

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ ИЗ СТАЛИ Р6М5 ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ

Силантьев С.А., Хайдарова А.А.

Научный руководитель: Гнюсов С.Ф., д.т.н., профессор
Томский политехнический университет, 634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30
E-mail: haydarova@tpu.ru

Определяющее влияние на тепловложение оказывают сила сварочного тока и скорость перемещения источника нагрева, от которых зависит погонная энергия наплавки [1]. Изменение погонной энергии сказывается на характере формирования структуры и свойств наплавляемого материала как за счет роста доли участия основного металла, так и за счет перегрева ванны расплава [2]. В связи с этим выбор параметров режима плазменной порошковой наплавки при восстановлении или упрочнении поверхности детали является актуальной задачей.

Целью работы является исследование влияния тепловложения (погонной энергии) при плазменной порошковой наплавке стали Р6М5 на формирование структуры и твердость упрочненного слоя.

Материалы и методы исследования. В работе производили однопроводную плазменную наплавку порошка стали Р6М5 с гранулометрическим составом 100...350 мкм на пластины из стали 20 толщиной 10 мм. Постоянными параметрами режима наплавки были расход транспортирующего и защитного газа (10...16 л/мин), расход плазмообразующего газа (2 л/мин), а также расход порошка (1,9 кг/ч). Наплавку производили на установке УПН-30ЗУХЛ4, серийно выпускавшейся в ВНИИЭСО. В работе использовали плазматрон с внутренней схемой ввода порошка в дугу.

Для изменения погонной энергии использовали режимы с различными значениями силы тока и скорости наплавки. Эффективную погонную энергию рассчитывали согласно ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 «Сварка и родственные процессы. Словарь». Эффективный КПД нагрева изделия дугой принимали равным 0,55...0,63. Напряжение на дуге составляло 35...45 В.

В таблице представлены параметры режимов наплавки, где I – сила тока, $V_{\text{нап}}$ – скорость наплавки, $q_{\text{п}}$ – погонная энергия наплавки.

Таблица. Режимы плазменно-порошковой наплавки

Режим наплавки	I , А	$V_{\text{нап}}$, см/с	$q_{\text{п}}$, кДж/см
1	160	0,17	20
2	220	0,21	25
3	160	0,13	30
4	200	0,17	32
5	220	0,17	37
6	220	0,13	42

Исследования макро- и микроструктуры

производили методами оптической и электронной металлографии. Оптическую металлографию осуществляли с помощью микроскопа OLYMPUS GX51 и комплекта прикладных программ SIAMS 700. Электронную микроскопию – с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения JSM-7500FA, снабженного системой энергодисперсионного микроанализа производства JEOL, позволяющего проводить элементный анализ. Выявление структуры наплавленного металла осуществляли методом окунания предварительно отполированной поверхности в 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Время выдержки металла в растворе варьировалось от 20 до 60 секунд.

Исследование наплавленного металла методом рентгенофазового анализа (РФА) проводилось с помощью рентгеновского дифрактометра XRD-7000S с фильтрованным CuK_{α} -излучением и автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интервале углов 2θ от 35 до 72° с шагом $0,05^\circ$ и экспозицией на каждую точку 15 сек без вращения образца.

Микротвердость покрытий в поперечном и продольном сечениях измеряли на приборе HVS-1000 с шагом по глубине 150 мкм при нагрузке 5 Н.

Результаты и обсуждения. При неизменном объеме присадочного материала, поступающего в ванну расплава, с ростом величины погонной энергии наплавки повышается усваиваемость порошка и улучшается смачиваемость наплавляемой поверхности. Все это приводит к увеличению ширины упрочненного слоя практически в два раза (рис. 1,а) и к росту глубины проплавления основного металла от 0,2 до 0,9 мм (рис. 1,б).

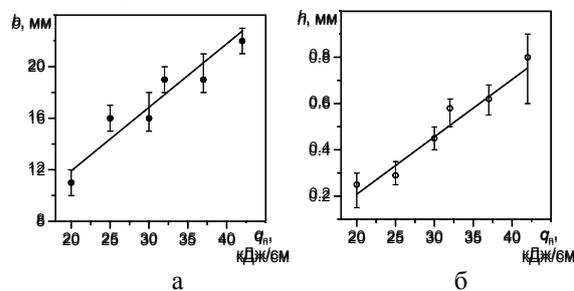


Рис. 1. Изменение ширины (а) и глубины (б) наплавляемых валиков при увеличении погонной энергии плазменной наплавки

Структура наплавленного металла представляет собой аустенитно-мартенситную матрицу с сеткой эвтектических карбидов

«скелетно-реберной» морфологии (рис. 2,а). Упрочняющая фаза представлена первичными и вторичными карбидами типа M_6C . Первичные располагаются вдоль границ зерен, вторичные – как у границы, так и внутри зерна.

По результатам рентгенофазового анализа предполагаемая конфигурация карбидов может быть представлена формулой $Fe_3(W,Mo)_3C$. Однако, анализируя результаты микрорентгеноспектрального анализа, в состав фазы M_6C помимо W и Mo могут входить Cr и V. Таким образом, состав карбида M_6C может быть представлен как $(W,Mo,Fe,Cr,V)_6C$.

Вблизи эвтектических карбидов во всем объеме наплавленного металла наблюдаются выделения мелкодисперсных карбидов, в состав которых входит ванадий (рис. 2, б). Наличие карбида типа VC в наплавленном металле подтверждается результатами рентгенофазового анализа (рис. 3,а). Форма дисперсных карбидов VC размером от 0,4 до 2,0 мкм варьируется от сферической и овальной до многоугольной.

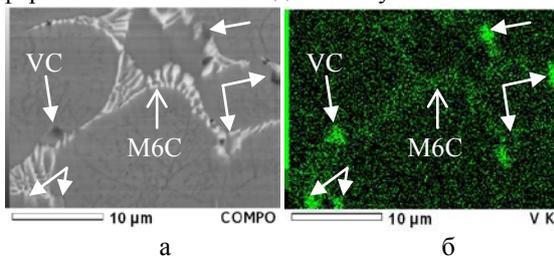


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла: а – микрофотография (SEM), б – энергодисперсионный элементный анализ

Объемная доля карбидов ванадия в наплавленном металле колеблется в пределах от 1,1 до 2,3%. Максимальное количество частиц VC наблюдается в металле, наплавленном при величине погонной энергии 30...32 кДж/см, при этом выделение дисперсных частиц по всему объему упрочненного слоя равномерно, а их средний размер составляет ~1,2 мкм. Увеличение тепловложения свыше 35 кДж/см способствует росту среднего размера частиц до ~2 мкм (рис. 3,а).

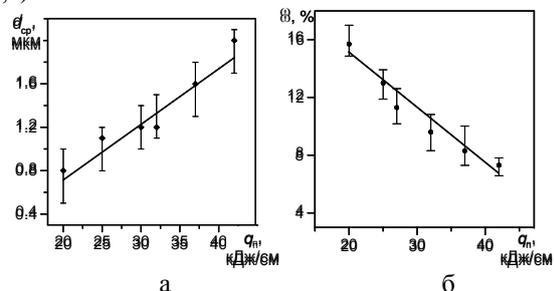


Рис. 3. Изменение среднего размера карбидов типа VC (а), объемной доли эвтектических карбидов типа M_6C (б) при увеличении погонной энергии наплавки. С ростом погонной энергии наплавки увеличивается градиент температур между основой, ванной расплава и окружающим

воздухом, что способствует повышению скорости охлаждения жидкого металла. В результате этого происходит уменьшение объемной доли эвтектических карбидов в упрочненном слое по прямой зависимости от тепловложения (рис. 3,б).

Уменьшение количества карбидной фазы в наплавленном металле способствует пересыщению твердого раствора углеродом, что приводит к росту объемной доли мартенсита. Согласно данным рентгенофазового анализа при величине погонной энергии наплавки 20 кДж/см объемная доля мартенсита составляет 65%, а при 42 кДж/см количество мартенсита достигает 85%.

Наибольшее количество первичных карбидов типа M_6C , а также неравномерное выделение мелкодисперсных карбидов типа VC при малой величине погонной энергии наплавки (20...25 кДж/см) приводит к значительному разбросу микротвердости по толщине наплавленного слоя с одновременным повышением её среднего значения до 860 HV (рис. 4,а).

Увеличение количества мартенсита до 85% при росте погонной энергии наплавки до 42 кДж/см не приводит к значительному повышению твердости наплавленного слоя (рис. 4,б), её средний уровень находится в пределах 780 HV.

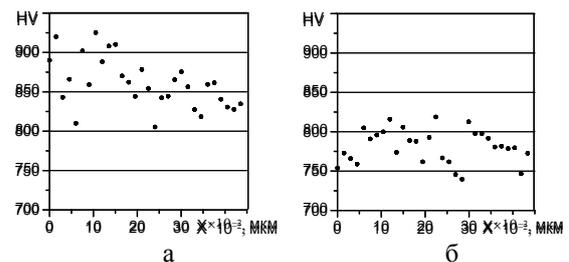


Рис. 4. Распределение микротвердости по толщине наплавленного металла при величине погонной энергии наплавки 20 кДж/см (а) и 42 кДж/см (б)

Выводы: 1. Увеличение тепловложения при плазменной порошковой наплавке стали P6M5 способствует снижению объемной доли карбидов типа M_6C и увеличению среднего размера частиц VC в упрочненном слое.

2. Снижение объемной доли карбидов в наплавленном металле при повышении тепловложения способствует увеличению количества мартенсита до 85% и снижению среднего значения микротвердости до 780HV.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания №862 Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ.

1. Blondeau R. (Ed.) Metallurgy and Mechanics of Welding / Wiley-ISTE Ltd. – 2008. - 496 p.

2. Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменно-порошковая наплавка режущего инструмента // Сварочное производство. – 2008. - №11. – С. 28-31.