

DOI: 10.18721/JEST.230123

УДК 669.017:669.018.8:669–15

А.Д. Хайдоров, Ф.А. Юнусов

ВАКУУМНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Изучено влияние закалки газом высокого давления, в частности, температуры отпуска на структуру и свойства некоторых высоколегированных коррозионностойких сталей. Построена графическая зависимость твердости от температуры отпуска. Определены интервалы температур отпуска, которые обеспечивают достижение необходимых свойств высоколегированных сталей. Проведен сравнительный анализ структуры и свойств после закалки газом высокого давления и в масле. Показано, что микроструктура и свойства сталей после закалки газом высокого давления практически не отличаются от таковых после закалки в масле. Установлено, что экспериментально построенные зависимости твердости от температуры отпуска после закалки азотом высокого давления в вакууме позволяют выбирать более точную температуру отпуска в зависимости от заданных требований эксплуатационных свойств сталей.

ЗАКАЛКА ГАЗОМ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ; ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ; МИКРОСТРУКТУРА; КАРБИДНЫЕ ФАЗЫ; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА.

Ссылка при цитировании:

А.Д. Хайдоров, Ф.А. Юнусов. Вакуумная термическая обработка высоколегированных коррозионностойких сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2017. Т. 23. № 1. С. 226–235. DOI: 10.18721/JEST.230123

A.D. Haidorov, F.A. Yunusov

VACUUM HEAT TREATMENT OF HIGH ALLOY CORROSION-RESISTANT STEELS

The influence of the high pressure gas quenching on the structure and properties of some high-corrosion-resistant steels was studied. It is shown, that the influence of the tempering temperature on the structure and properties of these steels at this conditions is very significant. The graphical representation of the hardness with tempering temperature is revealed. The most effective temperature ranges that achieve the desired properties are defined. A comparative analysis of the structure and the properties after hardening and high pressure gas in the oil carried out. It is shown that the microstructure and properties of the steel after hardening high pressure gas hardly differ from those after quenching in oil.

GAS QUENCHING WITH HIGH PRESSURE; HIGH-CORROSION RESISTANT STEELS; MICROSTRUCTURE; CARBIDE PHASE; HEAT TREATMENT.

Citation:

A.D. Haidorov, F.A. Yunusov, Vacuum heat treatment of high alloy corrosion-resistant steels, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology, 23 (1) (2017) 226–235, DOI: 10.18721/JEST.230123

Введение

Проводимая в России модернизация промышленного производства преимущественно ориентирована на передовые технологии ведущих стран мира, успешно осваиваемые отечественной промышленностью [1–10]. В области

термической обработки одной из таких технологий является закалка газом высокого давления после нагрева в вакуумных печах. Она высокоэкологична, существенно повышает культуру производства и качество обрабатываемых изделий. Закалка газом высокого давления, в частности азотом, применима прежде всего для ста-



лей мартенситного класса. К таким материалам, например, относятся коррозионно-стойкие высоколегированные стали [11, 12]. Некоторые малые предприятия для изготовления деталей применяют импортные стали. Хотя существуют отечественные аналоги таких сталей, некоторые различия в режимах их термической обработки могут быть.

Существующие справочные данные по режимам термической обработки и получаемым технологическим свойствам таких сталей приведены для нагрева в электропечах с последующим охлаждением в масле. Однако нагрев в вакууме имеет свои особенности. Все вышесказанное свидетельствует, что при использовании вакуумного оборудования и газа высокого давления необходима корректировка технологических процессов. Такая задача актуальна.

Цели нашей работы:

1. Изучить влияние вакуумной термической обработки на структуру и свойства высоколегированных коррозионностойких сталей.
2. Провести исследования по сравнению структуры и свойств высоколегированных коррозионностойких сталей после вакуумной термической обработки с получаемыми при стандартных режимах.

Материалы и методика эксперимента

В работе исследовали стали отечественного и зарубежного производства следующих марок: 14X17H2, 40X13, 1.2083. Химический состав сталей соответствовал стандартам: ГОСТ 5950–2000, DIN (табл. 1).

Исследования проводили, используя образцы размерами 25×25×30 мм для сталей всех марок, за исключением стали 14X17H2, образцы которой представляли собой цилиндр диаметром 20 мм и высотой 30 мм.

Все стали перед исследованиями находились в отожженном состоянии.

Нагрев под закалку проводился в вакуумной печи фирмы ALD (Германия) типа MonoTherm и в камерной печи типа СНОЛ. Основные характеристики печи MonoTherm: номинальная температура — 1300 °С, размеры рабочего пространства — 600×400×400 мм, вес садки — до 200 кг.

Закалку образцов проводили от температуры 1010 °С. Охлаждение осуществлялось так: в вакуумной печи — азотом под давлением 6 бар, а после нагрева в печи СНОЛ — в масле.

Отпуск после обоих видов закалки осуществлялся в электрической печи СНОЛ: для зарубежной марки стали — двукратный, для отечественных — однократный. Длительность выдержки при отпуске составляла 2 часа.

Травление микрошлифов осуществляли раствором царской водки с добавлением 2–3 мл хлорного железа. Микроструктуру изучали металлографическим методом с использованием оптического микроскопа Neophot при увеличении ×200–500. Количественный металлографический анализ структуры сталей проводили с использованием компьютерной программы Thixomet.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-3.

Измерение твердости сталей проводили по ГОСТ 9013–59 методом Роквелла на приборе ТР 5006 [14]. Среднее значение твердости принимали как среднее арифметическое из 5–8 измерений.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

В работе исследовали структуру и свойства высоколегированных коррозионностойких хромистых сталей 14X17H2, 40X13, 1.2083 после закалки по двум технологиям: азотом высокого

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей

Марка стали	Массовая доля элемента, %							
	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	P	S
14X17H2	0,11–0,17	≤ 0,80	≤ 0,80	16,0–18,0	—	1,50–2,50	<0,025	<0,030
40X13	0,36–0,45	≤ 0,80	≤ 0,80	12,0–14,0	—	—	<0,025	<0,030
1.2083	0,34–0,42	0,60–1,30	0,20–0,70	13,0–14,50	0,15–0,40	—	<0,020	0,025

давления и в масле, с последующим отпуском при различных температурах.

Диапазон температур отпуска выбирали по литературным данным с учетом возникающих в практической работе требований к уровню необходимой твердости.

Как показано в работе [13], при термической обработке вторичноотвердеющих сталей следует применять двукратный отпуск продолжительностью 1,5–2 ч каждый. Такой отпуск проводится для обеспечения условия распада остаточного аустенита. В данной работе также применяли двукратный отпуск для зарубежной марки стали.

Структура и свойства стали 14X17H2. Сталь 14X17H2 согласно ГОСТ 5632–2014 относится к мартенситно-ферритному классу, коррозионностойкая, жаропрочная. Сталь обладает высокими прочностными и пластическими свойствами в сочетании с высокой ударной вязкостью. Основное назначение этой стали — изготовление рабочих лопаток, дисков, втулок и других крепежных деталей, работающих в условиях пониженных температур. Наиболее широкое применение эта сталь получила в химической, авиационной и судостроительной отраслях промышленности.

Основные параметры термической обработки и свойства, получаемые при различных температурах отпуска стали 14X17H2, определены СТП 26.2660.484–2004. В нашей работе температура закалки стали составляла 1020 °С. Отпуск стали можно проводить по различным режимам. Отпуск при 560–650 °С применяется для обеспечения среднего уровня прочности. Длительность такого отпуска составляет не менее 1 ч. Для достижения высокой коррозионной стойкости эту сталь подвергают отпуску при 680–

700 °С. В данной работе использовали режим отпуска стали при 560–600 °С. Результаты измерения твердости стали после закалки и отпуска приведены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что твердость стали после закалки азотом высокого давления и последующего отпуска не отличается от таковой при обычной закалке в масле. Снижение твердости при повышении температуры отпуска связано с известными структурными изменениями, происходящими в сталях при отпуске, [15–19].

После закалок в вакууме и в масле структура стали одинаковая. На рис. 1 приведена микроструктура стали 14X17H2 после закалки в масле. В закаленном состоянии структура стали достаточно светлая с наличием небольшого количества более сильно травящихся участков. Темные участки представляют собой мартенсит. Светлые участки несколько отличаются по оттенку друг от друга. Самые светлые представляют собой δ-феррит, а несколько темнее — мартенсит, который в данном случае недостаточно вытравился. В структуре стали после закалки наблюдается также небольшое количество карбидов в теле зерна и на границах бывших зерен аустенита.

После отпуска при 560 °С структура стали 14X17H2 представляет собой сорбит отпуска и δ-феррит. При этом значительное количество карбидов появляется как в теле легированного мартенсита, так и на границах бывших зерен аустенита. Микроструктура стали после закалки азотом высокого давления и в масле с последующим отпуском при 560 °С приведена на рис. 2.

При повышении температуры отпуска до 580 °С в структуре стали наблюдается увеличение количества карбидов на границах зерен. Дальнейшее повышение температуры отпуска до

Таблица 2

Зависимость твердости стали 14X17H2 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и в масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при разных температурах (°С)			
		250	560	580	600
Азот	41	38	32	31	31
Масло	41	38	33	32	31



600 °С приводит к укрупнению карбидов в некоторых участках структуры, что может свидетельствовать о начале процесса их коалесценции. Микроструктура стали после закалки азотом высокого давления и в масле с последующим отпуском при 600 °С представлена на рис. 3.

Анализ микроструктуры сталей на рис. 2, 3 показывает, что существенного различия после закалки азотом высокого давления и в масле не наблюдается.

Анализ состава карбидов в структуре стали после различных видов охлаждения при закалке показал, что после отпуска при высоких температурах в ней во всех случаях присутствуют карбиды типа $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_3C_2 . При этом с повышением температуры отпуска интенсивность пиков карбида $M_{23}C_6$ снижается, а интенсивность карбидов M_7C_3 и M_3C_2 повышается. Вероятно, это объясняется увеличением диффузионной активности углерода с повышением температуры [15].

Следует особо отметить, что существенного различия в интенсивности пиков, соответствующих

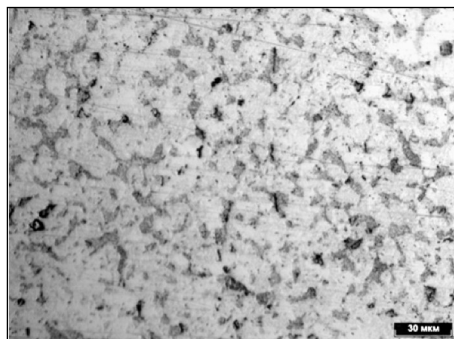


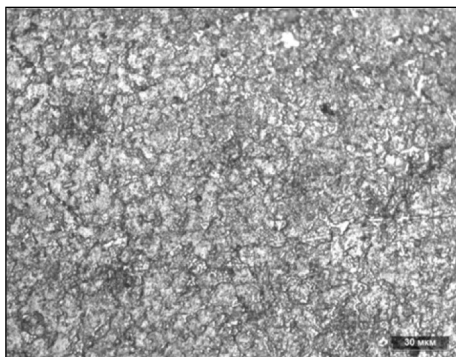
Рис. 1. Микроструктура стали 14X17H2 после закалки от 1010 °С в масле

на рентгенограммах карбидным фазам, после закалок азотом высокого давления и в масле не наблюдается.

Таким образом, выполненные исследования показали, что структура и свойства стали 14X17H2 после закалки азотом высокого давления и в масле идентичны.

Структура и свойства стали 40X13. Сталь 40X13 согласно ГОСТ 5632–2014 относится

а)



б)

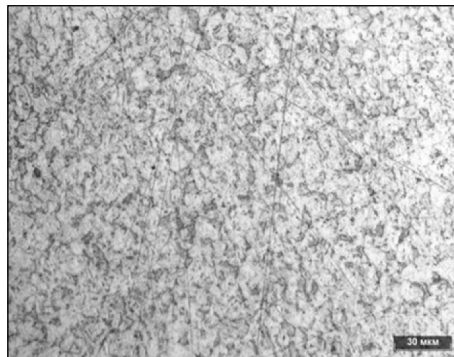
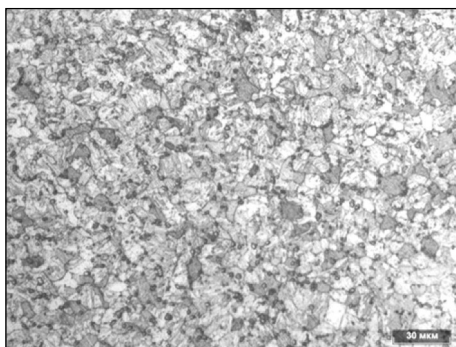


Рис. 2. Микроструктура стали после закалки от 1010 °С азотом (а) и в масле (б) с последующим отпуском при 560 °С

а)



б)

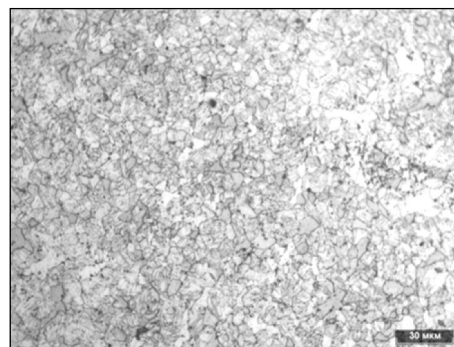


Рис. 3. Микроструктура стали после закалки от 1010 °С азотом (а) и в масле (б) с последующим отпуском при 600 °С

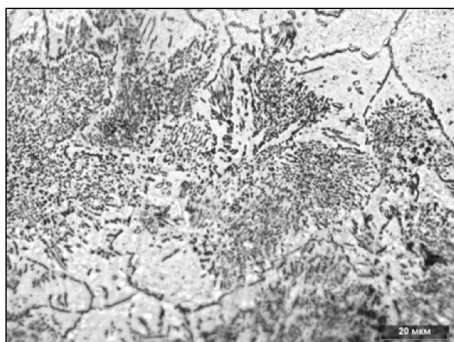


Рис. 4. Микроструктура стали 40X13 в состоянии поставки

к мартенситному классу. Основное назначение — изготовление режущего, измерительного и хирургического инструмента, пружин, карбюраторных игл и клапанных пластин компрессоров.

На рис. 4 показана микроструктура стали в состоянии поставки. Структура стали состоит из зернистого перлита с незначительными следами пластинчатого перлита, феррита и карбидов, располагающихся как в теле зерна, так и по границам зерен.

Основные параметры термической обработки и свойства стали 40X13, получаемые после закалки и отпуска при различных температурах, определены СТП 26.2660.484—2004. Согласно этому стандарту закалку стали проводят при температуре 1000—1050 °С с охлаждением в масле. Отпуск для получения максимальных прочностных свойств стали проводят при температуре 250—300 °С, а для придания стали максимальной коррозионной стойкости — при 700—750 °С.

В данной работе температура закалки стали 40X13 составляла 1010 °С. Отпуск проводили при 250—600 °С. Длительность отпуска составляла не

менее 1 ч. Результаты измерения твердости стали после закалки и отпуска приведены в табл. 3.

Из табл. 3 следует, что при одной и той же температуре закалки твердость после охлаждения азотом высокого давления выше, чем после охлаждения в масле. Это объясняется увеличением длительности нагрева и выдержки под закалку при проведении технологической операции в вакууме за счет радиационного нагрева. В результате в структуре стали растворяется большее количество карбидов, что приводит к повышению твердости матрицы.

На рис. 5 показана зависимость твердости стали от температуры отпуска после закалок азотом и в масле от 1010 °С. Видно, что характер изменения кривых до температуры отпуска 450 °С одинаковый: обе кривые умеренно снижаются. Снижение твердости в обоих случаях связано с известными процессами, протекающими в закаленной стали при отпуске. После закалки в масле при температуре отпуска 450 °С наблюдается вторичное твердение стали за счет выделения в структуре специальных карбидов. При такой термической обработке пик вторичного твердения наблюдается при температуре 500 °С. В случае закалки азотом в вакууме вторичное твердение начинается при температуре 500 °С, а пик на кривой зависимости твердости от температуры отпуска наблюдается при 550 °С. Экспериментальные данные показывают, что отпуск стали 40X13 следует проводить в интервале температур 525—575 °С. Таким образом, в случае закалки азотом высокого давления в вакууме смещение начала процесса вторичного твердения в закаленной стали при отпуске и, соответственно, пика на кривой зависимости твердости от температуры отпуска происходит в сторону более высоких температур.

Таблица 3

Зависимость твердости стали 40X13 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и в масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при разных температурах (°С)					
		250	450	500	550	575	600
Азот	58	55	55	53	55	50	46
Масло	54	52	49	50	38	—	—

Микроструктура стали 40X13 после закалки и отпуска при 500 °С представляет собой троостит отпуска и избыточные карбиды (рис. 6). Анализ микроструктур отпущенной стали после закалки азотом и в масле показал, что в обоих случаях они практически идентичны. Небольшое отличие: в случае закалки в масле появляются единичные крупные карбиды в структуре отпущенной стали.

Полученные зависимости твердости от температуры отпуска при закалке азотом высокого давления позволяют выбирать более точную температуру отпуска в зависимости от заданных требований.

Структура и свойства стали 1.2083. Сталь 1.2083 согласно немецкому стандарту DIN является аналогом российской стали марки 40X13. Сталь 1.2083 рекомендуется для изготовления всех видов инструментов по формированию пластмассовых изделий. Однако, учитывая специальные свойства, эта марка стали особенно подходит для производства пресс-форм, к которым предъявляют следующие повышенные требования:

коррозионная стойкость при изготовлении агрессивных формовочных материалов;

износостойкость при формировании абразивного материала или материала, содержащего наполнители и реактопласты;

высокая чистота поверхности при производстве деталей.

Режим термической обработки стали 1.2083 включает в себя закалку от температуры 980–1020 °С с охлаждением в масле и двукратный отпуск [6]. В нашей работе температура закалки составляла 1010 °С. Двукратный отпуск прово-

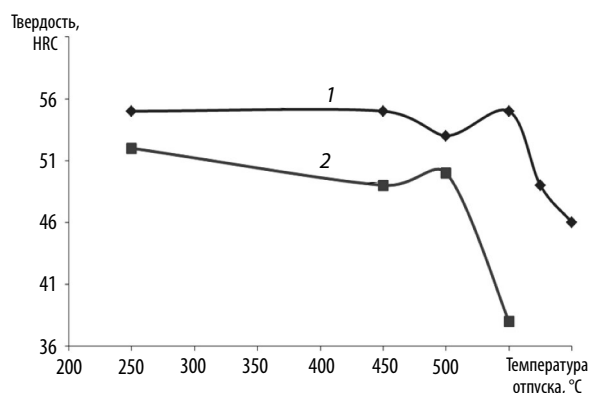


Рис. 5. Зависимость твердости стали 40X13 от температуры отпуска после закалки азотом (1) и в масле (2) от 1010 °С

дили при разных температурах в интервале 250–550 °С. Длительность каждого отпуска составляла не менее двух часов. Результаты измерения твердости приведены в табл. 4.

Из табл. 4 видно, что твердость стали после закалки азотом высокого давления и последующего отпуска незначительно отличается от ее значений в случае закалки в масле. Графическая зависимость изменения твердости от температуры отпуска стали 1.2083, предварительно закаленной азотом в вакууме или в масле, представлена на рис. 7.

Из рис. 7 следует, что характер изменения твердости стали 1.2083 в зависимости от температуры отпуска одинаков для случаев закалки азотом в вакууме и в масле. Обе зависимости показывают умеренное снижение значений твердости при повышении температуры отпуска 450 °С. При этом в обоих случаях при температуре отпуска 450 °С в стали начинается процесс

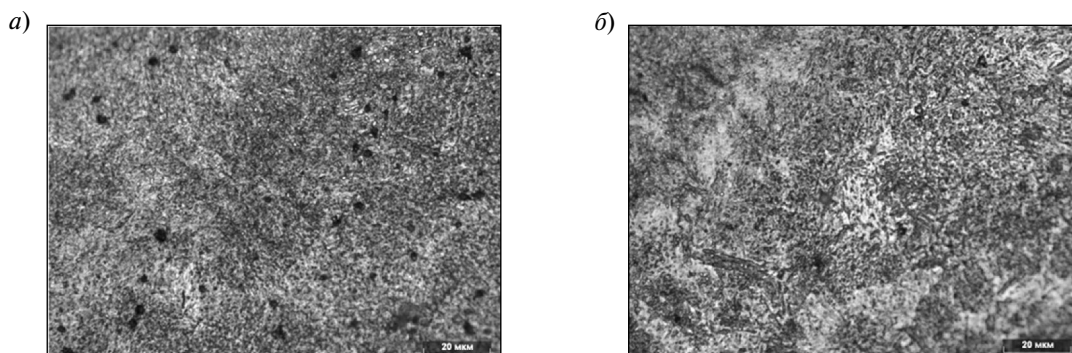


Рис. 6. Микроструктура стали после закалки от 1010 °С азотом (а) и в масле (б) с последующим отпуском при 500 °С

Таблица 4

Зависимость твердости стали 1.2083 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и в масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при разных температурах (°C)				
		250	450	475	500	550
Азот	55	51	50	53	48	39
Масло	54	50	49	51	49	37

вторичного твердения за счет выделения в структуре специальных карбидов. Пики на кривых изменения твердости стали при отпуске, соответствующие вторичному твердению, совпадают для обеих технологий закалки — в масле и азотом высокого давления. Однако следует отметить, что эти пики несколько смещены по температуре отпуска по сравнению с литературными данными. Полученные экспериментальные результаты позволяют рекомендовать проведение отпуска закаленной стали 1.2083 в интервале температур 460–490 °С.

Микроструктура стали 1.2083 после двух вариантов закалки — азотом высокого давления и в масле — и последующего отпуска при 475 °С представлена на рис. 8.

Сравнение микроструктуры сталей 40X13 и 1.2083 (рис. 6, 8) показывает, что структура этих сталей после одинаковой термической обработки одинаковая.

Качественный анализ карбидов в стали 1.2083 показал, что при закалке как азотом, так и в масле после отпуска при высоких температурах в структуре присутствуют карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_7C_3 . Не наблюдается существенного различия в интенсивности пиков, соответствующих карбидным фазам на рентгенограммах, после закалки азотом высокого давления и в масле.

Таким образом, выполненные исследования для трех марок стали показали, что закалка азотом высокого давления обеспечивает такие же микроструктуру и твердость в отпущенном состоянии, как и в случае закалки в масле. Полученные экспериментальные зависимости значений твердости сталей 14X17H2, 40X13 и 1.2083 от температуры отпуска после закалки азотом высокого давления имеют практическое значение, поскольку позволяют более обоснованно назначать температуру отпуска в зависимости от заданных технических требований.

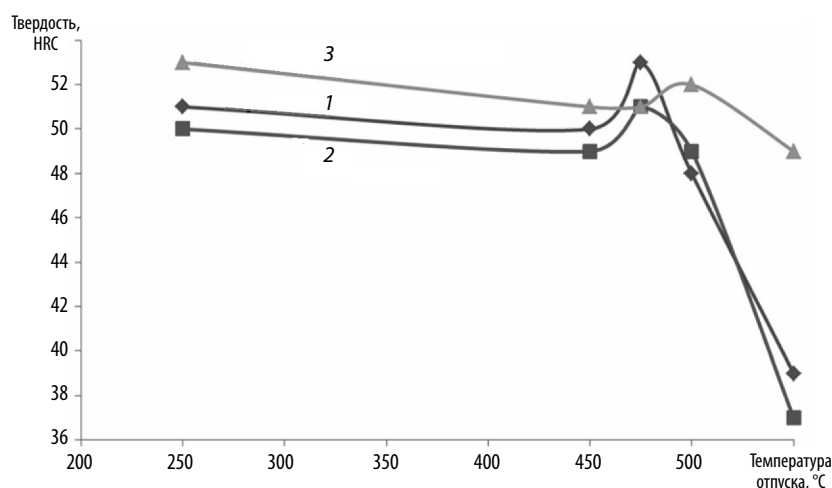


Рис. 7. Зависимость твердости стали 1.2083 от температуры отпуска после закалки азотом (1) и в масле (2) от 1010 °С (3 — в масле, по справочным данным)

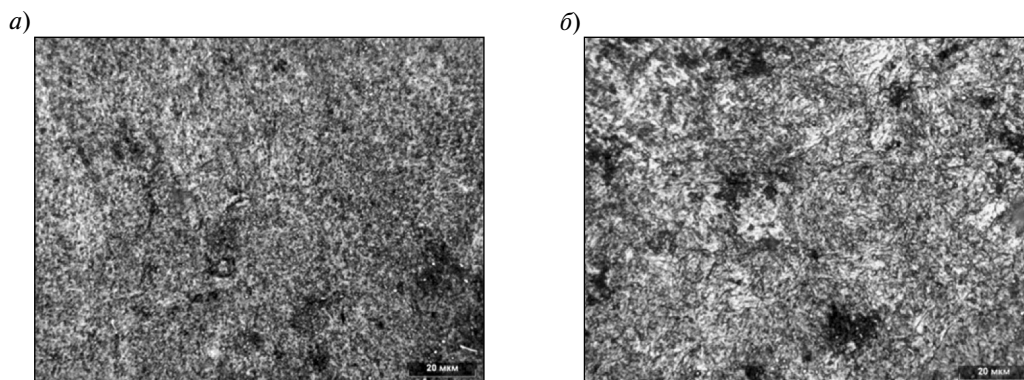


Рис. 8. Микроструктура стали 1.2083 после закалки азотом (а) и в масле (б) с последующим отпуском при 475 °С

Выводы

Изучено влияние закалки газом высокого давления в вакууме на структуру и свойства высоколегированных коррозионностойких хромистых сталей 14X17H2, 40X13, 1.2083.

Изучено влияние температуры отпуска на структуру и свойства высоколегированных коррозионностойких хромистых сталей 14X17H2, 40X13, 1.2083, закаленных азотом высокого давления в вакууме и в масле.

Установлена зависимость изменения твердости сталей 14X17H2, 40X13, 1.2083 от температуры отпуска. Определены интервалы температур отпуска, обеспечивающего достижение необходимых свойств сталей.

Выполнен сравнительный анализ структуры и свойств сталей 14X17H2, 40X13, 1.2083 после закалки газом высокого давления и в масле. Установлено, что микроструктура и свойства сталей после отпуска в случае закалки газом высокого давления и в масле практически одинаковы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кондратьев С.Ю., Горынин В.И., Попов В.О. Оптимизация параметров поверхностно-упрочненного слоя при лазерной закалке деталей // Сварочное производство. 2011. № 3. С. 11–15.
2. Кондратьев С.Ю., Хайдоров А.Д. Термоциклическая обработка литой быстрорежущей стали Р6М5 // Технология машиностроения. 2010. № 12. С. 5–9.
3. Кондратьев С.Ю., Попов В.О. Получение квазинанокристаллической структуры поверхностного слоя при лазерной обработке с целью повышения износостойкости сталей и сплавов // Технология машиностроения. 2011. № 3. С. 30–35.
4. Скрипченко А.И., Попов В.О., Кондратьев С.Ю. Возможности лазерного поверхностного модифицирования деталей машиностроения // РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. 2010. № 6. С. 23–25.
5. Кокорин В.Н., Рудской А.И., Филимонов В.И., Булыжев Е.М., Кондратьев С.Ю. Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. 236 с.
6. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А. Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40–45.
7. Kondrat'ev S.Y., Gorynin V.I., Popov V.O. Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components // Welding International. August 2012. V. 26. N. 8. P. 629–632.
8. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А., Копяев В.Н. Особенности моделирования процесса послойного синтеза изделий электронным лучом // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 91–96.
9. Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А. Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35–41.
10. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А. Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11–16.

11. Материалы третьего семинара ALD по термообработке / СПбГПУ. 12–13 марта 2014. СПб.

12. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.

13. **Гусманов Р.З.** Европейские инструментальные стали для изготовления оснастки для производства изделий из полимерных материалов / АО «Шмольц и Бикенбах». Ноябрь 2007. 54 с.

14. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: Учебное пособие / М-во образования и науки Российской Федерации, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб, 2011. 128 с.

15. **Байнашев Д.Д., Полянская И.Л., Кораблев В.А.** Влияние вакуумной тепловой обработки на свойства стали 40X13 // Технологии и оборудование химической, биотехнологической и пищевой промышленности: Материалы 3 Всероссийской научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, Бийск, 28–30 апреля, 2010. Ч. 1. Бийск, 2010. С. 105–108.

16. **Псарев В.И., Куликов А.Ф.** Структура хромоникелевой стали 14X17H2 после высокотемпературного отпуска // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 5. С. 36–41.

17. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.

18. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов / Федеральное агентство по образованию, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб, 2006. 363 с.

19. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасида Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45C — 26Cr — 33Ni — 2Si — 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 7–14.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ХАЙДОРОВ Александр Дмитриевич — кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: haidorow@yandex.ru

ЮНУСОВ Фируз Абдукадимович — студент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: yunusov.firuz@mail.ru

REFERENCES

1. **Kondratyev S.Yu., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimizatsiya parametrov poverkhnostno-uprochnennogo sloya pri lazernoy zakalke detaley [Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components]. *Svarochnoye proizvodstvo*. 2011. № 3. S. 11–15. (rus.)

2. **Kondratyev S.Yu., Khaydopov A.D.** Termotsiklicheskaya obrabotka litoy bystrorezhushchey stali P6M5 [Thermocyclic treatment of a cast high-speed steels]. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2010. № 12. S. 5–9. (rus.)

3. **Kondratyev S.Yu., Popov V.O.** Polucheniye kvazinanokristallicheskoy struktury poverkhnostnogo sloya pri lazernoy obrabotke s tselyu povysheniya iznosostoykosti staley i splavov. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2011. № 3. S. 30–35. (rus.)

4. **Skripchenko A.I., Popov V.O., Kondratyev S.Yu.** Vozmozhnosti lazernogo poverkhnostnogo modifitsirovaniya detaley mashinostroyeniya. *RITM: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya*. 2010. № 6. S. 23–25. (rus.)

5. **Kokorin V.N., Rudskoy A.I., Filimonov V.I., Bulzhev Ye.M., Kondratyev S.Yu.** Teoriya i praktika protsesa pressovaniya geterofaznykh uvlazhnennykh mekhanicheskikh smesey na osnove zheleza. Ulyanovsk: Izd-vo UIGTU, 2012. 236 s. (rus.)

6. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Sokolov Yu.A.** Tekhnologiya posloynogo elektronno-luchevogo sinteza poroshkovykh izdeliy v vakuume. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2014. № 8. S. 40–45. (rus.)

7. **Kondrat'ev S.Y., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components. *Welding International*. August 2012. V. 26. N. 8. P. 629–632.

8. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Sokolov Yu.A., Kopayev V.N.** Osobennosti modelirovaniya protsesa posloynogo sinteza izdeliy elektronnyim luchom [Simulation of the layer-by-layer synthesis of articles with an electron beam]. *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*. 2015. T. 85. № 11. S. 91–96. (rus.)

9. **Sokolov Yu.A., Kondratyev S.Yu., Lukyanov A.A.** Polucheniye izdeliy iz kompozitsionnykh materialov meto-



dom elektronno-luchevogo sinteza i issledovaniye ikh svoystv. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2015. № 2. S. 35–41. (rus.)

10. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Sokolov Yu.A.** Algoritmi i tekhnologicheskiye protsessy sinteza poroshkovykh detaley elektronnykh luchom v vakuume. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2015. № 1. S. 11–16. (rus.)

11. Materialy tretyego seminaru ALD po termoo-brabotke / SPbGPU. 12–13 marta 2014. (rus.) Spb.

12. **Fuks M.D., Zelenin Yu.V., Kondratyev S.Yu.** Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36–38. (rus.)

13. **Gusmanov R.Z.** Yevropeyskiye instrumentalnyye stali dlya izgotovleniya osnastki dlya proizvodstva izdeliy iz polimernykh materialov / AO «Shmolts i Bikenbakh». Noyabr 2007. 54 s. (rus.)

14. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye / M-vo obrazovaniya i nauki Rossiyskoy Federatsii, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskii un-t. SPb, 2011. 128 s. (rus.)

15. **Baynashev D.D., Polyanskaya I.L., Korablev V.A.** Vliyaniye vakuumnoy teplovy obrabotki na svoystva stali 40Kh13. *Tekhnologii i oborudovaniye khimicheskoy, biotekhnologicheskoy i pishchevoy promyshlennosti: Materialy 3 Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii studentov, aspirantov i molodykh uchenykh s mezhdunarod-*

nym uchastiyem. Biysk, 28–30 aprelya, 2010. Ch. 1. Biysk, 2010. S. 105–108. (rus.)

16. **Psarev V.I., Kulikov A.F.** Struktura khromonikelo-voy stali 14Kh17N2 posle vysokotemperaturnogo otpuska. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 1995. № 5. S. 36–41. (rus.)

17. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy [Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)

18. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov / Federalnoye agentstvo po obrazovaniyu, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskii un-t. SPb, 2006. 363 s. (rus.)

19. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N.** Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C — 26Cr — 33Ni — 2Si — 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke [Transformation of the Structure of Refractory Alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb During a Long-Term High-Temperature Hold]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14. (rus.)

AUTHORS

HAIDOROV Aleksandr D. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: haidorow@yandex.ru

YUNUSOV Firuz A. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: yunusov.firuz@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 25.01.2017.