

**Куликовский Р.А.,
Холод А.В.,
Капустян А.Е.,
Осипов М.Ю.,
Андрущенко М.И.**

Запорожский национальный технический
университет,
г. Запорожье, Украина
E-mail: mosipov61@ukr.net

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ И СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬЮ АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

УДК 621.791.927.5:669.15

Показано, что высокие способность к самоупрочнению поверхности трения и сопротивляемость абразивному изнашиванию высокоуглеродистых сталей системы Fe-C-Cr с большим количеством метастабильного остаточного аустенита, полученного закалкой, не реализуются, если структура сформирована в условиях неуправляемого термического цикла наплавки штампов пресс-форм. Исследована возможность обеспечения необходимой структуры в наплавленном слое путем дополнительно легирования. Установлено, что наибольшая способность к упрочнению и износостойкость в исследованных хромомарганцевых сплавах со структурой наплавленного металла, сформированной без принудительного охлаждения, достигается при наплавке материалом типа 120X4Г2.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, износостойкость, штамп, наплавка, хром, марганец, углерод, структура, метастабильный аустенит, самоупрочнение.

Введение

Условия работы многих деталей или особенности их конструкции не позволяют использовать для их изготовления или восстановления карбидсодержащие стали из-за недостаточной эксплуатационной надежности. В таких случаях наиболее рационально использовать бескарбидные сплавы, обладающие высокой способностью к самоупрочнению в процессе изнашивания. Ранее, путем испытания опытных бескарбидных модельных сплавов, было показано [1, 2], что среди сталей системы Fe-C-Cr закаленных на структуру с большим количеством остаточного аустенита и при отсутствии в структуре карбидов, наиболее высокой сопротивляемостью абразивному изнашиванию обладают материалы, в которых в твердом растворе содержится высокое количество углерода (на уровне 1,5 %) и незначительное количество хрома (3 - 3,5 %). Различие в сопротивляемости изнашиванию между высокоуглеродистыми сталями и сталями этой же системы легирования со средним содержанием углерода и высоким хрома при одинаковом фазовом состоянии и даже более высокой способности аустенита к превращению в мартенсит деформации достигало пяти раз. Оптимальное структурное состояние и высокая способность к самоупрочнению в процессе изнашивания высокоуглеродистых метастабильных сталей были реализованы при изготовлении цементованных и закаленных пластин пресс-форм для прессования огнеупорных изделий и силикатного кирпича. При этом износостойкость пластин, испытанных в производственных условиях, находилась на уровне результатов, полученных на модельных сплавах при лабораторных испытаниях.

Однако попытка реализации потенциала способности к самоупрочнению металла этого типа и износостойкости в наплавленном состоянии, в частности при наплавке штампов пресс-форм огнеупорного и силикатного производства, показала, что и степень самоупрочнения, и износостойкость намного ниже уровня наиболее износостойких модельных сплавов [3]. Основной причиной этого являлось то, что в условиях неуправляемого термического цикла наплавки при недостаточных скоростях охлаждения наплавленного металла, в структуре не достигалось необходимого количества метастабильного высокоуглеродистого остаточного аустенита. Поэтому было предложено обеспечивать необходимое структурное состояние наплавленного металла путем применения в процессе наплавки кромок штампов простой формы (плоских, цилиндрических) медных водоохлаждаемых кристаллизаторов [4]. В то же время, среди штампов, применяемых при изготовлении огнеупорных и других изделий, получаемых прессованием, существует большое количество таких, у которых рабочая поверхность обладает сложной формой (выступы, впадины). Поэтому индивидуальное изготовление водоохлаждаемых кристаллизаторов для каждой детали может быть чрезмерно трудоемким и нерациональным. В связи с этим дальнейший поиск путей обеспечения в структуре высокоуглеродистого наплавленного металла необходимого количества метастабильного аустенита в условиях неуправляемого термического цикла наплавки является актуальным.

Цель работы

Целью данной работы являлся поиск химического состава наплавленного металла, критическая

скорость охлаждения которого, позволяла бы исключить промежуточный распад аустенита и обеспечивала возможность формирования необходимой метастабильной структуры и высокую способность к самоупрочнению в условиях абразивного изнашивания.

Методика исследования

Испытания на износостойкость металла наплавленного на кромку штампов пресс-форм проводили в производственных условиях при изготовлении шамотных огнеупорных изделий. Наплавку штампов осуществляли штучными покрытыми электродами без предварительного подогрева по всему периметру рабочей кромки. Испытания проводили до образования предельно допустимого износа кромок. Износостойкость оценивали по количеству выпущенной продукции за время работы штампов.

Испытания наплавленных образцов проводили на лабораторном стенде, имитирующем условия изнашивания деталей пресс-форм. Режимы испытаний образцов полностью соответствовали режимам испытаний модельных сплавов системы Fe-C-Cr закаленных в масле [1, 2].

Микротвердость образцов определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Выбор пределов легирования. Результаты экспериментов и их обсуждение

Известно [5, 6], что большинство легирующих элементов (кроме кобальта) повышают устойчивость аустенита к перлитным превращениям (сдвигают С-образную диаграмму вправо). Поэтому решение поставленной задачи с этой точки зрения может иметь много вариантов. Наиболее простым решением было бы увеличение содержания хрома. Однако этот элемент сужает пределы растворимости углерода в аустените (рис. 1) [5, 7]. Поэтому увеличение его содержания при сохранении концентрации углерода на оптимальном уровне, даже при достаточных скоростях охлаждения, неизбежно привело бы к нежелательному появлению в структуре карбидов. Соблюдение условия обеспечения бескарбидной структуры с увеличением содержания хрома потребовало бы снижения содержания углерода до уровня намного ниже оптимального в ущерб износостойкости.

Подобным образом влияют на растворимость углерода в аустените и другие карбидообразующие элементы.

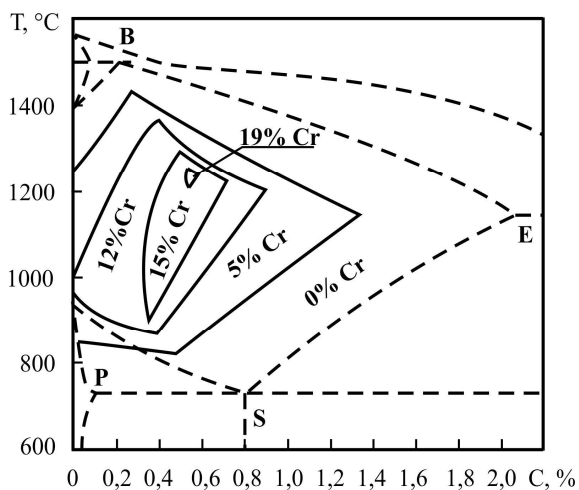


Рис. 1 – Положение γ -области на диаграммах состояния Fe-C-Cr в зависимости от содержания хрома [5]

Кроме хрома, достаточно распространенным и недорогим элементом, который часто применяется для повышения устойчивости аустенита к перлитным и промежуточным превращениям, является марганец. Он также интенсивно снижает M_n , что способствует достижению поставленной цели. Однако по данным [8], положительное влияние этого элемента на способность к упрочнению сталей с остаточным метастабильным аустенитом ниже, чем хрома. Это связано с тем, что прочность мартенсита деформации зависит не только от содержания в нем углерода, но также и от величины энергии связи между дислокациями и атомами углерода в аустените. Чем больше энергия связи между дислокациями и атомами примесей внедрения (углерода, азота и др.), тем выше уровень закрепления дислокаций в мартенсите (при данном содержании углерода) и, следовательно, выше эффективная прочность рассматриваемой фазы [10]. Марганец снижает энергию связи дислокаций с атомами углерода в α -фазе [8] в отличие от хрома,

повышающего этот показатель [11]. Поэтому хромомарганцевые метастабильные аустенитные стали обладают более высокой износостойкостью, чем марганцевые. Однако эти данные относятся, во-первых, к хромомарганцевым сталям, содержание углерода в которых намного ниже, чем оптимальный уровень, установленный в предыдущих исследованиях. Во-вторых, суммарное содержание хрома и марганца в них достигает 20 %. Данных же о влиянии относительно небольших количеств хрома и марганца в высокоуглеродистых сплавах с метастабильным аустенитом на способность к упрочнению и сопротивляемость безударному абразивному изнашиванию в литературе практически нет. Поэтому с целью выбора химического состава материала для наплавки деталей без принудительного охлаждения в данной работе проведены исследования опытных бескарбидных хромомарганцевых материалов.

При выборе химического состава опытных материалов этой системы легирования исходили из следующего. Ранее, при исследовании системы Fe-C-Cr [1], структура изменялась в широком диапазоне от мартенситной до практически полностью аустенитной. Наибольшая способность к упрочнению и сопротивляемость изнашиванию достигались при максимально возможном содержании аустенита в пределах системы Fe-C-Cr (около 100 %), то есть, в сплавах, у которых температура M_H находится вблизи 0 - 20 °C.

Учитывая сведения о противоположном влиянии хрома и марганца на энергию связи между дислокациями и атомами углерода в мартенсите деформации и соответственно, на его прочность (микротвердость), нет оснований предполагать, что уровень самоупрочнения и износостойкость при дополнительном легировании марганцем могут быть выше, чем хромистых высокоуглеродистых материалов. Нельзя также ожидать, что в хромомарганцевых сталях максимум износостойкости может быть обнаружен в сплавах с меньшим содержанием аустенита, чем в хромистых сталях. Кроме того, маловероятно, что дополнительное введение марганца без изменения содержания углерода и хрома обеспечит увеличение износостойкости, поскольку это привело бы к чрезмерно низкому уровню температуры M_H и повышению стабильности аустенита к деформационным мартенситным превращениям в процессе абразивного изнашивания. Эти предпосылки позволили значительно сузить диапазон химического состава опытных сплавов.

По сути, задача данных исследований, сводилась к выяснению вопроса, насколько существенно понизится потенциал износостойкости, достигаемый в группе бескарбидных сталей системы Fe-C-Cr при дополнительном легировании марганцем, необходимом для повышения устойчивости аустенита к перлитным и промежуточным превращениям в процессе охлаждения.

При выборе химического состава опытных материалов стремились к тому, чтобы расчетная температура начала мартенситного превращения находилась на уровне 20 °C. В литературных источниках достаточно много данных о влиянии легирования на температуру начала мартенситного превращения [7, 12, 13]. Однако они весьма разрозненные, относятся к разным системам и диапазонам легирования и уровням содержания углерода, что затрудняет выбор химического состава материалов с M_H вблизи 20 °C.

Для упрощения процедуры и уменьшения трудоемкости выбора сплавов, отвечающих этому условию, обобщены известные аналитические и графические зависимости M_H от химического состава в системах Fe-C [7, 13], Fe-C-Cr [13], Fe-C-Mn [13], Fe-C-Mn-Cr [12, 13]. Математическая обработка данных позволила получить выражение, связывающее содержание углерода в сплавах отвечающих требованию – $M_H \approx 20$ °C с концентрацией хрома и марганца в диапазоне: C – 0,6 ... 2 %; Cr – 0 ... 12 %; Mn – 0 ... 8,8 %:

$$C = 2 - 0,191Mn - 0,45Cr + 0,046Cr \cdot Mn + 0,00953Mn^2 + 0,061Cr^2 - 0,00119Mn^2 \cdot Cr - 0,00319Mn \cdot Cr^2 - 0,00015Mn^3 - 0,00313Cr^3 \quad (1)$$

Таблица

Химический состав опытных наплавочных материалов

Номер сплава	Тип наплавленного металла	Химический состав, %		
		C	Cr	Mn
1	70X10Г5	0,68	10,4	5,1
2	80X10Г2	0,79	9,5	2,1
3	80X7Г3	0,80	6,5	3,1
4	80Г6Х	0,82	1,2	6,0
5	120X4Г2	1,18	3,9	1,7
6	150X3	1,52	3,3	0,4

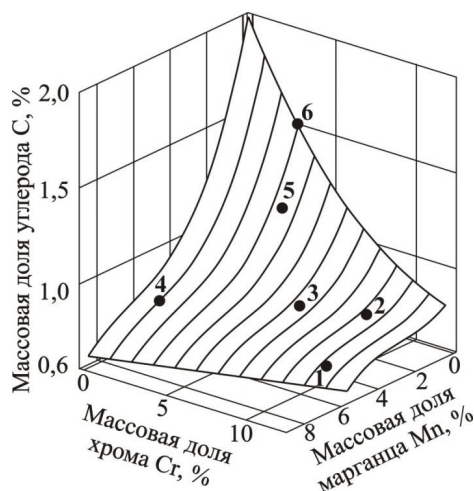


Рис. 2 – Пространственная номограмма для выбора состава сплавов системы Fe-C-Cr-Mn с $M_H \approx 20^\circ \text{C}$

На основе аналитической зависимости получена поверхность, отвечающая совокупности сплавов с $M_H \approx 20^\circ \text{C}$ (рис. 2), которую можно в среде Mathcad использовать как пространственную номограмму для наглядного выбора сплавов. В пределах данного диапазона легирования предварительно были выбраны составы опытных наплавочных материалов с таким расчетом, чтобы они отвечали требованиям по уровню M_H . Однако необходимо отметить, что при реализации выбранных составов путем наплавки покрытыми электродами, химический состав металла некоторых наплавов оказался за пределами расчетного (особенно марганец). Фактический состав наплавленного металла приведен в таблице. Расчет температуры M_H этих материалов показал, что для двух из них она заметно отличается от ожидаемой (рис. 3).

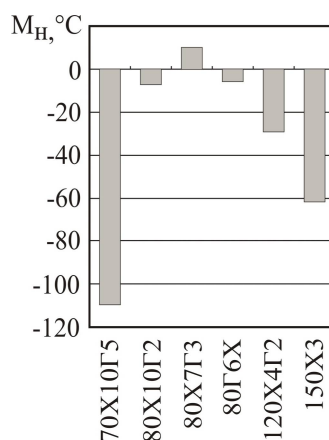


Рис. 3 – Расчетная температура начала мартенситного превращения

Структура наплавленного металла практически во всех сплавах преимущественно аустенитная без карбидов, только в наплавке № 6 зафиксировано образование промежуточных структур распада аустенита.

В результате испытаний установлено (рис. 4), что в пределах группы из трех сплавов, с одинаковым содержанием углерода (0,8 %), наименьшая способность к упрочнению и сопротивляемость изнашиванию наблюдается у сплава с максимальным содержанием марганца и наименьшим количеством хрома. Наибольшей способностью к упрочнению и износостойкостью обладает сплав 120X4Г2. Однако его сопротивляемость изнашиванию все же на 25 ... 30 % ниже уровня достигнутого в группе сплавов системы Fe-C-Cr [1, 2] с высоким содержанием углерода закаленных в масле. Это вызвано, по-видимому, во-первых, отрицательным влиянием марганца на энергию связи углерода с дислокациями [10]. Во-вторых, пониженным содержанием углерода по сравнению с опытными сплавами системы Fe-C-Cr, в ко-

торых достигается наибольшая износостойкость. В тоже время уровень износостойкости, достигаемый в хромомарганцевых сплавах до 1,5 раза выше сопротивляемости изнашиванию высокоуглеродистого хромистого сплава №6, структура которого сформирована при скорости охлаждения недостаточной для предупреждения частичного или полного распада аустенита.

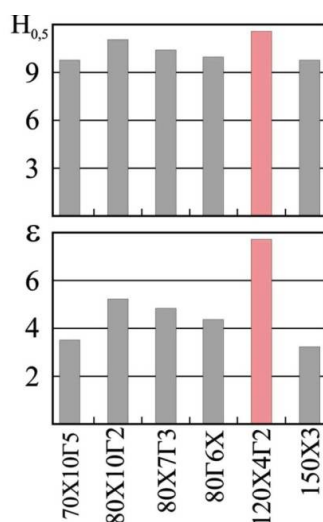


Рис. 4 – Микротвердость поверхности трения ($H_{0,5}$, ГПа) и относительная износостойкость (ε) опытных материалов системы Fe-C-Cr-Mn (охлаждение на воздухе)

Таким образом, в тех случаях, когда обеспечение принудительного охлаждения наплавленного металла затруднено, и наплавка потенциально износостойкими высокоуглеродистыми материалами системы Fe-C-Cr не обеспечивает ожидаемого уровня сопротивляемости изнашиванию, восстановление штампов целесообразно производить металлом, дополнительно легированным марганцем, типа 120X4Г2. Реализация данного состава наиболее рациональна штучными электродами или порошковой проволокой.

Кроме вышерассмотренного подхода к решению проблемы недостаточной скорости охлаждения наплавленного металла, вполне возможен вариант упрочнения штампов наплавкой металлом, в котором при том же уровне хрома и марганца, или только хрома, содержание углерода составляет 0,1 ... 0,2 %, а оптимальный его уровень обеспечивается путем последующей цементации. Однако этот вариант упрочнения и восстановления штампов и других деталей имеет свои особенности и требует отдельного рассмотрения.

Необходимо отметить, что в соответствии с классификацией наплавочных материалов, предложенной Международным институтом сварки этот состав находится на участке структурной диаграммы [14], который в настоящее время является вакантным.

Выводы

1. Обеспечение необходимой устойчивости аустенита к распаду при охлаждении в условиях неуправляемого термического цикла наплавки и достаточно высокого уровня его метастабильности может быть достигнуто путем дополнительного легирования высокоуглеродистых хромистых сплавов марганцем при одновременном уменьшении содержания углерода в количествах пропорциональных влиянию этих элементов на температуру начала мартенситного превращения.

2. Наибольшая способность к упрочнению и износостойкость среди исследованных хромомарганцевых сплавов со структурой наплавленного металла сформированного без принудительного охлаждения, достигается при наплавке материалом типа 120X4Г2.

3. Оценка полученных результатов с точки зрения подходов к классификации наплавленного металла по структурным признакам предложенным Международным институтом сварки, показывает, что оптимальный диапазон соотношения углерода и легирующих элементов находится на структурной диаграмме по содержанию углерода – выше структурной группы M1 и по концентрации легирующих элементов – ниже минимального уровня, предусмотренного структурной группой M2.

Данный участок диаграммы является вакантным, и по структурным признакам не классифицирован.

Литература

1. Андрущенко М.И. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях абразивного изнашивания / М.И. Андрущенко, О.Э. Рузов, Р.А. Куликовский, Н.Н. Брыков // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2003. – №2. – С. 112-116.
2. Андрущенко М.И. Способность к самоупрочнению поверхности трения в процессе абразивного изнашивания и износостойкость сталей в зависимости от содержания углерода и хрома / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, М.Ю. Осипов, А.В. Холод, А.Е. Капустян // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2014. – №1. – С. 92-100.
3. Куликовский Р.А. Особенности разработки и применения материалов с метастабильным аустенитом для наплавки штампов пресс-форм / Р.А. Куликовский, М.И. Андрущенко // Современные проблемы сварки, наплавки и материаловедения: республик. науч.-методич. конф.: тезисы докл. – Мариуполь: ПГТУ, 2005. – С. 196-198.
4. Андрущенко М.И. Управление структурным состоянием и сопротивляемостью абразивному изнашиванию наплавленного металла технологическими методами / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, А.В. Холод, М.Ю. Осипов // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2014. – №3. – С. 35-41.
5. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка: Пер. с венгр. / И. Артингер – М.: Металлургия, 1982. – 312 с.
6. Ткаченко И.Ф. О природе влияния легирующих элементов на кинетику распада переохлажденного аустенита / И.Ф. Ткаченко, К.И. Ткаченко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2003. – Вип. №13. – С. 123-126.
7. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1978. – 645 с.
8. Коршунов Л.Г. Влияние марганца на износостойкость марганцовистых метастабильных аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко // Трение и износ. – 1984. – Т. V, №1. – С. 106-112.
9. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов // ФММ. – 1992. – №8. – С. 3-21.
10. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию / М.М. Тененбаум // Трение и износ. – 1982. – №1. – С. 76-82.
11. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали / В.Г. Гаврилюк – Киев: Наукова думка, 1987. – 208 с.
12. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
13. Попов А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / А.А. Попов, Л.Е. Попова – М.: Металлургия, 1965. – 495 с.
14. Мазель Ю.А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки / Ю.А. Мазель, Ю.В. Кусков, Г.Н. Полищук // Сварочное производство. – 1999. – №4 – С. 35-38.

Поступила в редакцию 06.02.2015

Kulikovsky R.A., Holod A.V., Kapustyan A.E., Osipov M.Y., Andrushchenko M.I. **Control of the structural condition and abrasive wear resistance of weld metal by alloying.**

It was shown that the ability to self-strengthening high surface friction and abrasion resistance of high-carbon steels Fe-C-Cr with many metastable retained austenite obtained by hardening can not be realized if the structure is formed under conditions of uncontrolled thermal cycle of welding, in particular for restoring the dies molds for pressing refractory and building products. This is due to the lack of stability of austenite to pearlite and intermediate transformations in these conditions the cooling weld metal. Solution to this problem through the use of forced cooling weld metal using a water-cooled copper mold dies for complex structures is almost impossible.

The possibility of providing the necessary structures in the deposited layer by further doping. The search was conducted among alloys temperature martensite start M_n which is in the range of $-20^\circ\text{C} - +20^\circ\text{C}$ or slightly deviates from this range. To simplify the procedure and reduce the complexity of choosing alloys meet this condition are summarized known analytical and graphics depending on the chemical composition of the MN in the systems Fe-C, Fe-C-Cr, Fe-C-Mn, Fe-C-Mn-Cr and the obtained expression relating a carbon content in the alloys meets the requirements of $-M_n \approx 20^\circ\text{C}$ with a concentration of chromium and manganese in the range: C - 0.6 ... 2%; Cr - 0 ... 12%; Mn - 0 ... 8.8%.

It is established that ensuring sufficient stability of the austenite to decay under cooling conditions of uncontrolled thermal deposition cycle (without forced heat removal) can be achieved by further doping of high-chromium alloys of manganese, while reducing the carbon content in amounts proportional influence of these elements on the martensite start temperature.

It is shown that the greatest ability to hardening and wear resistance in chromium-manganese alloys with the structure of the weld metal formed without forced cooling is achieved in surfacing alloy type 120X4Г2.

Key words: abrasion, wear resistance, stamp, surfacing, chromium, manganese, carbon, structure, metastable austenite, self-strengthening.

References

1. Andrushhenko M.I., Ruzov O.Je., Kulikovskij R.A., Brykov N.N. Vlijanie ugleroda i hroma na sposobnost' k uprochneniju i iznosostojkost' beskarbidnyh stalej v uslovijah abrazivnogo iznashivaniya. Problemy tribologii. 2003. №2. S. 112-116.
2. Andrushhenko M.I., Kulikovskij R.A., Osipov M.Ju., Holod A.V., Kapustjan A.E. Sposobnost' k samouprochneniju poverhnosti trenija v processe abrazivnogo iznashivaniya i iznosostojkost' stalej v zavisimosti ot sodержaniya ugleroda i hroma. Novi materialy i tehnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni. 2014. №1. S. 92-100.
3. Kulikovskij R.A., Andrushhenko M.I. Osobnosti razrabotki i primeneniya materialov s metastabil'nym austenitom dlja naplavki shtampov press-form. Sovremennye problemy svarki, naplavki i materialovedeniya: respublik. nauch.-metodich. konf.: tezisy dokl. Mariupol': PGU, 2005. S. 196-198.
4. Andrushhenko M.I., Kulikovskij R.A., Holod A.V., Osipov M.Ju. Upravlenie strukturnym sostojaniem i soprotivljaemost'ju abrazivnomu iznashivaniyu naplavlennogo metalla tehnologicheskimi metodami. Problemy tribologii. 2014. №3. S. 35-41.
5. Artinger I. Instrumental'nye stali i ih termicheskaja obrabotka: Per. s. vengr. M.: Metallurgija, 1982. 312 s.
6. Tkachenko I.F., Tkachenko K.I. O prirode vlijaniya legirujushchih jelementov na kinetiku raspada pereohlazhdennogo austenita. Visnik Priazovskogo derzhavnogo tehničnogo universitetu. 2003. Vyp. № 13. S. 123-126.
7. Guljaev A.P. Metallovedenie. M.: Metallurgija, 1978. 645 s.
8. Korshunov L.G., Chernenko N.L. Vlijanie marganca na iznosostojkost' margancovistyh metastabil'nyh austenitnyh stalej. Trenie i iznos. 1984. T.V, №1. S. 106-112.
9. Korshunov L.G. Strukturnye prevrashhenija pri trenii i iznosostojkost' austenitnyh stalej. 1992. №8. S. 3-21.
10. Gavriljum V.G. Raspredelenie ugleroda v stali. K: Naukova dumka, 1987. 208 s.
11. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskij Ju.R. Stali s metastabil'nym austenitom. M.: Metallurgija, 1988. 256 s.
12. Vorob'ev V.G., Guljaev A.P. Vlijanie legirujushchih jelementov na temperatury martensitnyh prevrashhenij. I. Zhurnal tehničeskoj fiziki. 1951. T. XXI, Vyp. 10. S. 1157-1163.
13. Tenenbaum M.M. Soprotivlenie abrazivnomu iznashivaniyu. Trenie i iznos. 1982. №1. S. 76-82.
14. Mazel' Ju.A., Kuskov Ju.V., Polishhuk G.N. Klassifikacija splavov na osnove zheleza dlja vosstanovitel'noj i uprochnjajushhej naplavki. Svarochnoe proizvodstvo. 1999. №4. S. 35-38.