

УДК 669.15:620.1:621.78

М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, Ю.В. Худорожкова, В.В. Легчило

Уральский федеральный университет

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 150ХНМ

Аннотация. Изучено влияние закалки в широком диапазоне температур на количество остаточного аустенита, его стабильность и способность к деформационному мартенситному превращению, упрочнение и износостойкость в процессе абразивного изнашивания стали 150ХНМ. Зависимость твердости и износостойкости стали от температуры закалки описывается кривыми с противоположной тенденцией. Падение твердости с повышением температуры нагрева под закалку обусловлено увеличением количества остаточного аустенита в структуре. В то же время способность метастабильного остаточного аустенита к деформационному мартенситному превращению вызывает прирост износостойкости и микротвердости изношенной поверхности.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, температура закалки, остаточный метастабильный аустенит, мартенсит деформации, деформационное упрочнение.

THE INFLUENCE OF QUENCH HARDENING TEMPERATURE ON PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF 150CHNM STEEL

Abstract. The quench of 150CrNiMo steel after austenitization in wide temperature range is done. Amount and tendency to deformational-induced transformation of retained austenite are investigated. Abrasive wear resistance and hardness tests were carried out. It is shown that wear resistance is in negative correlation with hardness. The decrease of hardness with elevation of austenitization temperature is caused by rise of retained austenite amount. At the same time the ability of metastable retained austenite to deformational-induced martensitic transformation leads to increase as of wear resistance so and microhardness of worn surface.

Keywords: abrasive wear, quench temperature, metastable retained austenite, deformational-induced martensite, deformation hardening.

Борьба с абразивным изнашиванием остается одной из основных проблем материаловедения, поскольку этот вид изнашивания является наиболее распространенной причиной преждевременного выхода из строя многих деталей и агрегатов горно-металлургического, строительного-дорожного оборудования, буровой техники. К таким деталям относятся цилиндрические втулки буровых насосов, которые являются ответственным, тяжело нагруженным узлом бурового насоса, испытывающим в эксплуатации циклические нагрузки при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным абразивным воздействием промывочной жидкости с твердыми частицами. Сложный характер нагружения обуславливает быстрый выход втулок из строя вследствие гидроабразивного изнашивания и появления недопустимо больших зазоров в узле трения «втулка–поршень».

В связи с необходимостью разработки технического процесса производства цилиндрических втулок буровых насосов из стали 150ХНМ цель работы состояла в изучении влияния температуры нагрева под закалку (в диапазоне 850 – 1175 °С) на достижение максимальной износостойкости в сочетании с конструктивной прочностью втулок. Выдержка при температуре нагрева составляла 30 мин, охлаждение в масле.

Из литых трубных заготовок стали 150ХНМ после нормализации и отпуска изготовлены образцы разме-

ром 10×10×25 мм для изучения микроструктуры и испытаний на абразивное изнашивание¹.

Оценка износостойкости образцов из стали 150ХНМ производилась по методике изнашивания по закрепленному образцу, реализованной на специальной установке на базе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно–поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Длина одного рабочего хода образцов составляла 0,135 м, путь трения образца за одно испытание при скорости движения 0,158 м/с составлял 120 м. Нормальная нагрузка, действующая на образец – 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа). Величина поперечного смещения шлифовальной бумаги за один двойной ход образца равнялась 1,2 мм. Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – валковая сталь 9Х5МФС), сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$J = \Delta M_j / \Delta M_0,$$

где, J – относительная износостойкость; ΔM_j – потеря массы валковой стали 9Х5МФС после закалки от 900 °С и низкого отпуска (0,4100 г); ΔM_0 – потеря массы испытуемого образца.

С целью получения более полной информации о стойкости стали 150ХНМ в условиях абразивного из-

¹ В работе принимает участие В.В. Юровских «Уралмашзавод».

нашивания разной интенсивности испытания каждого образца проводились в двух условиях трения по закрепленному абразиву:

– жестких – по свежей шлифовальной бумаге 14A32МН481 со средним размером абразивных частиц 140 мкм;

– умеренных – при повторном использовании той же шлифовальной бумаги со средним размером абразивных частиц 40 мкм.

Образцы испытывались при постоянной удельной нагрузке 1 МПа на двух отрезках пути трения по 30 м каждый.

Исходная структура образцов состоит из сорбита отпуска, неравномерно распределенных участков карбидной эвтектики (ледебурита) (в среднем около 5 %) и вторичного цементита по границам зерен (рис. 1, а) со средней твердостью 300 НВ.

При температуре нагрева под закалку 850 °С рядом с мартенситом в структуре сохраняется избыточный цементит (рис. 1, б). После закалки от температуры 1000 °С структура исследуемых сталей представлена мелкоигльчатым мартенситом с внутризеренными карбидами и раздробленной цементитной сеткой (рис. 1, в), при температуре закалки 1100 °С остатки цементитной сетки сохраняются, мартенсит становится крупноигльчатым (рис. 1, з). Нагрев до температуры закалки 1175 °С вызывает появление участков остаточного фазово-наклепанного аустенита размером до 10 мкм и микротвердостью около 4 ГПа (H_{20}), расположенных между кристаллами мартенсита с микротвердостью 9 ГПа (рис. 1, д).

Рассмотрено также влияние температуры нагрева на размер аустенитного зерна после закалки (рис. 2, а). По мере увеличения температуры аустенитизации наблюдается закономерное увеличение размера зерна, особенно заметное после нагрева при температурах выше 1000 °С в связи с тем, что при этих температурах происходит интенсивное растворение сетки вторичного цементита (см. рис. 1, в).

Было показано, что при увеличении температуры нагрева под закалку стали 9Х5МФС изменяется и морфология мартенсита. При температуре аустенитизации выше 1000 °С реечный мартенсит постепенно переходит в двойникованный [2].

Повышение температуры нагрева под закалку вызывает прогрессирующее растворение вторичных карбидов типа $(Fe, Cr)_3C$ и насыщение твердого раствора углеродом и хромом. Это приводит к увеличению количества остаточного аустенита от 0 до 25 % при $t_{зак} = 850$ и 1175 °С соответственно (см. рис. 2, а). Это обуславливает снижение твердости, сначала незначительное, а вследствие увеличения количества остаточного аустенита после нагрева при 1100 °С и выше – уменьшение твердости от 53 HRC (при $t_{зак} = 1100$ °С) до 42 HRC (при $t_{зак} = 1175$ °С) (рис. 2, б). Величина твердости зависит от соотношения двух основных, противоположно действующих факторов: увеличения доли остаточного аустенита, снижающего твердость, с одной стороны, и повышения концентрации углерода в мартенсите, с другой. Начиная с температур закалки 850 °С, первый фактор превалирует, что вызывает снижение твердости стали после закалки.

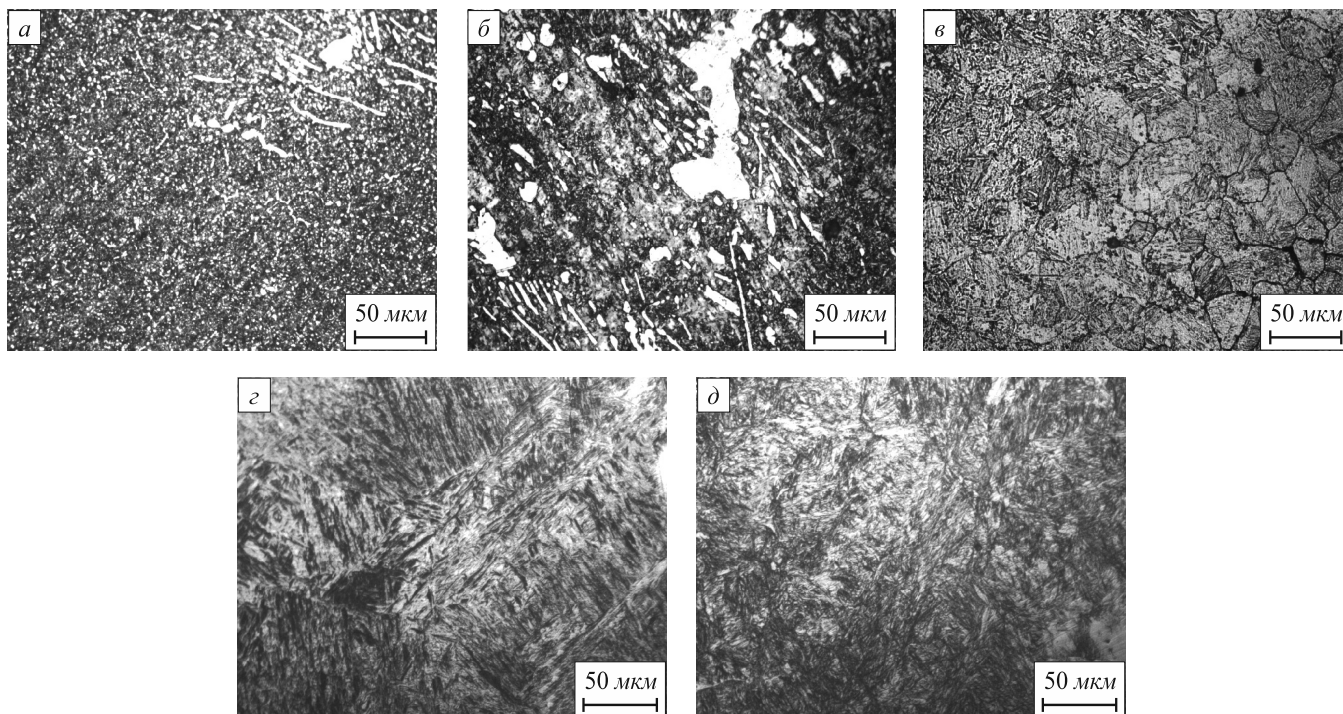


Рис. 1. Микроструктура стали 150XHM после закалки от различных температур:
а – исходная структура, б – 850 °С, в – 1000 °С, з – 1100 °С, д – 1175 °С

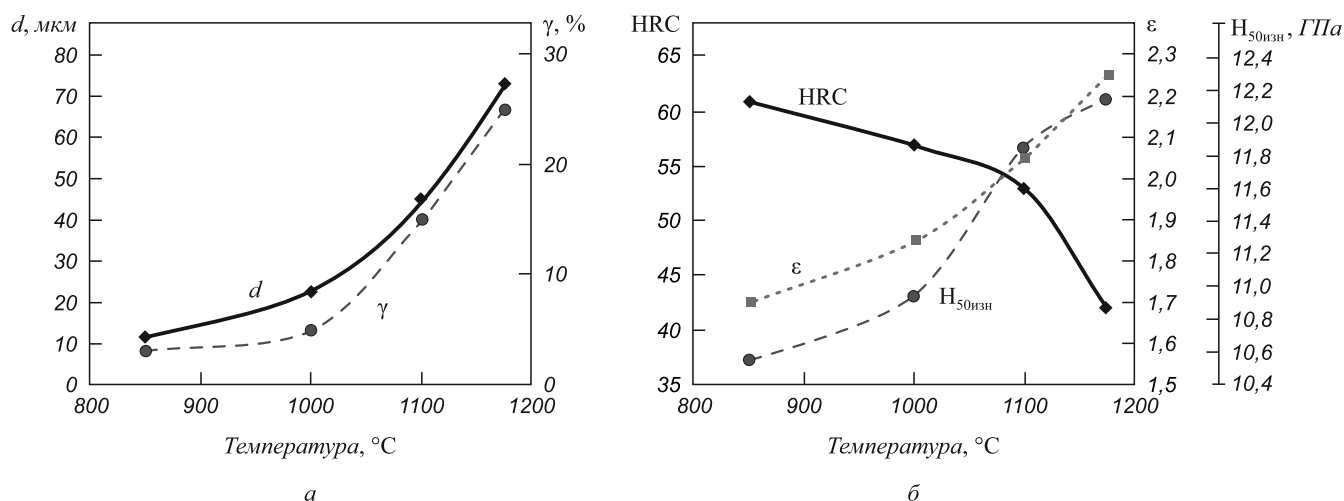


Рис. 2. Влияние температуры нагрева под закалку стали 150XНМ на:

a – размер зерна (d) и количество остаточного аустенита (γ); b – твердость (HRC), относительную износостойкость при абразивном изнашивании (ϵ) и микротвердость на поверхности изнашивания ($H_{50\text{изн}}$)

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

В противоположность твердости, износостойкость стали 150XНМ возрастает при повышении температуры нагрева под закалку как при жестком (0 – 60 м), так и при умеренном (60 – 120 м) режимах испытаний (рис. 3).

Отмеченные особенности влияния $t_{\text{зак}}$ на износостойкость стали 150XНМ подтверждают литературные данные о положительной роли остаточного аустенита определенного состава и его метастабильности по отношению к деформационному мартенситному превращению в обеспечении высокой износостойкости при абразивном изнашивании [1]. Рост износостойкости обусловлен увеличением количества деформационного α -мартенсита с высоким содержанием углерода на поверхности износа по мере повышения $t_{\text{зак}}$ и повышении

ем способности остаточного аустенита к фрикционно-му упрочнению (рис. 2, б).

Наибольшая износостойкость стали 150XНМ обеспечивается после закалки от 1175 °C. Данные рис. 2, б указывают на корреляцию между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвердости рабочей поверхности стали 150XНМ 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: $HV_{\text{эфф}} = HV_0 + \Delta HV$ [3]. Эффективная микротвердость служит комплексной характеристикой прочности поверхностного слоя материала, учитывающей, наряду с исходной твердостью, упрочнение, вносимое фазовыми превращениями в процессе изнашивания, и деформационное упрочнение присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности упрочнение от образования мартенсита деформации.

Роль $HV_{\text{эфф}}$ в обеспечении износостойкости отчетливо видна на примере стали 150XНМ: после закалки от 1175 °C она имеет минимальную исходную твердость, однако обладает наибольшим сопротивлением абразивному изнашиванию. Это связано с высокой способностью метастабильного остаточного аустенита и углеродистого мартенсита к деформационному упрочнению, которое определяется по приросту микротвердости рабочей поверхности образцов, соответствующему $HV_{50} \sim 7,5$ ГПа (см. рис. 2, б). Сформированная после высокотемпературной закалки диссипативная микрогетерогенная структура с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе воздействия абразива, эффективно рассеивает подводимую к рабочей поверхности энергию вследствие релаксационных процессов при образовании мартенсита с высоким уровнем деформационного упрочне-

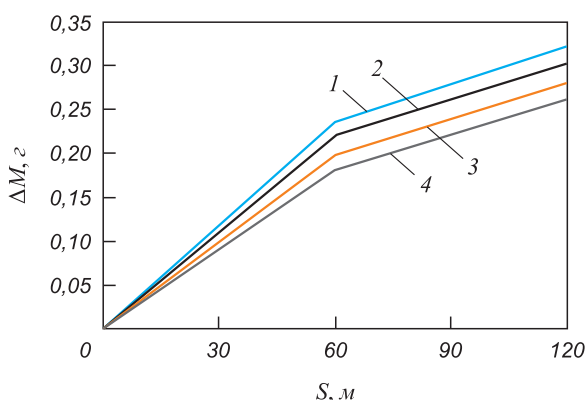


Рис. 3. Влияние температуры закалки на потери массы образцов при абразивном изнашивании стали 150XНМ: 1 – закалка при 850 °C; 2 – закалка при 950 °C; 3 – закалка при 1100 °C; 4 – закалка при 1175 °C

ния поверхностного слоя и формирования сжимающих напряжений, что обеспечивают высокую износостойкость при абразивном изнашивании.

Выводы. Микроструктура мелкоигольчатого мартенсита с избыточными карбидами стали 150ХНМ, полученная при закалке от нормальной температуры (850 °С), обеспечивает высокую твердость (61 HRC), однако при этом не достигается максимальная износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Повышение температуры закалки до 1100 – 1175 °С оказывает существенное влияние на структуру исследуемых сталей: увеличивается размер аустенитного зерна и кристаллов мартенсита, происходит прогрессирующее снижение исходной твердости (до 42 HRC) в связи с растворением части карбидов и соответствующим увеличением количества остаточного аустенита до 25 %, однако это сопровождается ростом износостойкости при абразивном изнашивании.

Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки стали 150ХНМ (1100 – 1175 °С), метастабилен и превращается в мартенсит деформации в процессе изнашивания, что придает стали максимальную износостойкость вследствие

формирования высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности.

Оптимальным интервалом температур нагрева под закалку стали 150ХНМ с точки зрения достижения высокой износостойкости при абразивном изнашивании можно считать 1100 – 1150 °С, при котором формируется мартенситно-карбидная структура с метастабильным остаточным аустенитом. Дальнейшее повышение температуры закалки нецелесообразно ввиду чрезмерного роста величины зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Гervasъев М.А., Худорожкова Ю.В., Филиппов М.А. // Металлургия. 2010, № 10. С. 16 – 20.
3. 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.

© 2013 г. М.А. Филиппов, М.А. Гervasъев,
Ю.В. Худорожкова, В.В. Легчило
Поступила 23 сентября 2013 г.

УДК 669.15:539.12.04:620.186

**В.А. Гришунин¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов^{2,3},
К.В. Волков⁴, С.В. Коновалов¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

⁴ ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ*

Аннотация. Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсовой стали со структурой пластинчатого перлита и наноразмерного мартенсита при усталостном нагружении. Обсуждены возможные причины усталостного разрушения рельсовой стали с различной структурой.

Ключевые слова: рельсовая сталь, усталость, дефектная структура, фазовый состав.

THE EVOLUTION OF THE PHASE CONSTITUTION AND DEFECT SUBSTRUCTURE OF RAIL STEEL SURFACE LAYERS UNDER FATIGUE

Abstract. Quantitative analysis of the evolution of phase composition and defect substructure of rail steel surface layers with the structure of plate perlite and nanosize martensite under fatigue of loading is carried out by the methods of transmission electron microscopy. Possible reasons of fatigue fracture of rail steel with different structure are discussed.

Keywords: rail steel, fatigue, defect substructure, phase composition.

Контактно-усталостные повреждения, развивающиеся в поверхностных слоях, являются одной из

основных причин выхода из строя рельсов при эксплуатации [1]. В последние годы в связи с ростом интенсивности железнодорожного движения, увеличением нагрузок на ось проблема становится более сложной. Одним из перспективных методов модифи-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (Соглашение № 14.В37.21.0071).