

УДК 621.791.927

**ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ НАЛОЖЕНИЯ ВАЛИКОВ
ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКЕ
СТАЛИ Р6М5 НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ**

А.А. Хайдарова, А.Н. Хамматов, А.С. Зяблов
Томский политехнический университет
E-mail: haydarova@tpu.ru

Хайдарова Анна Александровна, доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ.

E-mail: haydarova@tpu.ru

Область научных интересов: наплавка упрочняющих покрытий, соединение разнородных материалов.

Хамматов Александр Наильевич, аспирант кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ.

E-mail:

hammatovaleksandr@gmail.com.

Область научных интересов: зона термического влияния при сварке и наплавке.

Зяблов Антон Сергеевич, магистрант кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Института неразрушающего контроля ТПУ.

E-mail:

zyablov__anton@mail.ru

Область научных интересов: методы сварки с концентрированным вводом энергии.

В работе показано, что при многослойной плазменной наплавке порошка на основе стали Р6М5 в результате термоциклирования происходит формирование мартенсита отпуска в первых слоях, что приводит к снижению среднего уровня микротвердости на 100...200 НВ.

Ключевые слова:

Плазменная порошковая наплавка, быстрорежущая сталь, мартенсит, эвтектические карбиды, микротвердость.

Введение

Исследованию структуры и свойств инструментальных сталей типа Р6М5, Р18, Р12 и других посвящено большое количество работ [1–6]. Интерес к быстрорежущим сталям вызван высоким уровнем эксплуатационных и технологических свойств металла при небольшом суммарном содержании легирующих элементов. Высокая прочность и износостойкость обуславливают их применение в качестве материала упрочняющих покрытий для деталей механизмов и машин, работающих в тяжелонагруженных условиях [5–9]. В качестве методов нанесения покрытий на основе быстрорежущих сталей широко применяют вакуумную электронно-лучевую [6, 7] и плазменную порошковую [8, 9] наплавки, которые за счет высокой концентрации ввода энергии обеспечивают высокие скорости охлаждения наплавленного металла и малую долю участия основного металла в упрочняющем

слое.

Влияние режимов и схем наложения валиков при электронно-лучевой наплавке на структуру и свойства сталей на основе Р6М5 хорошо изучено [7], тогда как эти же вопросы при плазменной наплавке в литературе недостаточно освещены. Поэтому целью данной работы является исследование структуры и микротвердости стали Р6М5, наплавленной плазменно-порошковым методом при различных схемах наложения валиков.

Методика и материалы исследования

Плазменно-порошковую наплавку порошка стали Р6М5 с гранулометрическим составом 100...350 мкм производили с использованием установки УПН-303УХЛ4, серийно выпускавшейся ВНИИЭСО. Расход транспортирующего и защитного газа составлял 10...16 л/мин, расход плазмообразующего газа – 2 л/мин.

В качестве защитного и плазмообразующего газа использовался аргон высшего сорта по ГОСТ 10157-79 (99,993 %). Расход порошка составлял 1,9 кг/ч. Наплавка производилась при силе тока (I_H) 200 А и скорости (V_H) 6 м/ч. Указанные параметры режима наплавки показали наилучшие результаты с точки зрения формирования структуры и свойств наплавленного металла в работе [10] при выполнении ниточных валиков. Порошок наплавляли на пластины из стали 20 толщиной 10 мм по схемам, представленным на рис. 1.

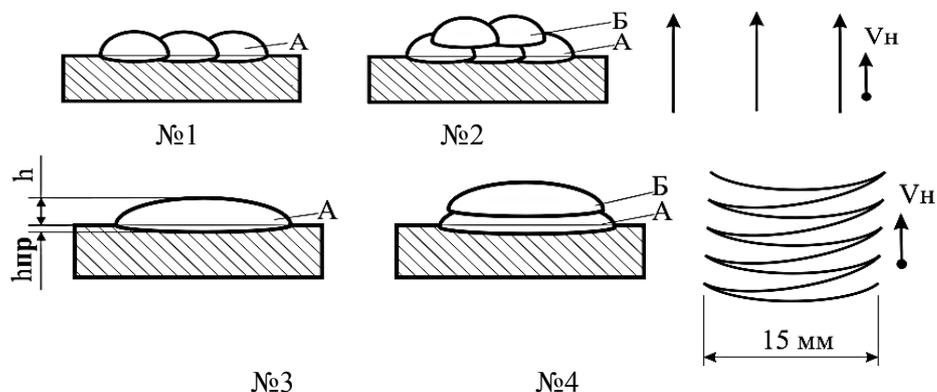


Рис. 1. Схемы наложения валиков при плазменно-порошковой наплавке

Структурные исследования проводили в поперечном сечении наплавленных образцов, как указано на рис. 1, и в продольном сечении, как указано на рис. 2.

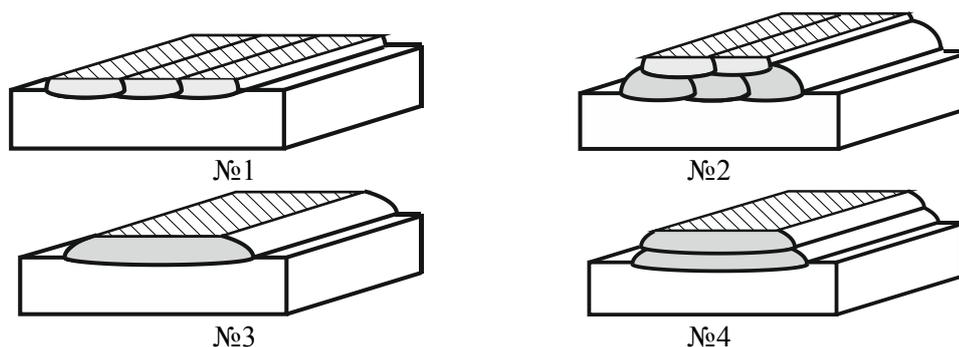


Рис. 2. Продольное сечение наплавленных слоев

Исследования макро- и микроструктуры производили методами оптической (ОМ) и растровой электронной (РЭМ) микроскопии. Травление осуществляли двумя химическими реагентами. Для обнаружения сетки эвтектических карбидов образцы окунались в реактив $K_3[Fe(CN)_6]:KOH:H_2O = 1:1:10$ с выдержкой от 1,5 до 10 мин, а для выявления игл мартенсита – в реактив $HNO_3:C_2H_5OH = 1:20$.

Микротвердость по толщине наплавленного металла измеряли на приборе HVS-1000 с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 2 Н.

Результаты эксперимента

Высота слоя, наплавленного при последовательном наложении трех узких валиков (~ 5,2 мм), в 2,5 раза превышает высоту слоя, полученного при введении поперечных колебаний (~ 2,0 мм). Это связано с одинаковым объемом порошка, усваиваемым одним узким валиком в первом случае и широким валиком во втором случае. При наложении второго слоя при наплавке по схеме № 2 наблюдается прирост толщины покрытия на ~ 2 мм, а при наплавке по схеме № 4 – на ~ 1 мм. Введение поперечных колебаний способствует сниже-

нию глубины проплавления в 1,5 раза по сравнению с наплавкой узкими валиками, что связано со снижением концентрации тепловложения на 1 мм^2 площади наплавляемого металла.

При анализе макроструктуры наплавленного металла выявлены несплавления с основным металлом (рис. 3) в местах перекрытия валиков. Так как перед наплавкой тщательно зачищались пластины и каждый предыдущий слой перед нанесением последующего, причиной возникновения подобных дефектов может быть несоответствие скорости наплавки и силы тока. Режим, показавший наилучшие результаты при плазменной порошковой наплавке ниточных валиков в работе [10], при многопроходной наплавке требует дополнительной обработки. При выполнении наплавленного слоя по схемам № 3 и 4 подобных дефектов не обнаружено.

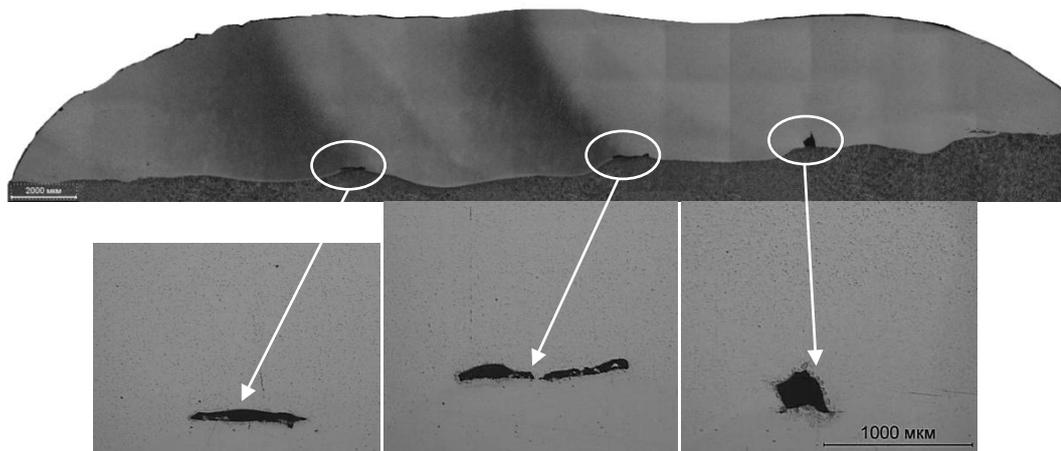


Рис. 3. Макроструктура наплавленного металла

Микроструктура наплавленного металла имеет дендритное строение с четко выраженной сеткой скелетообразных карбидов по границам зерен аустенитно-мартенситной матрицы (рис. 3). Как показывают многочисленные исследования [2, 3], карбидная фаза представлена первичными и вторичными карбидами типа M_6C . Расстояние между эвтектикой независимо от режима наплавки находится в пределах $13 \dots 17 \text{ мкм}$.

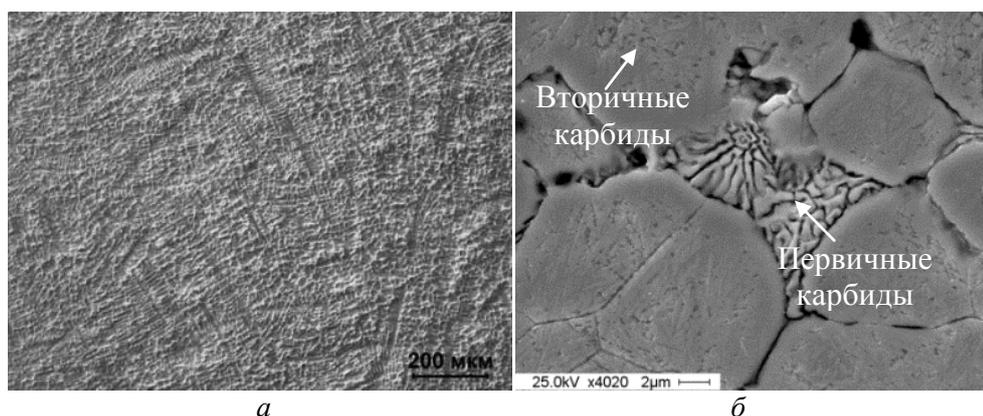


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла: а – ОМ; б – РЭМ

При многослойной наплавке объемная доля выделившихся карбидов (ω) изменяется от слоя к слою. Ранее наплавленные слои, подвергавшиеся повторному термическому воздействию, содержат в $1,5 \dots 2,0$ раза меньше эвтектических выделений и обладают большей травимостью в реактиве $HNO_3 : C_2H_5OH$ (рис. 5). Согласно данным [11], наибольшую травимость имеет мартенсит отпуска, что вызвано дисперсными выделениями карбида и сни-

жением внутренних напряжений. Иглы мартенсита закалки имеют светлую окраску, а мартенсита отпуска – темную.

При многопроходной наплавке наблюдаемая неравномерность травления мартенсита в ранее наплавленных слоях (рис. 5, макроструктура по линии участков 1–5) обусловлена неравномерным их прогревом в процессе термоциклирования (последующего наложения валиков), что приводит к формированию как мартенсита отпуска, так и мартенсита закалки. Однако температура повторного нагрева под закалку в таких участках значительно ниже, чем при наплавке последнего прохода (рис. 5, участок 6). Это формирует менее легированный γ -твердый раствор и, следовательно, менее легированный мартенсит, что обеспечивает его большую травимость.

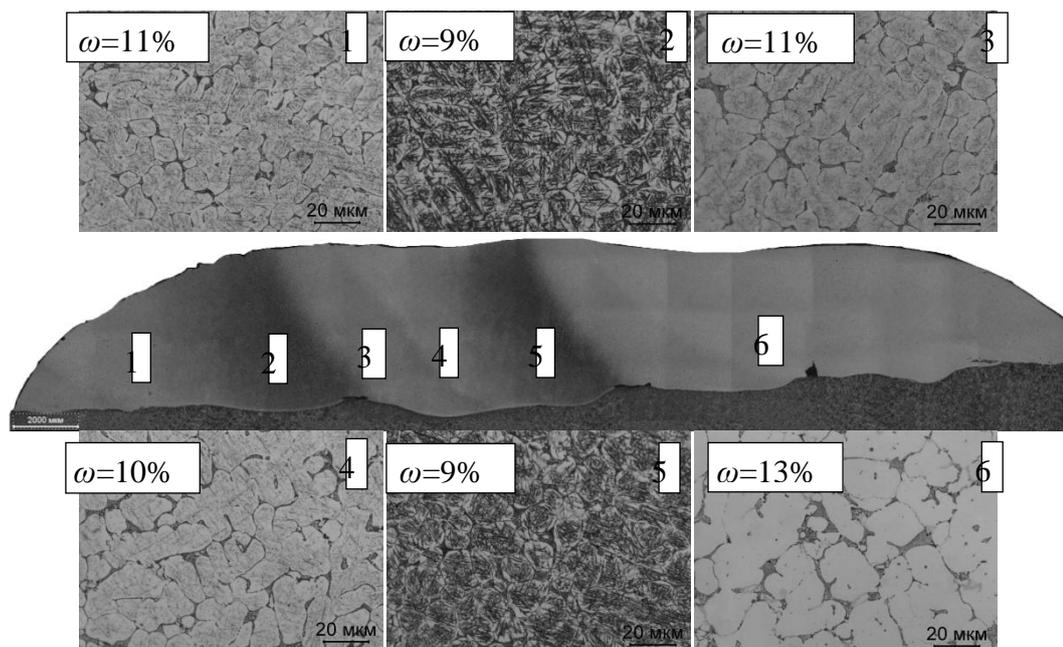


Рис.5. Микроструктура отдельных участков слоя, наплавленного по схеме № 1

Неравномерная травимость отдельных участков также наблюдается в продольном сечении наплавленного металла (рис. 6, а). При этом в образцах, выполненных по схемам № 3 и 4, в результате колебаний формируется полосчатая структура (рис. 6, б). Ширина полос со структурой, характерной для мартенсита закалки, составляет 300...350 мкм, мартенсита отпуска – 2700...2750 мкм.

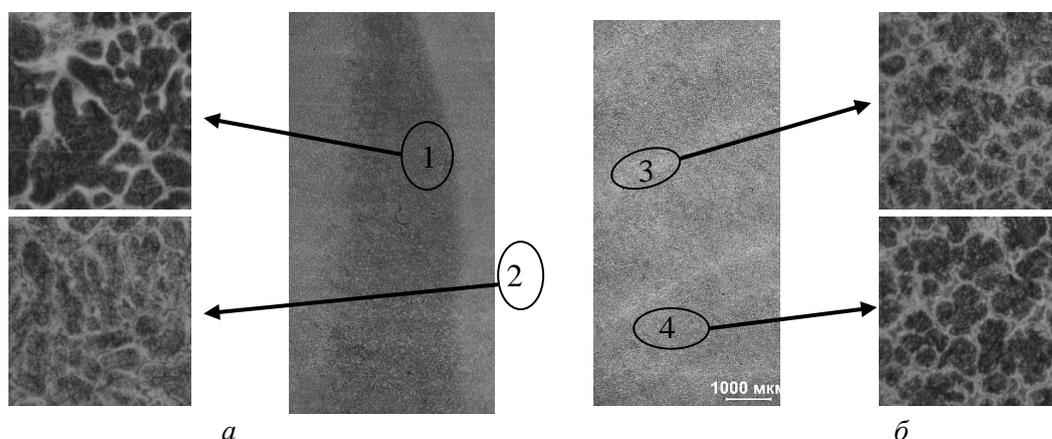


Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла по схемам № 3 (а) и № 4 (б) в зонах 1, 2, 3, 4

Такое формирование структуры способствует неравномерному распределению микротвердости по ширине наплавки (рис. 7). Участки, подвергавшиеся повторному нагреву из-за формирования мартенсита отпуска (1 и 4 на рис. 6), имеют уровень твердости на 80...90 HV ниже по сравнению с уровнем твердости участков металла со структурой мартенсита закалки (2 и 3 на рис. 6).

Заметно, что применение режима наплавки с поперечными колебаниями в один слой способствует повышению среднего уровня микротвердости металла до 992 HV с одновременным увеличением разброса значений (рис. 7, б) по сравнению с наплавкой в один слой тремя узкими валиками (рис. 7, а).

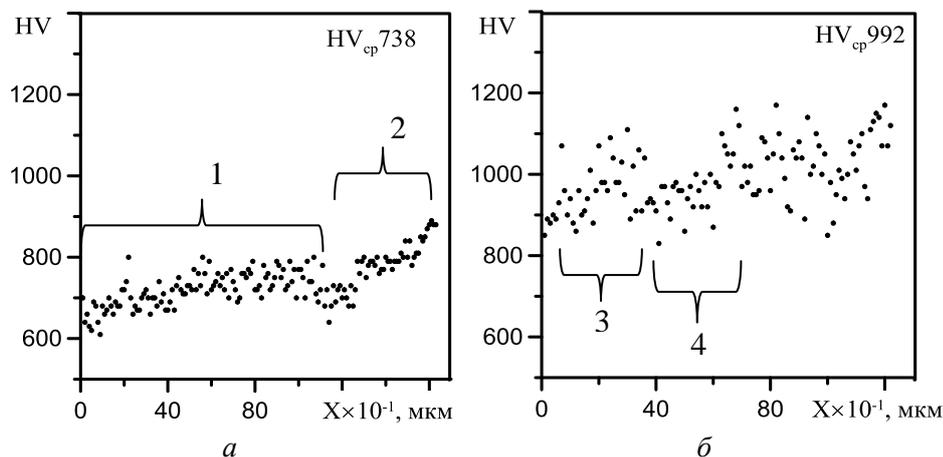


Рис. 7. Распределение микротвердости по ширине слоя металла, наплавленного по схемам № 3 (а) и № 4 (б)

Общий уровень микротвердости металла снижается на 120 HV при двухслойной наплавке узкими валиками (рис. 8, схема № 2) и на 230 HV при двухслойной наплавке с поперечными колебаниями (рис. 8, схема № 4) по сравнению с наплавкой в один слой по схемам № 1 и 3 соответственно.

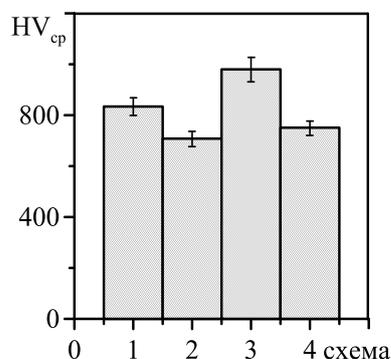


Рис. 8. Гистограмма среднего уровня твердости наплавленного металла

Повышение среднего уровня микротвердости металла, наплавленного в один слой с поперечными колебаниями, связано с малым объемом ванны расплава, что способствует более быстрому теплоотводу в основной металл и окружающую атмосферу по сравнению с другими схемами наплавки и формированию большего количества мартенсита закалки.

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что при необходимости получения упрочненного слоя требуемой толщины и ширины выбор схемы наплавки будет иметь значение, так как термоциклирование в процессе последовательного наложения узких валиков способствует наибольшему отпуску упрочненного слоя и снижению его уровня твердости. В случае если будет необходимо в упрочненном слое получить

высокие показатели твердости, предпочтительнее использовать схему наплавки с поперечными колебаниями.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2009. – № 12. – С. 13–18.
2. Хараев Ю.П., Власова О.А и др. Особенности формирования карбидной фазы литой быстрорежущей стали // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2007. – Т. 4. – № 1. – С. 129–131.
3. Володин В.Л., Абалакин В.Н., Гайдук В.В., Володин Т.В., Роккель В.Р. Исследование влияния импульсных поверхностных воздействий на структуру и свойства стали Р6М5 // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – Т. 2. – № 3. – С. 78–80.
4. Fu-sheng Pan, Wei-qing Wang, Ai-tao Tang, Li-zhi Wu, Ting-ting Liu, Ren-ju Cheng. Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel // *Progress in Natural Science: Materials International* – 2011. – V. 21. – Iss. 2. – P. 180–186.
5. Garza-Montes-de-Oca N.F., Rainforth W.M. Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions // *Wear*. – 2009. – V. 267. – Iss. 1–4. – P. 441–448.
6. Прибытков Г.А., Храмогин М.Н. Электронно-лучевая наплавка покрытий порошками быстрорежущей стали // *Физика и химия обработки материалов*. – 2005. – № 4. – С. 63–66.
7. Гнусов С.Ф., Будницкий А.Д., Голковский М.Г. Влияние числа проходов электронного пучка на структурно-фазовое состояние покрытий на основе быстрорежущей стали // *Сварочное производство*. – 2012. – № 9. – С. 3–11.
8. Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменно-порошковая наплавка режущего инструмента // *Сварочное производство*. – 2008. – № 11. – С. 28–31.
9. Bourithis L., Papadimitriou G.D. Synthesizing a class “M” high speed steel on the surface of a plain steel using the plasma transferred arc (PTA) alloying technique: microstructure and wear properties // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – V. 361. – Iss. 1–2. – P. 165–172.
10. Хайдарова (Романова) А. А., Дегтерев А.С. Структура и свойства покрытий на основе стали Р6М5, полученных способом плазменной порошковой наплавки // *Известия ТПУ*. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 95–99.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 8.3664.2011.

Поступила 01.07.2013 г.