

шая затраты на общий цикл обработки изделий. Расчетный экономический эффект за год от применения системы рекуперации составил 132 977 000 бел. руб.

## Литература

1. Астрейко, Л.А. Нанесение антикоррозионных цинксодержащих покрытий: анализ рынка существующих технологий, области применения и требования, предъявляемые к покрытиям / Л.А. Астрейко, В.М. Константинов // Сварка и родственные технологии: материалы докладов междунар. симпозиума, Минск, 24 марта 2010 г. – Минск, 2010. – С. 118–122.
2. Проскуркин, Е.В. Диффузионные цинковые покрытия / Е.В. Проскуркин, Н.С. Горбунов. – М.: Metallurgia, 1972. – 248 с.
3. Исакаев, Э.Х. Расширение технологических возможностей способа термодиффузионного цинкования / Э.Х. Исакаев, В.Б. Мордынский, Н.О. Спектор // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 46–50.

УДК 621.791.92

А.В. СТЕФАНОВИЧ (БНТУ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ДИФФУЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ ОТХОДОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В настоящее время для восстановления и повышения стойкости деталей машин и инструмента используется большое количество наплавочных материалов [1]. Для наплавочных материалов системы Fe–Л.Э.–С износостойкость наплавленного покрытия определяется структурой, которая должна состоять из твердых фаз карбидов, карбоборидов, боридов, а металлическая матрица должна быть аустенитно-мартенситной. Соотношение указанных фаз в наплавленном покрытии определяет его износостойкость, ударостойкость, выкрашивание и трещиностойчивость.

Увеличение количества твердых частиц в наплавленном покрытии приводит к росту износостойкости в случае изнашивания без ударных нагрузок. При абразивном изнашивании с очень большой ударной нагрузкой количество твердых частиц в структуре должно быть регламентировано и составляет 20–50 % в зависимости от пластичности матрицы.

Тип карбида и его твердость также определяют износостойкость [2]. Сталь Х12М, имеющая в основном карбид  $M_7C_3$ , обладает большим изнашиванием (в 1,3–1,8 раза), чем стали, легированные ванадием (сталь ХЗФ12, Х6Ф4М), которые в структуре содержат карбид  $MC$ . При содержании в наплавленном покрытии карбидов большей твердости происходит повышение износостойкости. Легирование W, Mo, V приводит к образованию карбидов  $M_6C$ ,  $M_2C$ ,  $MC$ .

Легирование бором приводит к образованию боридов и карбоборидов. Для сплавов, работающих в условиях незначительных ударных нагрузок, содержание бора можно повысить до 0,6–0,7 %. Наиболее перспективно легировать бором сплавы, работающие без ударных нагрузок, при этом содержание бора может составлять 0,8–1,2 %. Бор в сплавах может находиться в боридах, карбоборидах и твердом растворе до 0,003 %. Какие фазы образуются в наплавленном покрытии, зависит от содержания углерода и бора. В легированных сплавах, содержащих углерода более 2 % и бора менее 0,6–0,7 %, могут образовываться бориды хрома, при меньших концентрациях углерода практически весь бор связывается в карбобориды.

Оптимальное количество твердых частиц в износостойких сплавах должно составлять 20–30 %, а при отсутствии ударных нагрузок – 40–50 %. Дальнейшее повышение количества твердых частиц приводит к снижению износостойкости из-за уменьшения доли матрицы в покрытии, которая не способна удерживать карбиды и бориды от выкрашивания.

Металлическая матрица наплавленных покрытий определяет их работоспособность. Важными свойствами матрицы, определяющими износостойкость сплава, являются вязкость, прочность закрепления в ней твердых фаз и способность к упрочнению в процессе пластической деформации. Поэтому от свойств основы сплава зависит в значительной степени износостойкость сплава в целом.

Ферритная матрица из-за низкой твердости и прочности слабо сопротивляется режущему действию абразивных частиц и обладает низкой способностью к упрочнению при высоких удельных давлениях. В феррите твердые карбидные частицы плохо удерживаются от вырывания абразивами при изнашивании из-за низкого упрочнения  $\alpha$ -фазы легированием.

Мартенситная матрица обладает высокой прочностью и твердостью, поэтому мартенситные сплавы широко используются в качестве износостойких покрытий в абразивной среде. Наилучшей с точки зрения абразивного изнашивания является структура отпущенного мартенсита. Однако отмечаются и недостатки мартенситной структуры, ограничивающие область применения мартенситных сплавов, а именно низкая ударостойкость, большое количество микротрещин, недостаточное закрепление износостойких фаз, что в итоге способствует значительному выкрашиванию наплавленного покрытия при износе с ударными нагрузками.

Присутствие аустенита, остаточного в структуре, возможно только при условии высокой степени легирования твердого раствора. Легированный аустенит превосходит феррит и мартенсит по вязкости и способен к упрочнению при пластической деформации за счет превращения в мартенсит. Однако сплавы, имеющие полностью аустенитную структуру, обладают высокой износостойкостью только при определенных условиях: аустенит должен подвергаться пластической деформации; пластическая деформация должна осуществляться на глубину, большую, чем износ поверхности. По сравнению с мартенситом аустенит следует признать менее износостойкой основой. Однако высокая способность аустенита удерживать карбиды в структуре поверхностного слоя при воздействии абразивных частиц, может способствовать повышению износостойкости гетерогенных сплавов.

По данным авторов работы [3] для обеспечения максимальной износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, матрица должна состоять из мартенсита и 15–40 % аустенита. При легировании бором (0,5–0,6 %) количество аустенита должно доходить до 50–60 %, а при содержании бора до 2–3 % – до 90–100 %.

Аустенито-мартенситную матрицу в наплавленных покрытиях можно получить легированием аустенитообразующими элементами Mn, Ni, N. Наиболее сильными аустенитообразующими элементами являются C, N, Mn, Cr, Ni. Но эти элементы способствуют образо-

ванию аустенита, если они присутствуют в твердом растворе. Карбидообразующие элементы Cr, Mo всегда связываются в карбиды и их влияние на количество аустенита в матрице не сказывается. Марганец как слабый карбидообразующий элемент может присутствовать либо в карбидах ( $M_3C$ ,  $M_{23}C$ ), либо в твердом растворе, поэтому его влияние на количество аустенита непредсказуемо.

Для получения в наплавленном покрытии аустенитно-мартенситной матрицы в наплавочные материалы вводят Ni (до 12 %), никель и азот (до 0,1–0,18 %). Введение азота сильно увеличивает в структуре количества аустенита. При содержании азота в твердом растворе 0,2–0,5 % количество аустенита в структуре может достигать до 80–90 %. Однако введение азота в наплавленные покрытия при использовании азотистых ферросплавов сопровождается технологическими трудностями, поэтому содержание азота в наплавленном покрытии не превышает 0,15–0,18 %. Азот в азотистом феррохроме находится в виде химических соединений хрома CrN, Cr<sub>2</sub>N, которые обладают высокой энергией диссоциации и требуют длительного времени (20–30 мин) для взаимодействия с расплавом железа при  $t = 1500–1600$  °С. Естественно, что при наплавке большая часть азота будет находиться в нитридах, а не в твердом растворе. Поэтому в наплавленном материале 16X14H2AT для получения определенного количества аустенита дополнительно вводится никель.

Целью работы является разработка ресурсосберегающих износостойких наплавочных материалов с заданным соотношением карбидов, карбоборидов, боридов, аустенита и мартенсита в структуре из отходов инструментальных сталей.

Анализ наплавочных материалов показал, что для обеспечения высоких эксплуатационных свойств они должны иметь высокую концентрацию легирующих элементов: карбидообразующих (Cr + W + V) более 10 %, обеспечивающих образование твердых частиц и не карбидообразующих (Ni и Mn) – в пределах 4–12 % с целью регулирования фазового состава основы.

Высокое содержание легирующих элементов в наплавочных материалах обуславливает их большую стоимость. Снижение стоимости наплавочных материалов возможно при использовании отходов инструментальных высоколегированных сталей P6M5, X6BF, предварительно подвергнутых насыщению углеродом, азотом и бором. Дополнительное легирование углеродом и бором обеспечит образование твердых частиц (карбидов, карбоборидов, боридов) с леги-

рующими элементами сталей Р6М5, Х6ВФ, азот позволит регулировать соотношение фаз в металлической основе, бор дополнительно обеспечит самофлюсование частиц.

Для дополнительного легирования отходов инструментальных сталей использовали следующие виды ХТО: цементацию при температуре 950 и 1050 °С; нитроцементацию – при 550, 600, 700 и 860 °С; борирование – при 900 °С; ступенчатое насыщение (насыщение азотом, углеродом при 550, 600 °С и последующее насыщение бором при 900 °С).

При нитроцементации (550, 600 °С) происходило преимущественное насыщение азотом; при  $t = 700$  °С – приблизительно равное насыщение азотом и углеродом; при  $t = 860$  °С – преимущественное насыщение углеродом; при ступенчатом насыщении на первой стадии происходило легирование азотом, на второй – бором.

Стружечные отходы инструментальных сталей подвергали ХТО в порошковых смесях, из которых изготавливали трубчатые электроды. Покрытия получали аргонодуговой сваркой в два слоя.

Химический состав наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов быстрорежущей стали, подвергнутой предварительной ХТО, представлены в таблице 1. Повышение температуры нитроцементации стружечных отходов приводит к повышению углерода в наплавленном слое с 1,04 до 1,94 %; при цементации – с 2,12 до 3,25 %. Содержание азота в наплавленном покрытии с повышением температуры нитроцементации снижается с 0,25 до 0,08 %. При комплексном насыщении (покрытия 5, 6) концентрация бора в наплавленном покрытии зависит от времени борирования. При наплавке борированных отходов из стали Р6М5 в течение 1 ч содержание бора в наплавленном покрытии составляет 0,25 %, при борировании в течение 4 ч – 0,81 % В.

Анализ химического состава наплавленных покрытий и стружечных отходов показывает, что усвоение легирующих элементов составляет: по углероду – 60–80 %; хрому, вольфраму – 55–60 %; молибдену, ванадию – 40–45 %; азоту – 20–30 %. Различная степень усвоения химических элементов при наплавке обусловлена разбавлением материала покрытия оболочкой электрода, частичным выгоранием элементов в процессе нанесения покрытия, самофлюсующейся способностью стружечных отходов в процессе наплавки при наличии боридного слоя на поверхности.

Таблица 1– Химический состав наплавленных покрытий из отходов стали Р6М5, масс. %

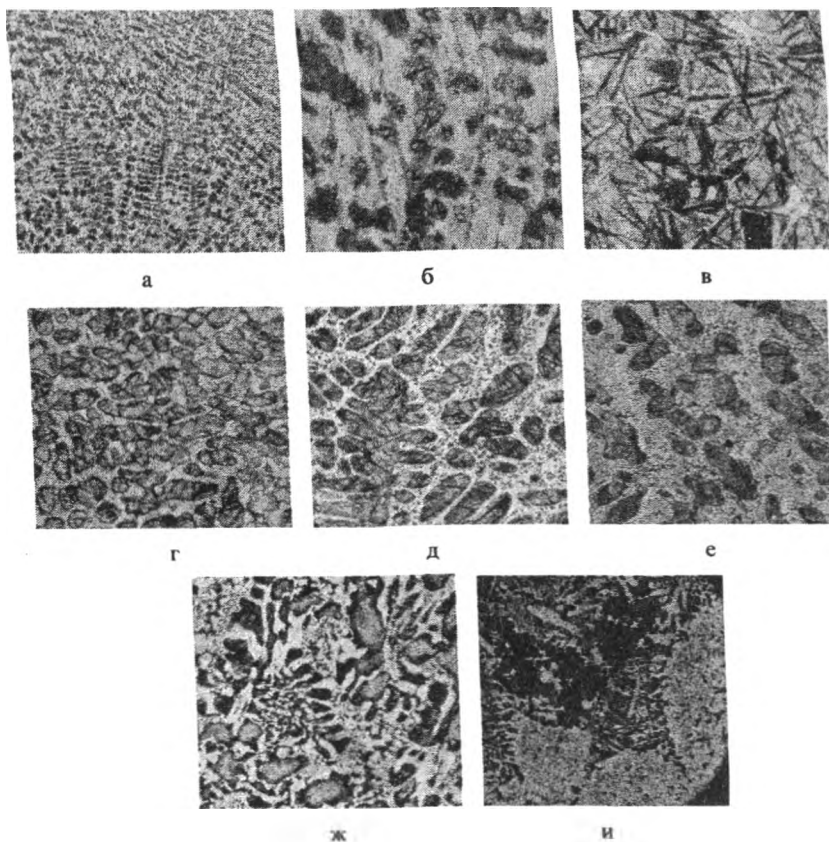
| Наименование материала | Массовая доля элементов, % |       |      |      |      |                |         | Вид насыщения | Температура ХТО, °С |
|------------------------|----------------------------|-------|------|------|------|----------------|---------|---------------|---------------------|
|                        | С                          | Cr    | W    | Mo   | V    | N <sub>2</sub> | B       |               |                     |
| эталон Т590            | 3,4–3,6                    | 25–28 |      |      |      |                | 1,1–1,3 |               |                     |
| 1                      | 1,04                       | 2,44  | 3,71 | 2,43 | 0,68 | 0,25           |         | С+N           | 550                 |
| 2                      | 1,16                       | 2,32  | 3,47 | 2,51 | 0,71 | 0,16           |         | С+N           | 600                 |
| 3                      | 1,51                       | 2,24  | 3,54 | 2,38 | 0,73 | 0,14           |         | С+N           | 700                 |
| 4                      | 1,94                       | 2,38  | 3,67 | 2,49 | 0,72 | 0,08           |         | С+N           | 860                 |
| 5                      | 1,30                       | 2,44  | 3,71 | 2,43 | 0,68 | 0,20           | 0,25    | С+N+B         | 600+900             |
| 6                      | 1,61                       | 2,38  | 3,67 | 2,49 | 0,72 | 0,25           | 0,81    | С+N+B         | 600+900             |
| 7                      | 2,42                       | 2,42  | 3,29 | 2,47 | 0,72 |                |         | С             | 950                 |
| 8                      | 3,25                       | 2,33  | 3,65 | 2,41 | 0,67 |                |         | С             | 1050                |

Наличие боридного слоя на поверхности стружечных отходов увеличивает содержание углерода и азота в наплавленном покрытии за счет уменьшения их выгорания. Так, в наплавленном покрытии 2 содержание углерода составляет 1,16 %, азота – 0,16 %, в покрытии 6 содержание углерода – 1,61 %, азота – 0,25 %. При этом предварительное насыщение стружечных отходов азотом и углеродом осуществлялось при одинаковых температурно-временных параметрах.

Микроструктуры наплавленных слоев из отходов стали Р6М5 после различных видов ХТО представлены на рисунке 1. Большая концентрация углерода в стружке после цементации отходов стали Р6М5 формирует структуру наплавленного покрытия, характерную для доэвтектического белого чугуна (рисунок 1 а, б).

Эвтектика покрытий состоит из смеси карбидов и продуктов распада аустенита, а дендриты – из мартенсита и аустенита остаточного (рисунок 1, б). Количество эвтектики в структуре составляет 70–80 %, а аустенита остаточного в дендридах содержится незначительное количество (менее 10 %). Рентгеноструктурный фазовый анализ выявил следующие фазы (рисунок 2):  $M_{23}C_6$ , мартенсит,  $M_3C$ , аустенит. Высокая интенсивность линии  $M_{23}C_6$  и мартенсита свидетельствует о преобладающем количестве данных фаз в структуре.

Аналогичные структуры наплавленных покрытий получены из отходов стали Р6М5, предварительно подвергнутых нитроцементации. Как показывает металлографический анализ, дендриты представляют собой смесь аустенита с иглами мартенсита, по границам которых располагается вырожденная эвтектика (рисунок 1, в, г). По всему сечению структуры равномерно распределены мелкодисперсные включения розового цвета правильной формы – это нитриды, размеры которых менее 1 мкм. Соотношение фаз в структуре зависит от температуры предварительной нитроцементации отходов стали Р6М5. Количество твердых частиц в структуре увеличивается с повышением температуры ХТО и при нитроцементации (860 °С) их содержание достигает 40–50 %. Увеличение карбидов в структуре связано с большим содержанием углерода в отходах стали Р6М5 после ХТО. Содержание аустенита также определяется температурой ХТО.



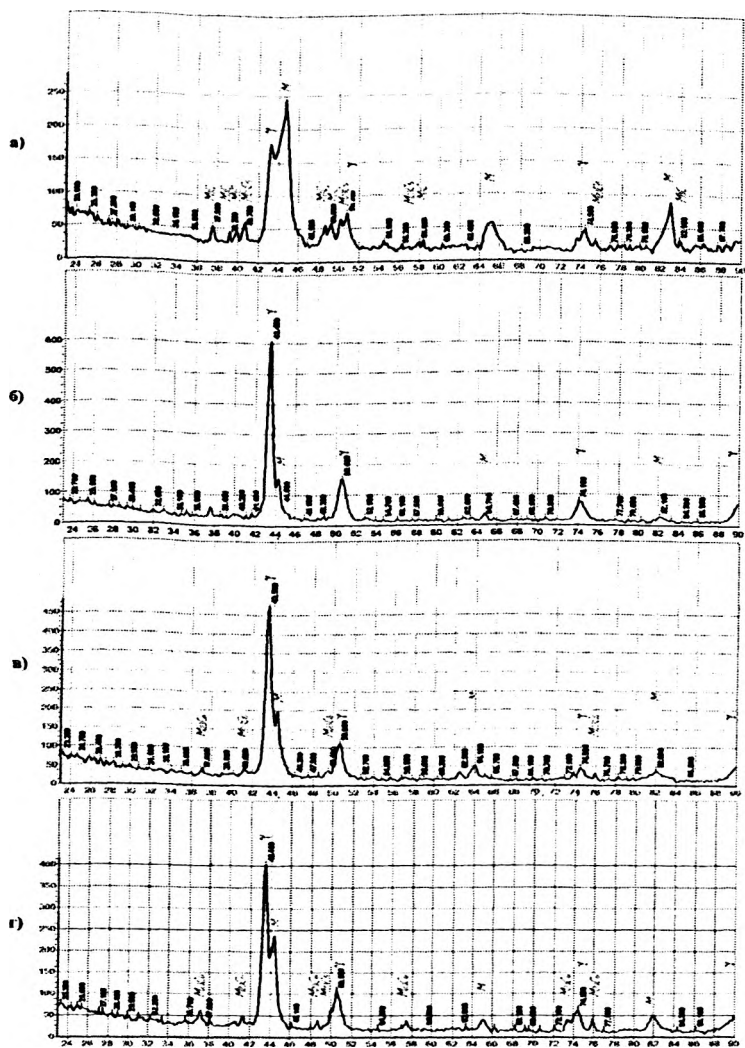
а – цементация при  $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 200$ ; б – цементация при  $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 1000$ ;  
 в – нитроцементация при  $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 1000$ ; г – нитроцементация при  $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  
 $\times 1000$ ; д – нитроцементация при  $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  с последующим борированием  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$   
 в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ ,  $\times 1000$ ; е – нитроцементация при  $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  с последующим  
 борированием при  $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 4\text{ ч}$ ,  $\times 1000$ ; ж – электрод Т590,  $\times 1000$ ;  
 и – подплавленный электрод Т590,  $\times 1000$

Рисунок 1 – Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Р6М5 после ХТО



При температурах нитроцементации стружечных отходов 550, 600, 700 °С происходит значительное насыщение их азотом (0,14–0,23 %) и в структуре наплавленного покрытия в дендритах количество аустенита может достигать до 80 % (рисунок 1, в, г). Как видно из представленных результатов, легирование азотом наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов, подвергнутых насыщению азотом, углеродом, является эффективнее легирования азотистым феррохромом. Это можно объяснить следующим: азотистый феррохром содержит 60–75 % хрома и 2–6 % азота; большинство азота связано в химические соединения CrN, Cr<sub>2</sub>N, которые в процессе быстрой кристаллизации при наплавке не успевают диссоциировать и азот не переходит в матрицу, то есть не способствует сохранению аустенита остаточного. Кроме того, частицы ферросплавов могут полностью не растворяться, а только подплавляться, образуя ликвации в структуре (рисунок 1, и), что наблюдается в наплавленных покрытиях, полученных из электродов на основе феррохрома. При азотировании стружки азот образует сверхмелкие частицы и растворяется в основе, поэтому при наплавке значительное количество попадает в матрицу, способствуя большему сохранению аустенита остаточного в структуре.

Рентгеноструктурный фазовый анализ наплавленных покрытий, полученных из предварительно нитроцементованной стружки стали Р6М5, выявил следующие фазы: карбид  $M_{23}C_6$ ,  $\gamma$ , М (рисунок 2). Причем соотношение указанных фаз в структуре наплавленного покрытия зависит от температуры нитроцементации стружечных отходов быстрорежущей стали. Так, при нитроцементации ( $t = 550$  °С) фиксируются только две фазы: линии  $\gamma$  высокой интенсивности (рисунок 2, б), что свидетельствует о большем содержании аустенита в структуре (подтверждается металлографическим анализом). Карбидная фаза не фиксируется из-за незначительного ее количества. Повышение температуры нитроцементации отходов стали Р6М5 приводит к увеличению карбидной фазы в структуре наплавленных покрытий, что фиксируется на рентгенограммах (рисунок 2, в, г). При этом интенсивность линии аустенита ( $\gamma$ ) уменьшается, а мартенсита (М) – увеличивается (рисунок 2, в, г), что подтверждают данные металлографического анализа.

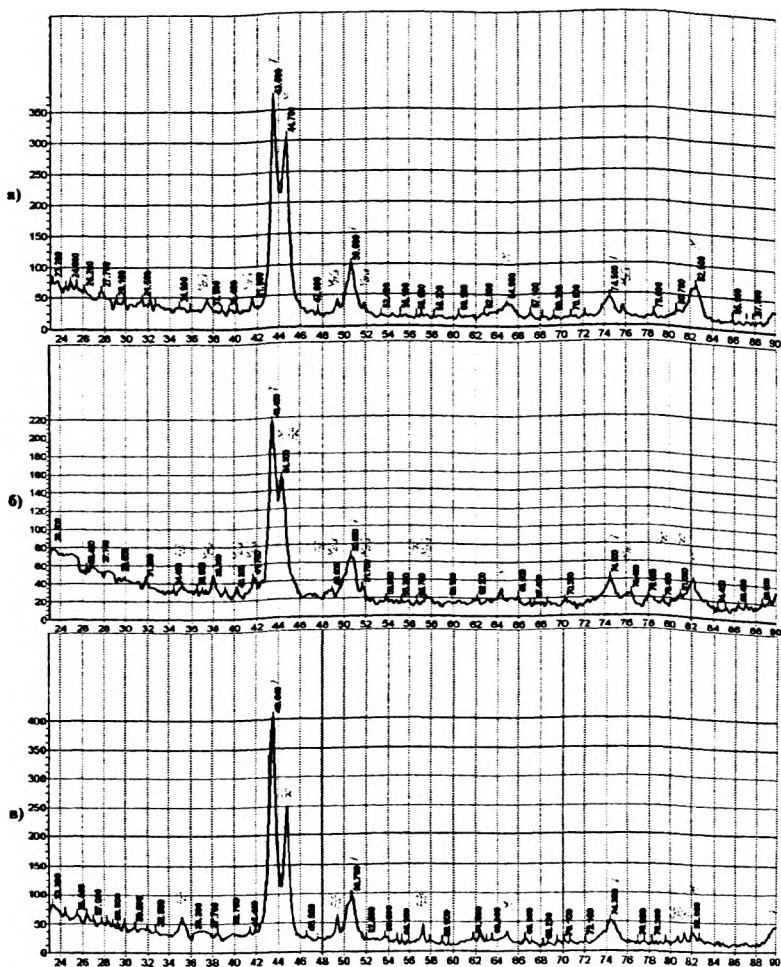


а – цементация при  $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 4\text{ ч}$ ; б – нитроцементация при  $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ ; в – нитроцементация при  $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ ; г – нитроцементация при  $t = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$   
 Рисунок 2 – Рентгенограммы наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов быстрорежущей стали подвергнутых предварительной ХТО

При ступенчатом предварительном насыщении отходов быстрорежущей стали (вначале азотом и углеродом, а затем бором) формируется структура наплавленного покрытия, состоящая из дендритов и эвтектики (рисунок 1, д, е). Количество эвтектики в структуре наплавленного покрытия зависит от количества бора. При содержании бора в наплавленном покрытии 0,25 % количество эвтектики составляет 30–40 % (рисунок 1, д), а при содержании 0,81 % бора – 60–65 % (рисунок 1, е). Рентгеноструктурный фазовый анализ наплавленных покрытий, полученных из стружечных отходов, предварительно подвергнутых насыщению азотом, углеродом, бором, позволяет установить следующие фазы: аустенит ( $\gamma$ ), мартенсит (М), карбиды  $M_{23}C_6$  и бориды  $Fe_2B$  (рисунок 3).

После нитроцементации отходов стали Р6М5 при температуре 600 °С в течение 1 ч с последующим борированием при температуре 950 °С в течение 1 ч обнаружены линии значительной интенсивности мартенсита (рисунок 3, а). Увеличение времени насыщения борирования до 2 ч приводит к появлению фазы  $Fe_2B$  и снижению интенсивности линий мартенсита (рисунок 3, б). При выдержке 4 ч линия интенсивности мартенсита практически исчезает, а линия фазы  $Fe_2B$  значительно увеличивается (рисунок 3, в). Это объясняется тем, что количество бора и азота в наплавленном покрытии увеличивается с повышением времени выдержки (таблица 1) и соответственно увеличивается количество остаточного аустенита и боридной эвтектики.

Химический состав наплавленных покрытий, полученных из стали Х6ВФ, представлен в таблице 2. Степень усвоения химических элементов из отходов стали Х6ВФ при наплавке составляет до 50–60 % в зависимости от химического элемента (содержание хрома составляет 3,32–3,48 %, вольфрама 0,49–0,67 %, ванадия – 0,22–0,35 %). Концентрация углерода в наплавленных покрытиях составляет 0,98–1,89 %, азота 0,18–0,06 % в зависимости от температуры насыщения. Концентрация бора в наплавленных покрытиях зависит от времени борирования отходов стали Х6ВФ: при насыщении бором в течение 1 ч составляет 0,31 %, а при выдержке 4 ч – 0,87 %.



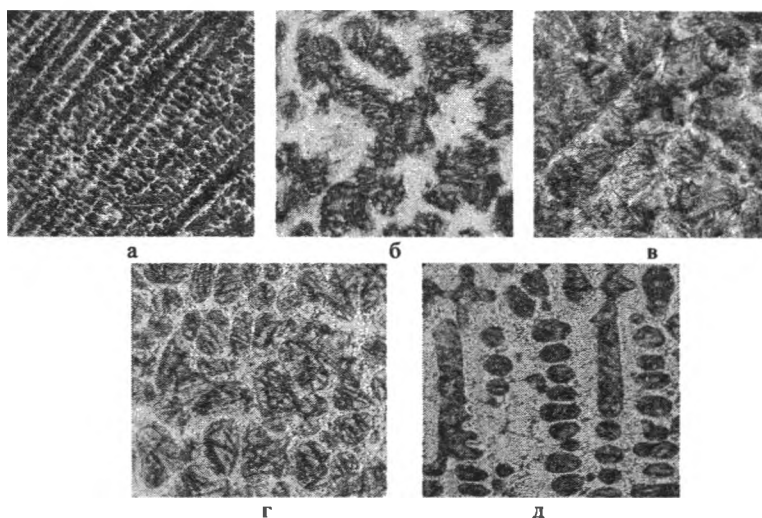
а – насыщение азотом и углеродом при  $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ , бором при  $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ ; б – насыщение азотом и углеродом при  $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ , бором при  $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 2\text{ ч}$ ; в – насыщение азотом и углеродом при  $t = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 1\text{ ч}$ , бором при  $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $\tau = 4\text{ ч}$

Рисунок 3 – Рентгенограммы наплавленных покрытий, полученных из диффузионно-легированных отходов стали Р6М5, подвергнутых предварительному насыщению азотом, углеродом и бором

Таблица 2 – Химический состав наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, масс. %

| Наименование материала | Массовая доля элементов, % |      |      |      |                |      | Вид ХТО | Температура ХТО |
|------------------------|----------------------------|------|------|------|----------------|------|---------|-----------------|
|                        | C                          | Cr   | W    | V    | N <sub>2</sub> | B    |         |                 |
| 1                      | 0,98                       | 3,43 | 0,67 | 0,35 |                |      | C+N     | 550             |
| 2                      | 1,17                       | 3,61 | 0,58 | 0,31 | 0,18           |      | C+N     | 600             |
| 3                      | 1,63                       | 3,33 | 0,49 | 0,29 |                |      | C+N     | 700             |
| 4                      | 1,89                       | 3,48 | 0,54 | 0,22 | 0,06           |      | C+N     | 860             |
| 5                      | 1,33                       | 3,36 | 0,57 | 0,25 |                | 0,31 | C+N+B   | 600+900         |
| 6                      | 1,27                       | 3,57 | 0,61 | 0,29 |                | 0,87 | C+N+B   | 600+900         |

Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ, представлены на рисунке 4.



а – нитроцементация при  $t = 550$  °С,  $\times 200$ ; б – нитроцементация при  $t = 550$  °С,  $\times 1000$ ; в – нитроцементация при  $t = 700$  °С,  $\times 1000$ ; г – нитроцементация при  $t = 600$  °С с последующим борированием при  $t = 950$  °С в течение  $\tau = 1$  ч,  $\times 1000$ ; д – нитроцементация при  $t = 600$  °С с последующим борированием при  $t = 950$  °С в течение  $\tau = 1$  ч,  $\times 1000$

Рисунок 4 – Микроструктуры наплавленных покрытий, полученных из отходов стали Х6ВФ после ХТО

Как видно из рисунка, наплавленное покрытие состоит из дендритов различной травимости, что характерно для литой легированной стали (рисунок 4, а). При большем увеличении (рисунок 4, б) видны слаботравящиеся участки, между которыми находятся иглы мартенсита и аустенита остаточного, по всему объему дендритов имеются мелкодисперсные нитриды. Повышение температуры нитроцементации отходов стали Х6ВФ приводит к увеличению содержания углерода в наплавленном покрытии и появлению частиц в структуре (рисунок 4, в).

При ступенчатом насыщении отходов стали Х6ВФ (вначале азотом и углеродом при температуре 600 °С, а затем бором при температуре 900 °С) в структуре наплавленных покрытий увеличивается количество твердых частиц с включением нитридов (рисунок 4, г, д), выделяющихся по границам дендритов. Причем увеличение содержания бора до 0,87 % в наплавленном покрытии (таблица 2, покрытие 5) увеличивает количество эвтектики в структуре до 50–60 % (рисунок 4, д). Дендриты представляют собой смесь игольчатого мартенсита и аустенита остаточного, при этом количество аустенита остаточного в дендритах доходит до 70–80 %.

Сравнение структур наплавленных покрытий, полученных на основе электрода Т590 (рисунок 1, ж), и покрытий, полученных из разработанных материалов (рисунок 1, е; рисунок 4, д), показывает, что количество твердых частиц приблизительно одинаковое, а в дендритах соотношение мартенсита и аустенита возможно регулировать в широких пределах.

**Заключение.** Степень усвоения химических элементов при наплавке стружечных отходов инструментальных сталей, предварительно подвергнутых ХТО, составляет по углероду 35–40 %; хрому, вольфраму – 50–60 %; молибдену, ванадию – 40–45 %; азоту – 25–30 %. Рентгеноструктурный анализ наплавленных покрытий обнаружил следующие фазы:  $\gamma$ -Fe, мартенсит, карбиды  $M_{23}C_6$  и бориды  $Fe_2B$ . В зависимости от содержания химических элементов структура наплавленного покрытия может содержать до 50–60 % карбидов, карбоборидов, нитридов и аустенитно-мартенситную матрицу, в которой содержание аустенита может составлять 80–90 %.

## Литература

1. **Наплавочные материалы стран-членов СЭВ.** – Каталог. Координационный центр по проблеме «Сварка». – Киев–Москва: Международный центр научной и технической информации, 1979. – 619 с.

2. **Стефанович, В.А.** Исследование возможности получения наплавленных покрытий из борированной проволоки / В.А. Стефанович, В.Г. Борисов, А.В. Стефанович // Сборник научных трудов, посвященный 40-летию кафедры «Материаловедение в машиностроении». – Минск, 2004. – С. 56–62.

3. **Искольдский, И.И.** Наплавочные боридные твердые сплавы / И.И. Искольдский. – М.: Машиностроение, 1965. – 71с.

УДК 621.791.052-026.56:669.747: 519.2

**Е.С. ГОЛУБЦОВА**, д-р техн. наук (БНТУ),  
**Н.Б. КАЛЕДИНА** (БГТУ),  
**Л.С. ШУМАНСКАЯ** (БНТУ)

### **ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ**

Механические свойства сварного шва тесно связаны с его химическим составом, кинетикой затвердевания и перекристаллизации и микроструктурой. Результаты последних исследований [1] выявили, что повышенное содержание марганца в металле швов с ферритно-перлитной структурой может привести к увеличению содержания перлитной составляющей, и в некоторых случаях – к охрупчиванию. Для проведения исследований выбрали образцы металлов швов, полученные при сварке под флюсами, которые отличались индексом основности  $W$  и содержанием  $MnO$ , в сочетании с проволоками Св-08А и Св-08ГА [2]. Сварку стыковых соединений выполняли на режимах и по методике стандарта ISO 14171. Содержание марганца в металле исследуемых швов изменялось от 0,30 до 1,84 масс. % (таблица 1). При этом содержание углерода и кремния