

**ТЕРМООБРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ НАСОСОВ БУРОВЫХ УСТАНОВОК**

HEAT TREATMENT OF WEAR RESISTANT STEELS FOR DRILLING RIG PUMPS

С. М. Никифорова, М. А. Филиппов, Г. Н. Плотников, А. С. Жилин, С. В. Беликов
S. M. Nikiforova, M. A. Filippov, G. N. Plotnikov, A. S. Zhilin, S. V. Belikov*Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина»; ОАО «Урал-машзавод», г. Екатеринбург**Ключевые слова: сталь; термическая обработка; закалка; износостойкость; износ.*
Key words: steel; heat treatment; quenching; wear resistance; wear; mud pump; austenite; martensite; deformation; hardening

Цилиндровые втулки являются ответственным, тяжело нагруженным узлом бурового насоса, испытывающего при эксплуатации циклические нагрузки при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным абразивным воздействием промывочной жидкости, представляющей собой глинистый раствор на водной основе с плотностью до 2000 кг/м³ и содержанием частиц с микротвердостью свыше 12 000 МПа до 3 % по объему. Сложный характер нагружения обуславливает быстрый выход втулок из строя вследствие гидроабразивного изнашивания и появления недопустимо больших зазоров в узле трения «втулка — поршень». Поэтому выбор технологичного материала для изготовления втулок с высокой эксплуатационной стойкостью остается актуальной проблемой при производстве конкурентно-способных буровых насосов.

Применение вариантов различных классов материалов цилиндрических втулок и технологий их изготовления показало, что углеродистая сталь 60 с закалкой ТВЧ, износостойкие хромистые чугуны типа ЧХ20М не обладают достаточной стойкостью или неприемлемы вследствие хрупкости. Использование химико-термической обработки (цементации и ионного азотирования) и покрытий (хромирование) оказалось неэффективным по технологическим или экономическим соображениям.

В связи с необходимостью выбора износостойких материалов, рациональной технологии производства цилиндрических втулок буровых насосов, а также аналогичных по условиям работы деталей цель работы состояла в изучении влияния температуры нагрева под закалку образцов из высокоуглеродистых сталей перлитного (150ХНМЛ) и мартенситно-карбидного классов (Х12МФЛ) на достижение максимальной износостойкости в сочетании с конструктивной прочностью. Варьирование температуры закалки и последующего отпуска стали Х12МФЛ позволяет также получить минимальные изменения размеров изделий из этой стали при термообработке [1].

Из литых трубных заготовок сталей перлитного (150ХНМЛ) и ледебуритного (Х12МФЛ) классов после нормализации и отпуска были изготовлены образцы размером 10 x 10 x 25 мм для изучения микроструктуры и испытаний на абразивное изнашивание.

Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850–1170 °С). Выдержка при температуре нагрева составляла 30 м, охлаждение — в масле.

Оценка износостойкости образцов производилась с помощью методики изнашивания по закреплённому образцу, реализованной на специальной установке. Образцы с площадью рабочей части 10 x 10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа).

Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний, сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$\varepsilon = \frac{\Delta M_{\text{э}}}{\Delta M_{\text{о}}},$$

где ε — относительная износостойкость, $\Delta M_{\text{э}}$ — потеря массы образца-эталоны валковой стали 9Х5МФС после закалки от 900 °С и низкого отпуска (0,4100 г) [1], $\Delta M_{\text{о}}$ — потеря массы испытуемого образца, которая составляла менее 1 % на пути трения 30 м [2].

Фазовый анализ поверхности образцов после изнашивания определяли методом рентгеноструктурного анализа, упрочнение рабочей поверхности оценивали по приросту микротвердости при нагрузке 0,49 Н.

Исходная структура образцов стали 150ХНМЛ с твердостью около 300 НВ состоит из небольшого количества неравномерно распределённых участков карбидной эвтектики (ледебурита) (в среднем около 5 %), вторичного цементита по границам и внутри зерен и продуктов диффузионного распада аустенита. Образцы стали Х12МФЛ имеют ячеисто-дендритную структуру с размером ячеек 20–30 мкм, состоящую из аустенитно-карбидной эвтектики в количестве около 25 %, образовавшейся по границам первичных кристаллов аустенита, продуктов диффузионного распада аустенита и вторичных карбидов внутри ячеек (рис. 1).

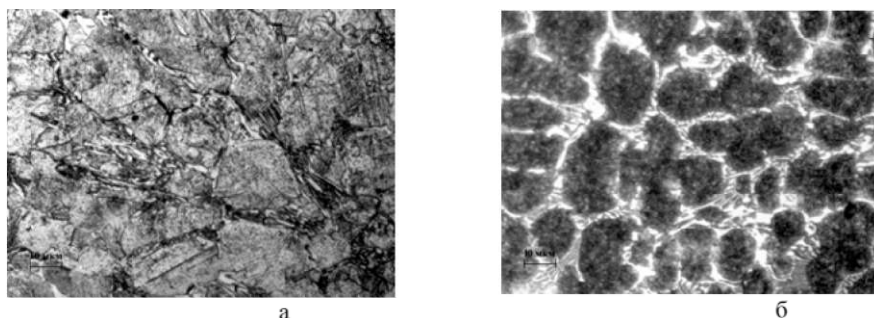


Рис. 1. Микроструктура стали Х12МФЛ после закалки от разных температур:
а — 1170 °С, б — 1000 °С

Температура нагрева под закалку оказывает существенное влияние на структуру обеих сталей. При температуре нагрева 850 °С в структуре образцов стали 150ХНМЛ наряду с мартенситом сохраняется избыточный цементит в виде сетки по границам и пластин внутри зерен (рис. 2). В результате повышения температуры нагрева до 1 000 °С структура стали 150ХНМЛ представлена мелкоигльчатым мартенситом с равномерно распределёнными карбидами и раздробленной карбидной сеткой, при температуре выше 1000 °С заметно увеличивается размер кристаллов мартенсита; мартенсит становится крупноигльчатым. С увеличением температуры аустенитизации наблюдается закономерное увеличение размера зерна (см. рис. 2), особенно заметное после нагрева стали 150ХНМЛ при температурах выше 1 000 °С в связи с тем, что при этих температурах происходит интенсивное растворение сетки вторичного цементита. По данным [3], температура нагрева 1 050 °С превышает точку A_{cm} стали 150ХНМЛ.

Металлографическая картина изменения структуры в результате повышения температуры закалки в стали Х12МФЛ значительно отличается от стали 150ХНМЛ, так как

все структурные изменения происходят внутри ячеек – наблюдается уменьшение количества вторичных карбидов и появление участков остаточного аустенита, в то время как размер ячеек, окруженных эвтектикой, остается неизменным.

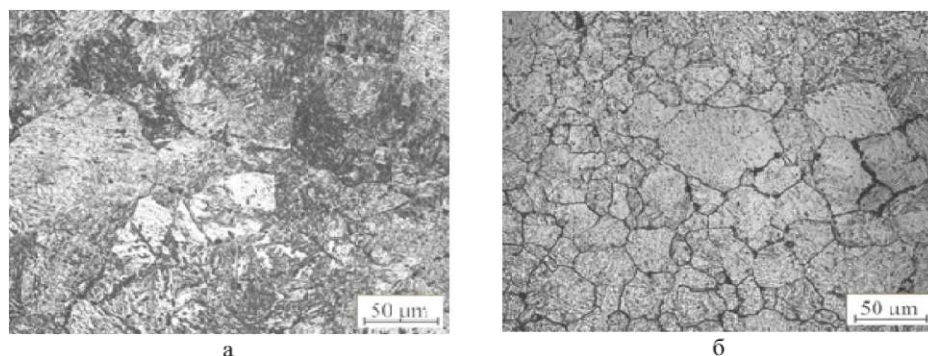


Рис. 2. Микроструктура стали 150XНМЛ после закалки от разных температур: а — 1170 °С, б — 1000 °С

Повышение температуры нагрева под закалку вызывает постепенное растворение вторичных карбидов M_3C в стали 150XНМЛ и M_7C_3 в стали X12МФЛ, и это приводит к увеличению количества остаточного аустенита в стали 150XНМЛ от 0 до 25 % при $t_{\text{зак}} = 900$ °С и 1 170 °С соответственно и в стали X12МФЛ — от 0 до 70 % при тех же температурах аустенитизации.

Прогрессирующее по мере повышения $t_{\text{зак}}$ растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом стали 150XНМЛ обуславливают снижение твердости HRC, сначала незначительное, а вследствие увеличения количества остаточного аустенита после нагрева выше 1 100 °С — уменьшение твердости от 53 HRC (при $t_{\text{зак}} = 1$ 100 °С) до 42 HRC (при $t_{\text{зак}} = 1$ 170 °С) (рис. 3).

Величина твердости зависит от соотношения двух основных, противоположно действующих факторов: увеличения количества остаточного аустенита, снижающего твердость, с одной стороны и роста концентрации углерода в мартенсите, повышающего твердость, с другой стороны. Начиная с температур аустенитизации 1 000 °С для стали 150XНМЛ, первый фактор превалирует, что вызывает снижение твердости сталей после закалки. Качественно аналогичное изменение фазового состава по мере повышения температуры нагрева под закалку обнаружено и в стали X12МФЛ, уменьшение твердости в которой составило от 59 HRC (при $t_{\text{зак}} = 1$ 100 °С) до 49 HRC при температуре нагрева под закалку 1 170 °С (см. рис. 3).

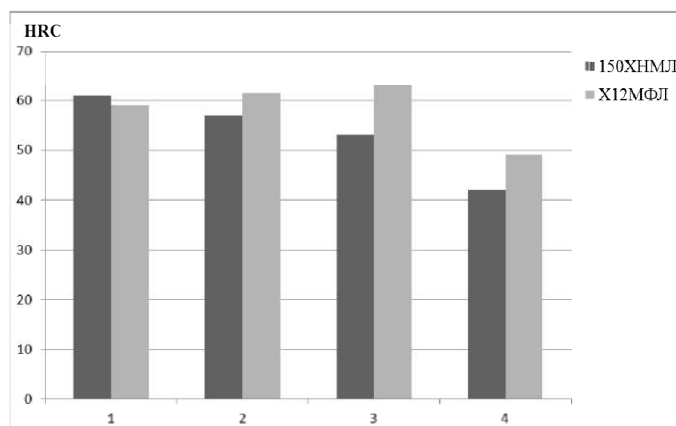


Рис. 3. Диаграмма изменения твердости сталей после закалки от разных температур: 1 — 900 °С; 2 — 1 000 °С; 3 — 1 050 °С; 4 — 1 170 °С

Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, снижению критической скорости закали и, как следствие, увеличению прокаливаемости.

Результаты испытаний образцов сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ на абразивное изнашивание после закалки от различных температур представлены на рис. 4.

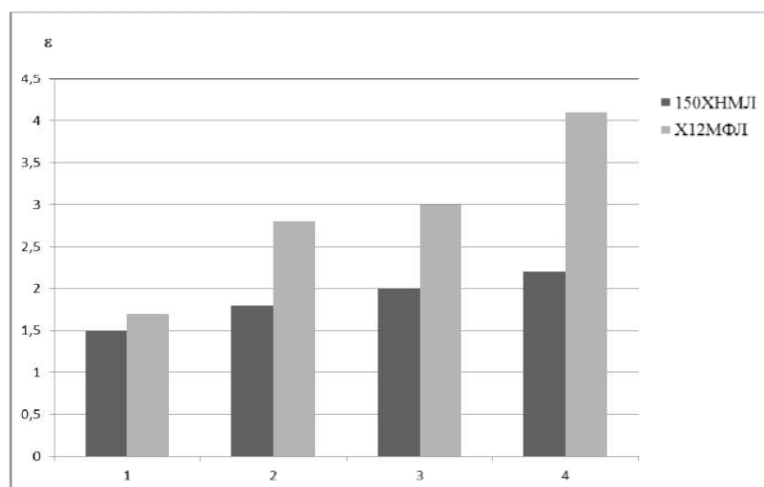


Рис. 4. Диаграмма изменения износостойкости сталей после закалки от разных температур: 1 — 900 °C; 2 — 1 000 °C; 3 — 1 050 °C; 4 — 1 170 °C

В противоположность твердости, износостойкость сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ возрастает при повышении температуры нагрева под закалку, в особенности, начиная с 1100 °C (см. рис. 4).

Отмеченные особенности влияния $t_{\text{зак}}$ на износостойкость сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ подтверждают литературные данные о положительной роли метастабильного остаточного аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению в обеспечении высокой абразивной износостойкости [1]. Рентгеноструктурный анализ показал, что после закалки от температуры 1 170 °C количество остаточного аустенита в исследуемых сталях уменьшается в результате испытаний на изнашивание до 10–15 %. Рост износостойкости обусловлен увеличением количества деформационного α -мартенсита с высоким содержанием углерода на поверхности износа по мере повышения $t_{\text{зак}}$ и увеличения способности остаточного аустенита к фрикционному упрочнению. Более значительное увеличение износостойкости с повышением температуры аустенизации происходит у стали Х12МФЛ, в которой превращается в мартенсит до 50 % остаточного аустенита, и сохраняется большее количество карбидов.

Наибольшая износостойкость сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ обеспечивается после закалки от 1170 °C. Данные рис. 4 указывают на то, что существует корреляция между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвердости рабочей поверхности обеих сталей после изнашивания. В связи с этим для оценки сопротивления изнашиванию целесообразно использовать величину эффективной микротвердости ($HV_{\text{эфф}}$), которая складывается из исходной микротвердости (HV_0) и прироста микротвердости (ΔHV) на поверхности изнашивания [4]. Роль $HV_{\text{эфф}}$ в обеспечении износостойкости видна на примере закаленных сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ: после закалки от 1 170 °C они имеют минимальную исходную твердость, однако обладают наибольшим сопротивлением абразивному изнашиванию (см. рис. 4). Это связано с высокой способностью метастабильного остаточного аустенита к деформационному упрочнению, которое определяется по приросту микротвердости рабочей поверхности образцов, достигающему $\sim 500 HV_{50}$ [5]. Твердость и износостойкость после высокотем-

пературной закалки сохраняются в стали Х12МФЛ до температуры отпуска 550 °С, в то время как после закалки от нормальной температуры заметное разупрочнение начинается при отпуске при температуре 500 °С.

С позиций синергетического подхода метастабильный аустенит в наибольшей степени, среди других структурных составляющих, обладает свойствами динамических структур: адаптацией, самовоспроизведением, изменчивостью, отбором наиболее устойчивой структуры, способностью к упрочнению [6].

Таким образом, в результате всех изученных режимов закалки от температур 850–1 170 °С в масло сталь мартенситно-карбидного класса Х12МФЛ превосходит сталь перлитного класса 150ХНМЛ по износостойкости при абразивном изнашивании. Мартенситно-карбидная структура сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ, полученная при закалке от нормальных температур (900–1 000 °С), обеспечивает высокую твердость (61–64 HRC), однако при этом не достигается максимальная износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Повышение температуры закалки сталей 150ХНМЛ и Х12МЛ до 1 170 °С вызывает прогрессирующее снижение исходной твердости (до 42 и 49 HRC соответственно) в связи с растворением части карбидов и увеличением количества остаточного аустенита (до 25 и 70 % соответственно), однако это сопровождается ростом износостойкости при абразивном изнашивании, особенно большим в стали Х12МФЛ, что связано с сохранением в этой стали после закалки от высоких температур эвтектических карбидов.

Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки (от 1 100–1 170 °С), в сталях 150ХНМЛ и Х12МФЛ метастабильен и превращается в значительной степени в процессе абразивного изнашивания в углеродистый мартенсит деформации, что придает сталям максимальную износостойкость вследствие обеспечения высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности.

Авторы выражают благодарность коллегам В. С. Палееву и Н. Е. Гаранову за активное участие в работе.

Список литературы

1. Филиппов М. А., Гервасьев М. А., Худорожкова Ю. В., Легчило В. В. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМ // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – № 11. – С. 14–16.
2. Гервасьев М. А., Худорожкова Ю. В., Филиппов М. А. Структура и износостойкость валковых сталей с 5 % хрома // МнТОМ. – 2010. – № 10. – С. 16–20.
3. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
4. Коршунов Л. Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1991. – Т. 1, кн. 2. – С. 387–413.
5. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.
6. Иванова В. С. Синергетика в металловедении // МнТОМ. – 2005. – № 2. – С. 12–19.

Сведения об авторах

Никифорова Светлана Михайловна, аспирант кафедры «Металловедение», Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3754808

Филиппов Михаил Александрович, д. т. н., профессор кафедры «Металловедение», Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3754808

Плотников Георгий Николаевич, ведущий специалист ОАО «Уралмашзавод», г. Екатеринбург

Жилин Александр Сергеевич, к. т. н., доцент кафедры «Металловедение», Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3754808

Беликов Сергей Владимирович, к. т. н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов», Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3754808

Information about the authors

Nikiforova S. M., postgraduate of the chair «Metallurgy», the Ural Federal University named after Boris Eltsin, the first president of Russia, Yekaterinburg, phone: 8(343)3754808

Filippov M. A., Doctor of Engineering, professor of the chair «Metallurgy», the Ural Federal University named after Boris Eltsin, the first president of Russia, Yekaterinburg, phone: 8(343)3754808

Plotnikov G. N., leading specialist of OJSC «Uralmashzavod», Yekaterinburg

Zhilin A. S., Candidate of Science in Engineering, associate professor of the chair «Metallurgy», the Ural Federal University named after Boris Eltsin, the first president of Russia, Yekaterinburg, phone: 8(343)3754808

Belikov S. V., Candidate of Science in Engineering, associate professor of the chair «Heat treatment and metal physics», the Ural Federal University named after Boris Eltsin, the first president of Russia, Yekaterinburg, phone: 8(343)3754808