

КРИТЕРИИ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА ПРИ НАПЛАВКЕ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СТАЛЯМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Малушин Н.Н.¹, Валуев Д.В.², Осетковский В.Л.³, Ваева А.В.², Серикбол А.С.²

¹ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия (654000, Новокузнецк, ул. Кирова 42), e-mail: nmalushin@mail.ru;

²Юргинский технологический институт (филиал) Федерального Государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет» Юрга, Россия (652050, Юрга, ул. Ленинградская 26), e-mail: valuevden@rambler.ru, valanna@rambler.ru, aikosha94s@mail.ru

³КХП ОАО ЕВРАЗ ЗСМК, 654000, г. Новокузнецк, шоссе Космическое, КХП «ОАО ЕВРАЗ ЗСМК», e-mail :Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com

Осуществление идеального цикла требует больших затрат труда и средств. Рекомендуемое замедленное охлаждение наплавленного металла ниже точки A_1 с целью смещения превращения переохлажденного аустенита в область высоких температур влечет за собой получение низко прочных, но более пластичных продуктов распада аустенита. Это в свою очередь приводит к необходимости проведения закалки наплавленной детали для повышения эксплуатационных характеристик наплавленного слоя. Операция закалки биметаллического изделия, вследствие различия теплофизических свойств наплавленного слоя и сердцевины, представляет сложную задачу, так как при этом также образуются закалочные трещины. Для получения высоких служебных характеристик наплавленного слоя и снижения затрат необходимо разработать способы, позволяющие совмещать наплавку с закалкой. Термический цикл при наплавке закаливающихся сталями должен сочетать в себе все то лучшее, что уже накоплено в теории и практике наплавочных работ. В работе предложены критерии выбора параметров термического цикла при наплавке деталей металлургического оборудования теплоустойкими сталями высокой твердости.

Ключевые слова: термический цикл, высокая твердость, металлургическое оборудование, качество, сталь, порошковая проволока, испытания.

SELECTION CRITERIA PARAMETERS THERMAL CYCLE DURING SURFACING HEAT RESISTANT STEEL HIGH SOLIDS PARTS METALLURGICAL EQUIPMENT

Malushin N.N.¹, Valuev D.V.², Osetkovsky V.L.³, Vaueva A.V.², Serikbol A.S.²

¹FGBOU VPO "Siberian State Industrial University," Novokuznetsk, Russia (654000, Novokuznetsk, Kirova str. 42), e-mail: nmalushin@mail.ru

²Yurginsky Technological Institute (branch) of the Federal State Educational Institution of Higher Professional Education "National Research Tomsk Polytechnic University" Jurga, Russia (652050, Jurga, Leningradskaya str. 26), e-mail: valuevden@rambler.ru, valanna@rambler.ru, aikosha94s@mail.ru

³KHP of Evraz ZSMK, 654000, Novokuznetsk, Highway Space, KHP of Evraz ZSMK, e-mail: Vasiliy .osetkovskiy @evraz.com

The implementation of the ideal cycle requires much labor and money. Recommended slow cooling of the weld metal below the point A_1 to shift transformation of under cooled austenite in high temperature area entails getting low durable, but more ductile austenite decomposition products. This in turn leads to the need for quenching the weld parts to enhance the performance characteristics of the deposited layer. The quenching operation of the bimetallic products, owing to the difference in thermal properties of the deposited layer and the core, is a challenge, as this also produces a quenching crack. For high service characteristics of the deposited layer and reduce costs needs to develop ways to combine surfacing with hardening. The thermal cycle during surfacing hardening steels should combine all the best that has been accumulated in the theory and practice of surfacing works. In the work proposed criteria for choosing the parameters of the thermal cycle for surfacing parts of metallurgical equipment heat resistant steels high hardness.

Keywords: thermal cycle, high hardness, metallurgical equipment, quality, steel-cored wire test.

Анализ существующей технологии наплавки быстрорежущими хромовольфрамовыми сталями показал:

1. Применение высокотемпературного подогрева приводит к получению продуктов диффузионного распада, аустенита, обладающих низкой твердостью и износостойкостью.

2. Для увеличения твердости и износостойкости требуется последующая закалка наплавленных деталей, что не всегда возможно реализовать на практике.

3. Актуальной является разработка новых способов наплавки теплостойких сталей высокой твердости, которые исключали бы недостатки существующей технологии.

4. В то же время, как показывает проведенный анализ термических циклов некоторых способов сварки и наплавки, имеются предпосылки для получения наплавленного металла в состоянии, приближающемся к закаленному с высокой стойкостью против образования холодных трещин. Предпосылки для разработки способов многослойной наплавки закаливающимися быстрорежущими сталями изложены в работах [1, 4, 5].

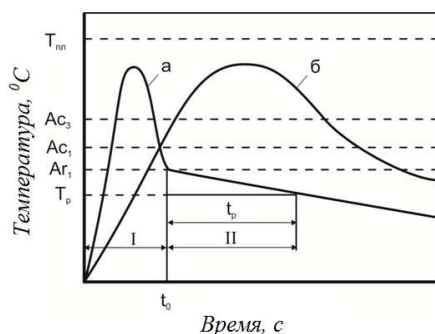


Рис. 1. Схема «идеального» «а» и обычного «б» термических циклов сварки: A_{r1} и T_p – начальная и конечная температура распада аустенита в заданной области; t_p – время распада аустенита

Целью работы является обоснование выбора параметров термического цикла при наплавке теплостойкими сталями высокой твердости деталей металлургического оборудования.

Нельзя не согласиться с авторами в том, что наиболее простым и эффективным способом борьбы с холодными трещинами является регулирование термического цикла наплавки путем выбора соответствующих методов и режимов [1, 3]. Практическое осуществление термических циклов, близких к рекомендуемому авторами [1, 3] «идеальному», сопряжено с применением весьма малопродуктивных режимов наплавки, высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева.

Схема «идеального» и обычного термических циклов сварки и наплавки показана на рисунке 1.

Для получения высоких служебных характеристик наплавленного слоя и снижения затрат необходимо разработать способы, позволяющие совмещать наплавку с закалкой. Для повышения стойкости наплавленных деталей против образования холодных трещин на первой стадии термического цикла необходимо предупредить развитие перегрева в

околошовной зоне и возникновение грубой столбчатой структуры в металле наплавки. Принято считать [1-3], и с этим нужно согласиться, что наличие большого количества аустенита, а также некоторое количество δ -феррита обуславливает высокую сопротивляемость наплавленного металла образованию холодных трещин. Этим объясняется высокая стойкость высокомарганцевого наплавленного металла типа стали Г13 против образования холодных трещин. Поэтому на второй стадии термического цикла необходимо сохранение аустенитной структуры наплавленного металла до окончания процесса наплавки. Аустенитный наплавленный металл не склонен к образованию трещин, следовательно, в процессе наплавки их можно будет не опасаться. После завершения наплавки необходимо провести охлаждение наплавленного металла, которое обеспечит протекание мартенситного превращения, но при этом возможно образование холодных трещин. До настоящего времени борьба с ними основывалась на предотвращении мартенситного превращения путем медленного охлаждения наплавленной детали в теплом коробе или в печи. Для нас этот путь не приемлем. Произвести закалку и избежать при этом трещин, на наш взгляд, можно, используя эффект кинетической пластичности (сверхпластичности) при мартенситном или бейнитном превращении. Эффект кинетической пластичности успешно используется при многопроходной сварке для обеспечения заданной геометрии свариваемых деталей и снижения остаточных напряжений при сварке конструкций, которые не подвергаются последующей термической обработке [4, 5]. Данный эффект может быть с успехом применен, на наш взгляд, в предлагаемых способах наплавки быстрорежущими сталями для снижения трещинообразования наплавленного металла. Сварочные термические циклы при многослойной наплавке закаливающихся сталей, при сварке термоупрочненных сталей и при электронно-лучевой сварке показаны на рисунке 2.

Эффект сверхпластичности может привести к релаксации временных напряжений в интервале мартенситного превращения, но, если точки начала и конца превращения будут расположены высоко, то в интервале M_k – комнатная температура также возможно образование холодных трещин вследствие роста термических напряжений при охлаждении металла в δ -области. Для уменьшения уровня остаточных напряжений необходимо предотвратить рост временных напряжений путем уменьшения величины интервала температура окончания релаксации напряжений – комнатная температура. С этой целью необходимо разработать наплавочные материалы для предлагаемых способов наплавки с низко расположенными точками мартенситного превращения.

При разработке способов многослойной наплавки быстрорежущими сталями необходимо также учесть возможное влияние водорода на образование холодных трещин в

наплавленном металле. Для этого следует уменьшить количество водорода в наплавленном металле [1-3].

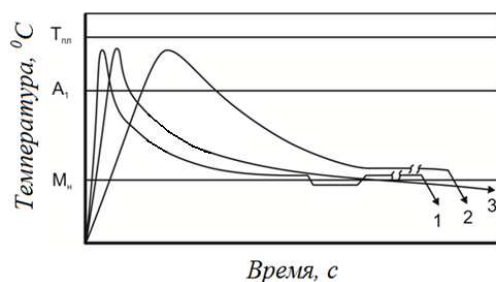


Рис. 2. Сварочные термические циклы: 1 – при многослойной наплавке закаливающих сталей; 2 – при сварке термоупрочненных сталей; 3 – при электронно-лучевой сварке

Для проверки данного положения мы определили содержание водорода в наплавленном хромовольфрамовом металле различного состава в широком диапазоне режимов наплавки. Состав наплавленного металла изменялся от теплостойкой стали 3X2B8 до быстрорежущей стали P18. Наплавленный металл получали при помощи плазменной наплавки на обратной полярности с нетоковедущей присадочной проволокой. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Производилась многослойная наплавка колец шириной 100 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 10–12 мм. Наплавка осуществлялась по двум схемам: в первом случае без предварительного подогрева, во втором с подогревом до температуры 600°C и замедленным охлаждением после наплавки. В первом случае наблюдались поперечные холодные трещины, а в некоторых случаях даже отслоения наплавленного кольца. При наплавке с подогревом холодные трещины не обнаружены. В обоих случаях определяли содержание водорода в наплавленном металле методом вакуум – нагрева на установке Баталина и на эксхалографе ЕАН–220 фирмы «Бальцерс». Установлено, что содержание водорода колеблется в пределах 0,3–0,6 см³/100 г наплавленного металла при допустимом содержании водорода в высоколегированном наплавленном металле 2 см³ /100 г металла [6]. По исследованиям Фрумина И.И., содержание водорода при наплавке порошковой проволокой ПП–3X2B8 также не превышает 2 см³/100 г [1].

Такое низкое содержание водорода в хромовольфрамовом наплавленном металле, а также тот факт, что в случае наличия трещин и при их отсутствии содержание водорода примерно одинаково, говорит о том, что водород в данном случае не является ответственным за образование холодных трещин. Проведенные исследования позволяют предположить, что в образовании холодных трещин в хромовольфрамовом металле главную роль играют закалочные явления, связанные с протеканием мартенситного превращения. Этот вывод подтверждают также данные Геллера Ю.А. о низком содержании водорода в инструментальных сталях [9]. Поэтому при разработке способа наплавки теплостойких

сталей высокой твердости необходимо особое внимание уделить выбору термического цикла наплавки и изучению протекания мартенситного превращения в них.

В разработанных способах наплавки теплостойких сталей 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 [7, 8].

Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 230 - 280 \text{ } ^\circ\text{C}$). 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 термического 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 $T_{\text{под}} = M_n + (50 - 100 \text{ } ^\circ\text{C})$. 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 $T_{\text{под}}$ 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 [3].

Основой способа многослойной плазменной наплавки является соблюдение определенного термического цикла [7]. Применительно к случаю плазменной наплавки прокатных валков быстрорежущими теплостойкими сталями термический цикл наплавки должен иметь следующие характеристики:

а) скорость нагрева должна быть максимально возможной в интервале температур $750^\circ\text{C} - T_{\text{пл}}$;

б) время пребывания при температурах выше точки А1 должно быть как можно меньше и для быстрорежущей стали типа Р18 не должно превышать 60 с;

в) скорость охлаждения в интервале $T_{пл}-M_{н+}(50-100)^{\circ}C$ должна быть выше критической, равной $3^{\circ}C/c$, что позволяет предотвратить процесс распада высоколегированного аустенита;

г) температура подогрева в процессе наплавки не должна опускаться ниже $M_{н+}(50-100)^{\circ}C$, что для стали Р18 составляет $230-280^{\circ}C$.

Предотвращение образования холодных трещин в наплавленном металле достигается кратковременным снижением температуры подогрева на $20-100^{\circ}C$ ниже M_n перед нанесением слоя, в котором в процессе наплавки возникают трещины. Снижение уровня временных напряжений происходит за счет их частичной релаксации в момент протекания мартенситного превращения, сопровождающегося возникновением аномальной пластичности наплавленного металла. После выполнения наплавки всех слоев деталь необходимо охладить до комнатной температуры. Для получения высокой твердости и износостойкости проводится последующая термическая обработка в виде 4-х кратного отпуска при $580^{\circ}C$ [8].

Правильность выдвинутых предпосылок проверялась путем записи реальных термических циклов наплавки. Измерение и контроль теплового состояния изделия при плазменной наплавке тел вращения осуществляли при помощи специально разработанного устройства платина – платинородиевыми термопарами. Были записаны термические циклы при плазменной наплавке рабочих валков стана 6/100×315 порошковой проволокой ПП-Р18ЮН. Режим наплавки рабочих валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной бочки 315 мм: $I_{св}=280...280$ А, $U_{д}=50...55$ В, скорость наплавки $v_{н}=18$ м/ч, скорость подачи порошковой проволоки $v_{п.пр.}=60$ м/ч, смещение с зенита $10...12$ мм, длина дуги $l_{д}=20$ мм, расход защитного газа азота $Q_{заш. N}=20...22$ л/мин, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{плазм. Ar}=6...8$ л/мин. Наплавка производилась на заготовки из стали марки 30ХГСА с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18Ю диаметром 3,7 мм.

В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высоким комплексом механических свойств. Температура подогрева, обеспечивающая отсутствие холодных трещин, составляет $\sim 200^{\circ}C$. Кроме того, при наплавке по рекомендуемому термическому циклу скорости охлаждения в области минимальной устойчивости аустенита стали 30ХГСА меньше допустимых, равных $2,5 - 6,0^{\circ}C/c$. Поэтому образования холодных трещин в основном металле при наплавке по разработанному способу можно не опасаться.

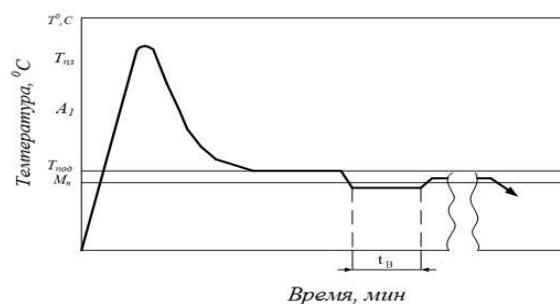


Рис. 3. Схема термического цикла при плазменной наплавке

Рекомендуемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков изображен на рисунке 3. Такой термический цикл предотвращает образование трещин и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения [8]. Установка для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования (прокатных валков и роликов), сконструирована из серийно выпускаемого оборудования. Для плазменной наплавки нетоковедущей 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 [6].

Опытно-промышленные партии наплавленных валков при испытаниях показали повышенную (в 1,5 – 2,0 раза) износостойкость. Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов M_6C , MC , созданием благоприятного напряженного состояния и сжимающих напряжений поверхностном слое, что обеспечивается предложенным термическим циклом наплавки с помощью разработанных устройств.

Выводы

1. Для изготовления деталей металлургического оборудования (валков, роликов, деталей коксохимического производства и др.) с применением наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости предложен и реализован термический цикл с низкотемпературным подогревом и охлаждением в процессе наплавки.

2. Особенность предлагаемого термического 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. Вторая стадия термического цикла

обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки.

Список литературы

1. Боровушкин И.В. Влияние водорода на образование околошовных трещин при сварке закаливающихся сталей / И.В. Боровушкин, Г.Л. Петров. // Сварочное производство. – 1966. - №11. – С.13-15.
2. Кузьмак Е.М. и др. Оптимизация параметров термического цикла сварки термически упроченной стали 10Г2ФР по ударной вязкости // Сварочное производство. – 1976. - №4. – С.18-20.
3. Фролов В.В. Поведение водорода при сварке плавлением / В.В. Фролов – М.: Машиностроение, 1966. – 153 с.
4. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961. – 421с.
5. Пат. РФ №339364 Способ многопроходной сварки / Петровичев Н.П. и др. Опубл. 24.05.1972. Бюл. №17.
6. Gizatulin R.A., Valuev D.V., Valueva A.V., Edesheva C. V. Melting of corrosion-resisting steels using air in bath agitation at the end of oxygen blowing // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2014. – Vol. 66. - №. 1. – P. 1-4.
7. Malushin N.N., Valuev D.V. Measuring stress condition in hard faced work rolls for cold rolling // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 71-76.
8. Malushin N.N., Valuev D.V., Valueva A.V., Serikbol A. Kinetic study of the effect of plasticity and its role in stress relaxation in the weld speed steel during the martensitic transformation // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 58-63.

Рецензенты

Сапожков С.Б., д.т.н., профессор заведующий кафедрой естественно-научного образования Юргинского технологического института (филиал) Томского политехнического университета, г. Юрга;

Гизатулин Р.А., д.т.н., профессор кафедры металлургия черных металлов Юргинского технологического института (филиал) Томского политехнического университета. Индекс 652000 Россия Кемеровская область, г. Юрга.