

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОЙ
НАПЛАВКИ В СРЕДЕ АЗОТА НА ОСНОВЕ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ
ТВЕРДОСТИ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО - МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО
ОБОРУДОВАНИЯ**

Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев, А.П. Ковалев*, Серикбол А. **

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)7-77-61*

E-mail: valuevden@rambler.ru

**ОАОЕвразЗСМК г. Новокузнецк*

E-mail : nmalushin@mail.ru

Многие детали горно- металлургического оборудования эксплуатируются в сложных напряженных и температурных условиях, подвергаясь воздействию постоянных и циклически изменяющихся температур и нагрузок. Исходя из особенностей поведения сталей и сплавов при высоких температурах и при переменном тепловом режиме, можно наметить общие требования, которые целесообразно предъявлять к активному слою наплавленных деталей горно - металлургического оборудования: высокая твердость и износостойкость при нормальных и повышенных температурах, сочетающаяся с вязкостью, статической и усталостной прочностью; высокая термостойкость: наплавленный металл должен хорошо сопротивляться образованию трещин разгара при циклическом изменении температур, в ряде случаев сопротивляемость формоизменению также играет существенную роль; достаточную прочность и пластичность при повышенных температурах; минимальную склонность к старению и тепловой хрупкости; высокое расположение критических точек: это связано с опасностью многократных $\alpha \rightarrow \gamma$ и особенно $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений при нагреве и охлаждении; удовлетворительную теплопроводность, обеспечивающую быстрый отвод тепла от контактной зоны во внутренние слои детали; достаточно высокую коррозионную стойкость при воздействии высокотемпературной газовой среды; минимальное содержание дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов. Применительно к наплавке только активного рабочего слоя последнее требование не имеет решающего значения [1].

Наиболее полно этим требованиям отвечают ставшие традиционными наплавочными материалами штамповые хромовольфрамовые теплостойкие и быстрорежущие стали. Кроме штамповых и быстрорежущих сталей находят применение при наплавке деталей горно- металлургического оборудования и другие материалы: хромистые стали, высокохромистые чугуны, кобальтовые сплавы с хромом и вольфрамом.

Для упрочнения деталей машин горно- металлургического комплекса широко применяются в качестве наплавочных материалов хромовольфрамовые теплостойкие быстрорежущие стали типа Р18, Р6М5, Р9, Р2М8, 3Х2В8, 3Х2В4Ф, Х10В14, 25Х5ФМС, и др. Эти стали обладают наряду с высокими служебными свойствами неудовлетворительной свариваемостью. Обычно для предотвращения образования холодных трещин традиционная технология наплавки предусматривает обязательное применение высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева с температурой подогрева $T_{\text{подравной}} 400-700$ °С и замедленного охлаждения изделия. При этом происходит образование пластичных продуктов распада аустенита, обладающих низкой твердостью и износостойкостью, что в свою очередь вызывает необходимость проведения сложной термической обработки. В процессе термообработки биметаллического изделия не всегда удается полностью использовать свойства высоколегированного металла и обеспечить его максимальную твердость [1].

Одним из технологических приемов регулирования величины и характера распределения напряжений, а, следовательно, величины и направления деформации, возникающей при закалке инструментальных быстрорежущих сталей, является использование эффекта кинетической пластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситном превращении. В разработанных в Сибирском государственном промышленном университете способах наплавки теплостойкими сталями высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»). Проявление эффекта кинетической пластичности в процессе мартенситного или бейнитного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ. Результаты исследования показали, что в инструментальных закаливаемых сталях наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения. На

основе эффекта сверхпластичности разработаны способы плазменной наплавки, для которых необходимы специальные наплавочные материалы [2,3].

Цель работы - разработка и исследование наплавочных материалов для плазменной наплавки на обратной полярности в среде азота деталей горно - металлургического оборудования на основе теплостойких сталей высокой твердости.

Стойкость металла против образования холодных трещин можно в определенных пределах изменять, регулируя нарастание в нем при охлаждении временных сварочных напряжений. Наиболее простой и надежный способ такого регулирования состоит в выборе химического состава наплавленного металла, которым определяется коэффициент линейного расширения, характер и объемный эффект структурных превращений. Эти факторы оказывают существенное влияние на развитие временных напряжений в процессе наплавки.

При исследовании эффекта кинетической пластичности стали P18 отмечено, что степень легирования оказывает известное влияние на релаксацию временных напряжений. Высказывалось предположение о возможности регулирования величины остаточных напряжений путём смещения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур за счёт соответствующего легирования наплавленного металла. Тогда временные напряжения, накопившиеся при охлаждении металла в аустенитной области, в основном релаксируются в интервале мартенситного превращения и не получают дальнейшего развития при охлаждении до комнатной температуры T_k [2].

Ниже изложены результаты исследования влияния легирования на формирование временных напряжений в наплавленном металле с целью поисков путей уменьшения величины остаточных напряжений, а, следовательно, и снижения вероятности образования холодных трещин. Эксперименты проводились на образцах из наплавленного металла типа 3X2B8, дополнительно легированного углеродом, хромом, вольфрамом, алюминием, путём соответствующего изменения химического состава порошковой проволоки.

Исследование влияния эффекта кинетической пластичности на характер формирования временных и остаточных напряжений при охлаждении образцов из теплостойких сталей производили на установке тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69. Образцы, имеющие форму двусторонней «лопаточки» с рабочим сечением 9 мм^2 и длиной рабочей части 46 мм, изготавливали из теплостойких сталей высокой твердости.

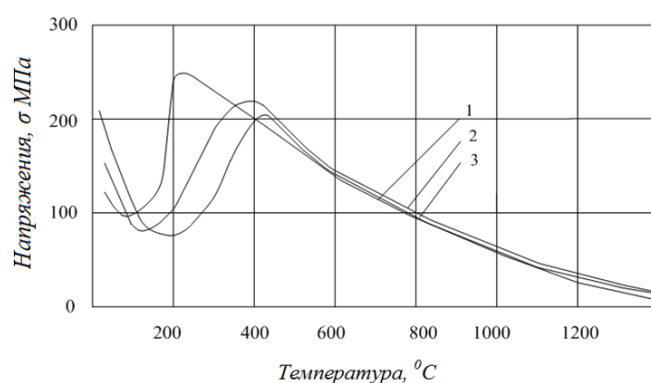
Проявление эффекта кинетической пластичности оценивали по снижению временных напряжений в процессе охлаждения жестко закрепленных образцов в интервале мартенситного превращения. Закрепление осуществляли с помощью электромеханического привода системы нагружения установки. Образцы нагревали в вакууме 5×10^{-5} мм рт. ст. за счет тепла, выделенного при протекании электрического тока. Нагрев производили до температуры $1200 \text{ }^\circ\text{C}$, обеспечивающей высокую степень растворения карбидной фазы в аустените. После нагрева и выдержки образцы жестко закрепляли для сохранения постоянства его длины при последующем охлаждении. Условия нагрева и охлаждения имитировали сварочный термический цикл. Неизменность длины обуславливала соответствующий рост упругопластической деформации образца при охлаждении. Напряжения в образцах в процессе охлаждения непрерывно измеряли с помощью тензометрических датчиков с точностью $\pm 1,5 \%$. Температуру определяли платина – платинородиевой термопарой, приваренной к средней части образца. Кинетика формирования временных напряжений в жестко закрепленных образцах в зависимости от температуры непосредственно фиксировалась на двухкоординатном потенциометре типа ПДП-4.

На рисунке 1 представлены данные об изменении временных термических напряжений в жестко закрепленных образцах из наплавленного металла типа сталей 3X2B8, 4X4B10Ю и P18Ю, состав которого приведен в таблице 1. Из данных рисунка 1 кривая 1 видно, что при охлаждении образцов из стали P18Ю с температуры $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается эффект кинетической пластичности при фазовом превращении, который проявляется в снижении временных напряжений в интервале мартенситных температур. Максимум напряжений на кривой формирования временных напряжений в стали составляет $\sim 240 \text{ }^\circ\text{C}$, что довольно близко температуре начала мартенситного превращения стали P18 при её закалке с температуры нагрева $T_n = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$, а минимум $100 \text{ }^\circ\text{C}$ соответствует таким температурам, лежащим выше температуре конца мартенситного превращения $M_k^{усл}$ ($M_k^{усл} > M_k$), когда степень превращения уже достаточно велика, и за счет образования прочного «каркаса» из многочисленных мартенситных кристаллов возрастает предел текучести, а пластичность сплава начинает уменьшаться. Из данных рисунка 1 видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения снижаются в полтора–два раза по сравнению с величиной напряжений, накопившихся в аустенитной области.

При дальнейшем охлаждении ниже температуры $M_{\kappa}^{усл}$ напряжения возрастают до 120–180 МПа за счет некоторого увеличения количества мартенсита. Результаты исследования показали, что в инструментальных закаливающихся сталях наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения.

При этом остаточные напряжения в образцах из металла типа 3Х2В8 составляют 200 МПа против 100 МПа у образцов из металла типа 4Х4В10Ю. Это можно объяснить смещением положения кривой формирования временных напряжений у сплава 4Х4В10Ю в область более низких температур, что является следствием дополнительного легирования наплавленного металла углеродом, хромом и алюминием.

Дальнейшее увеличение концентрации углерода и вольфрама в наплавленном металле типа Р18Ю привело к смещению температурного интервала $M_{\kappa} - M_{\kappa}^{усл}$ в область ещё более низких температур. Временные напряжения после релаксации в области мартенситного превращения не получили существенного развития, и остаточные напряжения в наплавленном металле Р18 оказались ещё ниже, чем в металле типа 4Х4В10Ю.



$T_n = 1200^{\circ}\text{C}$; 1 – Р18Ю; 2 – 4Х4В10Ю; 3 – 3Х2В8

Рис. 1. Влияние комплексного легирования на формирование временных напряжений в металле

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей

Наплавленный металл	Содержание элементов, в %					
	С	Si	Mn	Cr	W	Al
3Х2В8	0,35	0,8	0,9	2,5	8,5	
4Х4В10Ю	0,42	0,8	0,9	3,78	9,2	0,44
Р18Ю	0,82	0,25	0,21	4,1	18	0,68

Совместное легирование наплавленного металла углеродом, хромом, вольфрамом и алюминием способствует сохранению более мелкого аустенитного зерна, поэтому у более легированного наплавленного металла типа Р18Ю мартенсит намного дисперснее мартенсита стали 3Х2В8. От степени дисперсности мартенсита зависит полнота использования мартенситного превращения в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений. Вероятно, этим же объясняется большая степень релаксации временных напряжений стали Р18. Характерно, что за счет малой величины температурного интервала $M_{\kappa}^{усл} - T_{\kappa}$, временные напряжения не успевают получить существенного развития, и при комнатной температуре в образцах из наплавленного металла Р18Ю зафиксирован самый низкий уровень остаточных напряжений[2].

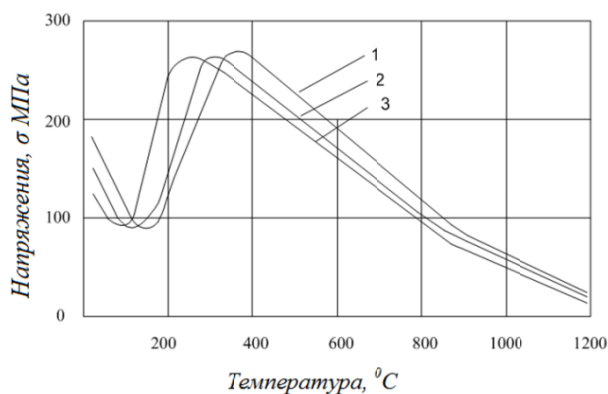
Как показали проведенные исследования, наплавленный металл типа стали Р18Ю обладает достаточно высокой твердостью. Поэтому, решив задачу предотвращения холодных трещин путем дополнительного легирования стали Р18Ю, можно рекомендовать её в качестве наплавленного материала для разработанных способов. Для подтверждения правильности вывода о том, что соответствующим легированием наплавленного металла можно регулировать уровень остаточных напряжений, а, следовательно, вероятность образования холодных трещин, наплавленный металл типа Р18Ю дополнительно легировали кобальтом и никелем. На рисунке 2 представлены данные о влиянии легирования кобальтом на смещение интервала мартенситного превращения и формирование временных напряжений в образцах из наплавленного металла типа Р18Ю. Как известно, легирование ко-

бальтом приводит к смещению мартенситного превращения в область более высоких температур. Так, при отсутствии кобальта в наплавленном металле P18Ю, точка M_n , определенная по положению максимума на кривой (см. рисунок 2), составляет 180 °С, у легированного одним процентом кобальта она достигает 250 °С, легирование двумя процентами кобальта приводит к повышению M_n до 340 °С. Видно также, что смещение точек M_n и M_k в область более высоких температур влечет за собой получение более высокого уровня остаточных напряжений [2].

Легирование некарбидообразующим никелем ухудшает несколько теплостойкость из-за вызываемого им снижения температур $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Поэтому никель вводился в небольших количествах (1–2 %). Как видно из рисунка 3, дополнительное легирование стали P18Ю никелем привело к смещению положения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур, и величина остаточных напряжений при этом значительно уменьшилась, а, следовательно, можно ожидать увеличения стойкости такого металла против образования холодных трещин [2].

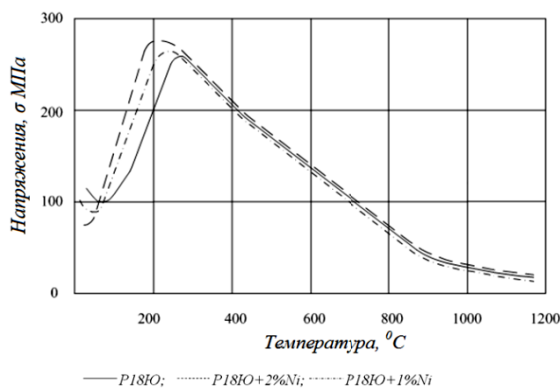
Результаты лабораторных испытаний были проверены при натурных испытаниях исследованных марок наплавленного металла на стойкость против образования холодных трещин. По разработанному способу производилась многослойная плазменная наплавка с низкотемпературным подогревом и принудительным охлаждением заготовок из стали 30ХГСА. Температура подогрева выбиралась немного выше точки начала мартенситного превращения стали P18Ю [2,4].

При наплавке порошковой проволокой, легированной 2 % Со трещины, наблюдаемые визуально, образовывались при наплавке первых витков первого слоя. Уменьшение кобальта до одного процента позволяло избежать трещин только в первом слое. Проволокой P18Ю без трещин наплавливали три слоя. Легирование никелем позволило избежать трещин при пяти–шестислойной наплавке. Однако, в присутствии никеля намного возрастают количество и устойчивость остаточного аустенита, что несколько усложняет последующий отпуск. Поэтому при легировании желательно не вводить значительное количество никеля. Для предотвращения трещин в наплавленном металле достаточно уже одного процента никеля.



1 – P16+2%Co; 2 – P16+1%Co; 3 – P16

Рис. 2. Влияние легирования наплавленного металла типа P18 кобальтом на релаксацию временных напряжений



— P18Ю; P18Ю+2%Ni; - - - - P18Ю+1%Ni

Рис. 3. Влияние легирования стали P18 никелем на релаксацию временных напряжений

Таким образом, показано, что соответствующим легированием наплавленного металла можно повысить его стойкость против образования холодных трещин, применяя при этом низкие температуры предварительного подогрева.

Для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота в Сибирском государственной индустриальном университете разработаны порошковые проволоки, обеспечивающие широкую гамму химических составов и эксплуатационных свойств наплавленного металла. При наплавке сжатой дугой в азотсодержащих газовых средах наблюдается интенсивное кипение сварочной ванны, т. к. взаимодействие жидкого металла сварочной ванны с газовой фазой в процессе наплавки приводит к насыщению металла азотом. При кристаллизации металла растворимость азота в нем резко уменьшается, избыточный азот выделяется и из-за быстротечности процесса наплавки способствует образованию пористости. Для устранения пористости в состав сердечника порошковой проволоки вводили алюминий, связывающий избыточный азот в нерастворимые в жидком металле соединения. Такие соединения частично всплывают на поверхность сварочной ванны, а также остаются в наплавленном металле и могут выступать в роли дополнительной упрочняющей фазы. С другой стороны, алюминий, переходящий в твердый раствор, оказывает существенное влияние на процесс структурообразования, увеличивая количество мягких структурных оставляющих и тем самым способствуя разрушению наплавленного металла.

В результате исследования процесса структурообразования наплавленных в азоте теплостойких инструментальных сталей высокой твердости установлено, что алюминий влияет на твердость металла после наплавки и отпуска на вторичную твердость. Алюминий, участвуя в образовании дисперсионных частиц, предположительно нитридов или комплексных оксидов, размером 6–12 мкм, способствует упрочнению металла, однако увеличение его содержания в металле более 1,0 % приводит к увеличению количества δ -феррита и разупрочняет металл. Оптимальным с точки зрения получения максимальной вторичной твердости и предотвращения пористости является концентрация алюминия в наплавленном металле в пределах 0,8–1,0 % [2]. Для уменьшения склонности к порообразованию, вызванному водородом, в состав сердечника порошковой проволоки дополнительно вводили кремнефтористый или алюмофтористый натрий (Na_2SiF_6, Na_3AlF_6), связывающие водород в соединение [HF].

Разработанные порошковые проволоки обеспечивают получение наплавленного металла типа теплостойких сталей высокой твердости таких как, P18, P6M5, P2M9 и т. п. Такие порошковые проволоки предназначены для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с целью восстановления и упрочнения быстроизнашивающихся деталей оборудования и металлообрабатывающего инструмента, когда требуется особенно высокая твердость и износостойкость рабочих поверхностей. Диаметр изготавливаемой порошковой проволоки 2,7 + 3,7 мм; коэффициент наплавки – 18–20 Г/А·ч; коэффициент разбрызгивания не более 3,5 %. Твердость наплавленного металла HRC 52–60, твердость наплавленного металла после термической обработки (высокотемпературного отпуска) – HRC 62 – 66. Характерная структура наплавленного металла и основного металла в зоне их сплавления показана на рисунке 4.

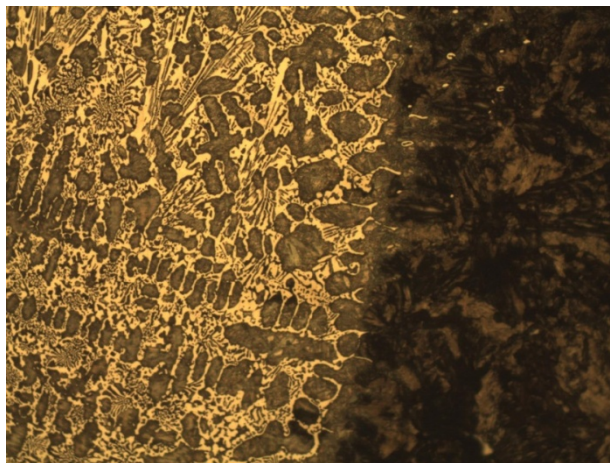


Рис. 4. Характерная структура наплавленного металла и основного металла, $\times 500$

Порошковые проволоки для плазменной наплавки изготавливались нами на станке для изготовления порошковой проволоки. Производительность станка до 50 кг порошковой проволоки за смену. Шихта порошковой проволоки перемешивалась в устройстве типа «пьяная бочка». На составы шихт для плазменной наплавки в защитно–легирующей среде азота получены авторские свидетельства.

Возможность использования в качестве защитного газа азота взамен аргона позволяет снизить материальные затраты, повысить производительность наплавки, дополнительно упрочнить наплавленный металл за счет легирования его азотом из газовой фазы непосредственно в процессе наплавки. Наплавленный металл не склонен к образованию трещин и находится в состоянии близком к закаленному металлу, что позволяет для повышения твердости и износостойкости ограничиться только высокотемпературным отпуском.

Промышленные испытания в реальных заводских условиях подтвердили результаты прямых и косвенных исследований свойств наплавленного теплостойкого металла. Установлено, что изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя разработанными наплавочными материалами на базе теплостойких сталей высокой твердости с регулируемым термическим циклом и низкотемпературным подогревом рабочие валки стана холодной прокатки полностью пригодны для условий прокатки трудно деформируемых сплавов и сталей при повышении в 1,5...2,0 раза стойкости по сравнению с серийными валками. Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов M_6C и MC . Наличие в поверхностном слое наплавленных валков сжимающих напряжений и отсутствие резкого перехода сжимающих напряжений в растягивающие является, вероятно, также одним из факторов, способствующих повышению износостойкости.

Выводы

1. Разработаны порошковые проволоки для плазменной наплавки в среде азота на обратной полярности деталей горно – металлургического оборудования, шихта которых содержит углерод, хром, вольфрам, молибден, алюминий, кобальт, никель и кремнефтористый или алюмофтористый натрий.

2. Совместное легирование наплавленного металла углеродом, хромом, вольфрамом, молибденом, алюминием, молибденом, никелем, кремнефтористым или алюмофтористым натрием позволяет получить наплавленный металл, не склонный к образованию трещин в состоянии близком к закаленному металлу.

3. Твердость направленного разработанными материалами металла составляет HRC 52–60, твердость наплавленного металла после термической обработки (отпуска) – HRC 62 – 66. Термическую обработку наплавленных деталей можно ограничить отпуском на вторичную твердость без предварительного отжига и закалки. Это существенно упрощает технологический процесс и дает экономию при изготовлении биметаллических деталей и инструмента.

Литература

1. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Металлургиздат, 1961, – 421с.
2. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.
3. Малушин Н.Н. Регулируемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков теплостойкими сталями/Н.Н. Малушин, Т.Г. Вострцова // Заготовительные производства в машиностроении, 2014, №13, С.14–17.
4. Малушин Н. Н. , Валуев Д. В. , Валуева А. В. , Серикбол А. -. Влияние легирования наплавленного хромовольфрамового металла на формирование временных напряжений [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. - 2015 - №. 1. - С. 1.
5. Валуев Д.В., Данилов В.И. Причины образования неоптимальных структур при обработке давлением малоуглеродистой стали // Горный информационно-аналитический бюллетень, 2010. -№ 3 -с. 423-432
6. Валуев Д.В., Данилов В.И., Апасов А.М. Причины брака крупнотоннажных кованых заготовок на Юргинском машиностроительном заводе // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: Труды V Всероссийской научно-практической конференции с международным участием, посвящённой 50-летию Юргинского технологического института (филиала) Томского политехнического университета - Юрга, ЮТИ ТПУ, 14–15 сент. 2007. - Томск: Изд. ТПУ, 2007. - с. 232 – 233
7. Малушин Н.Н. Наплавка с низкотемпературным подогревом теплостойкими сталями деталей металлургического оборудования/Н.Н. Малушин, В.Л. Осетковский, И.В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении, 2014, №10, С.6–10.