

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО ХРОМОВОЛЬФРАМОВОГО МЕТАЛЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ВРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Малушин Н.Н.<sup>1</sup>, Валуев Д.В.<sup>2</sup>, Вауева А.В.<sup>2</sup>, Серикбол А.С.<sup>2</sup>

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

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

**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 определяются коэффициент линейного расширения, характер и объемный эффект структурных превращений. Эти факторы оказывают существенное влияние на развитие временных напряжений в процессе наплавки. В работе исследовано влияние дополнительного легирования хромовольфрамового наплавленного металла никелем, кобальтом и алюминием на формирование временных напряжений и стойкость против образования холодных трещин. Рекомендован оптимальный состав наплавленного металла, обеспечивающий высокую твердость и стойкость против образования холодных трещин.**

Ключевые слова: наплавка, легирование, теплостойкие стали, низкотемпературный подогрев, регулируемый термический цикл, временные напряжения

## EFFECT OF DOPING OF THE DEPOSITED CHROMIUM-TUNGSTEN METAL ON THE FORMATION OF AN INTERIM STRESS

Malushin N.N.<sup>1</sup>, Valuev D.V.<sup>2</sup>, Vaueva A.V.<sup>2</sup>, Serikbol A.S.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Yurginsky 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

**Resistance against metal cold cracking can within certain limits be varied by adjusting the growth therein when cooled temporary welding stresses. The simplest and most reliable way to control this is to choose the chemical composition of the weld metal, which is determined by the coefficient of linear expansion, the nature and volume effect of structural transformations. These factors have a significant influence on the development of temporary stress in the process of welding. The influence of additional doping chromium-tungsten weld metal nickel, cobalt and aluminum on the formation of temporary stress, and resistance to cold cracking. An optimum composition of welded metal, providing high hardness and resistance to cold cracking.**

Keywords: welding, alloying, heat-resistant steel, low temperature heating, adjustable thermal cycle time voltage.

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 определяются 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 Р18 нами было также отмечено, что степень легирования оказывает известное влияние на релаксацию временных напряжений. Высказывалось предположение о возможности регулирования

величины остаточных напряжений путем смещения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур за счет 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 вследствие малой величины интервала  $M_{\text{кул}} - T_{\text{к}}$  [1, с. 162].

Целью работы является изыскание путей уменьшения величины остаточных напряжений, а, следовательно, и снижения вероятности образования холодных трещин в хромовольфрамовом наплавленном металле путем его дополнительного легирования. Эксперименты проводились на образцах из наплавленного металла типа 3X2B8, дополнительно легированного углеродом, хромом, вольфрамом, никелем, алюминием, с соответствующим изменением химического состава порошковой проволоки [1, с. 178].

На рисунке 1 представлены данные об изменении временных термических напряжений в жестко закрепленных образцах из наплавленного металла, состав которого представлен в таблице.

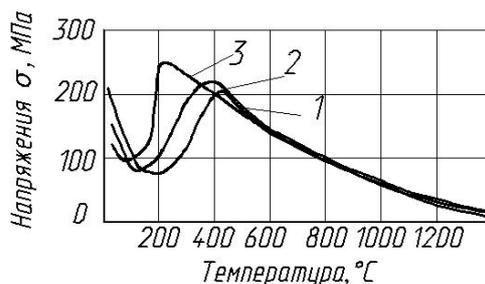


Рис.1. Влияние комплексного легирования на формирование временных напряжений в металле: 1 — P18Ю; 2 — 4X4B10Ю; 3 — 3X2B8

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей

| Наплавленный металл | Содержание элементов, в % |      |      |      |     |      |
|---------------------|---------------------------|------|------|------|-----|------|
|                     | C                         | Si   | Mn   | Cr   | W   | A    |
| 3X2B8               | 0,35                      | 0,8  | 0,9  | 2,5  | 8,5 | -    |
| 4X4B10Ю             | 0,42                      | 0,8  | 0,9  | 3,78 | 9,2 | 0,44 |
| P18Ю                | 0,82                      | 0,25 | 0,21 | 4,1  | 18  | 0,68 |

Температура нагрева образцов была равна 1200°C. Из рисунка 1 видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения уменьшаются примерно в 2 раза по сравнению с напряжениями, накопившимися при охлаждении до начала мартенситного превращения.

Снижение временных напряжений в образцах из наплавленного металла обусловлено их релаксацией в момент протекания мартенситного превращения. 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 ~ 240°C, что довольно близко температуре начала мартенситного превращения стали P18 при ее закалке с температуры  $T_n = 1200^\circ\text{C}$ , а минимум 100°C соответствует таким температурам  $M_{\text{кул}}$ , лежащим выше температуры конца мартенситного превращения  $M_k$ , при этом ( $M_{\text{кул}} > M_k$ ), когда степень превращения уже достаточно велика, и за счет образования прочного «каркаса» из многочисленных мартенситных кристаллов возрастает предел текучести, а пластичность сплава начинает уменьшаться. При дальнейшем охлаждении ниже температуры  $M_{\text{кул}}$  напряжения возрастают до 200 МПа за счет некоторого увеличения количества мартенсита. При этом остаточные напряжения при комнатной температуре в образцах из металла типа 3X2B8 составляют 200 МПа против 100 МПа у образцов из металла типа 4X4B10Ю. Это можно объяснить смещением положения кривой формирования временных напряжений у сплава 4X4B10Ю 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 P18 привело к смещению температурного интервала  $M_n - M_{\text{кул}}$  в область еще более низких температур. Временные напряжения после релаксации в области мартенситного превращения не получили существенного развития, и остаточные напряжения в наплавленном металле P18 оказались еще ниже, чем в металле типа 4X4B10Ю.

Как было показано [1, с. 178], совместное легирование наплавленного металла углеродом, хромом, вольфрамом и алюминием способствует сохранению более мелкого аустенитного зерна, поэтому у более легированного наплавленного металла типа P18 мартенсит намного дисперснее мартенсита стали 3X2B8 (рис. 2).



*Рис. 2. Структура наплавленного металла в зоне сплавления основного металла с наплавленным металлом типа стали P18ЮH,  $\times 1000$*

От степени дисперсности мартенсита зависит полнота использования мартенситного превращения в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений [2, с. 146]. Вероятно, этим же объясняется большая степень релаксации временных напряжений стали P18. Характерно, что за счет малой величины температурного интервала  $M_{\text{кул}} - T_{\text{к}}$  временные напряжения не успевают получить существенного развития, и при комнатной температуре в образцах из наплавленного металла P18Ю зафиксирован самый низкий уровень остаточных напряжений.

Как показали проведенные исследования, наплавленный металл типа стали P18 обладает достаточно высокой твердостью. Поэтому, решив задачу предотвращения холодных трещин путем дополнительного легирования стали P18, можно рекомендовать ее в качестве наплавочного материала для разработанных способов наплавки. 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 P18Ю дополнительно легировали кобальтом и никелем.

На рисунке 3 [1, с. 181] представлены данные о влиянии легирования кобальтом на смещение интервала мартенситного превращения и формирование временных напряжений в образцах из наплавленного металла типа P18Ю. Как известно, легирование кобальтом приводит к смещению мартенситного превращения в область более высоких температур. Так, при отсутствии кобальта в наплавленном металле P18Ю точка  $M_{\text{н}}$ , определенная по положению максимума на кривой, составляет  $180^{\circ}\text{C}$ , у легированного 1% кобальта она достигает  $250^{\circ}\text{C}$ , легирование 2% кобальта приводит к повышению  $M_{\text{н}}$  до  $340^{\circ}\text{C}$ . Видно также, что смещение точек  $M_{\text{н}}$  и  $M_{\text{к}}$  в область более высоких температур влечет за собой получение более высокого уровня остаточных напряжений.

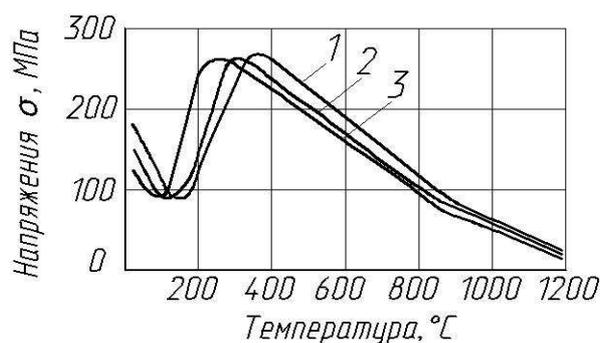


Рис. 3. Влияние легирования наплавленного металла типа P18 кобальтом на релаксацию временных напряжений: 1 – P18 + 2% Co; 2 – P18 + 1% Co; 3 – P18

Легирование некарбидообразующим никелем несколько ухудшает теплостойкость из-за вызываемого им снижения температур  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения [2, с. 331]. Поэтому никель вводился в небольших количествах (1–2%). 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 (рис. 4).

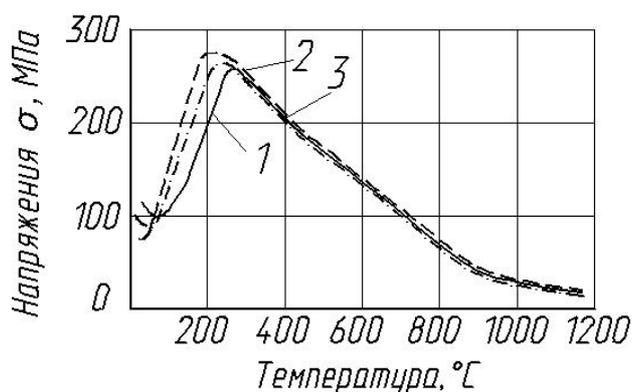


Рис. 4. Влияние легирования стали P18 никелем на релаксацию временных напряжений:

1 – P18Ю; 2 – P18Ю + 2% Ni; 3 – P18Ю + 1% Ni

Результаты лабораторных испытаний были проверены при натуральных 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 [3]. Температура подогрева выбиралась немного выше точки начала мартенситного превращения стали P18Ю, дополнительно легированной 1% никеля. При наплавке порошковой проволокой, легированной 2% Co, трещины, наблюдаемые визуально, образовывались при наплавке первых витков первого слоя. Уменьшение кобальта до 1% 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 желательнее не вводить значительное количество никеля. Для предотвращения трещин в наплавленном металле достаточно уже 1% никеля.

Для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота в Сибирском государственном 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, поскольку взаимодействие жидкого металла сварочной ванны с газовой фазой в процессе наплавки приводит к насыщенности 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 вводят 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. Однако алюминий, переходящий в твердый раствор, оказывает существенное влияние на процесс структурообразования, увеличивая количество мягких структурных оставшихся и тем самым способствуя разрушению наплавленного металла.

В результате исследования процесса структурообразования наплавленных в азоте теплостойких инструментальных сталей высокой твердости установлено, что алюминий неоднозначно 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  $\delta$ -феррита и разупрочняет металл. Оптимальной с точки зрения получения максимальной вторичной твердости и предотвращения пористости является концентрация алюминия в наплавленном металле в пределах 0,8–1,0% [4–6].

Для уменьшения склонности к порообразованию, вызванному водородом, в состав сердечника порошковой проволоки дополнительно вводят кремнефтористый или алюмофтористый натрий ( $\text{Na}_2\text{SiF}_6, \text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), связывающий 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 направленного металла HRC 52–60, твердость наплавленного металла после термической обработки (отпуска) – HRC 62–66. 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 специальном устройстве.

### **Выводы**

Показано, что соответствующим легированием наплавленного хромовольфрамового металла никелем и алюминием можно повысить его стойкость против образования холодных трещин, применяя при этом низкие (в 1,5–2,0 раза) температуры предварительного и сопутствующего подогрева. При этом упрощается процесс наплавки, повышается ее производительность, максимально используются твердость и износостойкость наплавленного высоколегированного слоя.

Решив задачу предотвращения холодных трещин путем дополнительного легирования стали P18 никелем и алюминием, можно рекомендовать ее в качестве наплавочного материала для разработанных способов наплавки.

### **Список литературы**

1. Вострецов Г.Н., Зубков Н.С., Игушев В.Ф., Терентьев В.А. Особенности структурообразования наплавленного в азоте теплостойкого металла с повышенным содержанием алюминия // Известия вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 4. – С. 61–62.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Геллер Ю.А. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Малушин Н.Н., Осетковский В.Л., Осетковский И.В. Наплавка с низкотемпературным подогревом теплостойкими сталями деталей металлургического оборудования // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 10. С. 6–10.
4. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими

сталими / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.

5. 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 (Article number 012012) // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. — 2014 — Vol. 66 — №. 1. — P. 1–4.

6. 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.

**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, г. Юрга.