

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД ПРИ ОТПУСКЕ

М. В. ГОЛУБЕВА¹, О. В. СЫЧ¹, канд. техн. наук, Е. И. ХЛУСОВА¹, д-р техн. наук,
Г. Д. МОТОВИЛИНА¹, канд. техн. наук, Е. В. СВЯТЫШЕВА¹,
С. В. РОГОЖКИН^{2,3}, д-р физ.-мат. наук, А. А. ЛУКЬЯНЧУК²

¹ НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 191015, Санкт-Петербург,
Шпалерная ул., 49, E-mail: mail@crism.ru

² НИЦ «Курчатовский институт» – ИТЭФ, 117218, Москва, ул. Большая Черемушкинская, 25

³ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 11540, Москва, Каширское ш., 31.

Статья поступила 28.12.2017

Проведено исследование изменения структуры в зависимости от режимов термоулучшения образцов листового проката новой стали марки 09ХГН2МД с пределом текучести не менее 690 МПа. Установлены особенности карбидообразования при высоком отпуске, влияющие на уровень механических свойств.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, микроструктура, мартенсит, бейнит, феррит, карбиды

Введение

В последние годы для строительства атомных ледоколов, морских технических средств добычи углеводородов, тяжелонагруженной техники создана серия низкоуглеродистых высокопрочных сталей.

Существуют многочисленные данные по исследованию взаимосвязи структуры и механических свойств высокопрочных легированных сталей с суммарным содержанием легирующих элементов от 4 до 7%, а также исследования влияния параметров высокотемпературного отпуска на структурные изменения и процессы карбидообразования [1–3].

Высокий уровень прочности и требуемая прокаливаемость при закалке в таких сталях (при условии понижения содержания углерода для обеспечения хорошей свариваемости) достигаются за счет комплексного легирования никелем, марганцем, хромом, медью, молибденом и микролегирования небольшими добавками ниобия, ванадия и титана. Эта композиция легирования обеспечивает формирование при закалке бейнитно-мартенситной или преимущественно мартенситной структуры (в зависимости от уровня легирования или толщины листового проката) и препятствует разупрочнению стали в процессе последующего высокотемпературного отпуска и сварочного нагрева [3].

Для сталей с подобной структурой в закаленном состоянии характерно присутствие в мартенситных кристаллах высокодисперсных карбидов самоотпуска типа Fe₃C [3].

Высокотемпературный отпуск закаленной стали вызывает наибольшие структурные изменения в мартенситной составляющей: по сравнению с закаленным состоянием более чем на порядок снижается плотность дислокаций. При этом развитие процессов карбидообразования зависит от уровня легирования и температуры отпуска. В сталях с суммарным содержанием хрома, никеля, молибдена и меди около 7% высокий отпуск способствует образованию в мартенсите специальных карбидов и развитию процессов вторичного твердения [3, 4].

Бейнит в низкоуглеродистых хромоникельмедьмолибденовых сталях может быть представлен нижним бейнитом с карбидными выделениями внутри бейнит-

ных кристаллитов, а также гранулярным и реечным бейнитом с локальными «островками» полураспавшегося аустенита (смешанными участками мартенсита и остаточного аустенита) внутри бейнитных кристаллитов и вдоль границ. Внутри таких «островков», расположенных как в стыках, так и внутри бейнитных кристаллитов могут быть выявлены небольшие колонии мартенситных реек с выделившейся по малоугловым границам карбидной фазой [4, 5]. При отпуске в бейнитной составляющей происходит менее существенное снижение плотности дислокаций, рост карбидов незначителен.

Исследования структуры стали с суммарным содержанием хрома, никеля, молибдена и меди ~4% показали, что при определенном режиме высокого отпуска возможно выделение упрочняющих наноразмерных карбидов как в мартенситной, так и в бейнитной фазе. Повышение температуры или длительности отпуска приводит к их росту и коагуляции [5].

В последнее время существует тенденция снижения уровня легирования при производстве высокопрочных сталей, что требует научно обоснованных подходов к выбору параметров закалки и отпуска. Недостаточный объем опубликованной информации по изучению структуры и свойств экономнолегированных высокопрочных сталей с суммарным содержанием легирующих элементов Cr, Ni, Cu и Mo не более 3,5% [6] требует дальнейших исследований в этом направлении.

Цель настоящей работы – исследование особенностей изменения структуры и процессов карбидообразования при отпуске в интервале температур 570–690°C в высокопрочной хладостойкой свариваемой стали марки 09ХГН2МД с суммарным содержанием основных легирующих элементов Cr, Ni, Cu и Mo не более 3%.

Материал и методика исследований

Исследования проводили на образцах из новой высокопрочной хладостойкой свариваемой стали марки 09ХГН2МД следующего химического состава, мас. %: 0,090 C; 30 Si; 0,70 Mn; 3,0 (Cr+Ni+Cu+Mo); 0,027 (V+Nb); 0,04 Al; 0,004 Ti; 0,002 Sn; 0,006 N; 0,003 S; 0,007 P; $C_{\text{экв}} = 0,51\% \left(C_{\text{экв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} \right)$.

Образцы для исследований структуры и механических свойств были вырезаны из заготовок размером 12×300×350 мм от горячекатаного листового проката, подвергнутых термической обработке в лабораторных условиях по режимам:

- закалка в воду от температуры 950°C после выдержки в течение 60 мин;
- отпуск при температурах 570, 600, 630 и 690°C в течение 180 мин.

Металлографическое исследование поперечных шлифов после травления выполняли на инвертированном микроскопе Axiovert 25CA с цифровым анализатором изображения. Подробный анализ структуры проводили с применением просвечивающего электронного микроскопа FEI Теспаі G2 30 S-TWIN, оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром (далее методом ПЭМ). Образцы в виде тонких фольг исследовали при ускоряющем напряжении 200 кВ. Кристаллическую решетку фаз и дисперсных выделений идентифицировали по электронограммам методом одиночных рефлексов.

Исследование распределения химических элементов в стали после отпуска проводили с помощью атомно-зондовой томографии на установке ПАЗЛ-3D (ИТЭФ)¹ [7] согласно методике [8]. Образцы-иглы для исследования были получе-

¹ Томографический атомно-зондовый анализ был выполнен на оборудовании Центра коллективного пользования НИЦ «Курчатовский институт» – ИТЭФ (научное оборудование КАМИКС), <http://kamiks.itep.ru>

ны с помощью стандартной методики электрохимической полировки в 2%-ном растворе HClO_4 в бутоксиэтаноле.

Механические испытания стали на растяжение по ГОСТ 1497–84 и ударный изгиб при температуре -70°C по ГОСТ 9454–78 проводили на образцах, вырезанных в поперечном направлении прокатки.

Результаты исследования и их обсуждение

После закалки в высокопрочной стали марки 09ХГН2МД формируется мартенситно-бейнитная структура (рис. 1).

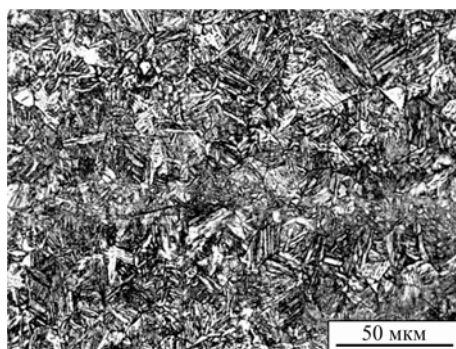


Рис. 1. Микроструктура стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C

В табл. 1 приведены результаты анализа структуры закаленных образцов, выполненного методом ПЭМ.

После закалки основной структурной составляющей является дислокационный мартенсит реечного типа (РМ) – до 45% с прослойками остаточного аустенита $\gamma_{\text{ост}}$ по границам реек и мартенсит нереечного типа, так называемый высокотемпературный мартенсит (ВМ) – до 25% с карбидами самоотпуска внутри кристаллитов.

Таблица 1

ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД

Характеристика компоненты	Компоненты структуры			
	РМ	ВМ	РБ	ГБ
Объемная доля, %	40–45	20–25	30–35	2–5
Средний размер реек (фрагментов), мкм	0,27	1,62	0,72	1,50
Плотность дислокаций $\times 10^{14}, \text{м}^{-2}$	21	21	2,8	2,6
Карбиды на границах, нм	–	150	210	200
$\gamma_{\text{ост}}$ на границах, нм	300	–	–	–
Размер частиц, нм, внутри кристаллитов	10	200	–	70
Объемная плотность частиц внутри кристаллитов $\times 10^{20}, \text{м}^{-3}$	0,01	0,06	–	–

Бейнитная составляющая представлена бейнитом реечной морфологии (РБ) с карбидными выделениями по границам реек, содержание которого не превышает 35%, и областями гранулярного бейнита (ГБ), содержание которого не превышает 5%, с мелкими карбидами цементита внутри и крупными карбидами вытянутой формы по границам отдельных кристаллитов. По отдельным границам реек в бейните реечной морфологии встречаются прослойки мартенситно-аустенитной смеси, или МА-фазы [6]. Вид структурных составляющих высокопрочной стали марки 09ХГН2МД после закалки представлен на рис. 2.

Формирование такой структуры в стали обеспечивает получение высоких значений предела текучести – 827 МПа – в сочетании с удовлетворительными вяз-

копластическими характеристиками (значения относительного удлинения 13,8% и ударной вязкости 43–65 Дж/см² при температуре испытаний –70°C).

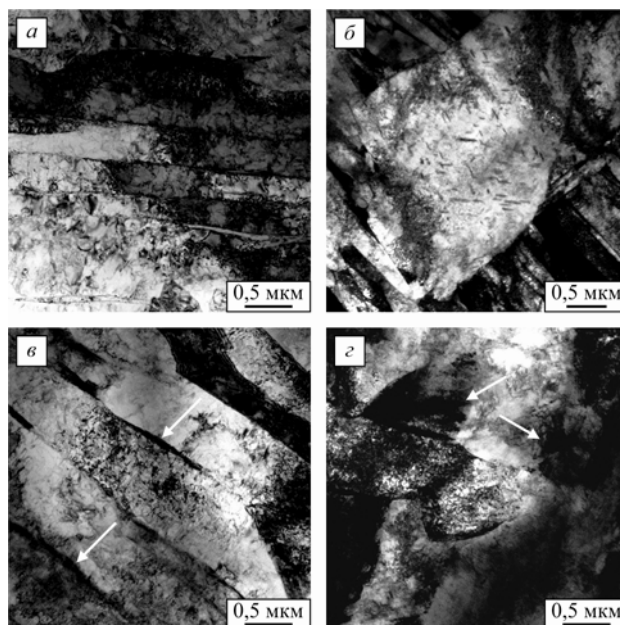


Рис. 2. Структурные составляющие в закаленной стали марки 09ХГН2МД: а – РМ, б – ВМ с карбидными включениями самоотпуска, в – РБ, г – ГБ (стрелками отмечены островки МА-фазы в бейните)

Механические свойства образцов после закалки и отпуска при температурах 570, 600, 630 и 690°C в течение 3 ч представлены в табл. 2.

Таблица 2

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА

Температура термической обработки, °C	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ_5 , %	KCV^{-70} , Дж/см ²
Закалка				
950	1023	827	13,8	<u>43–65</u> 54
Отпуск				
570	793	729	18,5	<u>140–145</u> 143
600	846	805	19,7	<u>167–162</u> 165
630	796	742	19,2	<u>180–163</u> 171
690	622	523	25,3	<u>261–282</u> 271

На рис. 3 представлены результаты исследования влияния отпуска при температурах 570, 600, 630 и 690°C в течение 3 ч на структуру закаленных образцов, проведенного методом оптической металлографии. Показано, что в результате отпуска при температуре 630°C и выше в микроструктуре стали наблюдаются существенные изменения (рис. 3, в, г). Исчезает реечное строение в отдельных кристаллитах размером свыше 8 мкм (рис. 3, б, в), а при повышении температуры отпуска до 690°C наблюдаются более крупные области переотпущенной α -фазы размером до 20–25 мкм (рис. 3, г). В табл. 3 приведены результаты исследования структуры образцов после отпуска, полученные с помощью ПЭМ.

Таблица 3

**РЕЗУЛЬТАТЫ ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ОБРАЗЦОВ
ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД ПОСЛЕ ОТПУСКА**

$T_{\text{отп.}}, ^\circ\text{C}$	Характеристика компоненты	Компоненты структуры			
		РМ	ВМ	РБ	ГБ
570	Объемная доля, %	40–45	20–25	30–35	2–5
	Размер реек (ширина фрагментов), мкм	0,27	1,62	0,52	0,80
	Плотность дислокаций, м^{-2}	$3,1 \cdot 10^{14}$	$2,1 \cdot 10^{14}$	$2,7 \cdot 10^{14}$	$2,6 \cdot 10^{14}$
	Карбиды на границах, нм	–	280	210	120–200
	Размер частиц внутри кристаллитов, нм	10	250	100	–
	Объемная плотность частиц внутри кристаллитов $\times 10^{20}, \text{м}^{-3}$	–	0,63	–	–
600	Объемная доля, %	40–45	20–25	30–35	2–5
	Размер реек (ширина фрагментов), мкм	0,25	1,64	0,85	0,70
	Плотность дислокаций, м^{-2}	$3,2 \cdot 10^{14}$	$2,0 \cdot 10^{14}$	$1,7 \cdot 10^{14}$	$1,4 \cdot 10^{14}$
	Карбиды на границах, нм	–	120	170	120
	Размер частиц внутри кристаллитов, нм	–	от 9 до 100	–	–
	Объемная плотность частиц внутри кристаллитов $\times 10^{20}, \text{м}^{-3}$	–	0,7	–	–
630	Объемная доля, %	РМ	ПМ	РБ	ГБ
	Размер реек (фрагментов), мкм	40–45	23–28	30–35	2–5
	Размер реек (фрагментов), мкм	0,27	4	0,52	0,80
	Плотность дислокаций, м^{-2}	$8 \cdot 10^{14}$ (полигонизованы)	109	$1,8 \cdot 10^{14}$	$1 \cdot 10^{14}$
	Карбиды на границах, нм	50–200	250	210	200
	Размер частиц внутри кристаллитов, нм	9	От 5,4 до 185	От 9 до 100	–
690	Объемная плотность частиц внутри кристаллитов $\times 10^{20}, \text{м}^{-3}$	–	1,2	–	–
	Объемная доля, %	20–25	30–35	30–35	2–5
	Размер реек (фрагментов), мкм	0,27	9	0,84	1,20
	Плотность дислокаций, м^{-2}	$3,2 \cdot 10^{14}$ (в стенках фрагментов)	10^9	$1,8 \cdot 10^{14}$	$1,2 \cdot 10^{14}$
	Карбиды на границах, нм	130	180	110	165
	Размер частиц внутри кристаллитов, нм	–	230	–	–
690	Объемная плотность частиц внутри кристаллитов $\times 10^{20}, \text{м}^{-3}$	–	0,3	–	–

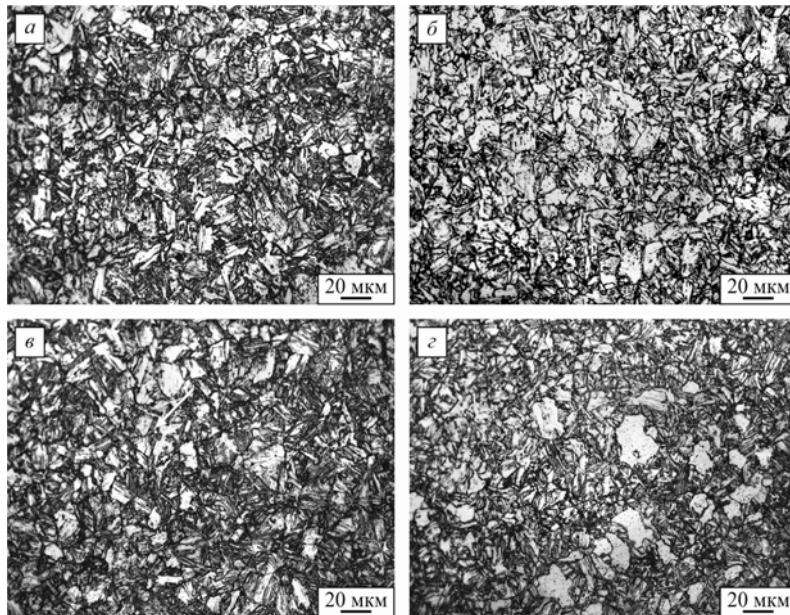


Рис. 3. Микроструктура стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 570°C (а), 600°C (б), 630°C (в) и 690°C (г) в течение 3 ч

На рис. 4 и 5 представлены фотографии структурных составляющих после закалки и последующего отпуска при температурах 570, 600, 630 и 690°C в течение 3 ч.

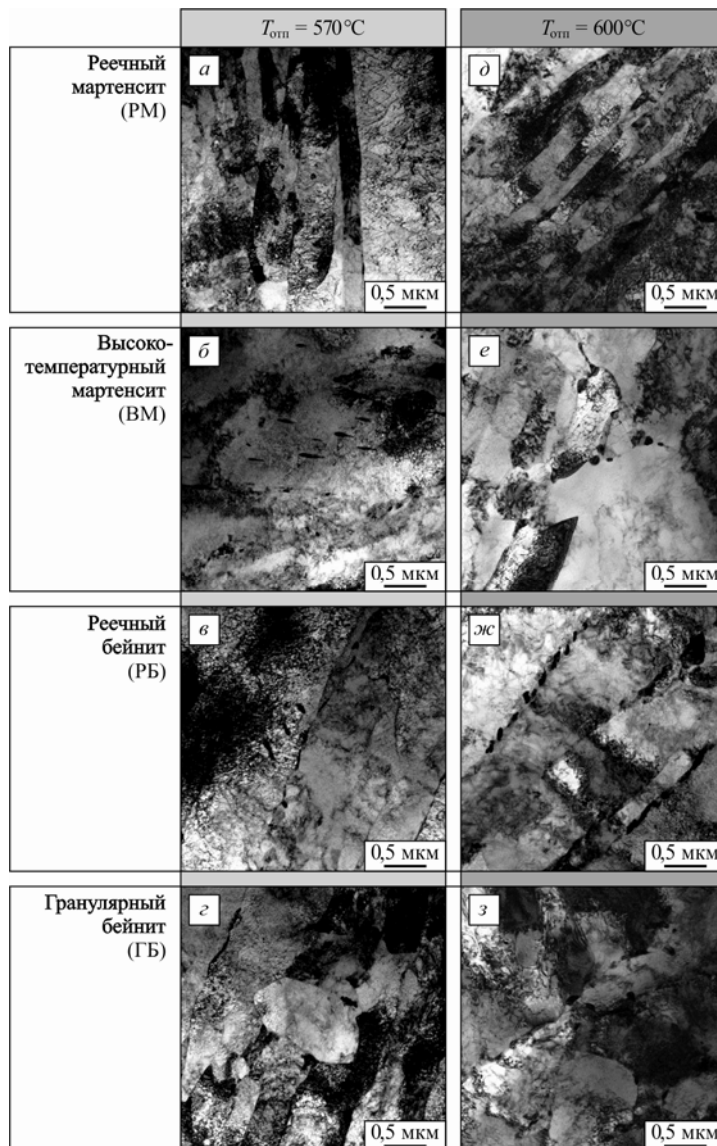


Рис. 4. Структурные составляющие стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 570 (а–з) и 600°C (д–ж)

Отпуск при температуре 570°C по сравнению с закаленным состоянием приводит к существенному снижению плотности дислокаций (на порядок) в мартенситной фазе, до $3,1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в РМ и до $2,0 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в ВМ, а также способствует росту карбидов самоотпуска внутри кристаллитов ВМ, появлению дисперсных карбидных выделений внутри и протяженных пластинчатых цементитных карбидов на границах отдельных реек РМ, где ранее были обнаружены прослойки $\gamma_{\text{ост}}$ (рис. 4, а, б). Перестройка бейнитных кристаллитов менее значительна (рис. 4, в, з). При практически неизменной плотности дислокаций наблюдается формирование довольно крупных карбидов вблизи границ кристаллитов РБ и ГБ на месте МА-фазы.

За счет структурных изменений при температуре отпуска 570°C значение предела текучести стали по сравнению с закаленным состоянием снижается на 98 МПа, а относительное удлинение повышается на 4,7%. При этом существенно возрастает ударная вязкость стали – до 143 Дж/см² при температуре испытаний от –70°C (табл. 3).

При повышении температуры отпуска до 600°C по сравнению с отпуском при температуре 570°C плотность дислокаций в мартенсите практически не изменяется, при этом в бейните она снижается примерно в 1,5 раза. Усиление диффузии углерода при повышении температуры отпуска приводит к образованию новых дисперсных карбидов внутри ВМ (с минимальным размером 9 нм) за счет диссоциации более крупных выделений (рис. 4, е). В отдельных областях РМ наблюдается полигонизация дислокаций внутри реек и миграция отдельных границ, не закрепленных карбидами (рис. 4, д, е).

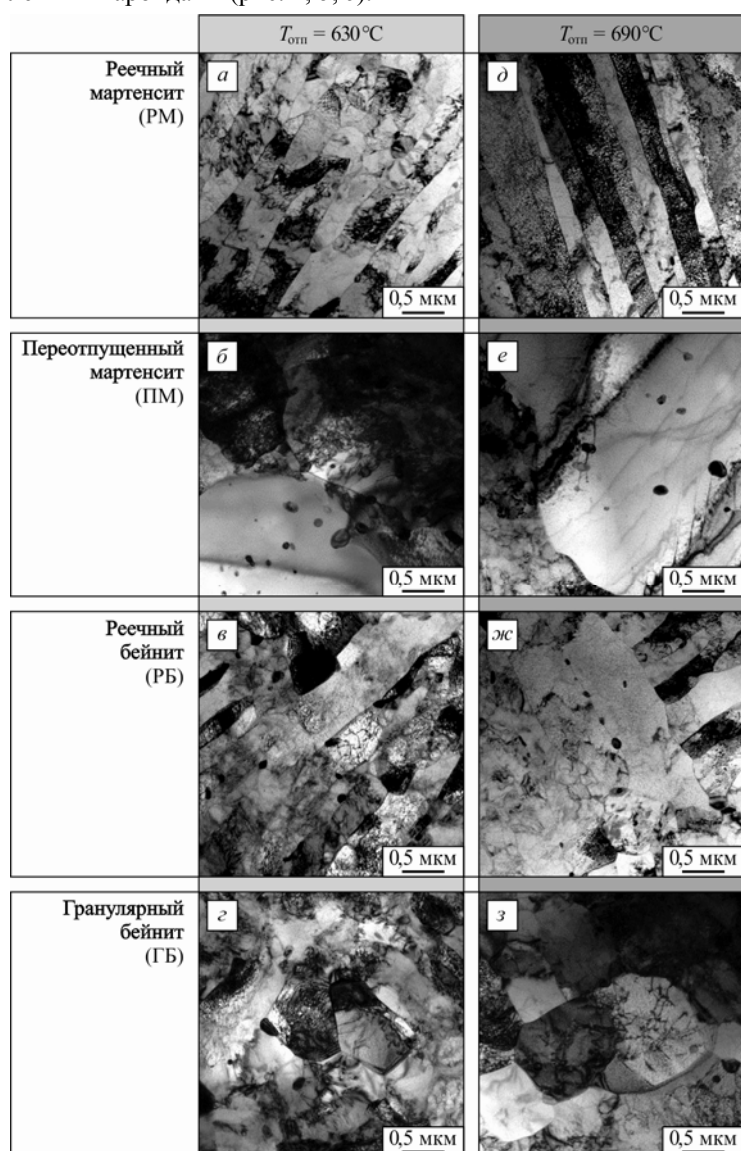


Рис. 5. Структурные составляющие стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 630 (а–з) и 690°C (д–з)

Происходит интенсификация образования новых карбидов по границам бейнитных кристаллитов. При этом средний размер зернограницных карбидов составляет 170 нм по границам РБ и 120 нм по границам ГБ (рис. 4, ж, з).

Образование дисперсных карбидов способствует повышению предела текучести на 76 МПа, при этом значения вязкопластических характеристик практически не изменяются (табл. 3).

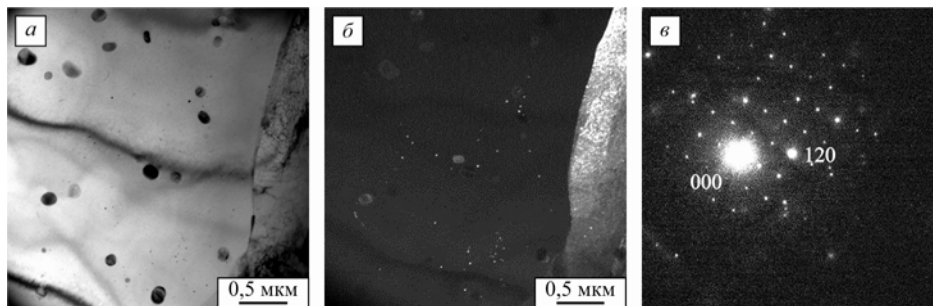
При повышении температуры отпуска до 630°C на месте отдельных кристаллитов дислокационного мартенсита нереечного типа происходит образование областей переотпущенного мартенсита (ПМ) – практически бездислокационных областей α -фазы, упрочненных карбидами размером около 5 нм, встречаются и более крупные карбиды размером до 185 нм (рис. 5, б).

Внутри областей ПМ наблюдается зарождение множественных наноразмерных карбидов цементитного типа, легированного марганцем и хромом (рис. 6). Химический состав обнаруженных мелкодисперсных карбидов цементитного типа, определенный с применением рентгеновского энергодисперсионного спектрометра EDAX, показан на рис. 6. Дальнейший рост областей ПМ происходит, вероятно, за счет присоединения фрагментов отпущенного реечного мартенсита (рис. 5, а).

Основным изменением, наблюдаемым в бейнитной фазе при повышении температуры отпуска до 630°C, является образование множественных карбидов цементитного типа, также легированных марганцем и хромом, по границам кристаллитов РБ и ГБ (рис. 5, в, з).

Образование ПМ приводит к снижению значений предела текучести на 63 МПа по сравнению с состоянием после отпуска при температуре 600°C, при этом значения вязкопластических характеристик остаются практически неизменными (табл. 2).

При дальнейшем повышении температуры отпуска тенденция к увеличению объемной доли и размеров областей ПМ за счет снижения доли РМ сохраняется. Отпуск при температуре 690°C приводит к усилению процессов коагуляции и роста легированных карбидов (рис. 5, д–з).



Химический элемент	Содержание, ат. %	
	в карбидных частицах	в матрице
Mn (K)	3,17	1,02
Cr(K)	4,19	0,56
Fe (K)	91,61	96,74
Ni (K)	1,03	1,68
Nb (K)	–	–

Рис. 6. Структурные составляющие стали марки 09XГН2МД после закалки от температуры 950°C и отпуска при температуре 630°C в течение 3 ч и элементный состав карбидов и матрицы: а – светлостовое изображение наноразмерных карбидных частиц в областях ПМ (ПЭМ); б – темнопольное изображение в рефлексе 120; в – электронограмма, полученная от карбидной частицы в плоскости (110)

Эти структурные изменения приводят к снижению значений предела текучести стали почти на 219 МПа при одновременном возрастании относительного удлинения на 6,1% и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C на 100 Дж/см² по сравнению с состоянием после отпуска при температуре 630°C (табл. 2).

В табл. 4 представлены результаты анализа распределения химических элементов в закаленных и отпущенных образцах, выполненного с помощью томографической атомно-зондовой микроскопии. Показано, что в закаленном состоянии наблюдаются кластеры (области с повышенным содержанием углерода), в которых содержание основных легирующих элементов практически не отличается от матрицы. Однако после отпуска при температуре 570°C в течение 3 ч происходит их диссоциация. В результате происходит рост сохранившихся карбидов самоотпуска в ВМ и выделение карбидов цементитного типа на месте $\gamma_{\text{ост}}$ по границам отдельных реек мартенсита и бейнита, вследствие чего матрица обедняется углеродом (табл. 4). Полученные данные подтверждены результатами исследований с помощью ПЭМ (рис. 7).

Таблица 4

РЕЗУЛЬТАТЫ ХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09ХГН2МД, ПРОВЕДЕННОГО МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ (средние значения), ат.%

Место анализа	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb
Закалка от 950°C							
Исследованный объем	0,19	0,53	0,71	0,85	0,59	0,13	0,01
Кластеры	3,38	0,60	0,79	0,77	0,44	0,17	0,02
Закалка от 950°C + отпуск при 570°C							
Исследованный объем	0,06	0,57	0,72	0,97	0,52	0,13	0,006
Закалка от 950°C + отпуск при 630°C							
Исследованный объем	0,02	0,54	0,70	1,08	0,50	0,18	0,007
Кластеры	3,88	0,59	1,00	1,25	0,74	0,71	–

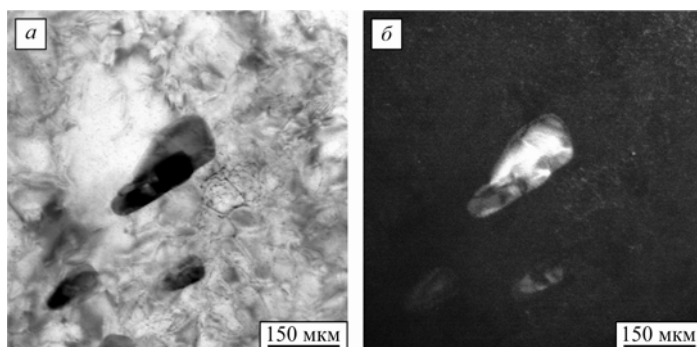


Рис. 7. Структурные составляющие стали марки 09ХГН2МД после закалки от температуры 950°C и отпуска при температуре 570°C :

а – светлопольное изображение карбидных частиц в ВМ (ПЭМ), б – темнопольное изображение

После отпуска при температуре 630°C наблюдаются множественные наноразмерные карбиды (рис. 6) и кластеры диаметром до 3,2 нм (рис. 8) с повышенным содержанием С, Мп, Сг и Мо (табл. 4).

Установленные особенности изменения структуры и механических свойств при высокотемпературном отпуске легли в основу разработки оптимальных режимов термической обработки листового проката из новой экономнолегированной хладостойкой стали ($\text{Ni} + \text{Cu} + \text{Mo} + \text{Cr} \leq 3\%$), обеспечивающих высокий уровень прочности и низкотемпературной ударной вязкости [9].

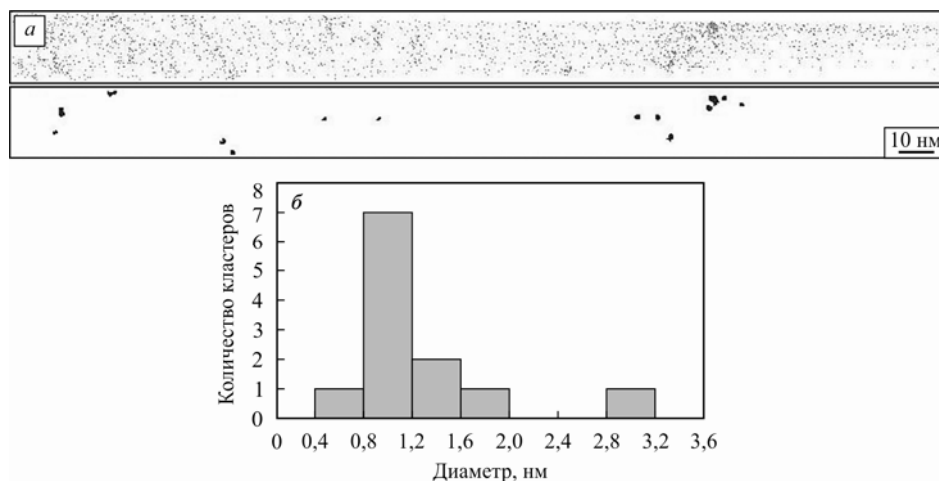


Рис.8. Результаты исследования образцов после отпуска при температуре 630°C методом атомно-зондовой микроскопии томографии:
 а – атомные карты распределения углерода (сверху) и кластеров, обогащенных углеродом (снизу); б – распределение кластеров по размеру

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования структуры хромникельмолибденовой стали марки 09ХГН2МД с суммарным содержанием легирующих элементов (Ni, Cu, Mo и Cr) 3% показали следующее:

1. В низкоуглеродистой экономнолегированной стали с $C_{\text{экв}} = 0,5\%$ после закалки формируется дисперсная мартенситно-бейнитная структура, которая обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик (предел текучести 827 МПа) и вязкопластических свойств (относительного удлинения 13,8% и ударной вязкости 54 Дж/см² при температуре испытаний –70°C).
2. Отпуск при температуре 570°C в течение 3 ч приводит к существенному снижению плотности дислокаций в мартенситной составляющей, способствует выделению карбидов цементитного типа внутри и на границах отдельных областей мартенсита не реечного типа, а также росту карбидных частиц в ВМ за счет диссоциации дисперсных кластеров с повышенным содержанием углерода, образованных в результате закалки. Данные структурные изменения приводят к снижению предела текучести и повышению пластичности и ударной вязкости при температуре испытаний –70°C.
3. В результате отпуска при температуре 600°C в ВМ образуются новые дисперсные карбиды размером ~9 нм, а также мелкие пластинчатые карбиды по границам РБ и ГБ, что способствует повышению прочностных характеристик до уровня, соответствующего закаленному состоянию. При этом значения вязкопластических свойств после отпуска остаются высокими.
4. Ускорение процессов диффузии углерода и легирующих элементов из мартенситной матрицы в карбидную фазу при температурах отпуска 630°C приводит к образованию на месте отдельных областей дислокационного мартенсита ферритно-карбидной смеси (переотпущенного мартенсита), вследствие чего снижаются значения предела текучести стали. При этом образование упрочняющих ПМ наноразмерных карбидов цементита, легированных марганцем, хромом и молибденом, сдерживает существенное разупрочнение стали (значение предела текучести составляет 741 МПа при требованиях не менее 690 МПа);
5. При дальнейшем повышении температуры отпуска до 690°C происходит увеличение объемной доли и размеров областей ПМ за счет снижения доли РМ,

а также коагуляция и рост карбидов легированного цементита. Совокупность данных структурных изменений приводит к резкому снижению значений предела текучести (до 523 МПа) при одновременном возрастании уровня вязкопластических свойств.

Экспериментальные исследования выполняли на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21 0004.

ЛИТЕРАТУРА

1. Настич С. Ю., Морозов Ю. Д., Марченко В. Н., Степашин А. М., Зырянов В. В., Сороколет О. В. Новая износостойкая сталь 17ХГН2МФБТ для кузовов карьерных самосвалов // Сталь. – 2005. – № 3. – С. 82–85.
2. Настич С. Ю., Морозов Ю. Д., Марченко В. Н., Степашин А. М., Зырянов В. В., Сороколет О. В. Разработка и промышленное опробование высокопрочной свариваемой стали с высокой хладостойкостью для несущих конструкций в транспортном машиностроении // Металлург. – 2005. – № 5. – С. 55–58.
3. Рыбин В. В., Малышевский В. А., Хлусова Е. И. Высокопрочные свариваемые стали // СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 212 с.
4. Семичева Т. Г., Хлусова Е. И., Шерохина Л. Г. Процессы карбидообразования и хрупкость при отпуске судостроительной стали // Вопросы материаловедения. – 2005. – № 2 (42). – С. 69–78.
5. Голосиенко С. А., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. Возможности повышения прочностных характеристик экономнолегированных высокопрочных сталей за счет образования наноразмерных карбидов // Вопросы материаловедения. – 2010. – № 3 (59). – С. 52–64.
6. Хлусова Е. И., Орлов В. В., Мотовилина Г. Д., Корчагин А. М., Матросов М. Ю. Влияние отпуска на изменение структуры и свойств высокопрочной штриповой стали категории прочности Х90 и Х100 после термомеханической обработки // Металлург. – 2010. – № 11. – С. 68–73.
7. Рогожкин С. В., Алеев А. А., Лукьянчук А. А., Шутов А. С., Разницын О. А., Кириллов С. Е. Прототип атомного зонда с лазерным испарением // Приборы и техника эксперимента. – 2017. – № 3. – С. 129–134.
8. Разницын О. А., Лукьянчук А. А., Шутов А. С., Рогожкин С. В., Алеев А. А. Оптимизация параметров анализа материалов методами атомно-зондовой томографии с лазерным испарением атомов // Масс-спектрометрия. – 2017. – Т. 14, № 1. – С. 33–39.
9. Голубева М. В., Сыч О. В., Хлусова Е. И., Мотовилина Г. Д. Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа // Авиационные материалы и технологии. – 2017. – № 4 (49). – С. 19–24.

STRUCTURE CHANGES OF HIGH-STRENGTH ECONOMICALLY ALLOYED STEEL 09KhGN2MD (09CrMnNi2MoCu) WHEN TEMPERING

M.V. GOLUBEVA¹, O.V. SYCH¹, Cand. Sc. (Eng), E.I. KHLUSOVA¹, Dr Sc. (Eng),
G.D. MOTOVILINA¹, Cand. Sc. (Eng), E.V. SVIATYSHEVA¹,
S.V. ROGOZHNIKIN^{2,3}, Dr Sc. (Phys-Math), A.A. LUKYANCHUK²

¹ NRC “Kurchatov Institute” – CRISM “Prometey”, 49, Shpalernaya St, 191015 St Petersburg, Russian Federation. E-mail: mail@crism.ru

² NRC “Kurchatov Institute” – Institute for Theoretical and Experimental Physics, 25, Bolshaya Cheremushkinskaya St, 117218, Moscow, Russian Federation

³ National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), 31, Kashirskoe shosse, 115409, Moscow, Russian Federation

Received December 28, 2017

Abstract—Purpose of the present investigation is to determine the optimal heat treatment parameters that ensure yield strength over 690 MPa in combination with toughness of at least 35 J/cm² at temperature –70°C in new economically alloyed cold-resistant steel. The effect of various quenching and tempering parameters on

mechanical properties, structure of steel and fracture mode of samples after impact tests at temperature -70°C has been studied. The relationship between the properties, structure and fracture mode of steel samples is shown. The optimal heat treatment parameters of new economically alloyed cold-resistant steel are determined.

Keywords: economically alloyed high-strength steel, cold resistance, reduction of carbon equivalent, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, mechanical properties, structure, bainite, martensite, quenching, tempering.

ACKNOWLEDGEMENTS

Experimental studies were performed on the equipment of the laboratory of the Test and Technical Complex of Irradiated and Radionuclide Materials and the Center for Collective Use "Composition, Structure and Properties of Structural and Functional Materials" of the NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometei" with financial support of the Ministry of Education and Science of Russian Federation within the framework of the agreement 14.595.21.0004.

DOI: 10.22349/1994-6716-2018-93-1-15-26

REFERENCES

1. Nastich, S.Yu., Morozov, Yu.D., Marchenko, V.N., Stepashin, A.M., Zyryanov, V.V., Sorokolet, O.V., Novaya iznosostoykaya stal 17KhGN2MFBT dlya kuzovov karyernykh samosvalov [New wear-resistant steel 17KhGN2MFBT for bodies of quarry dump trucks], *Stal*, 2005, No 3, pp. 82–85.
2. Nastich, S.Yu., Morozov, Yu.D., Marchenko, V.N., Stepashin, A.M., Zyryanov, V.V., Sorokolet, O.V., Razrabotka i promyshlennoe oprobovanie vysokoprochnoy svarivayemoy stali s vysokoy khladostoykostyu dlya nesushchikh konstruktiv v transportnom mashinostroenii [Development and industrial testing of high-strength welded steel with high cold resistance for bearing structures in transport engineering], *Metallurg*, 2005, No 5, pp. 55–58.
3. Rybin, V.V., Malyshevsky, V.A., Khlusova, E.I., Vysokoprochnye svarivaemye stali [High-strength welded steels], St Petersburg: Publishing house of Polytechnic University, 2014.
4. Semicheva, T.G., Khlusova, E.I., Sherokhina, L.G., Protsessy karbidoobrazovaniya i khrupkost pri otpuske sudostroitelnoy stali [Processes of carbide formation and brittleness during the release of shipbuilding steel], *Voprosy Materialovedeniya*, 2005, No 2 (42), pp. 69–78.
5. Golosienko, S.A., Motovilina, G.D., Khlusova, E.I., Vozmozhnosti povysheniya prochnostnykh kharakteristik ekonomnolegirovannykh vysokoprochnykh staley za schet obrazovaniya nanorazmernykh karbidov [Possibilities of increasing the strength characteristics of economically alloyed high-strength steels due to the formation of nanoscale carbides], *Voprosy Materialovedeniya*, 2010, No 3 (59), pp. 52–64.
6. Khlusova, E.I., Orlov, V.V., Motovilina, G.D., Korchagin, A.M., Matrosov, M.Yu., Vliyanie otpuska na izmenenie struktury i svoystv vysokoprochnoy shtripsovoy stali kategorii prochnosti Kh90 i Kh100 posle termomekhanicheskoy obrabotki [Effect of tempering on the change in the structure and properties of high-strength steel strips of strength category X90 and X100 after thermomechanical treatment], *Metallurg*, 2010, No 11, pp. 68–73.
7. Rogozhkin, S.V., Aleev, A.A., Lukyanchuk, A.A., Shutov, A.S., Raznitsyn, O.A., Kirillov, S.E., Prototip atomnogo zonda s lazernym ispareniyem [Prototype of an atomic probe with laser evaporation], *Pribory i tekhnika eksperimenta*, 2017, No 3, pp. 129–134.
8. Raznitsyn, O.A., Lukyanchuk, A.A., Shutov, A.S., Rogozhkin, S.V., Aleev, A.A., Optimizatsiya parametrov analiza materialov metodami atomno-zondovoy tomografii s lazernym ispareniyem atomov [Optimization of parameters of material analysis by atomic-probe tomography with laser evaporation of atoms], *Mass-spectrometria*, 2017, V. 14, No 1, pp. 33–39.
9. Golubeva, M.V., Sych, O.V., Khlusova, E.I., Motovilina, G.D., Issledovanie mekhanicheskikh svoystv i kharaktera razrusheniya novoy ekonomnolegirovannoy khladostoykoy stali s garantirovannym pre-delom tekuchesti 690 MPa [Investigation of the mechanical properties and character of the destruction of a new economically alloyed cold-resistant steel with a guaranteed yield point of 690 MPa], *Aviationnye materialy i tekhnologii*, 2017, No 4 (49), pp. 19–24.