

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

© 2018

*М.А. Филиппов*, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения

*Г.А. Язудин*, магистр, студент кафедры металловедения

*В.В. Легчило*, аспирант кафедры металловедения

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)*

*С.Х. Эстемирова*, заведующий лабораторией кафедры металловедения, старший научный сотрудник

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)*

*Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)*

**Ключевые слова:** ударно-абразивное изнашивание; износостойкость; термообработка; микротвердость; остаточный аустенит; карбиды.

**Аннотация:** Высокомарганцовистые аустенитные стали типа 110Г13Л являются нежелательными в производстве с экологической точки зрения из-за большого выделения в атмосферу окислов марганца при плавке в дуговых электропечах, газо-кислородной резке и сварочных операциях. Другой недостаток сталей этого класса – их низкая исходная твердость, что является причиной расклепываемости рабочих частей отливок в условиях действия динамических нагрузок. Кроме того, данные стали плохо поддаются механической обработке.

В работе приведены результаты сравнительного изучения взаимосвязи структуры, формирующейся в процессе термической обработки, с абразивной износостойкостью сталей двух структурных классов – высокомарганцевой аустенитной стали 110Г13Л и стали перлитного класса 70Х2ГСМЛ. Широкое использование стали 110Г13Л для изготовления деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания и многократного контактно-ударного нагружения, обусловлено высокой способностью к фрикционному упрочнению стабильного марганцевого аустенита с низкой энергией дефектов упаковки в сочетании с хорошей ударной вязкостью. Недостатки стали 110Г13Л: высокая температура закалки, плохая экологичность и экономические соображения – обуславливают в ряде случаев необходимость заменять ее перлитными сталями. Изучение износостойкости стали перлитного класса 70Х2ГСМЛ в зависимости от температуры отпуска после нормализации показало, что эта сталь может быть использована для отливки сменных литых деталей дробильно-размольного оборудования, работающих в условиях абразивного воздействия без значительных ударных нагрузок после нормализации и высокого отпуска. Износостойкость образцов из стали 70Х2ГСМЛ со структурой сорбита отпуска составляет при испытании по закреплённому абразиву 55–60 % от уровня, обеспечиваемого образцами из стали 110Г13Л, однако менее высокая стоимость, технологичность в изготовлении и проблемы экологии могут решить вопрос в ряде случаев в пользу применения перлитной стали. Дополнительные резервы повышения износостойкости стали 70Х2ГСМЛ заключаются в закалке от высоких температур вследствие получения структуры остаточного аустенита, который в процессе абразивного изнашивания превращается в мартенсит деформации на рабочей поверхности, повышая способность стали к фрикционному упрочнению.

### ВВЕДЕНИЕ

Для изготовления литых деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания и многократного контактно-ударного нагружения, широко используется аустенитная высокоуглеродистая высокомарганцевая сталь 110Г13Л [1]. Высокомарганцевые аустенитные стали типа 110Г13Л являются нежелательными в производстве с экологической точки зрения. Другой недостаток сталей этого класса – их низкая исходная твердость, что является причиной расклепываемости рабочих частей отливок в условиях действия динамических нагрузок. Кроме того, данные стали плохо поддаются механической обработке.

Причина слабой зависимости свойств стали 110Г13Л от содержания в ней углерода и марганца заключается в ее структуре стабильного марганцевого аустенита [1–3]. Мартенситные фазы в этой стали обнаружены только в результате больших степеней холодной деформации в количестве около 1 % [4]. Несмотря на низкую исходную твердость аустенита после закалки (180–220 НВ), сталь 110Г13Л обладает высокой способностью к деформационному упрочнению и в процессе эксплуатации приобретает твердость до 50–55 HRC. Это обу-

словливает хорошую износостойкость стали в условиях абразивного и особенно ударно-абразивного изнашивания [5]. Один из наиболее распространенных примеров использования стали 110Г13Л – ее применение в технологии измельчения полезных ископаемых, где от материала требуется, наряду с хорошей износостойкостью, высокая ударная вязкость.

В качестве альтернативных материалов для замены высокомарганцевых аустенитных сталей (в определенных условиях отсутствия сильного абразивного изнашивания и ударных нагрузок) весьма перспективны легированные стали перлитного класса, обладающие хорошей технологичностью при выплавке, литье, ковке, термической и механической обработке. Процесс изготовления отливок и поковок из сталей данного класса не сопровождается выделением экологически вредных веществ [5–7]. Несмотря на различия в структуре стали 110Г13Л, представляющей собой деформационно-стабильный аустенит, и сталей перлитного класса, структура которых представляет собой сочетание разных продуктов превращения переохлажденного аустенита, существует принципиальная возможность замены вторыми первой при отсутствии интенсивных ударных

нагрузок. Возможность замены оправдана, если в случае использования сталей перлитного класса выигрыш в себестоимости отливок перекроет почти неизбежную в большинстве случаев потерю эксплуатационной стойкости [3; 5; 6].

Производство фасонных отливок из углеродистых сталей перлитного класса широко распространено в металлургической, транспортной, энергетической, автотракторной и других отраслях машиностроения [3; 7–9]. Масса отливок изменяется от нескольких граммов до 200 т и более. Технологический процесс производства отливок состоит из операций разлива стали в песчаные и металлические формы, отрезки литников и прибылей, термической обработки, исправления дефектов.

Из приведенного обзора литературы следует, что, несмотря на хорошо изученные особенности формирования структуры при отливке и термической обработке, влияния фазовых и структурных превращений в углеродистых и легированных сталях перлитного класса в широком диапазоне содержания углерода и легирующих элементов на износостойкость при ударно-абразивном изнашивании, существуют лишь приблизительные общие рекомендации для их применения в конкретных условиях сочетания ударных и истирающих нагрузок [3; 7; 8]. Поэтому необходим индивидуальный выбор химического состава сталей для отливок бронефутеровочных плит шаровых и стержневых мельниц в зависимости от конструкции, массы отливок и условий их работы в отношении динамических и истирающих воздействий при эксплуатации.

Для промышленных изделий, в частности износостойких отливок, желательны стали со структурой тонкопластинчатого перлита в отсутствие структурно свободного феррита, с одной стороны, и вторичного цементита по границам зерен, с другой. Выбор состава стали для исследования базировался на основе возрастающей зависимости абразивной износостойкости стали перлитного класса от содержания углерода с ориентировкой на стали околэвтектоидного состава с 0,7 % С [3; 9]. Структуру тонкопластинчатого перлита в углеродистых сталях можно получить только в условиях, близких к изотермическому превращению аустенита. Подобную структуру получают при закалке рельсов в масляной ванне, что фактически является ускоренным охлаждением, при котором превращение аустенита развивается при температурах 520–550 °С и приводит к формированию в рельсовой стали 75Г структуры тонкопластинчатого перлита типа сорбит закалки [3; 6; 10; 11].

Поскольку толщина бронефутеровочных плит шаровых мельниц обычно довольно значительна и составляет 200–220 мм по гребню отливок, сталь должна быть легирована необходимым, но достаточным количеством элементов для получения требуемой степени переохлаждения аустенита. Для экономии дефицитных и дорогостоящих ферросплавов, содержащих эти элементы, обычно используют возможности полной или частичной замены в составе сталей таких элементов, как никель и молибден, на более дешевые – марганец, хром и кремний [3; 6; 7].

Исходя из этих соображений, химический состав стали, выбранной для исследования, соответствовал марке 70Х2ГСМЛ для получения достаточной «сорбитной прокаливаемости». Молибден в количестве до 0,5 %

вводится в сталь для повышения устойчивости переохлажденного аустенита и предотвращения отпускной хрупкости.

Цель работы – изучение взаимосвязи структуры, формируемой в результате двухступенчатой термической обработки – нормализации и отпуска в широком диапазоне температур, с износостойкостью при абразивном воздействии стали перлитного класса 70Х2ГСМЛ в сравнении с износостойкостью аустенитной марганцевой стали 110Г13Л.

### МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве объекта исследования использовали образцы сталей 70Х2ГСМЛ и 110Г13Л размером 10×10×25 мм, изготовленные из литых заготовок следующего химического состава (% по массе): 0,72 % С; 1,95 % Cr; 1,13 % Mn; 0,87 % Si; 0,45 % Mo; S, P<0,03 % и 1,08 % С; 12,20 % Mn; S, P<0,045 % соответственно. Образцы стали 70Х2ГСМЛ прошли термическую обработку, состоящую из нормализации с нагревом при 850 °С и отпуска в интервале температур 450–600 °С, 2 ч; образцы стали 110Г13Л подвергали закалке в воду от 1050 °С.

Испытания износостойкости образцов при абразивном изнашивании по закрепленному абразиву проводили с помощью приспособления, смонтированного на строгальном станке. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе со скоростью 125 мм/с и смещением образца за один двойной ход 1,2 мм на общей длине пути 30 м. Нагрузка на образцы, установленные в суппорте станка, составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа). Абразивную износостойкость оценивали по результатам двух параллельных испытаний, сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$\varepsilon = \Delta M_z / \Delta M_o,$$

где  $\varepsilon$  – относительная износостойкость;

$\Delta M_z$  – потеря массы образца-эталоны – стали 110Г13Л, принятая за единицу;

$\Delta M_o$  – потеря массы испытуемого образца стали 70Х2ГСМЛ (образцы предоставлены А.А. Базилевским).

Фазовый анализ поверхности образцов после изнашивания определяли методом рентгеноструктурного анализа, выполненного с помощью дифрактометра Shimadzu XRD-7000. Условия съемки: излучение  $\text{CuK}\alpha$ , графитовый монохроматор, угловой диапазон  $2\theta = 30\text{--}100^\circ$ , тип съемки – пошаговый, шаг сканирования  $0,04^\circ$ , время в точке – 3 с. Упрочнение рабочей поверхности оценивали по приросту микротвердости при нагрузке 0,49 Н [11; 12].

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Из таблицы 1 следует, что твердость стали 70Х2ГСМЛ по мере повышения температуры отпуска от 450 до 600 °С прогрессивно уменьшается от 42 до 32 HRC, соответственно снижается абразивная износостойкость – потери массы растут от 0,32 до 0,48 г, т. е. абразивная износостойкость стали составляет от 0,83

**Таблица 1.** Твердость, потери массы и микротвердость на поверхности изнашивания ( $HV_{50}$ ) образцов сталей 70X2ГСМЛ после нормализации и отпуска и 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воду

Сталь, режим термообработки	HRC	Потери массы ΔМ, г	HV <sub>50</sub> , ГПа
Сталь 70X2ГСМЛ, нормализация 850 °С	44	0,30	4,97
Сталь 70X2ГСМЛ, нормализация 850 °С, отпуск 450 °С, 2 ч	42	0,32	4,85
Сталь 70X2ГСМЛ, нормализация 850 °С, отпуск 500 °С, 2 ч	37	0,36	4,74
Сталь 70X2ГСМЛ, нормализация 850 °С, отпуск 550 °С, 2 ч	35	0,44	4,24
Сталь 70X2ГСМЛ, нормализация 850 °С, отпуск 600 °С, 2 ч	32	0,48	4,04
Сталь 110Г13Л, закалка 1050 °С, вода	20	0,25	5,84

до 0,52 соответственно по отношению к стали 110Г13Л, износостойкость которой принята за единицу.

Как следует из работ [13; 14], износостойкость сталей определяется не столько их исходной твердостью, сколько уровнем эффективной прочности поверхностного слоя, который достигается у данных материалов на рабочей поверхности в процессе абразивного изнашивания. Он зависит от исходной твердости материалов и прироста твердости их активных слоев за счет наклепа, происходящего в зоне фрикционного контакта. Несмотря на то, что аустенит стали 110Г13Л с низкой исходной твердостью не претерпевает мартенситного превращения при изнашивании, он обладает высокой способностью к фрикционному упрочнению вследствие низкой энергии дефектов упаковки углеродистого мартенсита, и на рабочей поверхности формируется вторичная структура с достаточно высокой микротвердостью [14].

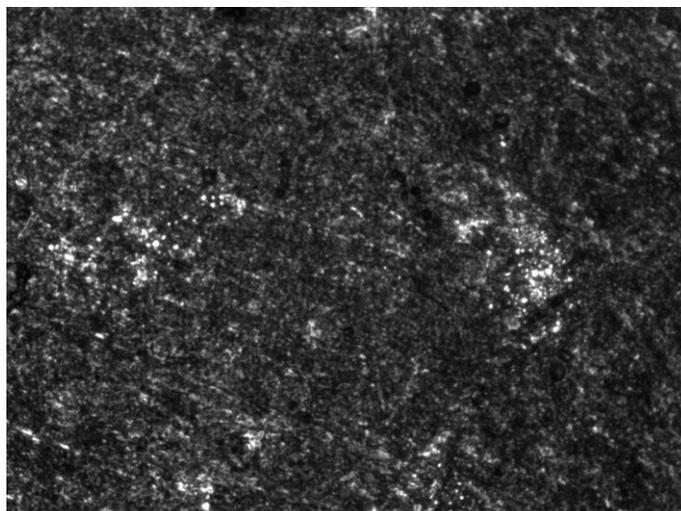
Сталь 110Г13Л обладает более высокой износостойкостью, несмотря на более низкую твердость в исходном перед испытанием состоянии вследствие формирования более высокого уровня эффективной прочности поверхностного слоя (таблица 1).

Таким образом, аустенитная сталь 110Г13Л превосходит сталь перлитного класса 70X2ГСМЛ по износостойкости при абразивном изнашивании по закрепленному абразиву примерно в 1,2–1,5 раза в зависимости от температуры отпуска после нормализации, несмотря на более низкую исходную твердость, вследствие более высокой способности к фрикционному упрочнению

рабочей поверхности в процессе микрорезания и царапания при изнашивании.

Микроструктура образца стали 70X2ГСМЛ по морфологии и средней микротвердости 394 МПа представляет собой в основном объеме сорбит отпуска с дисперсными выделениями карбидов глобулярной формы и локальными скоплениями более крупных карбидов, а именно светлых кристаллов (см. рис. 1), по-видимому, в местах ликвационного обогащения углеродом и карбидообразующими элементами. Сталь 70X2ГСМЛ после такой термообработки имеет невысокую ударную вязкость, но достаточно для эксплуатации в условиях абразивного изнашивания при действии умеренных ударных нагрузок [3].

Значительный интерес для повышения абразивной износостойкости сталей перлитного класса представляет изучение возможности высокотемпературной закалки с формированием в качестве структурной составляющей метастабильного аустенита, превращающегося в мартенсит на рабочей поверхности при фрикционном воздействии. Так, на примере сталей перлитного и ледебуритного классов 150ХНМЛ и Х12МЛ показано, что в результате закалки стали 70X2ГСМЛ от нормальной температуры (900 °С) микроструктура мелкоигльчатого мартенсита с избыточными карбидами (рис. 2) обеспечивает высокую твердость (61 HRC). Однако максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки стали (1100–1175 °С), формирующей мартенситно-карбидную структуру с метастабильным аустенитом в количестве 10–15 % и высокой способностью к фрикционному упрочнению [15–20].



**Рис. 1.** Микроструктура стали 70X2ГСМЛ после нормализации от 850 °С и отпуска при 550 °С, 2 ч, ×400

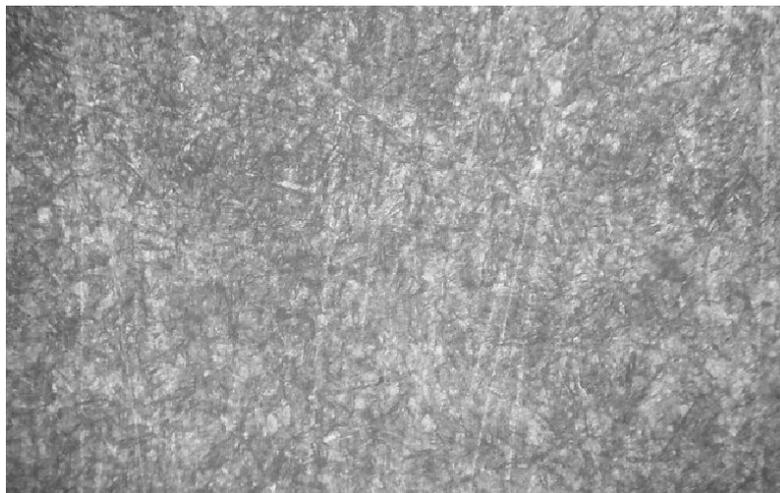


Рис. 2. Микроструктура стали 70X2ГСМЛ после закалки в масло от 900 °С, ×400

С этой целью образцы стали 70X2ГСМЛ закалены в масле после нагрева при температурах 900 и 1150 °С, твердость после таких режимов закалки составила 60 и 57 HRC соответственно, т. е. после высокотемпературной закалки твердость ниже на 3 единицы, чем после закалки от нормальной температуры (таблица 2).

Результаты анализа показали, что фазовый состав образцов после закалки от 900 °С представляет собой мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита (менее 5 %). Присутствие карбидов на дифрактограммах не фиксируется. Фазовый состав после изнашивания состоит только из мартенсита без признаков присутствия остаточного аустенита.

При высокотемпературной закалке образцов стали 70X2ГСМЛ формируется структура, чей фазовый состав отличается от такового после закалки от температуры 900 °С: наряду с мартенситом появляется остаточный аустенит в количестве 20 % (рис. 3 а). Остаточный аустенит метастабильен, и в процессе изнашивания в поверхностном слое большая его часть превращается в мартенсит деформации, в рабочем слое после износа фиксируется около 5 % аустенита (рис. 3 б). Повышенное содержание остаточного аустенита после закалки от высокой температуры – 1150 °С – возникает, по-видимому, вследствие растворения избыточных дисперсных частиц легированных хромом карбидов.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сталь перлитного класса 70X2ГСМЛ после нормализации от 850 °С и отпуска при 550 °С может быть использована для отливки бронештуперочных плит шаровых и стержневых мельниц, а также литых деталей, подвергающихся механической обработке и работающих

в условиях абразивного воздействия без значительных ударных нагрузок. Износостойкость образцов из этой стали со структурой сорбита отпуска достигает при испытании по закрепленному абразиву 55–60 % от уровня, обеспечиваемого образцами, изготовленными из стали 110Г13Л, однако менее высокая стоимость, технологичность в изготовлении и проблемы экологии могут решить вопрос в ряде случаев в пользу применения перлитных сталей. Близкие по составу стали перлитного класса используются для дробильно-размольного оборудования в горнодобывающей промышленности [8; 9].

Показано, что дополнительным резервом повышения абразивной износостойкости стали 70X2ГСМЛ служит высокотемпературная закалка с образованием в структуре метастабильного аустенита. В результате закалки от нормальной температуры (900 °С) стали 70X2ГСМЛ микроструктура мелкоигольчатого мартенсита с избыточными карбидами обеспечивает высокую твердость (60 HRC), однако максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки стали (1150 °С) в масле, формирующей мартенситную структуру с метастабильным аустенитом в количестве 20 %, превращающимся в мартенсит на рабочей поверхности при изнашивании с высокой способностью к фрикционному упрочнению. Абразивная износостойкость стали с такой микроструктурой на 20 % выше, чем после нормальной закалки, и превышает абразивную износостойкость стали 110Г13Л.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

Таблица 2. Результаты испытаний образцов исследуемых сталей на абразивное изнашивание исследуемых сталей

Марка стали и режим обработки	$\Delta M$ , г	$\varepsilon$	HRC	$H_{50изн}$ , ГПа
Сталь 110Г13Л, закалка от 1050 °С	0,250	1,00	20	5,84
Сталь 70X2ГСМЛ, закалка от 900 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	0,210	1,19	60	9,30
Сталь 70X2ГСМЛ, закалка от 1150 °С в масле, отпуск при 200 °С, 2 ч	0,175	1,43	57	10,10

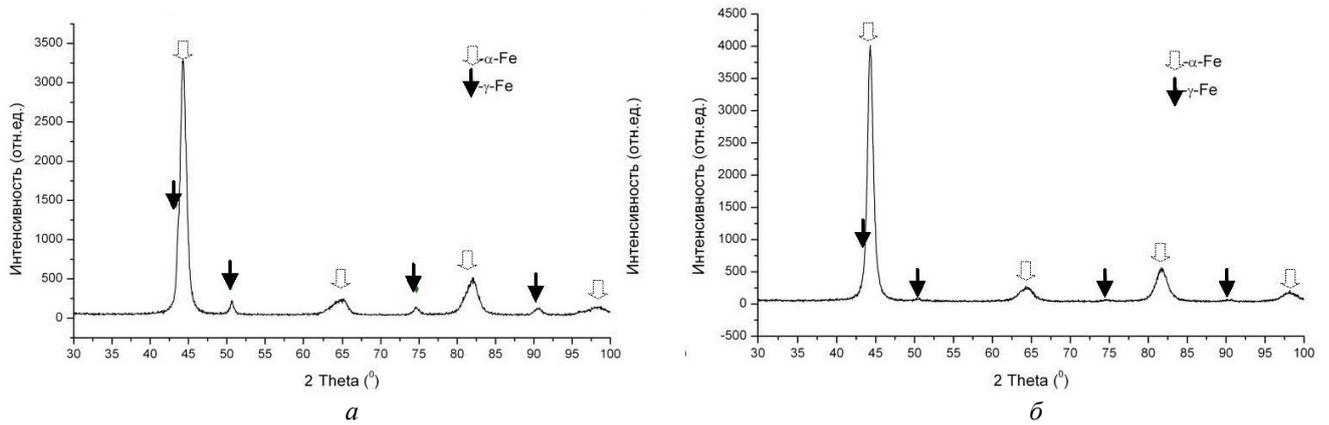


Рис. 3. Дифрактограммы образца стали 70Х2ГСМЛ:  
а – после закалки от 1150 °С; б – после изнашивания

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Давыдов Н.Г., Ситнов В.В. Свойства, производство и применение высокомарганцевой стали. М.: Машиностроение, 1996. 232 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
3. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. М.: Металлургия, 2009. 358 с.
4. Даляева Л.И., Гуляев А.П. Образование мартенсита деформации при наклепе стали 120Г13 // Повышение качества отливок из стали Г13Л: сб. трудов ЦНИИТМАШ. Вып. 106. М.: Машгиз, 1963. С. 193–199.
5. Плотников Г.Н., Шадров И.Ш., Красильникова Н.И. Износостойкие стали для дробильно-размольного оборудования // Литейное производство. 1994. № 1. С. 18–19.
6. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.
7. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчинова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 311 с.
8. Сорокин Г.М. Трибология сталей и сплавов. М.: Недра, 2000. 317 с.
9. Сорокин Г.М. О критериях выбора износостойких сталей и сплавов // Заводская лаборатория. 1991. № 9. С. 10–13.
10. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.
11. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Черненко Н.Л. Структура, химический состав и трибологические свойства нанокристаллического слоя поверхности трения закаленной стали У8 // Структура и свойства нанокристаллических материалов: сб. науч. трудов. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. С. 169–177.
12. Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Плотников Г.Н., Жилин А.С., Никифорова С.М. Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ при закалке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 11. С. 5–9.
13. Счастливец В.М., Макаров А.В., Табатчинова Т.И. Износостойкость рельсовой стали // Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов. Екатеринбург: УИМ, 2006. С. 142–156.
14. Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали. Т. 1. Кн. 2. М.: Металлургия, 1991. С. 387–41.
15. Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Легчило В.В. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМЛ // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2013. № 11. С. 55–58.
16. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектидных углеродистых сталей // Физика металлов и металлургия. 2004. Т. 98. № 4. С. 96–112.
17. Мальцева Л.А., Мальцева Т.В., Юровских А.С., Рааб Г.И., Шарапова В.А., Вахонина К.Д. Образование субмикроструктурной структуры при интенсивной пластической деформации в метастабильной аустенитной стали и влияние на неё последующего нагрева // Металлы. 2016. № 2. С. 16–23.
18. Никифорова С.М., Филиппов М.А., Плотников Г.Н., Жилин А.С., Беликов С.В. Термообработка износостойких сталей для насосов буровых установок // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. 2015. № 4. С. 116–120.
19. Никифорова С.М., Хадыев М.С., Жилин А.С., Филиппов М.А., Рыжков М.А., Озерец Н.Н. Новые режимы обработки высокохромистых сталей с высокой износостойкостью для насосов буровых установок // Фундаментальные исследования. 2016. № 10-1. С. 73–77.
20. Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Плотников Г.Н., Никифорова С.М., Жилин А.С. Использование углеродистых высокохромистых сталей для гильз грязевых насосов буровых установок // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. 2017. № 3. С. 135–142.

### REFERENCES

1. Davydov N.G., Sitnov V.V. *Svoystva, proizvodstvo i primeneniye vysokomargantsevoy stali* [Properties,

- production and use of high-manganese steel]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 232 p.
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
  3. Filippova M.A., Filippenkov A.A., Plotnikov G.N. *Iznosostoykie stali dlya otlivok* [Wear resistant steels for castings]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2009. 358 p.
  4. Dalyaeva L.I., Gulyaev A.P. The formation of martensite deformation in cold-hardened steel 120G13. *Sbornik trudov TsNIITMASH "Povyshenie kachestva otlivok iz stali G13L"*. Moscow, Mashgiz Publ., 1963, no. 106, pp. 193–199.
  5. Plotnikov G.N., Shadrov I.Sh., Krasilnikova N.I. Wear-resistant steel for crushing and grinding equipment. *Liteynoe proizvodstvo*, 1994, no. 1, pp. 18–19.
  6. Tushinsky L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Pearlite structure and structural strength of steel]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1993. 280 p.
  7. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Pearlite in carbon steel]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2006. 311 p.
  8. Sorokin G.M. *Tribologiya staley i splavov* [Tribology of steels and alloys]. Moscow, Nedra Publ., 2000. 317 c.
  9. Sorokin G.M. On the criteria for selecting wear-resistant steels and alloys. *Zavodskaya laboratoriya*, 1991, no. 9, pp. 10–13.
  10. Khrushchev M.M., Babichev M.A. *Abrazivnoe iznashivanie* [Abrasive wear]. Moscow, Nauka Publ., 1970. 252 p.
  11. Makarov A.V., Korshunov L.G., Vykhodets V.B., Kurennykh T.E., Chernenko N.L. Structure, chemical composition and tribological properties of nanocrystalline layer of friction surface of hardened steel U8. *Sbornik nauchnykh trudov "Struktura i svoystva nanokristallicheskikh materialov"*. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 1999, pp. 169–177.
  12. Filippov M.A., Gervas'ev M.A., Plotnikov G.N., Zhilin A.S., Nikiforova S.M. Formation of structure of wear-resistant steels 150KhNML and Kh12MFL upon quenching. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 11-12, pp. 641–644.
  13. Schastlivtsev V.M., Makarov A.V., Tabatchikova T.I. Wear resistance of rail steel. *Vliyaniye svoystv metallicheskoj matritsy na ekspluatatsionnyuyu stoykost' relsov*. Ekaterinburg, UIM Publ., 2006, pp. 142–156.
  14. Korshunov L.G. Wear of metals in friction. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991, vol. 1, book 2, pp. 387–41.
  15. Filippov M.A., Gervas'ev M.A., Khudorozhkova Yu.V., Legchilo V.V. Influence of the quenching temperature on the phase composition, structure, and wear resistance of 150XHM steel. *Steel in Translation*, 2013, vol. 43, no. 11, pp. 720–723.
  16. Makarov A.V., Korshunov L.G., Schastlivtsev V.M., Solodova I.L., Yakovleva I.L. Structure and abrasive wear resistance of quenched and tempered hypereutectoid carbon steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 98, no. 4, pp. 428–443.
  17. Mal'tseva L.A., Mal'tseva T.V., Yurovskikh A.S., Sharapova V.A., Vakhonina K.D., Raab G.I. Formation of a submicrocrystalline structure in metastable austenitic steels during severe plastic deformation and subsequent heating. *Russian metallurgy (Metally)*, 2016, no. 2, pp. 181–188.
  18. Nikiforova S.M., Filippov M.A., Plotnikov G.N., Zhilin A.S., Belikov S.V. Heat treatment of wear resistant steels for drilling rig pumps. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Neft' i gaz*, 2015, no. 4, pp. 116–120.
  19. Nikiforova S.M., Khadyev M.S., Zhilin A.S., Filippov M.A., Ryzhkov M.A., Ozerets N.N. New modes of heat treatment of high-chromium steels with high wear resistance for pumps. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 10-1, pp. 73–77.
  20. Filippov M.A., Gervasyev M.A., Plotnikov G.N., Nikiforova S.M., Zhilin A.S. The use of carbon, high-chromium steels for liners of mud pumps and drilling rigs. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Neft' i gaz*, 2017, no. 3, pp. 135–142.

**THE INFLUENCE OF THERMAL PROCESSING ON THE STRUCTURE  
AND WEAR-RESISTANCE OF PERLITE-CLASS STEELS**

© 2018

**M.A. Filippov**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair of Metallography

**G.A. Yagudin**, master, student of Chair of Metallography

**V.V. Legchilo**, postgraduate student of Chair of Metallography

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

**S.Kh. Estemirova**, Head of Laboratory of Chair of Metallography, senior researcher

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

*Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

*Keywords:* impact-abrasive wear; wear resistance; heat treatment; microhardness; retained austenite; carbides.

*Abstract:* From the ecological point of view, high-manganese austenitic steels of 110G13L type are undesirable in the production because of the high emission of manganese oxides to the atmosphere while melting in the electric arc furnaces, gas-oxygen cutting, and welding operations. Another disadvantage of steels of this class is their low initial hardness, which causes the revent closing capacity of the working parts of castings under the conditions of dynamic loads. Moreover, these steels are poorly machinable.

The paper presents the results of the comparative study of the relationship between the structure formed in the process of heat treatment and the abrasive wear resistance of steels of two structural classes – high-manganese austenitic 110G13L steel and the 70H2GSML perlite-class steel. The wide use of 110G13L steel for the production of parts operating under the impact-abrasive wear and the repetitive contact-impact force is caused by the ability for high friction hardening of stable manganese austenite with low energy of packaging defects combined with the good impact strength. The disadvantages of 110G13L steel are the high quenching temperature, poor environmental performance and economic reasons that make it necessary in some cases to replace it with the perlite steels. The study of wear resistance of 70H2GSML perlite-class steel depending on the tempering temperature after normalization showed that this steel could be used for the casting of replaceable cast parts for crushing-milling equipment operating under the abrasive action without significant impact loads after normalization and high tempering. The wear resistance of samples made of 70H2GSML steel with the secondary sorbite structure, when testing steady abrasive, makes 55–60 % of level provided by samples of 110G13L steel, however, the lower cost, manufacturability and the environmental problems in some cases can settle the issue in favor of the application of perlite steel. The additional reserves to increase the wear resistance of 70H2GSML steel involve the quenching at high temperatures due to the formation of the structure of retained austenite that, in the process of abrasive wear, transforms into deformation martensite on the working surface increasing the steel's friction hardening ability.