

Методы повышения твердости и износостойкости экономнолегированных высокопрочных сталей для изготовления изделий, работающих в условиях интенсивного абразивного износа

В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, И. О. Банных,
А. Г. Колмаков, Ю. Э. Мухина, Е. Е. Баранов

Проанализированы структурные факторы, от которых зависит твердость стали, а также обсуждены способы повышения твердости и износостойкости у недорогих, экономнолегированных высокоуглеродистых сталей, пригодных к работе в условиях абразивного износа и больших контактных напряжений. Рассмотрен механизм увеличения твердости материала путём многократной (циклической) обработки холодом закаленных на мартенсит высокоуглеродистых сталей. Показано, что четырехкратная обработка холодом (с охлаждением до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$) валков из дешевой низколегированной стали 170X2Ф повысила их твердость с 58 – 59 HRC до 67 – 68 HRC, превысив показатели лучших зарубежных аналогов. Описаны возможности применения закалки с быстрым электронагревом. Обнаружено, что закалка стальных изделий с быстрым электронагревом токами высокой частоты (ТВЧ), токами промышленной частоты (ТПЧ), проходящим электротоком позволяет на 2 – 4 единицы HRC повысить их твердость по сравнению с закалкой с относительно медленным печным нагревом. При этом, чем дисперснее исходная структура феррито-цементитной смеси, чем мельче в ней пластинки цементита, тем больше величина прироста твердости при закалке с быстрым электронагревом. Исследовано влияние сверхнизкого отпуска на твердость стали и показано, что для достижения высокой твердости материала желательно использовать сверхнизкий отпуск высокоуглеродистого мартенсита закалки при 100 – 140 $^{\circ}\text{C}$, который способствует созданию нанонеоднородности по углероду, и позволяет дополнительно увеличить твердость низколегированных высокоуглеродистых сталей на 1,5 – 2,0 единицы HRC.

Ключевые слова: твердость, экономнолегированная высокоуглеродистая сталь, циклическая обработка холодом, закалка.

DOI: 10.30791/1028-978X-2020-7-59-67

Введение

Одной из важнейших задач, стоящих перед машиностроением, является повышение надежности и долговечности машин и механизмов. Из практики эксплуатации машин известно, что в 90 % случаев причины их отказов связаны с изнашиванием деталей. Интенсивному изнашиванию, в первую очередь, подвержены детали машин, работающие в абразивной среде (ходовая часть гусеничных тракторов и дорожно-строительных машин, рабочие

детали сельскохозяйственных машин и металлорежущих станков, узлы бурильного оборудования нефтяной и газовой промышленности и т.д.). Поэтому разработка и создание новых высокотвердых и износостойких материалов является первостепенной задачей в повышении ресурса работы машин и механизмов современной техники. Способность стальных материалов противодействовать износу во многом зависит от химического состава сплава (легирующих добавок), процентного содержания углерода, а также наличия карбидов (первичных

и вторичных). Однако определяющим фактором, обеспечивающим повышенный уровень износостойкости стали, является её твёрдость. В первую очередь, высокая твердость препятствует протеканию пластической деформации, которая возникает в процессе трения в поверхностных слоях материалов трущейся пары. Кроме того, снижается вероятность образования на поверхности материала микронадрезов, наносимых высокотвёрдыми абразивными микрочастицами и, тем самым, повышая его износостойкость.

Цель настоящей работе — анализ возможных путей повышения твёрдости и износостойкости недорогих, экономнолегированных высокоуглеродистых сталей, пригодных к работе в условиях абразивного износа и больших контактных напряжений.

Методы повышения твёрдости высокоуглеродистых сталей

Многочетная (циклическая) обработка холодом закаленных на мартенсит высокоуглеродистых сталей

Среди современных способов упрочнения металлов и сплавов, таких как холодный наклеп, легирование, термомеханическая обработка и др. [1, 2], наиболее эффективным является закалка на мартенсит углеродистых и легированных сталей.

В [3] содержатся требования по составу и свойствам, предъявляемые к 30 маркам сталей с содержанием углерода от 0,05 до 0,7 масс. %. В [4] — требования для 16 инструментальных легированных сталей с количеством углерода от 0,7

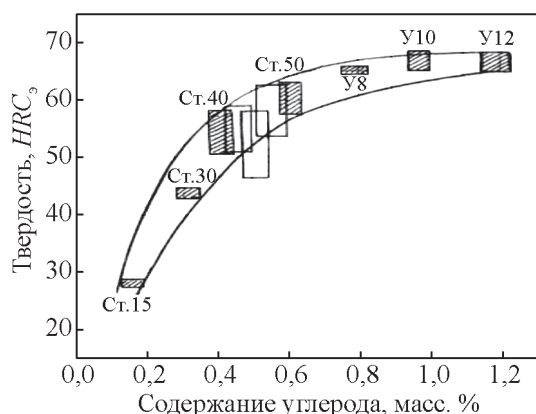


Рис. 1. Твердость закаленных в воде углеродистых сталей (по данным [20]).

Fig. 1. Hardness of water quenching carbon steels (according to data [20]).

до 1,3 масс. %. На рис. 1 представлены данные по твердости конструкционных и инструментальных углеродистых сталей после закалки в воде. По мере увеличения содержания углерода в структуре стали возрастает степень тетрагональности мартенсита закалки [1], в результате чего повышается и твердость закаленной стали.

Закалка конструкционных доэвтектоидных сталей проводится с нагревом выше температуры A_3 из области аустенита. В сталях с содержанием углерода менее 0,8 масс. % температура конца мартенситного превращения M_k располагается выше 20 °C (рис. 2a). При этом количество остаточного аустенита минимальное, что позволяет получить в

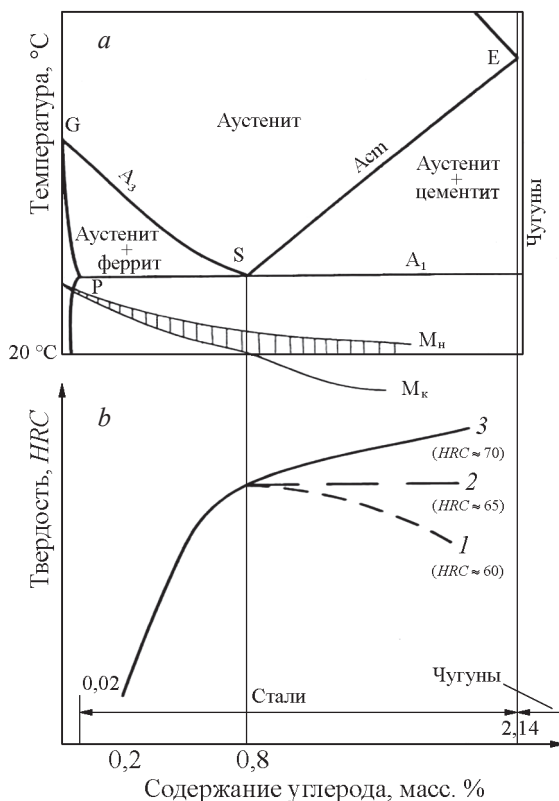


Рис. 2. Влияние углерода на положение температур M_n и M_k (a) и твердость закаленной стали (b) [9]: 1 — полная закалка из аустенитной области (нагрев выше A_{cm}), 2 — неполная закалка из области A + Ц (нагрев до $A_1 + 50 - 60$ °C), 3 — микротвердость кристаллов мартенсита в случае неполной закалки из аустенитной области (выше A_{cm}).

Fig. 2. Influence of carbon on position of temperatures M_n and M_k (a) and hardness of hardened steel (b) [9]: 1 — complete quenching from austenitic area (heating above A_{cm}); 2 — incomplete quenching from area A + C (heating to $A_1 + 50 - 60$ °C); 3 — microhardness of martensite crystals in case of incomplete quenching from austenitic region (above A_{cm}).

Таблица 1

Режимы термической обработки и твердость сталей 90X, 90XC, 100XBГ и их зарубежных аналогов

Table 1

Heat treatment modes and hardness of steels 90Cr, 90CrSi, 100CrWMn and their foreign analogues.

№ п/п	Марка Россия	Марка-аналог ФРГ	Термическая обработка и твердость по стандарту ФРГ				Термическая обработка и твердость по нормам России				Температуры, A_{c1}/A_{cm} , °C [22]
			закалка		отпуск		закалка		отпуск		
			Температура закалки, °C, среда	Твердость, HRC [ссылка]	Температура отпуска, °C	Твердость, HRC [ссылка]	Температура закалки, °C, среда	Твердость, HRC [ссылка]	Температура отпуска, °C	Твердость, HRC [ссылка]	
1	90X	1.2056	770 – 800, масло	65 [18]	180	63 [18]	820 – 850, масло	62 – 64 [4, 17, 18]	180	63 [4, 17, 18]	740/850
2	90XC	1.2108	770 – 800, масло	66 [18]	200	64 [18]	840 – 860, масло	62 – 64 [4, 17, 18]	140	63 [4, 17, 18]	770/870
3	100XBГ	1.2419	800 – 830, масло	65 [18]	200	63 [18]	830 – 850, масло	62 – 64 [4, 17, 18]	200 ⁰	63 [4, 17, 18]	750/940

изделиях максимально возможную для данного содержания углерода твердость.

В инструментальных заэвтектоидных сталях У10, У11, У12, У13, содержащих более 0,8 масс. % углерода при закалке с нагревом выше температуры образования аустенита в заэвтектоидных сталях A_{cm} из аустенитной области температура конца мартенситного превращения M_k , снижаясь, располагается ниже 20 °C. Поэтому в случае “полной закалки” из аустенитной области в структуре закаленных сталей присутствует большое количество остаточного аустенита [1], что сопровождается снижением макротвердости, измеряемой на методах Роквелла, Виккерса, Шора (рис. 2b, кривая 1). Важно отметить, что микротвердость кристаллов высокоуглеродистого мартенсита возрастает по мере увеличения в нем углерода (рис. 2b, кривая 3).

Обычно в производственных условиях изделия из заэвтектоидных высокоуглеродистых сталей подвергают “неполной закалке” из области “аустенит + цементит вторичный” с температур 760 – 820 °C, которые на 40 – 80 °C превышают температуру A_{c1} . В этом случае количество углерода в аустените перед закалкой практически одинаковое для всех сталей от У8 до У13 и составляет около 0,9 масс. %. В результате твердость закаленных заэвтектоидных углеродистых и низколегированных сталей одинаковая и колеблется в пределах 65 – 66 HRC (табл. 1). Таким образом, широко при-

меняемая в нашей стране и за рубежом операция “неполной” закалки (рис. 2b, кривая 2) не позволяет наиболее полно реализовать потенциальные возможности высокоуглеродистых заэвтектоидных сталей с целью достижения максимально возможных значений твердости.

Из схемы, представленной на рис. 2a, следует, что охлаждение ниже 20 °C заэвтектоидных сталей, подвергнутых полной закалке, позволяет приблизиться к температуре конца мартенситного превращения M_k . В результате глубокого охлаждения происходит переход значительного количества высокоуглеродистого остаточного аустенита в мартенсит, что способствует увеличению твердости [1].

В нашей стране и за рубежом обработка холодом, включающая глубокое охлаждение закаленных стальных изделий, применяется во всё возрастающем объеме. В последние годы ученые проводят исследования по влиянию отрицательных температур на физико-механические свойства прошедших закалку высоколегированных сталей “D2” (аналог 160X12МФ), “M2” (аналог быстрорежущей стали P6M5) и других сталей ледебуритного класса [5 – 9]. Различают два режима “криогенной обработки”: первый — с охлаждением от –40 до –100 °C и второй — с переохлаждением от –70 до –196 °C. Недостатком способа является то, что крайне низкие скорости охлаждения и последующего отогрева образцов до комнатной температуры (20 °C) при-

Таблица 2

Твердость образцов стали У12 после закалки в воде и после закалки и обработки холодом ($-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч)

Table 2

Hardness of tool steel U12-type after water quenching and after quenching and cold treatment ($-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 h)

Температура закалки, $^{\circ}\text{C}$	Твердость, HRC		Увеличение твердости после обработки холодом (ΔHRC)
	Закалка в воде	Закалка и обработка холодом ($-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч)	
780	67,0	68,0	+1,0
800	67,0	68,5	+1,5
820	66,5	68,0	+1,5
840	66,0	67,0	+1,0

водят к резкому увеличению продолжительности “криогенных” обработок, которая составляет несколько суток [6 – 8]. Кроме того, велика опасность коробления и образования термических трещин в заготовке. Поэтому эксперименты по “криогенной” обработке, представленные в работах [5 – 9], проводили исключительно на образцах простой формы — проходных резцах [7, 8]. В [6 – 8] показано, что при “криогенных” обработках происходит изменение фазового состава мартенсита закалки [6, 7], в котором образуются высокодисперсные специфические η -карбиды [8]. В результате обнаружено повышение износостойкости проходных резцов [8, 9], но твердость подвергнутых “криогенным” обработкам сталей ледебуритного класса не превышает 66 HRC и только в одном эксперименте она составила 68 HRC [7].

На основании анализа механизма и кинетики мартенситного превращения в сплавах на основе железа [1, 10, 11] в ИМЕТ РАН была разработана технология многократной (циклической) обработки холодом закаленных высокоуглеродистых сталей [12].

Согласно [1] превращение остаточного аустенита в мартенсит происходит как при охлаждении до отрицательных температур, так и при последующем отогреве до комнатной температуры. Многократно повторяемый процесс “охлаждения – отогрева” позволяет существенно уменьшить количество остаточного аустенита и увеличить объем высокоуглеродистого мартенсита. В результате циклическая обработка холодом (ЦОХ) способствует значительному повышению твердости изделий из высокоуглеродистых сталей. Так твердость валков холодной прокатки из стали 170X2Ф, содержащей $\sim 1,65$ масс. % С, после объемной закалки в масле составила 58 – 59 HRC. Четырехкратная обработка холодом (с охлаждением до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$) повысила твердость валков до 67 – 68 HRC. При этом

показатели работоспособности валков из дешевой низколегированной стали 170X2Ф превысили аналогичные характеристики валков из дорогих высоколегированных сталей производства Японии [13].

В табл. 2 представлена твердость образцов стали У12 (в масс. %: 1,22 С; 0,25 Si; 0,25 Mn; температуры $A_{c1} = 730\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{cm} = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$) после закалки в воде с различных температур, а также после закалки и обработки холодом по режиму $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч. Относительно небольшое увеличение твердости (на 1,0 – 1,5 HRC) после обработки холодом объясняется значительным по времени перерывом между закалкой и обработкой холодом, который в данном случае составлял 27 ч.

В закаленной стали в процессе вылеживания при комнатной температуре происходит стабилизация аустенита [1], его устойчивость возраста-

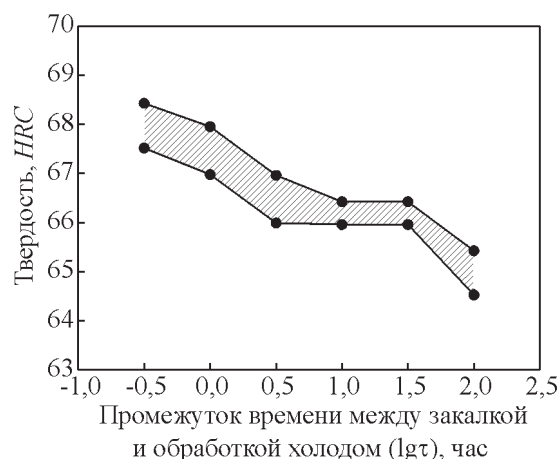


Рис. 3. Изменение твердости стали 170X2Ф в зависимости от временного интервала (τ , ч) между закалкой и обработкой холодом [9, 23].

Fig. 3. Change of 170Cr2V steel hardness depending on time interval between quenching and cold treatment [9, 23].

ет, и последующее превращение в мартенсит при обработке холодом замедляется. На рис. 3 представлено изменение твердости стали 170X2Ф (в масс. %: 1,67 C; 1,59 Cr; 0,37 V; 0,28 Si; 0,25 Mn) после закалки в масле с температуры 880 °С и последующей обработки холодом по режиму –70 °С, 1 ч — 3 раза. При этом промежутки времени между закалкой и обработкой холодом изменялся в интервале 0,3 – 100 часов. Потери твердости составляли до 3 единиц HRC.

Закалка с быстрым электронагревом

Закалка стальных изделий с быстрым электронагревом токами высокой частоты (ТВЧ), токами промышленной частоты (ТПЧ), проходящим электротоком [14] позволяет на 2 – 4 единицы HRC повысить их твердость по сравнению с закалкой с относительно медленным печным нагревом.

В [14] приведены режимы нагрева ТВЧ и ТПЧ сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов, позволяющие достичь высоких значений твердости. Механизм получения экстремально высоких значений твердости при закалке с быстрым нагревом заключается в формировании аустенита с микронеоднородностью по углероду. В случае быстрого электронагрева со значительным перегревом по температуре в области аустенита необходимо: во-первых, добиться полного растворения частиц (пластин) цементита исходного перлита, а, во-вторых, не допустить перераспределение атомов углерода в образовавшемся аустените. Так, в случае закалки с быстрым нагревом стали 40, содержащей ~ 0,40 масс. % C, в местах только что растворившихся пластин цементита концентрация углерода составляет 0,8 – 1,2 масс. %, а в участках феррита — не выше 0,10 масс. %. При закалке аустенита, представляющего твердый раствор с микроучастками, резко различающимися по содержанию углерода (от 0,10 до 1,2 масс. %), температурный интервал мартенситного превращения $M_n - M_k$ резко расширяется (рис. 2а). Это обеспечивает более полное протекание мартенситного превращения с образованием минимального количества остаточного аустенита в высокоуглеродистых микрообъемах [14]. В результате такие микрообъемы мартенсита обладают повышенной твердостью. Это на 2 – 4 единицы HRC повышает макротвердость стальных изделий в отличие от образцов с однородным по углероду мартенситом закалки, образуемому после закалки при относительно медленном печном нагреве.

В [14] также установлено, что чем дисперснее исходная структура феррито-цементитной смеси, чем мельче в ней пластинки цементита, тем больше величина прироста твердости при закалке с быстрым электронагревом. В связи с этим было предложено для обеспечения наибольшего прироста твердости перед закалкой с быстрым электронагревом проводить предварительную подготовку структуры. Это достигается обычной объемной закалкой с последующим средним отпуском при температуре 400 – 500 °С. Образующаяся при этом структура тростита отпуска представляет собой феррито-цементитную смесь высокой степени дисперсности, отвечающую указанным выше требованиям [14].

Общепринятый способ объемной закалки в масле, применяемый на заводе “Электросталь” при термообработке рабочих валков из стали 90ХС, предназначенных для холодной прокатки фольги и ленты из прецизионных сплавов, позволяет достигать значений твердости материала порядка 63 – 64 HRC. После предварительной подготовки структуры валков и закалки ТПЧ с последующей циклической обработкой холодом (3 раза при –70 °С) твердость рабочей поверхности валков повысилась до 67,5 – 68,0 HRC. Работоспособность таких валков возросла в 3 – 3,5 раза.

Применение сверхнизкого отпуска

В процессе отпуска закаленных сталей по мере увеличения температуры отпуска твердость монотонно снижается. При этом атомы углерода образуют карбиды: в углеродистых сталях — цементит (Fe_3C), а в легированных сталях — сложные по составу и строению карбиды, содержащие хром, молибден, вольфрам, ванадий и другие карбидообразующие элементы [1]. Степень тетрагональности мартенсита закалки уменьшается, что сопровождается снижением твердости.

Так как температуры отпуска конструкционных и инструментальных сталей расположены в пределах 200 – 680 °С [2, 12, 13, 15 – 21], то процессам, протекающим в температурном интервале от 100 до 150 °С, в исследованиях не уделялось должного внимания. Однако установлено, что при отпуске закаленных высокоуглеродистых сталей с содержанием углерода более 0,8 масс. % в интервале температур 110 – 140 °С наблюдается два небольших пика твердости величиной от 0,5 до 1,0 HRC [1, 19]. На общем фоне снижения твердости эти пики не имеют практического значения. По этой причине механизм этого явления мало из-

Таблица 3

Химический состав, умягчающая термическая обработка заготовок и упрочняющая термическая обработка изделий из стали ХВ5 [22]

Table 3

Chemical composition, softening heat treatment of workpieces and strengthening heat treatment of CrW5 steel products [22]

Содержание основных легирующих элементов, масс. %	Умягчающая термическая обработка заготовок	Упрочняющая термическая обработка изделий	
		Закалка	Отпуск
C = 1,25 – 1,50; Cr = 0,4 – 0,7; W = 4,5 – 5,5; Si — н.б. 0,30; Mn — н.б. 0,30; V — н.б. 0,30	Высокий отпуск при 760 – 780 °С	В подогретой воде с температуры 820 – 840 °С	1 — кипячение в воде (100 °С), 2 — отпуск в масле при 150 °С

учен. Предполагается, что при сверхнизком отпуске в мартенсите закаленных высокоуглеродистых сталей образуются плоские скопления атомов углерода, получившие название “кластеров”, имеющие размер десятки нанометров [1]. В качестве примера, резцы из стали ХВ5В после закалки в воде и сверхнизкого отпуска в интервале температур 100 – 150 °С оказались способны резать стекло. В табл. 3 приведены химический состав и режимы термической обработки изделий из стали ХВ5. На рис. 4 представлено изменение твердости закаленных образцов стали ХВ5 в зависимости от температуры и продолжительности отпуска.

Относительно высокое содержание вольфрама (4,0 – 4,5 масс. %) при небольшом количестве хрома (0,4 – 0,7 масс. %) в стали ХВ5 накладывают ограничения на умягчающую термическую обработку. В качестве умягчающей термической обра-

ботки рекомендуется применять высокий отпуск при 760 – 780 °С, так как в случае полного отжига с нагревом до температур 830 – 840 °С в стали ХВ5 образуются инертные, стойкие против растворения при последующей закалке, карбиды вольфрама. В результате твердый раствор обедняется вольфрамом и, что особенно важно, углеродом. Поэтому после полного отжига заготовок твердость изделий из закаленной стали ХВ5 не превышает 66 – 67 HRC.

Выводы

1. Рассмотрены методы повышения твердости и износостойкости недорогих, экономнолегированных высокоуглеродистых сталей.
2. Наиболее перспективным для получения максимально высоких значений твердости у экономнолегированных инструментальных сталей является применение технологии многократной (циклической) обработки холодом.
3. Технология термической обработки изделий из экономнолегированных инструментальных сталей должна предусматривать закалку с быстрым электронагревом, обеспечивающим создание в мартенсите закалки микронеоднородностей по углероду, что позволяет увеличить твердость на 2 – 4 единицы HRC по сравнению с твердостью после закалки с обычно применяемым относительно медленным печным нагревом.
4. Для получения высокой твердости желательно использовать сверхнизкий отпуск высокоуглеродистого мартенсита закалки при 100 – 140 °С, который способствует созданию нанонеоднородности по углероду, и позволяет дополнительно увеличить твердость низколегированных высокоуглеродистых сталей на 1,5 – 2,0 единицы HRC.

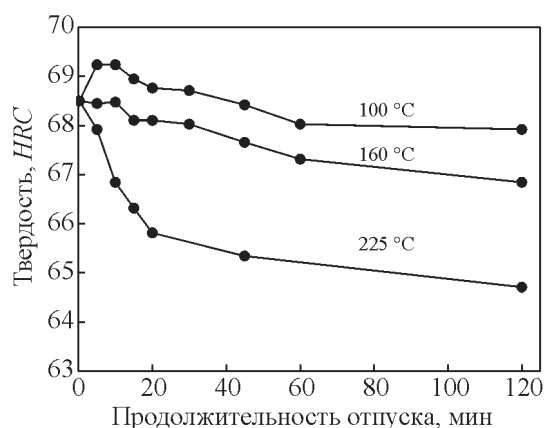


Рис. 4. Влияние температуры и продолжительности отпуска на твердость образцов стали ХВ5, закаленных в воде с температуры 820 °С [20].

Fig. 4. Effect of temperature and tempering time on hardness of CrW5 steel samples water quenched from 820 °С temperature [20].

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00746-19-0.

Литература

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986, 396 с.
2. Гольдштейн М.И., Литвинов В.В., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986, 318 с.
3. ГОСТ 1050-74 “Сталь углеродистая качественная конструкционная”.
4. ГОСТ 5950-73 “Сталь инструментальная легированная”.
5. Ghasemi-Nanasa H., Jahazi M. Simultaneous enhancement of strength and ductility in cryogenically treated AISI D2 tool steel. Mater. Sci. Eng. A, 2014, v. 598, p. 413 – 419.
6. Oppenkowski A., Weber S., Theisen W. Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. J. Mater. Process. Technol., 2010, v. 210 – 214, p. 1949 – 1955.
7. Gill S.S., Singh J., Singh R., Singh H. Effect of Cryogenic Treatment on AISI M2 High Speed Steel: Metallurgical and Mechanical Characterization. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, v. 21, no. 7, p. 1320 – 1326.
8. Chopra S.A., Sargade V.G. Metallurgy behind the cryogenic treatment of cutting tools: an overview. Mater. Today. Proc., 2015, no. 2, p0. 1814 – 1824.
9. Li H., Tong W., Cui J., Zhang H., Chen L., Zuo L. The influence of deep cryogenic treatment on the properties of high-vanadium alloy steel. Materials Science and Engineering A, 2016, v. 662, p. 356 – 362.
10. Штремель М.А., Арабей А.Б., Глебов А.Г., Пышминцев И.Ю., Есиев Т.С., Абакумов А.И. О нормировании хладноломкости толстолистовой стали. Деформация и разрушение материалов, 2017, ч. 1, № 6, с. 39 – 47; ч. 2, № 6, с. 28 – 39.
11. Гвоздев А.Е., Колмаков А.Г., Провоторов Д.А., Сергеев Н.Н., Боголюбова Д.Н. Зависимость показателей сверхпластичности труднодеформируемых сталей 6РМ5 и 10Р6М5-МП от схемы напряженного состояния. Деформация и разрушение материалов, 2015, № 11, с. 42 – 46.
12. Банных О.А., Блинов В.М., Зверева Т.Н. и др. Способ повышения твердости более 68,0 HRC в изделиях из инструментальных сталей. Патент № 2349651 (опубл. 20.03.2009, Бюл. №8). Патентообладатель ИМЕТ РАН.
13. Доронин И.В., Булавин В.Л., Антипов В.И. Структура естественных дисперсно-упрочненных композиционных материалов на базе сталей ледебуритного класса. Физика и химия обработки материалов, 1991, № 1, с. 141 – 143.
14. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки. М.: Металлургия, 1969, 376 с.
15. Гуляев А.П., Малинина К.А., Саверина С.М. Инструментальные стали. Справочник. М.: Машиностроение, 1975, 272 с.
16. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск

- оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-III с целью достижения максимальной твердости. Перспективные материалы, 2017, № 5, с. 56 – 60.
17. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургиздат, 1961, 512 с.
18. Wegst C.W. Stahlschüssel, Verlag Stahl schüssel Wegst GmbH, D-7142 Marbach, 1986, 561 s.
19. Малинкина Е.И., Ломакин В.Н. Прокаливаемость стали. М.: Машиностроение, 1969, 173 с.
20. Банных О.А., Ковнеристый Ю.К. Стали для работы при низких температурах. М.: Металлургия, 1969, 161 с.
21. Лебедев Д.В. Конструктивная прочность криогенных сталей. М.: Металлургия, 1976, 264 с.
22. Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Почивалов Ю.И. Влияние поперечно-винтовой прокатки на характеристики разрушения низкоуглеродистой стали при отрицательных температурах. Деформация и разрушение материалов, 2018, № 2, с. 14 – 19.
23. Кудрявцев Н.В. Поверхностный наклеп как метод повышения прочности деталей машин с учетом условий их работы на севере. МиТОМ, 1968, № 12, с. 67 – 71.

References

1. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 396 p.
2. Goldshtejn M.I., Litvinov V.V., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnyx spлавov* [Metallophysics of high-strength alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 318 p.
3. GOST 1050-74 *Stal` uglerodistaya kachestvennaya konstrukcionnaya* [Quality carbon structural steel]. Standard RF.
4. GOST 5950-73 *Stal` instrumental`naya legirovannaya* [Alloyed tool steel]. Standard RF.
5. Ghasemi-Nanasa H., Jahazi M. Simultaneous enhancement of strength and ductility in cryogenically treated AISI D2 tool steel. Mater. Sci. Eng. A, vol. 598, 2014, pp. 413 – 419.
6. Oppenkowski A., Weber S., Theisen W. Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. J. Mater. Process. Technol., 2010, vol. 210 (14), pp. 1949 – 1955.
7. Gill S.S., Singh J., Singh R., Singh H. Effect of cryogenic treatment on AISI M2 high speed steel: metallurgical and mechanical characterization. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, vol. 21, issue 7, pp. 1320 – 1326.
8. Chopra S.A., Sargade V.G. Metallurgy behind the cryogenic treatment of cutting tools: an overview. Mater. Today. Proc. 2, 2015, pp. 1814 – 1824.
9. Li H., Tong W., Cui J., Zhang H., Chen L. and Zuo L. The influence of deep cryogenic treatment on the properties of high-vanadium alloy steel. Materials Science and Engineering A, 2016, vol. 662, p. 356 – 362.

10. Shtremel' M.A., Arabej A.B., Glebov A.G., Pyshminceva I.Yu., Esiev T.S., Abakumov A.I. O normirovanii xladnolomkosti tolstolistovoj stali [On normalization of cold breakage of thick-sheet steel]. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov — Deformation and Fracture of Materials*, 2017, part 1, no. 6, pp. 39 – 47; part 2, no. 6, pp. 28 – 39.
11. Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Provotorov D.A., Sergeev N.N., Bogolyubova D.N. Zavisimost' pokazatelej sverxplastichnosti trudnodeformiruemyx stalej R6M5 i 10R6M5-MP ot sxemy napryazhennogo sostoyaniya [Dependence of superplasticity indices of hard-to-form steels P6M5 and 10P6M5-MP on the stressed state scheme]. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov — Deformation and Fracture of Materials*, 2015, no. 11, pp. 42 – 46.
12. Bannykh O.A., Blinov V.M., Zvereva T.N. et al. *Sposob povysheniya tverdosti bolee 68,0 HRC v izdeliyax iz instrumental'nyx staley* [Way of hardness increase more than 68.0 HRC in tool steel products]. Patent RF 2349651, Publ. 20.03.2009, Bulletin no. 8.
13. Doronin I.V., Bulavin V.L., Antipov V.I. Struktura estestvenny'x dispersno-uprochnenny'x kompozicionny'x materialov na baze stalej ledeburitnogo klassa [Structure of natural dispersion-strengthened composite materials on the basis of steels of ledeburite class]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov — Physics and Chemistry of Materials Treatment* (in Russ), 1991, no. 1, pp. 141 – 143.
14. Kidin I.N. *Fizicheskie osnovy' e'lektrotermicheskoy obrabotki* [Physical foundations of electrothermal treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 376 p.
15. Gulyaev A.P., Malinin K.A., Saverina S.M. *Instrumentalnye stali. Spravochnik* [Instrumental steels. Reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975, 272 p.
16. Antipov V.I., Vinogradov L.V., Lukina Yu.A., Kolmakov A.G., Doronin D.I., Baranov E.E. Poisk optimal'nogo sootnosheniya ugleroda i vanadiya v sostave by'storezhushhej stali E'P-682-Sh s cel'yu dostizheniya maksimal'noj tvyordosti [The search for the optimal ratio of carbon to vanadium in the composition of fast-cutting steel is ЭП-682-Ш in order to achieve maximum hardness]. *Perspektivnye Materialy — Advanced Materials* (in Russ), 2017, no. 5, pp. 56 – 60.
17. Geller Yu.A. *Instrumentalnye stali* [Tool steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961, 512 p.
18. Wegst C.W. *Stahlschüssel*, Verlag Stahl schüssel Wegst GMBH, D-7142 Marbach, 1986, 561 s.
19. Malinkina E.I., Lomakin V.N. *Prokalivaemost' stali* [Hardenability of steel]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969, 173 p.
20. Bannykh O.A., Kovneristyj Yu.K. *Stali dlja raboty pri nizkix temperaturah* [Steel for works at low temperatures]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 161 p.
21. Lebedev D.V. *Konstruktivnaja prochnost' kriogenykh stalej* [Structural strength of cryogenic steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 264 p.
22. Derevjagina L.S., Gordienko A. I., Pochivalov U. I. Vlijanie poperechno-vintovoj prokatki na harakteristiki razrusheniya nizkouglerodistoj stali pri otricatejnyh temperaturah [The effect of cross-screw rolling on the fracture characteristics of low carbon steel at negative temperatures]. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov — Deformation and Fracture of Materials*, 2018, no. 2, pp. 14 – 19.
23. Kudrjavcev N.V. Poverhnostnyj naklep kak metod povysheniya prochnosti detalej mashin s uchetom uslovij ih raboty na severe.[Surface tilting as a method of increasing the strength of machine parts taking into account the conditions of their operation in the north]. *Metalovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov — Metal science and heat treatment*, 1968, no. 12, pp. 67 – 71.

Статья поступила в редакцию — 20.01.2020 г.
после доработки — 10.02.2020 г.
принята к публикации — 11.02.2019 г.

Антипов Валерий Иванович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, ведущий научный сотрудник, специалист в области порошковой металлургии, покрытий и композиционных материалов. E-mail: viantipov@imet.ac.ru.

Виноградов Леонид Викторович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области порошковой металлургии, покрытий и композиционных материалов. E-mail: ltdvin@yandex.ru.

Банных Игорь Олегович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, заведующий лабораторией, специалист в области металловедения. E-mail: iobannykh@imet.ac.ru

Колмаков Алексей Георгиевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), член-корреспондент РАН, доктор технических наук, заведующий лабораторией, специалист в области композиционных и наноматериалов, мультифрактального анализа, синергетики. E-mail: akolmakov@imet.ac.ru.

Мухина Юлия Эдуардовна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, научный сотрудник, специалист в области структурного анализа и физикохимии неорганических материалов. E-mail: mukhina.j.e.imet@yandex.ru.

Баранов Евгений Евгеньевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), научный сотрудник, специалист в области материаловедения и физики металлов. E-mail: arefy@mail.ru

Methods for increasing the hardness and wear resistance of economically alloyed high-strength steels for the manufacture of products operating in conditions of intense abrasive wear

V. I. Antipov, L. V. Vinogradov, I. O. Bannykh, A. G. Kolmakov, Yu. E. Mukhina, E. E. Baranov

A comprehensive overview of the structural factors on which the hardness of steel depends is presented, as well as methods of increasing the hardness and wear resistance of inexpensive, economically alloyed high-carbon steels suitable for operation in abrasive wear and high contact stresses are discussed. The mechanism of increasing the hardness of the material by multiple (cyclic) cold treatment of high-carbon steels hardened on martensite is considered. It is shown that quadruple cold treatment (with cooling to $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$) of rolls from cheap low-alloy steel 170X2Ф increased their hardness from 58 – 59 HRC to 67 – 68 HRC, exceeding the indicators of the best foreign analogues. The possibilities of application of quenching with fast electric heating are described. It has been found that quenching of steel products with fast electric heating with high frequency currents (HFC), industrial frequency currents (IFC), passing electric current allows to increase their hardness on 2 – 4 units of HRC compared to quenching with relatively slow furnace heating. At the same time, the more dispersed the initial structure of ferrite-cementite mixture, the smaller the cementite plates in it, the greater the value of hardness increase during quenching with rapid electric heating. The effect of ultra-low tempering on the hardness of steel has been investigated, and it has been shown that in order to achieve high hardness of the material, it is desirable to use ultra-low tempering of high-carbon martensite at 100 – 140 $^{\circ}\text{C}$, which contributes to the creation of nanoneodensity on carbon, and allows to further increase hardness of low-alloy high-carbon steels by 1.5 – 2.0 units of HRC.

Keywords: hardness, low-alloy high-carbon steel, cyclic cold treatment, quenching.

Antipov Valeriy — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334, Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), PhD (Eng), senior scientific employee, specialist in powder metallurgy, coatings and composite materials. E-mail: viantipov@imet.ac.ru.

Vinogradov Leonid — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334, Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), PhD (Eng), senior scientific employee, specialist in powder metallurgy, coatings and composite materials. E-mail: ltvdin@yandex.ru

Bannykh Igor — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334, Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), PhD (Eng), deputy director, specialist in metal science. E-mail: iobannykh@imet.ac.ru.

Kolmakov Alexey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334, Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), Dr Sci (Eng), head of laboratory, correspondent member of RAS, specialist in the field of composite and nanomaterials, multifractal analysis, synergetics. E-mail: kolmakov@imet.ac.ru.

Mukhina Yulia — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334 Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), PhD (Eng), research associate, specialist in the field of structural analysis and physical chemistry of inorganic materials. E-mail: mukhina.j.e.imet@yandex.ru.

Baranov Eugenius — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences (119334 Russia, Moscow, Leninskii pr. 49), research associate, specialist in the field of composite materials. E-mail: arefy@mail.ru.