

твердости стали от содержания легирующих элементов и температуры азотирования обусловлена, видимо, тем, что образующиеся при азотировании нитриды обеспечивают высокую твердость слоя и температура процесса (в рассмотренном интервале) в незначительной степени сказывается на приросте твердости.

В то же время сталь 13X более чувствительна к отклонениям легирующих элементов от их среднего значения. Это, видимо, обусловлено меньшей концентрацией легирующих элементов в этой стали по сравнению с 4X5MΦC и P6M5.

Следует иметь в виду, что при отпуске часть легирующих элементов может перейти в карбиды, тем самым снизив их концентрацию и твердость после азотирования. Поэтому при изготовлении изделий из этих сталей с их последующим азотированием эти факторы необходимо учитывать путем организации входного контроля состава сталей и точного обеспечения необходимой температуры отпуска, формирующей твердость сердцевины.

**Заключение.** Изучено влияние температуры азотирования на прирост твердости для сталей 4X5MΦC, P6M5 13X. Установлено, что прирост твердости при азотировании стали 4X5MΦC, P6M5 гарантированно дает твердость поверхности согласно требованиям КД во всем диапазоне изменения твердости сердцевины – 245...280 НВ. Для стали 13X имеет место более резкая зависимость твердости от температуры азотирования, что должно учитываться при выборе режима предварительной термообработки и непосредственно азотирования изделий, изготовленных из этих марок сталей.

Изучено влияние колебаний химического состава стали на твердость поверхности при азотировании. Установлено, что наиболее устойчивыми к колебаниям процентного содержания легирующих элементов являются стали 4X5MΦC и P6M5. Причины этого – повышенная концентрация легирующих элементов сталях 4X5MΦC и P6M5 по сравнению со сталью 13X. Следовательно, отклонения в температуре при отпуске, а также колебания процентного содержания легирующих элементов не смогут в значительной степени повлиять на формирование азотированного слоя. Поэтому задачей непосредственно технологического процесса ионного азотирования является обеспечение необходимой твердости и глубины слоя.

#### СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Берлин, Е.В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е.В. Берлин, Н.Н. Коваль, Л.А. Сейдман – Москва : Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Пастух, И.М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2006. – 364 с.
3. Арзамасов, Б.Н. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти – Москва : Изд. МГТУ им. Баумана, 1999. – 400 с.
4. Лахтин, Ю.М. Теория и технология азотирования / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г. Шпис, З. Бемер – Москва : Металлургия, 1991. – 320 с.
5. Азотирование и карбонитрирование / Р. Чаттерджи-Фишер, Ф. Эйзелл; пер. с нем. под ред. А.В. Супова. – Москва : Металлургия, 1990. – 280 с.

Материал поступил в редакцию 20.11.2017

**BOSYAKOV M.N., SAKHANKO S.A., NARANOVICH A. I., NIARODA M.V. Investigation of the influence of the concentration of leaving elements and temperature in the process of ion-plasma nitrogeneration on the growth of hardness of steels 4X5MΦC, P6M5 and 13X**

The influence of the nitriding temperature on the hardness gain for steels 4X5MΦC, P6M5 and 13X was studied. It is established that the increase in hardness when nitriding steels 4X5MΦC, P6M5 is guaranteed to give a hardness of the surface in accordance with the requirements of the design documentation in the entire range of variation in hardness of the core – 245 ... 280 НВ. For steel 13X, the hardness depends more strongly on the nitriding temperature, which should be taken into account when selecting the pre-heat treatment mode and directly nitriding the products made from this steel grade.

УДК 621.791.72

**Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С.**

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА ЕДИНИЧНЫХ ВАЛИКОВ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01 И БРОНЗЫ ПГ-19М-01 И РЕЖИМОВ ИХ НАНЕСЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ

**Введение.** Технология нанесения покрытий методом лазерной наплавки имеет ряд преимуществ перед другими технологиями создания покрытий. Прежде всего, это связано с небольшими размерами поперечного сечения наплавляемых валиков, сравнимыми с диаметром лазерного пятна на поверхности наплавки и локальностью нагрева. Указанные преимущества лазерной наплавки позволяют использовать ее для создания мультимодальных покрытий, обладающих повышенными физико-механическими свойствами [1, 2]. Под модой понимается значение какого-либо признака (размера частиц упрочняющей фазы, величины пористости, вида материала), которые встречаются наиболее часто. Если имеются несколько значений какого-либо признака, имеющих одинаковую частоту повторения, то покрытие считается мультимодальным. Уникальность метода лазерной наплавки состоит в том, что она позволяет создавать мультимодальные покрытия, состоящие из полосчатых слоев, полученных чередованием при наплавке валиков из металлических материалов, обладающих различными физико-механическими свойствами. Технология создания мультимодальных покрытий методом лазерной наплавки может быть использована как для упрочнения

поверхностей новых деталей, так и для восстановления изношенных поверхностей с получением хороших прочностных свойств [3, 4]. Реализация технологии нанесения мультимодальных покрытий методом лазерной наплавки требует понимания процессов, влияющих на формирование физико-механических свойств материалов валиков из компонентов мультимодального покрытия.

**Материалы, методики, оборудование.** В данной работе принята попытка исследовать распределение микротвердости и элементного состава валиков из самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, а также определить влияние скорости наплавки на величину микротвердости в наплавленных валиках из этих материалов. Химический состав использованных материалов приведен в таблице 1.

Единичные валики из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 наносились методом лазерной наплавки. Для наплавки использовался технологический комплекс, включавший газовый СО<sub>2</sub> – лазер непрерывного действия «Комета» и координатную систему с числовым программным управлением «Маш 3», обеспечивавшую необходимые

**Луцко Николай Иванович**, науч. сотр. НИИЛ плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

**Лапковский Александр Сергеевич**, науч. сотр. НИИЛ плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

Беларусь, БНТУ, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

Таблица 1 – Химический состав исходных порошков

Марка	Содержание компонентов, % (по массе)									
	Cr	B	Si	Fe	C	Ni	Co	Cu	W	Al
ПГ-12Н-01	8-14	1,7-2,5	1,2-3,2	1,2-3,2	0,3-0,6	Основа	-	-	-	-
ПГ-19М-01	-	-	-	До 4	-	-	-	Основа	-	8,5-10,5

перемещения наплавочной головки относительно наплавлявшихся образцов. Лазерная наплавка производилась при мощности лазерного излучения 1000 Вт, дистанции наплавки 12 мм с различными скоростями наплавки. Величина подачи порошка составляла 12 г/мин, использовалась грануляция порошков 20 – 80 мкм. Наплавка выполнялась на образцы из стали 45, имевшие размеры 20×30×8 мм.

После наплавки образцы разрезались в направлении, перпендикулярном направлению валиков наплавки и по стандартным методикам изготавливались микрошлифы поперечного сечения наплавленных валиков, на которых производилось измерение микротвердости по глубине валиков. Замер микротвердости выполнялся при помощи микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 100 г по линии симметрии валиков из основы в покрытие с шагом 0,05 мм.

Распределение элементов по глубине валиков исследовалось на тех же образцах методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на аттестованном микроскопе «Mira» фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания).

**Результаты и обсуждение.** На рисунках 1 и 2 показано распределение содержания элементов в валиках сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 по глубине валиков. На тех же рисунках приведены зависимости микротвердости от глубины валиков из указанных материалов. Данные по микротвердости и распределению элементов получены для одних и тех же режимов наплавки для каждого материала.

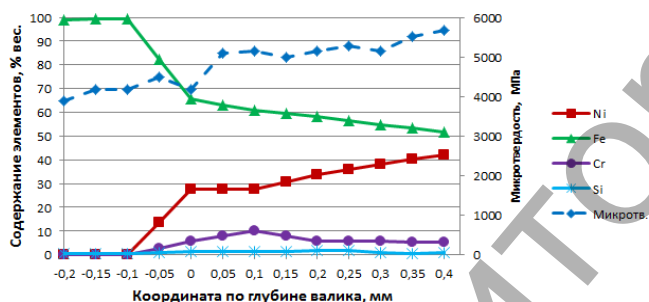


Рисунок 1 – Распределение элементов и микротвердости по глубине валика из сплава ПГ-12Н-01, нанесенного лазерной наплавкой при скорости наплавки 60 мм/мин и дистанции наплавки 12 мм

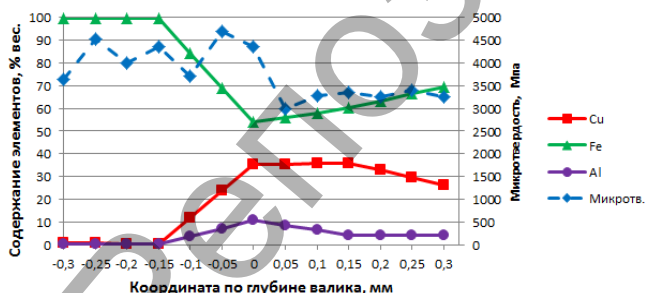


Рисунок 2 – Распределение элементов и микротвердости по глубине валика из бронзы ПГ-19М-01, нанесенного лазерной наплавкой при скорости наплавки 100 мм/мин и дистанции наплавки 12 мм

Как видно из рисунка 1, при переходе из основы в валик из сплава ПГ-12Н-01 происходит возрастание микротвердости. В дальнейшем микротвердость незначительно растет при приближении к поверхности валика. Небольшая величина колебаний микротвердости в валике из сплава ПГ-12Н-01 объясняется достаточно равномерным распределением фаз в покрытии, когда большинство упрочняющих элементов остаются в твердом растворе  $\gamma$ -Ni матрицы. Умеренный

рост микротвердости на границе основа-покрытие свидетельствует о наличии переходной зоны, достаточной для образования прочной химической связи между покрытием и основой.

Равномерное распределение микротвердости по глубине валика из сплава ПГ-12Н-01 связано с однообразным и интенсивным перемешиванием материала в ванне расплава, величина которой сопоставима при лазерной наплавке с поперечным сечением валика. Из рисунка 1 понятно, что изменение микротвердости по глубине валика связано непосредственно с изменением элементного состава материала валика. Элементный состав наплавленного валика из сплава ПГ-12Н-01 сильно отличается от состава исходного порошка, приведенного в таблице 1. Содержание хрома и кремния близко к табличным значениям и практически не изменяется по глубине валика. Однако количество железа и никеля значительно отличается от табличных значений. Интенсивное перемешивание материалов покрытия и основы приводит к тому, что количество железа в валике вместо табличных 1,2–3,2 % изменяется по глубине валика от 65 до 52 %, а количество никеля, вместо табличных 80 % изменяется от 27 до 42 %. Таким образом, материал валика уже не является чисто никелевым сплавом, так как в нем содержится значительное количество железа. По этой причине и величина микротвердости в наплавленном валике не превышает 5680 МПа. Количество никеля (и его соединений), содержащееся в различных точках по глубине валика, определяет и соответствующую величину микротвердости. Видно, что при увеличении количества никеля от основы к поверхности покрытия с 27 до 42 %, микротвердость материала валика возрастает с 5100 МПа до 5680 МПа.

Из рисунка 2 видно, что при переходе из основы в валик из бронзы ПГ-19М-01 происходит некоторое уменьшение микротвердости. В дальнейшем по глубине валика микротвердость изменяется незначительно. Небольшое и плавное изменение микротвердости при переходе из основы в покрытие свидетельствует о достаточно большой переходной зоне и о существовании прочной химической связи между покрытием и основой.

Так же, как и для сплава ПГ-12Н-01, равномерное распределение микротвердости по глубине валика из бронзы ПГ-19М-01 следует связывать с сильным перемешиванием материалов покрытия и основы в ванне расплава. Изменение микротвердости по глубине валика также непосредственно связано с изменением элементного состава материала валика. Элементный состав наплавленного валика из бронзы ПГ-19М-01 сильно отличается от состава исходного порошка (таблица 1). Если содержание алюминия мало отличается от табличных значений, то содержание железа и меди изменяется значительно из-за интенсивного перемешивания материалов валика и основы в ванне расплава. Так, количество железа в валике вместо табличных 4 %, изменяется по глубине валика от 56 до 69 %, а количество меди, вместо 86 % изменяется от 35 до 26 %. Понятно, что материал валика уже не является чистой алюминиевой бронзой. В связи со значительным содержанием железа величина микротвердости в наплавленном валике достигает 3400 МПа. Количество железа (и его соединений), содержащееся в различных точках по глубине валика, определяет, скорее всего, соответствующую величину микротвердости. При увеличении количества железа от основы к поверхности с 56 до 69 % микротвердость материала валика возрастает с 2980 МПа до 3400 МПа.

Технологические режимы лазерной наплавки, в частности, скорость наплавки, оказывают серьезное влияние на микротвердость наплавленных валиков. На рисунках 3 и 4 показаны зависимости средней микротвердости, соответственно, в валиках сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, от скорости наплавки.

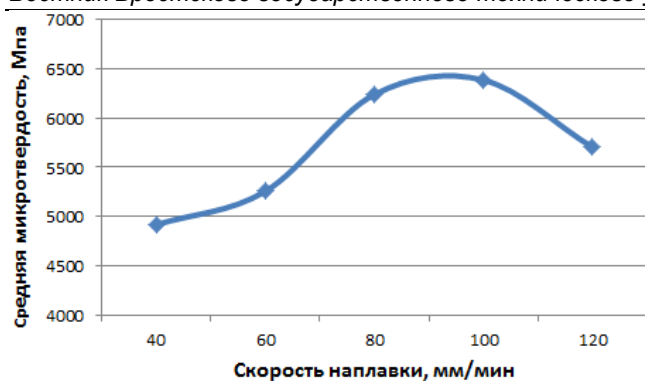


Рисунок 3 – Зависимость средней микротвердости в валике из сплава ПГ-12Н-01 от скорости наплавки



Рисунок 4 – Зависимость средней микротвердости в валике из бронзы ПГ-19М-01 от скорости наплавки

Из приведенных графиков видно, что они похожи. При небольших скоростях наплавки средние микротвердости как для сплава ПГ-12Н-01, так и для бронзы ПГ-19М-01 имеют небольшие величины. С увеличением скорости наплавки средние микротвердости растут до определенного значения скорости наплавки. Для бронзы ПГ-19М-01 это 250 мм/мин, а для сплава ПГ-12Н-01 – 100 мм/мин. При дальнейшем увеличении скорости наплавки в обоих случаях средняя микротвердость уменьшается. Такой вид зависимостей средней микротвердости от скорости наплавки можно объяснить тем, что с изменением скорости наплавки меняется величина удельной энергии, вводимой в покрытие. При небольших скоростях наплавки (40 мм/мин для сплава ПГ-12Н-01 и 100 мм/мин для бронзы), энергозатраты в покрытие достаточно большой, что приводит к перегреву покрытия и образованию достаточно крупнозернистой структуры, обуславливающей небольшую величину средней микротвердости. При скоростях наплавки больше 120 мм/мин для сплава ПГ-12Н-01 и больше 300 мм/мин – для бронзы ПГ-19М-01 энергозатраты в покрытие сильно уменьшаются. Соответственно уменьшается размер ванны расплава и увеличивается скорость отвердевания при одном и том же количестве подаваемого порошкового материала. Результатом является неполное сплавление материалов валиков по границам зерен и уменьшение средних микротвердостей покрытий. При скоростях наплавки 100 мм/мин для сплава ПГ-12Н-01 и 250 мм/мин для бронзы ПГ-19М-01 энергозатраты в покрытие все еще достаточны, что-

бы обеспечить образование сравнительно больших ванн расплава, не приводя к перегреву покрытия. В то же время скорость отвердевания довольно велика для образования оптимальной зернистости структуры. Действие двух этих факторов и обеспечивает высокие значения средней микротвердости.

**Заключение.** Таким образом, в результате проведенных исследований установлено следующее:

- в наплавленных валиках из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 распределение микротвердости достаточно равномерно по глубине валиков, хотя наблюдается незначительное возрастание микротвердости при приближении к поверхности валиков наплавки;
- переходные зоны для валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 имеют достаточные размеры для образования прочной химической связи покрытия с подложкой;
- элементный состав наплавленных валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 сильно отличается от элементного состава соответствующих исходных порошков. В обоих случаях в валиках присутствует большое количество железа. В то же время в валиках из сплава ПГ-12Н-01 мало никеля, а в валиках из бронзы ПГ-19М-01 мало меди;
- сравнительный анализ графиков распределения элементов и микротвердости по глубине валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 показал, что распределение микротвердости непосредственно связано с распределением элементов в соответствующих точках по глубине валиков. Для валиков из сплава ПГ-12Н-01 определяющим является количество никеля (и его соединений), а для валиков из бронзы ПГ-19М-01 определяющим является содержание железа (и его соединений);
- скорость лазерной наплавки оказывает большое влияние на величину средней микротвердости как для валиков из сплава ПГ-12Н-01, так и для валиков из бронзы ПГ-19М-01. Действующие закономерности имеют подобный характер. Для каждого случая имеется диапазон скоростей наплавки, в пределах которого средняя микротвердость имеет максимальную величину. Решающую роль в формировании такой закономерности играет величина энергозатраты в покрытие, которая определяет размер зерна структуры и степень сплавления материала покрытия по границам зерен.

#### СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Ratajski, J. Mechanical properties of antiwear Cr/CrN multilayer coatings / J. Ratajski, A. Gilewicz, P. Bartosik, L. Szparaga // Archives of Materials Science and Engineering. – 2015. – V. 75. – I. 2. – P. 35-45.
2. Gilewicz, A. The properties of multi-module and gradient coatings base on CrN/CrCN deposited on nitride 4140 steel / A. Gilewicz, R. Oliik, L. Szparaga, J. Ratajski // Problemy Eksploatacji – Maintenance Problems. – 2014. – I. 3. – P. 27-43.
3. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В.Я. Панченко. – Москва: Физматлит, 2009. – 664 с.
4. Шишковский, И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий / И.В. Шишковский. – Москва: Физматлит, 2009. – 424 с.

Материал поступил в редакцию 11.10.2017

**DEVOINO O.G., KARDAPOLOVA M.A., LUTSKO N.I., LAPKOVSKII A.S. Influence of the elemental composition of individual beds from the alloy ПГ-12Н-01 and bronze ПГ-19М-01 and the modes of their application on the microhardness in the cross section**

In the work, the distribution of microhardness and elemental composition by the depth of beds made of nickel based alloy and bronze by laser cladding is investigated. A uniform distribution of the microhardness over the entire depth of the beds from both materials is determined. The relationship between the microhardness distribution and elemental composition of the beds is shown in the depth of the coating.