

пригодны для условий прокатки и равнения 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, одним из факторов, способствующих повышению износостойкости.

Выводы

Прямые испытания показали, что данные косвенных испытаний могут применяться при разработке новых способов наплавки и наплавочных материалов. Косвенные испытания на образцах позволяют разработать наплавочные материалы с желаемым комплексом свойств, выбрать термический цикл, обеспечивающий получение необходимых свойств наплавленного металла. Насколько достоверно имитируется процесс наплавки, можно судить при прямых испытаниях, оценивая свойства наплавленного металла (его твердость, наличие или отсутствие трещин, величину аустенитного зерна, состав и количество структурных составляющих).

Промышленные испытания в реальных заводских условиях подтвердили результаты прямых и косвенных исследований свойств наплавленного теплостойкого металла.

Литература.

1. Герасимова Л.П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание /Л.П. Герасимова – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 376 с.
2. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961, – 421с.
3. 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.
4. Малушин Н.Н. Повышение качества и долговечности рабочих валков станов холодной прокатки плазменной наплавкой теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин //Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано - до макроуровня: в 2 ч. Часть.1 материалы 13–й Международной научно- практической конференции. – Санкт–Петербург, СПб.: Изд–во Политехн. ун–та,2011. – С.203–209.
5. Малушин Н.Н.Повышение качества и долговечности наплавленных прокатных валков путем регулирования напряженного состояния в процессе их изготовления и эксплуатации/Н.Н. Малушин, Т.Г. Вострцова //Заготовительные производства в машиностроении. 2012. №12. С.12- 17.
6. Малушин Н.Н. Регулирование термического цикла в процессе плазменной наплавки прокатных валков теплостойкими сталями высокой твердости / Н.Н.Малушин // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика: в 2 ч. Часть.1 материалы 15–й Международной научно- практической конференции. – Санкт–Петербург, СПб.: Изд–во Политехн. ун–та,2013. – С.118-123.

ЭФФЕКТ КИНЕТИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ И БЕЙНИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ И ВОЗМОЖНОСТЬ ЕГО ПРИМЕНЕНИЯ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКЕ

Н.Н. Малушин, к.т.н., Д.В. Валуев, к.т.н., доц.*

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, т. 46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92

E-mail: nmalushin@mail.ru

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: valuevden@rambler.ru. ru

В процессе полиморфных превращений в сталях проявляется эффект кинетической пластичности [1, 2]. Одним из видов кинетической пластичности является мартенситная сверхпластичность, проявляющаяся одновременно с мартенситным превращением, когда образуется мартенсит деформации.

Одним из технологических приемов регулирования величины и характера распределения напряжений, а, следовательно, величины и направления деформации, возникающей при закалке инст-

рументальных быстрорежущих сталей, является использование эффекта кинетической пластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситном превращении. В процессе такого превращения сталь приобретает повышенную пластичность, в результате чего появляется возможность предупреждать деформацию не в зоне высоких температуры когда сталь находится еще в аустенитном состоянии, а в мартенситном или бейнитном интервале. На использовании такой сверхпластичности основана правка изделий в процессе закалки («закалка в штампе») [1]. Эффект увеличения пластичности в быстрорежущих сталях при температурах на $50-80^\circ\text{C}$ ниже A_1 впервые обнаружен и исследован Гуляевым А.П. [2]. Однако практические пути использования этого явления не разработаны, возможность горячей деформации в области резко повышенной пластичности затруднена из-за узкого температурного интервала. Для крупного инструмента рекомендуется закалка с изотермической выдержкой τ (до 20 и более минут) при температурах бейнитного превращения [1]. Изотермическая выдержка приводит к термической стабилизации аустенита, и при последующем охлаждении до комнатной температуры эффект кинетической пластичности от мартенситного превращения снижается. Данные об эффекте сверхпластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в хромовольфрамовом наплавленном металле отсутствуют.

Целью настоящей работы является исследование эффекта кинетической пластичности (сверхпластичности) быстрорежущих сталей в процессе мартенситного и бейнитного превращений и доказательства возможности использования данного явления для уменьшения уровня остаточных напряжений в наплавленном металле и уменьшения вероятности образования холодных трещин.

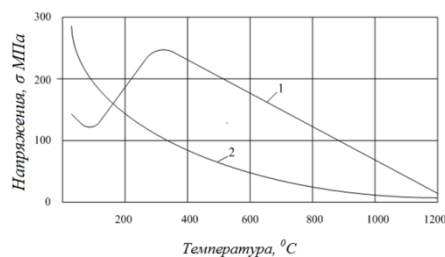
Исследование влияния эффекта кинетической пластичности на характер формирования временных и остаточных напряжений при охлаждении образцов из наплавленного металла типа стали P18 и стали 12X17 в ковном состоянии производили на установке тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69. Образцы, имеющие форму двусторонней «лопаточки» с рабочим сечением 9 мм^2 и длиной рабочей части 46 мм, изготавливали из указанных сталей в отожженном состоянии. Общий вид и схема вырезки образца из наплавленного металла представлены на рисунке 1.

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 800°C , что ниже точки A_{c1} и до температуры 1200°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.

В качестве материала для исследования выбрана быстрорежущая сталь P18, закалывающаяся на мартенсит, и хромистая коррозионно-стойкая сталь 12X17, относящаяся к ферритному классу. Сталь 12X17 не испытывает $\gamma \leftrightarrow \alpha$ – превращения, в отличие от быстрорежущей стали, закалывающейся даже на воздухе. Из данных рисунка 1 видно, что при охлаждении образцов из стали P18 с температуры 1200°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 $\sim 240^\circ\text{C}$, что довольно близко температуре начала мартенситного превращения стали P18 при её закалке с температуры $T_n = 1200^\circ\text{C}$, а минимум 100°C соответствует таким температурам, лежащим выше температуре конца мартенситного превращения ($M_{\text{к}}^{\text{ycl}} > M_{\text{к}}$), 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.



Сталь: 1.P18; 2.12X17;

Рис. 2. Формирование временных напряжений в образцах из сталей P18 и 12X17

При дальнейшем охлаждении ниже температуры $M_K^{усл}$ напряжения возрастают до 120–180 МПа за счет некоторого увеличения количества мартенсита. При охлаждении образцов из стали 12X17 ввиду отсутствия фазового превращения эффект кинетической пластичности не проявляется.

С повышением температуры напряжения непрерывно увеличиваются и достигают значений, значительно превышающих остаточные напряжения в стали P18, претерпевшей мартенситное превращение. При нагреве образцов до 800°C, что ниже температуры AC_1 ввиду отсутствия фазового превращения как в ферритном, так и в закаливающемся металле типа стали P18, при охлаждении эффект кинетической пластичности не наблюдается, и напряжения непрерывно возрастают. Результаты исследования показали, что в хромовольфрамовом быстрорежущем металле наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения.

Нами была предпринята попытка определения роли эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений непосредственно в образцах из хромовольфрамового закаливающегося металла. С этой целью производилось определение относительного удлинения δ , характеризующего пластичность металла. Исследования производились на образцах из наплавленного металла типа 3X2B8 и P18. Как известно [1], для этих инструментальных сталей определение характеристик пластичности, и в частности δ , не производится.

Образцы из инструментальных сталей разрушаются при нагружении хрупко, без видимых следов пластической деформации. Определение характеристик пластичности инструментального наплавленного металла в интервале мартенситного превращения ранее не производилось, и такие данные в литературе отсутствуют.

Если гипотеза об определяющей роли сверхпластичного состояния в релаксации временных напряжений достоверна, то при дополнительном растяжении образца в момент мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ — превращения можно достичь значительной величины относительного удлинения. Большие значения относительного удлинения характеризуют, как известно, состояние сверхпластичности.

Методика эксперимента заключалась в следующем. Образцы из наплавленного металла готовились для металлографических исследований на установках тепловой микроскопии. После полировки и травления производилась разметка центральной зоны образца на базе 10 мм, в которой распределение температуры достаточно равномерно. Реперные точки наносились на микротвердометре ПМТ–3 через 0,25 мм. Исследования производились на установке тепловой микроскопии «АЛА–ТОО». Образцы нагревались в вакуумной камере установки до температуры 1150 °C. В процессе испытаний измеряли расстояние между реперными точками холодного образца до и после нагрева и перед началом мартенситного превращения. Погрешность измерения удлинения в рабочей зоне не более $\pm 0,01$ мм. Замер осуществлялся с помощью высокотемпературного микроскопа МВТ–71. При охлаждении производилось нагружение образцов растягивающими напряжениями по различным схемам. В первом случае напряжения, возникающие при температурном укорочении образца при охлаждении, компенсировались с помощью электромеханического привода нагружения, так, что величина растягивавших напряжений перед началом мартенситного превращения составляла примерно 10–20 МПа. Получаемая при этом величина относительного удлинения характеризует лишь увеличение объема, которым сопровождается мартенситное превращение. Во втором случае в интервале мартенситного превращения производилось периодическое растяжение образца вплоть до его разрушения. Повышенные характеристики пластичности свидетельствуют о сверхпластичном состоянии. Результаты исследования представлены в таблице 1. Видно, что относительное удлинение, получаемое в первом случае за счет увеличения объема, составляет в инструментальных сталях 3–4 %, что довольно точно согласуется с данными об объемном эффекте мартенситного превращения для со-

единений железа. Растяжение образцов в интервале мартенситного превращения позволяет получить значительно, в 5–10 раз, большее значение относительного удлинения. Влияние условий нагружения на величину относительного удлинения хромовольфрамовых сталей показано в таблице 1.

Таблица 1

Влияние условий нагружения на величину относительного удлинения хромовольфрамовом наплавленном металле

Тип металла	Относительное удлинение δ , %	
	При условии компенсации температурного укорочения	Перед разрушением образца под действием максимальных растягивающих напряжений
3X2B8	3 – 4	30 – 35
P18	3 – 4	15 – 20

Такие значения пластичности свидетельствуют об определяющей роли кинетической пластичности (сверхпластичности) в релаксации временных напряжений в хромовольфрамовом наплавленном металле.

В работе [3] и нами исследовано влияния выдержки в бейнитном интервале температур на кинетическую пластичность быстрорежущих сталей P18 и P6M5. Испытания проводили на установке ИМАШ–20–75. Образцы изготавливали из кованных отожженных сталей. Нагрев осуществляли в вакууме около 6×10^{-4} Па проходящим через образец током. Температура аустенитизации для стали P18 составляла 1260°C, а для стали P6M5 1200°C, выдержка при температуре аустенитизации была 15–20 с. Контроль за температурой осуществляли с помощью двух платино-платинородиевых термопар, приваренных к средней части образца, с записью термического цикла на потенциометре КСП–4.

Известно, что с увеличением напряжений растяжения в сталях температура начала мартенситного превращения повышается. Для исключения возможности переохлаждения образца в температурную область мартенситного превращения предварительно определяли температуру начала релаксации напряжений при непрерывном охлаждении. Установлено, что напряжение $\sigma \approx 450$ МПа не вызывают аномалий в ходе кривой, записанной в координатах температура напряжения, при охлаждении до 240°C. Следовательно, охлаждения образцов с температуры аустенитизации до 280°C полностью исключает возможность образования мартенсита в процессе испытаний при напряжениях до 450 МПа.

Проявление кинетической пластичности в температурной области образования структуры нижнего бейнита определяли по изменению длины образца в процессе выдержки при 280°C и постоянных во время испытания растягивающих нагрузках по описанной выше методике. Характер изменения относительного удлинения δ в процессе выдержки показывает, что имеется инкубационный период, в течение которого увеличения длины образца не наблюдается (рис. 3 а).

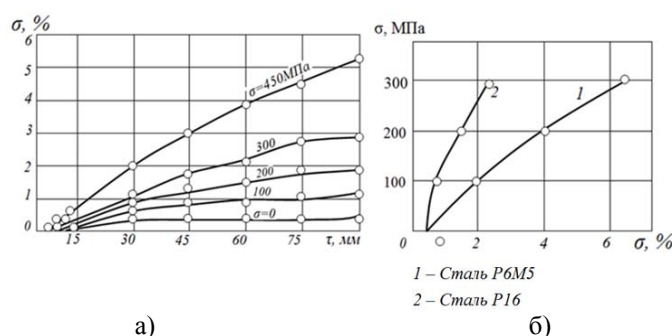


Рис. 3. Влияние напряжений и длительности выдержки при 280°C на относительное удлинение стали P18 (а) и зависимость относительного удлинения сталей P18 и P6M5 от величины напряжений (выдержка при 280°C 60 мин)

Длительность инкубационного периода зависит от величины напряжений растяжения σ в рабочей части образца. С повышением напряжений длительность инкубационного периода уменьшается, что, по-видимому, связано с интенсифицирующим влиянием напряжений, как и предварительной

пластической деформации на кинетику бейнитного превращения. При увеличении напряжений до 450 МПа инкубационный период уменьшается на 4–6 мин. После инкубационного периода начинается рост длины образца. Изменение относительного удлинения зависит от величины напряжений растяжения; с ростом напряжений относительное удлинение увеличивается. Наиболее интенсивное удлинение наблюдается при выдержке до 45–60 мин., затем процесс постепенно затухает. Уменьшение прироста длины образца при более длительных выдержках зависит от величины напряжений. При напряжениях до 200 МПа (выдержка 60 мин.) величина относительного удлинения почти линейно зависит от напряжения (рис. 3 б). Более высокие напряжения несколько усиливают рост относительного удлинения.

Аналогичные исследования на стали Р6М5, показали, что она обладает в два раза более высокой пластичностью при бейнитном превращении, чем сталь Р18.

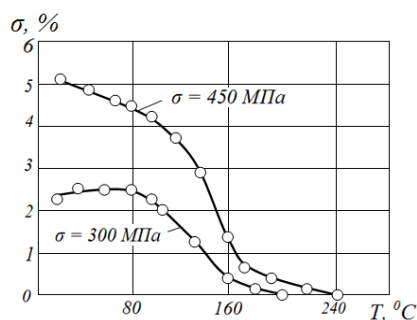


Рис. 4. Влияние напряжений на относительное удлинение при мартенситном превращении стали Р18

При этом все закономерности, выявленные для стали Р18, справедливы и для стали Р6М5. Следует отметить, что и субкритическая сверхпластичность, наблюдаемая вблизи точки A_1 , и пластичность при мартенситном превращении стали Р6М5 также выше, чем для стали Р18.

Для сравнения кинетики изменения относительного удлинения при бейнитном и при мартенситном превращениях для стали Р18 проведены испытания при непрерывном охлаждении образцов до комнатной температуры (рис. 4). Характерно, что величина относительного удлинения при мартенситном превращении и при бейнитном с выдержкой 90 мин. при напряжениях 300 и 450 МПа получилась примерно одинаковой – соответственно 2,7 и 5,2 %. Такая близость эффекта пластичности обусловлена общими чертами кинетики и механизма этих превращений. Интенсивное удлинение образцов при непрерывном охлаждении происходит в достаточно узком интервале температур (160–100°C), что хорошо согласуется с литературными данными.

В результате исследования установлено, что в процессе бейнитного превращения в сталях Р18 и Р6М5, так же, как и при мартенситном превращении наблюдается снижение сопротивления пластической деформации со значительным повышением пластичности. Снижение сопротивления деформации и рост относительного удлинения при изотермической выдержке в бейнитном интервале температур наблюдается после инкубационного периода, длительность которого уменьшается с повышением величины напряжений в образце. Относительное удлинение зависит от напряжений в образце и времени выдержке при бейнитном превращении. Наиболее интенсивный рост относительного удлинения происходит при выдержке до 45–60 мин.

Эффект бейнитной и мартенситной кинетической пластичности стали Р18 примерно одинаков. У стали Р6М5 пластичность при бейнитном превращении значительно больше, чем у стали Р18.

Релаксацию напряжений можно использовать для регулирования напряженного состояния в процессе наплавки и предотвращения образования холодных трещин в наплавленном хромовольфрамовом металле[4].

В разработанных способах наплавки теплостойких сталей высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности») в процессе мартенситного или бейнитного превращения, проводить наплавку при низкотемпературном подогреве и при этом получать наплавленный металл в состоянии близком к закаленному [5].

Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{под} = 230-280^\circ\text{C}$). Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений

в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Особенность предлагаемого цикла наплавки заключается в трех его стадиях. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Она может быть реализована применением высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с $T_{под} = M_n + (50 - 100 \text{ } ^\circ\text{C})$. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения $T_{под}$ ниже температуры M_n . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений. При этом упрощается процесс наплавки по сравнению с традиционной технологией, повышается производительность наплавки, максимально используются свойства наплавленного высоколегированного слоя [5-7].

Данные, полученные при исследованиях на установках тепловой микроскопии, проверялись нами путем наплавки по разработанным способам заготовок диаметром 100 мм порошковыми проволоками разного химического состава. Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения. Установка для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования (прокатных валков и роликов), сконструирована из серийно выпускаемого оборудования. Для плазменной наплавки нетоководущей порошковой проволокой была использована установка, состоящая из манипулятора, задней бабки, модернизированного аппарата А-384 и пульта управления. Источником питания служит выпрямитель аппарата АПР-401У4. В качестве плазмотрона использован плазмотрон, разработанный сотрудниками кафедры и успешно зарекомендовавший себя в эксплуатации [4].

Валки наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну порошковой проволоки.

Заготовка с припусками под наплавку 10 – 12 мм на сторону устанавливалась в центрах наплавочной установки, затем производился предварительный подогрев до температуры 230°C сжатой дугой без подачи порошковой проволоки. В процессе наплавки шейки валка охлаждались с помощью душирующего устройства с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций производилась 4 – 6 – слойная наплавка.

Режим наплавки рабочих валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной бочки 315 мм: $I_{св} = 150 \dots 160 \text{ А}$, $U_d = 50 \dots 55 \text{ В}$, скорость наплавки $v_n = 18 \text{ м/ч}$, скорость подачи порошковой проволоки $v_{п.пр.} = 60 \text{ м/ч}$, смещение с зенита 10...12 мм, длина дуги $l_d = 20 \text{ мм}$, расход защитного газа азота $Q_{заш. N} = 20 \dots 22 \text{ л/мин}$, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{плазм. Ar} = 6 \dots 8 \text{ л/мин}$. Наплавка производилась на заготовке из стали марки 30ХГСА с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18ЮН диаметром 3,7 мм.

Параметры реального термического цикла с низкотемпературным подогревом и принудительным охлаждением шеек валка соответствуют рекомендуемым. В наплавленном металле отсутствуют трещины, поры и шлаковые включения. Твердость металла после наплавки порошковой проволокой ПП-Р18ЮН составляет HRC 52–57. Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа Р18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (около 60%), карбидов (до 20%) и остаточного аустенита (до 30%). 3-4-х кратный высокотемпературный отпуск при температуре 580°C увеличивает твердость наплавленного металла до HRC 62-64. Увеличение твердости объясняется превращением остаточного аустенита в мартенсит и эффектом дисперсионного твердения.

Промышленные испытания в реальных заводских условиях показали, что изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости с регулируемым термическим циклом рабочие валки стана холодной прокатки 6/100×315 полностью пригодны для условий прокатки и равнения труднодеформируемых сплавов и сталей при повышении в 1,5...2,0 раза стойкости по сравнению с серийными валками [8].

Выводы

1. Показано, что в наплавленном хромовольфрамовом металле наблюдается эффект повышенной пластичности в момент мартенситного и бейнитного превращений и его можно использовать для релаксации напряжений в процессе наплавки и предотвращения образования холодных трещин.

2. Показана определяющая роль кинетической пластичности (сверхпластичности) в релаксации временных напряжений в хромовольфрамовом металле.

3. Эффект кинетической пластичности при мартенситном и бейнитном превращении применен в разработанных способах многослойной наплавки теплостойкими сталями прокатных валков, при этом достигнуто увеличение их стойкости в 1,5- 2,0 раза.

Литература.

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали /Ю.А. Геллер – М.: Металлургия, 1975. – 584с.
2. Гуляев А.П., Сармянова Л.М. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – №7. – С. 2–9.
3. Федоров Н.С., Зубков Н.С., Крепышева Л.Б. Кинетическая пластичность быстрорежущих сталей при бейнитном превращении // Известия Вузов. Черная металлургия. – 1982. – №10. – С. 95–98.
4. Малушин Н.Н. Причины образования и способы предотвращения холодных трещин в хромовольфрамовом наплавленном металле/Н.Н. Малушин, О.Е. Козырева // Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства. Сборник материалов Всероссийской заочной научно- практической конференции. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2011. –С.153–155.
5. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования быстрорежущими теплостойкими сталями//Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов IV Международной научно - практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых: /Юргинский технологический институт.- Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013.- С.258-262
6. 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.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННОГО НИКЕЛЯ ДИБОРИДОМ ТИТАНА

*Г.В. Галевский, д.т.н., профессор, В.В. Руднева, д.т.н., профессор, К.А. Ефимова, аспирант
Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843)-74-89-13
E-mail: kafcmet@sibsiu.ru*

Электроосаждаемые или гальванические композиционные покрытия (ГКП) формируются при осаждении металла в виде тонкого слоя на изделия с электропроводящей поверхностью из электролитов-суспензий, содержащих дисперсную фазу. Благодаря включению частиц в покрытие его эксплуатационные свойства повышаются. Для улучшения характеристик ГКП необходимо повышать уровень дисперсности модифицирующей фазы. Это обстоятельство предопределяет постоянное стремление специалистов, работающих в области технологии ГКП, к использованию в качестве модифицирующей фазы материалов высокой дисперсности, в том числе и наноразмерного уровня [1 – 8].

Целью настоящего исследования является изучение особенностей формирования и свойств ГКП на основе никеля, содержащих в качестве модифицирующей фазы нано- и микропорошки диборида титана – синтетического сверхтвердого, тугоплавкого, жаропрочного материала, достаточно востребованного в технологии защитных покрытий. Гальванические покрытия на основе никеля характеризуются наибольшим объемом использования в различных отраслях производства, составляющим 75 % от общего объема гальванически осаждаемых металлов.

Для упрочнения никелевой матрицы использовались нанопорошок диборида титана (НП TiB₂), полученный борированием порошка металлического титана марки ПТМк в потоке азотной плазмы, и его микропорошок (МП TiB₂), полученный способом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Содержание TiB₂ составляет в нанопорошке 92,81 %, в микропорошке 94,12 %, удельная поверхность порошков 46000 и 1000 м²/кг, размерный диапазон частиц 0,01–0,07 и 3–7 мкм.

Исследование параметров осаждения ГКП проводилось в стандартном электролите никелирования, содержащем NiSO₄·7H₂O – 245, H₃BO₃ – 30, NaCl – 20, NaF – 6 кг/м³ – при pH 5,0–5,5, температуре 323 К, катодной плотности тока 0,1–1,2 кА/м², концентрации порошка 1–100 кг/м³ и непрерывном перемешивании электролита. В качестве катодов использовались стальные (Ст. 3) образцы с площадью поверхности 2,0·10⁻³ м². Анодами служили никелевые пластины размером 0,08 х 0,1 м.