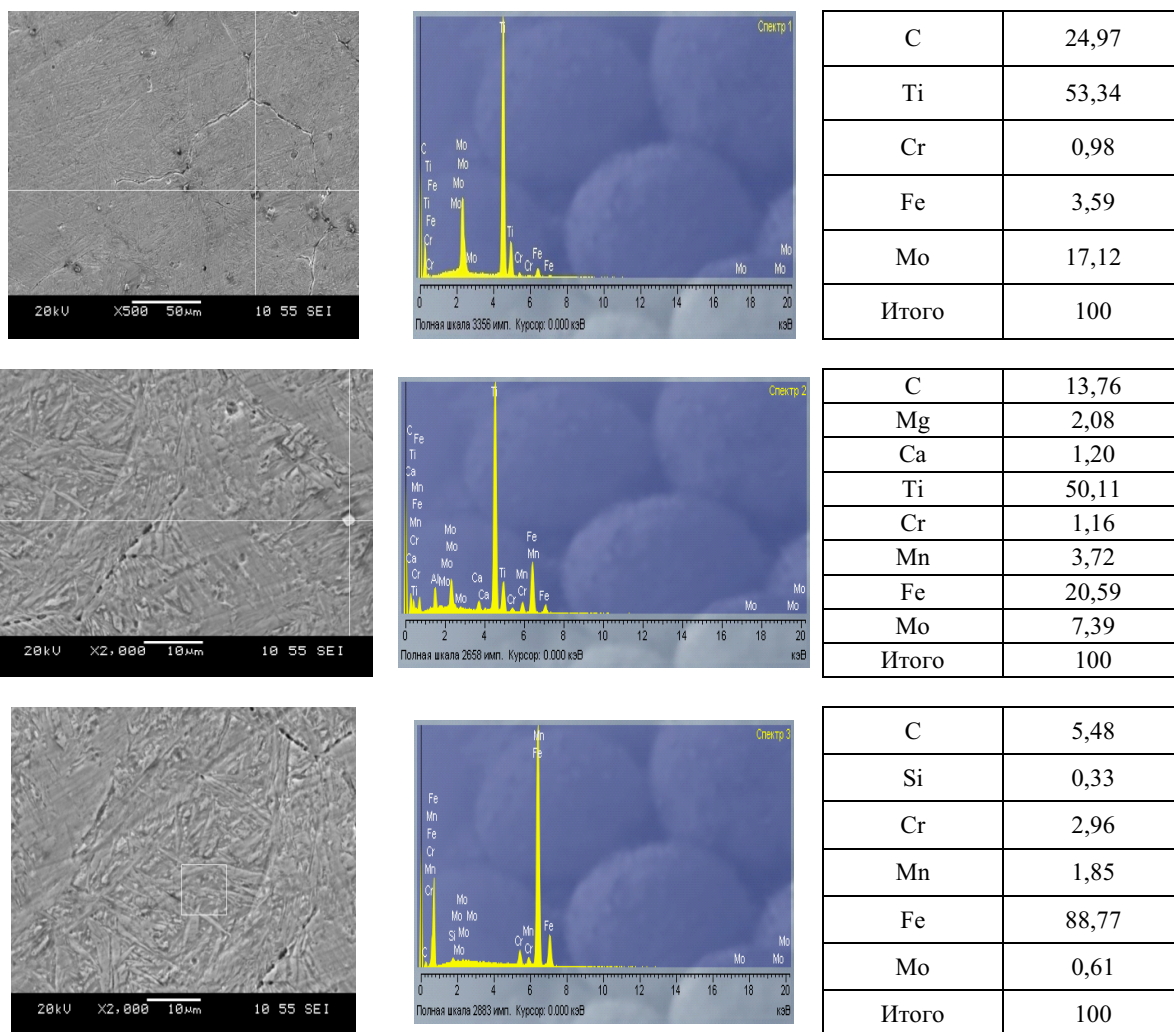


Рисунок 3. Состав карбидных включений в структуре закаленной стали 100Х3Г2МТР

ведении отпуска 500 °С с различной длительностью выдержки, в данном случае наблюдается тенденция к росту зерна и к растворению карбидных включений. В течение 3–4 часов выдержки у стали 100Х3Г2МТР сохраняется трооститная структура, с увеличением времени выдержки трооститная составляющая полностью растворяется и после 7 часов структура состоит из сорбита и небольшого количества карбидных включений. Для стали 70Х3Г2ФТР при проведении отпуска 600 °С с различной длительностью выдержки наблюдается та же тенденция в растворении трооститной составляющей и образовании сорбитной струк-

туры с небольшим количеством карбидных включений.

Полученные в результате исследования данные по твердости и микротвердости для удобства представлены в виде графических зависимостей (рис. 11, 12). Из графиков видно, что некоторое время твердость находится на достаточно высоком уровне, наблюдается некоторая стабилизация твердости, затем твердость монотонно снижается, что соответствует разупрочнению металлической основы и растворению карбидной фазы. При температуре отпуска 600 °С стабилизации не наблюдается, происходит монотонное падение твердости и

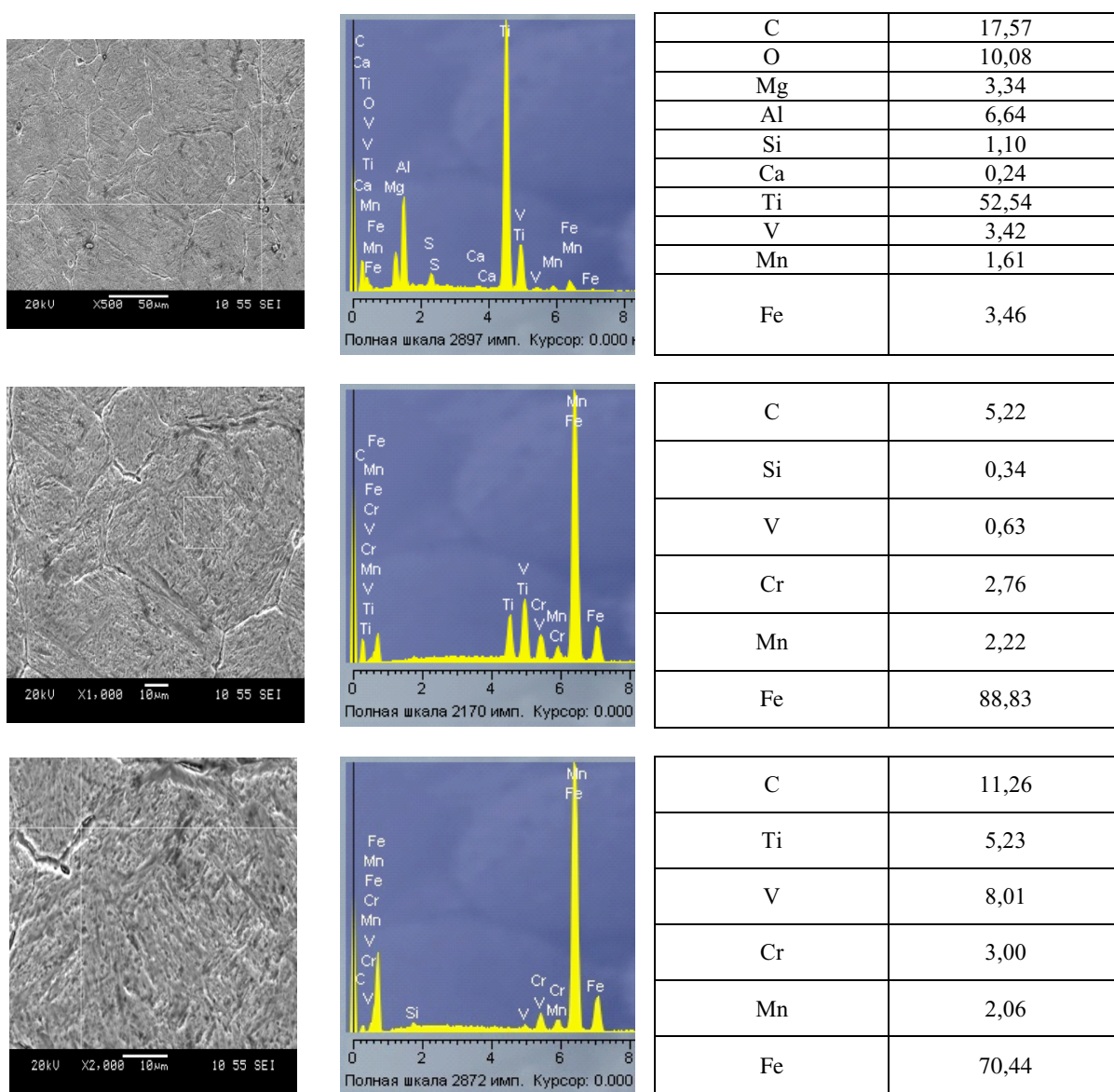


Рисунок 4. Состав карбидных включений в структуре закаленной стали 70Х3Г2ФТР

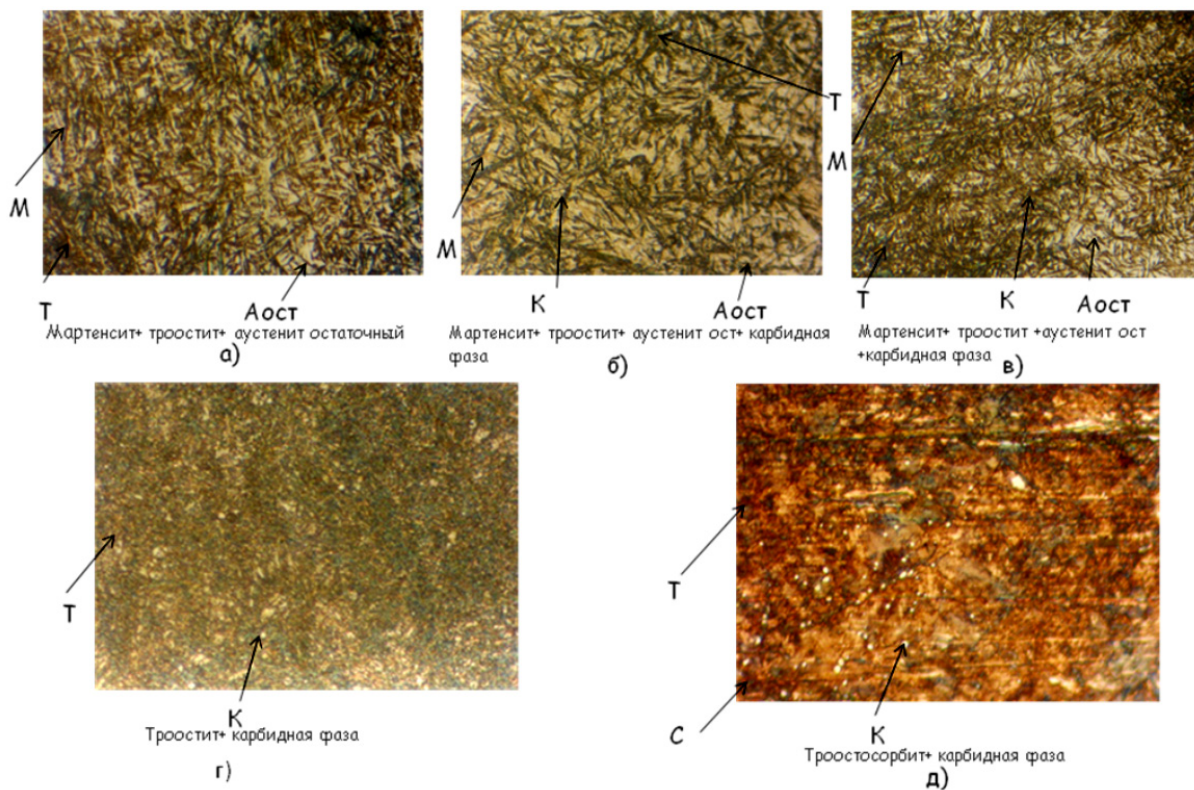


Рисунок 5. Микроструктура стали 100Х3Г2МТР после отпуска, $\times 360$: а) 450 °С; б) 500 °С; в) 550 °С; г) 600 °С; д) 650 °С

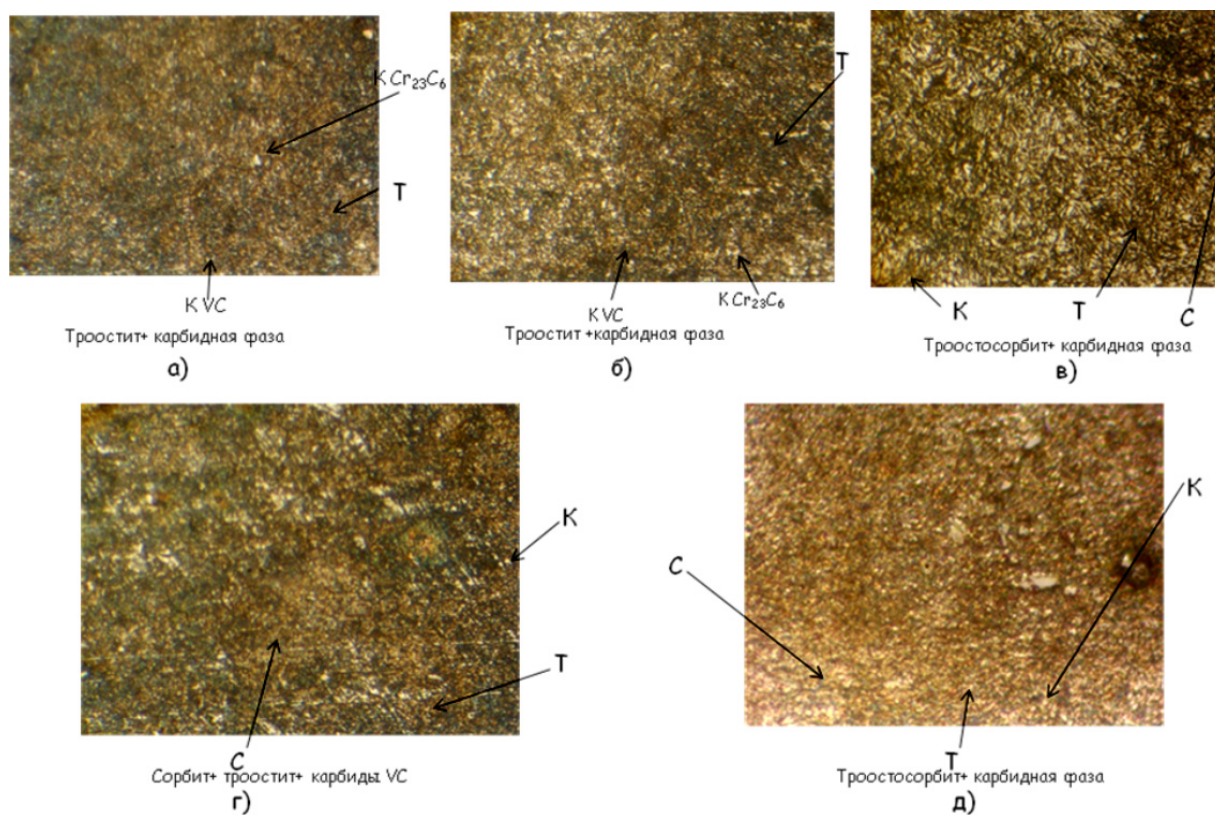


Рисунок 6. Микроструктура стали 70Х3Г2ФТР после отпуска, $\times 360$: а) 450 °С; б) 500 °С; в) 550 °С; г) 600 °С; д) 650 °С

микротвердости с увеличением времени выдержки.

Поведение опытных экономнолегированных сталей с увеличением температуры высокого отпуска в интервале 450–650 °С заключается в сохранении мартенситной составляющей до определенного интервала температур, в распаде остаточного аустенита с образованием вязкой трооститной составляющей с выделением дисперсных карбидных фаз, что сопровождается увеличением твердости и микротвердости в определенном температурном интервале 500–600 °С. Увеличение времени выдержки при температурах высокого отпуска

ка 500–600 °С позволило определить временные интервалы термической стабилизации опытных сталей, что составляет 3–5 часов при температуре 500 °С, характеризуется образованием структуры троостит 80% + карбидная фаза 20%, карбидные включения типа MoC, TiC, Cr₂₃C₆ и (FeCr)₃C₆.

Выводы:

1. В литом состоянии структура экспериментальных сталей характеризуется высокой твердостью (43–55 HRC) и дендритным строением с грубыми включениями тугоплавких карбидных частиц.

Таблица 3. Значения твердости HRC, микротвердости HV (Н/мм²) после проведения термообработки (отпуск) 500 °С с различной длительностью выдержки

Марка стали	1 час		2 часа		3 часа		4 часа		5 часов		6 часов		7 часов	
	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV	HRC	HV
100X3Г2МТР	47	4663,6	45	4470	45	4308	44,4	4308	44,8	4250	43,6	4105	41,7	3940
70X3Г2ФТМ	45,1	3679	43,2	3612	44,2	3482	42,9	2926	42,7	3070	39,5	3100	40,1	2960

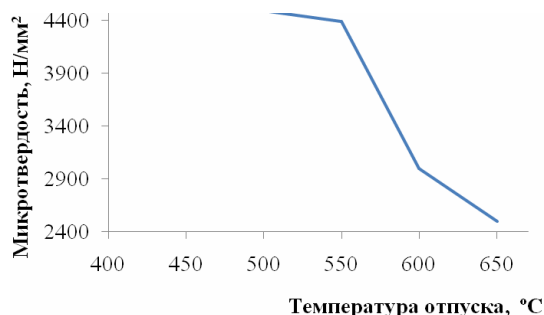
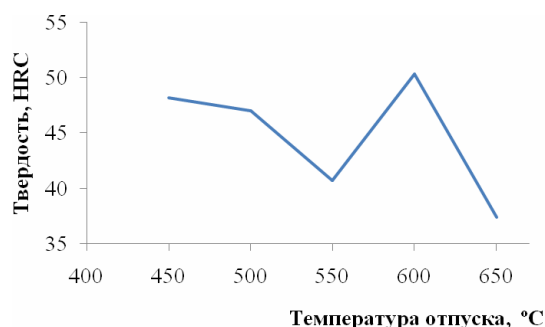


Рисунок 7. График зависимости твердости (а) и микротвердости (б) стали 100X3Г2МТР от температуры отпуска

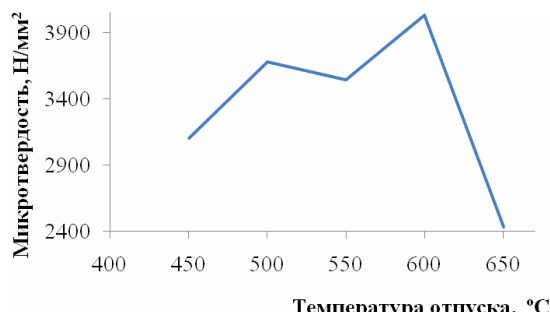
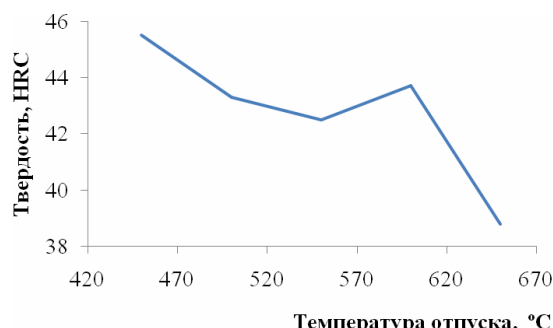


Рисунок 8. График зависимости твердости (а) и микротвердости (б) стали 70X3Г2ФТМ от температуры отпуска

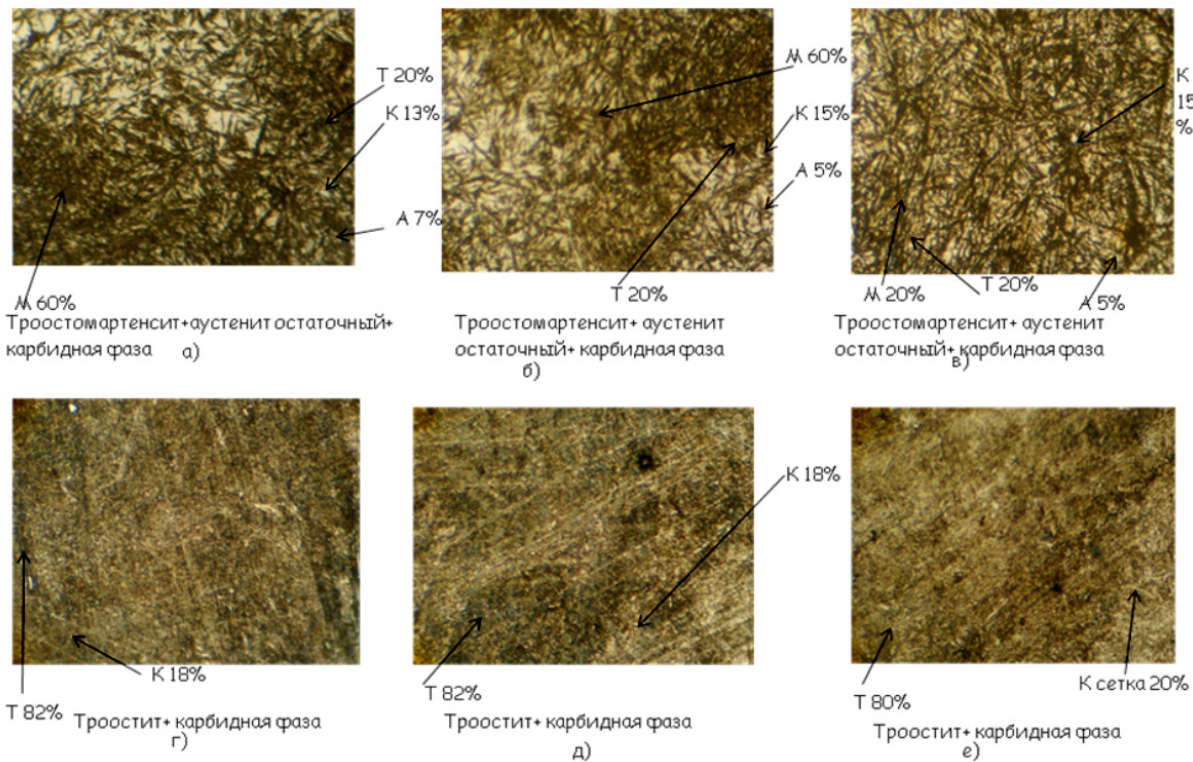


Рисунок 9. Микроструктура стали 100X3Г2МТР после отпуска 500 °С с различной длительностью выдержки, × 360: а) 2 часа; б) 3 часа; в) 4 часа; г) 5 часов; д) 6 часов; е) 7 часов

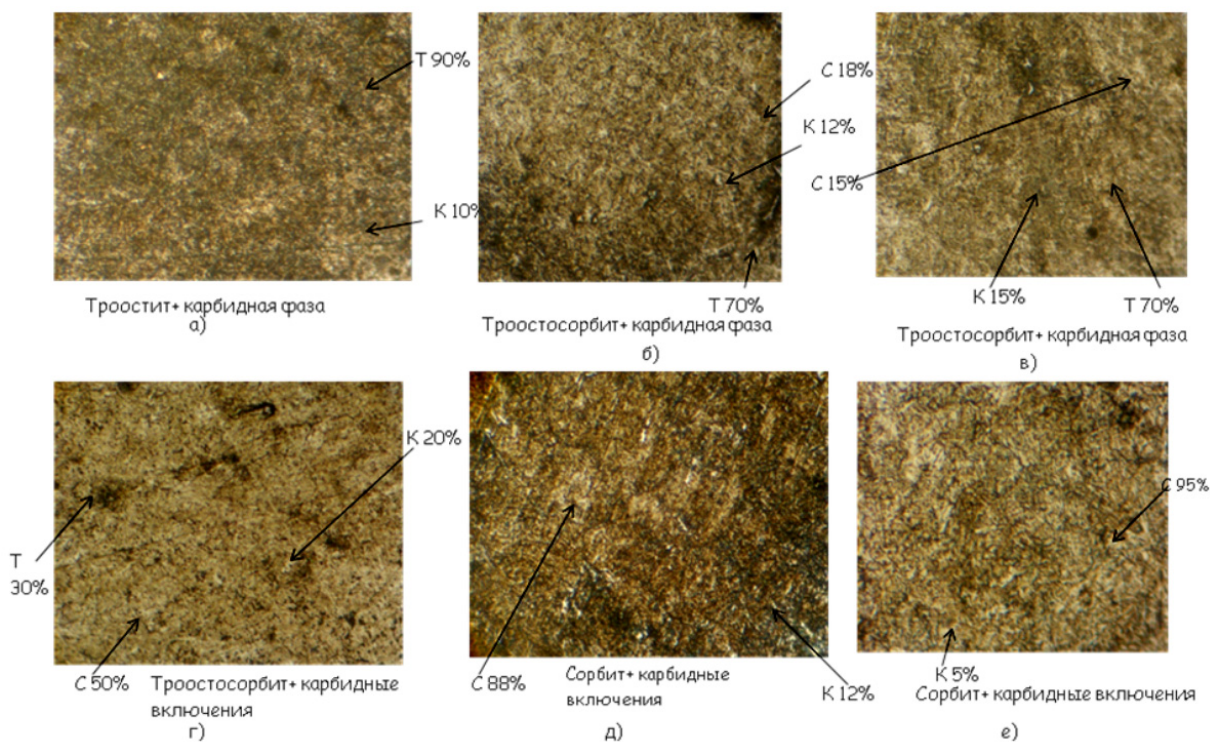


Рисунок 10. Микроструктура стали 70X3Г2ФТР после отпуска 500 °С с различной длительностью выдержки, × 360: а) 2 часа; б) 3 часа; в) 4 часа; г) 5 часов; д) 6 часов; е) 7 часов

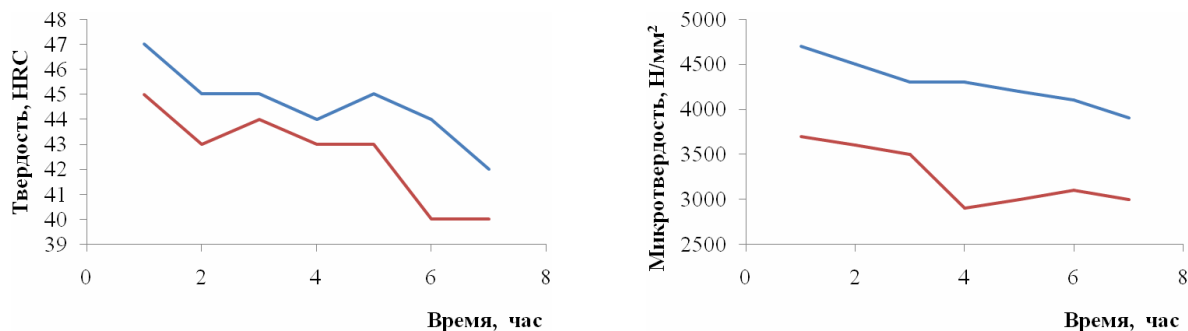


Рисунок 11. График зависимости твердости HRC и микротвердости HV от длительности выдержки при отпуске 500 °С для сталей 70X3Г2ФТР и 100X3Г2МТР

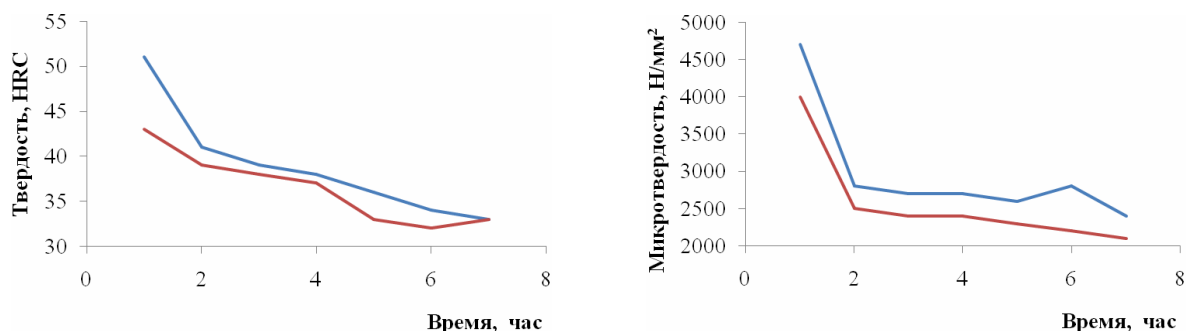


Рисунок 12. График зависимости твердости HRC и микротвердости HV от длительности выдержки при отпуске 600 °С для сталей 70X3Г2ФТР и 100X3Г2МТР

2. Закалка опытных сталей с температуры 1050 °С в масло привела к образованию структуры, преимущественно состоящей из мартенсита 70% с небольшим содержанием карбидной фазы не более 3% и с достаточным количеством остаточного аустенита 22–27%, что позволяет прогнозировать явление дисперсионного упрочнения при отпуске.

3. Поведение опытных экономнолегированных сталей с увеличением температуры высокого отпуска в интервале 450–650 °С заключается в сохранении мартенситной составляющей до определенного интервала температур, в распаде остаточного аустенита с образованием вязкой трооститной составляющей и в выделении

карбидной составляющей, что сопровождается увеличением твердости и микротвердости при температуре 500 °С.

4. Увеличение времени выдержки при температурах высокого отпуска 500–600 °С позволило определить временные интервалы термической стабилизации опытных сталей: для 100X3Г2МТР – термическая стабилизация сохраняется до 3 часов при температуре 500 °С, характеризуется образованием структуры троостит 80% + карбидная фаза 20%, карбидные включения типа MoC, TiC, Cr₂₃C₆ и (FeCr)₃C₆, и до 5 часов для 70X3Г2ФТР при температуре 500 °С, тогда как при температуре отпуска 600 °С термической стабилизации не наблюдается.

28.09.2012

Список литературы:

1. 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.
2. Гольдштейн, Я. Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1986. – 271 с.
3. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.

Сведения об авторах:

Крылова Светлана Евгеньевна, проректор по информатизации
Орского гуманитарно-технологического института (филиала) Оренбургского государственного
университета, доцент кафедры материаловедение и технологии металлов Орского гуманитарно-
технологического института (филиала) Оренбургского государственного университета,
кандидат технических наук

Фирсова Надежда Вячеславовна, декан механико-технологического факультета
Орского гуманитарно-технологического института (филиала) Оренбургского государственного
университета, доцент кафедры материаловедение и технологии металлов Орского гуманитарно-
технологического института (филиала) Оренбургского государственного университета,
кандидат технических наук

462403, Оренбургская обл., г. Орск, пр. Мира, 15а, тел.: (3537) 236569; 250104,
e-mail: d33d1@yandex.ru

UDC 669.1, 672.1

Krylova S.E., Firsova N.V.

Orsk Humanitarian Technology Institute, e-mail: d33d1@yandex.ru

EFFECT OF HEAT HARDENING ON THE BEHAVIOR OF THE EXPERIMENTAL STEEL GRADES WITH MICRO-ALLOYING COMPLEX

The structure and properties of the new class of economically alloyed steels tool at various stages of heat treatment. It is shown that for these steels significant impact on the behavior of the operation mode has the final thermal hardening. The temperature-time parameters of the high holidays. A mechanism of dispersion hardening, based on a qualitative and quantitative change in the ratio of the carbide component in the alloy.

Key words: economically steel, precipitation hardening, heat stabilized, carbide hardening

Bibliography:

1. Krylova, S. E. Development of an optimal alloy provides long, trouble-free operation of the equipment in a shock-abrasion / S. E. Krylova, V. A. Moskalenko, V. I. Gryzunov // Steel. – 2005. – № 3. – P. 201–210.
2. Goldschtein, Ya. E. Modifying and microalloying of iron and steel / Ya. E. Goldschtein, V. G. Mizin. – М. : Metallurgy, 1986. – 271 p.
3. Geller, Yu. A. Tool steel / Yu. A. Geller. – М. : Metallurgy, 1983. – 527 p.