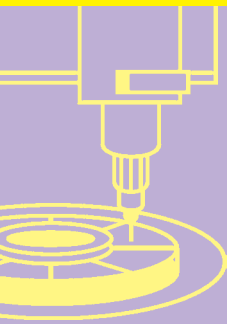


МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ



Метод борирования позволяет повысить долговечность массивных крупногабаритных изделий из сплавов железа с помощью наплавки различных порошковых материалов. Однако при эксплуатации упрочненных изделий в условиях малых скоростей скольжения – 0,05–0,5 м/с – диффузионные боридные слои, полученные методом химико-термической обработки, интенсивно разрушаются. В статье описаны способы и результаты повышения пластичности борированных слоев с помощью лазерного воздействия.

Особенности формирования структуры борированных слоев в железуглеродистых сплавах при лазерном воздействии уже были описаны в работах [1–3]. Борсодержащая обмазка наносилась на образцы технического железа и стали 40X. Затем на установке "Квант-16" проходила импульсная лазерная обработка материала. Известно, что твердый раствор бора в ОЦК (объемно-центрированная кристаллическая решетка) железе имеет микротвердость 3700 МПа, модифицированная структура $Fe_{\alpha} + Fe_3B$ – 63000 МПа, эвтектические структуры дендритного строения имеют твердость 6000–16000 МПа у технического железа и 10000–16000 МПа у стали 40X. Боридные структуры в стали 40X имеют следующие микротвердости: Fe_2B – 16800 МПа; $Fe_2B + FeB$ – 16800–18900 МПа; FeB – 18900–21000 МПа [1]. Результаты испытаний на машине трения СМЦ-2 показывают уменьшение коэффициента трения в паре "ролик-колотка" во всем диапазоне давлений вплоть до давления заедания. Так, при испытании не упрочненной колотки с объемно закаленным роликом давление заедания составило 5,8 МПа, с упрочненной лазером колоткой – 8,2 МПа, а после лазерного легирования – 10,5 МПа. В работе [2] на образцы стали 45 наносили аморфный бор в виде обмазки толщиной около 30 мкм. Оплавление осу-

ществляли в атмосфере аргона непрерывным CO_2 -лазером. Металлографический анализ показал, что глубина оплавления составляет 40–50 мкм. Микротвердость борированных слоев – 12000 МПа. Под борированным слоем располагается зона закалки из твердого состояния 500–600 мкм, с микротвердостью 7800–8500 МПа. Результаты легирования поверхности технического железа, стали 40 и У8 из обмазки, содержащей аморфный бор толщиной 150–300 мкм, с помощью непрерывного лазерного излучения мощностью 1 кВт представлены в работе [3]. Глубина борированного слоя увеличивается с повышением содержания углерода. По данным рентгеноструктурного анализа, борированный слой в техническом железе состоит из трех фаз – FeB , Fe_2B и α -фазы, т.е. бористого феррита. В сталях 40 и У8 кроме этих фаз присутствует бороцементит $Fe_3(B,C)$ – твердый раствор с переменной концентрацией бора и углерода на базе цементита. Микротвердость в зоне легирования составила: у боридов 13000–18000 МПа; у эвтектика 70000–12000 МПа; у α -эвтектика 3800–11000 МПа; у смеси бориды+эвтектика 8000–19000 МПа. Меньшие значения микротвердости соответствуют техническому железу, а большие – стали У8, т.е. с повышением содержания углерода твердость увеличивается.

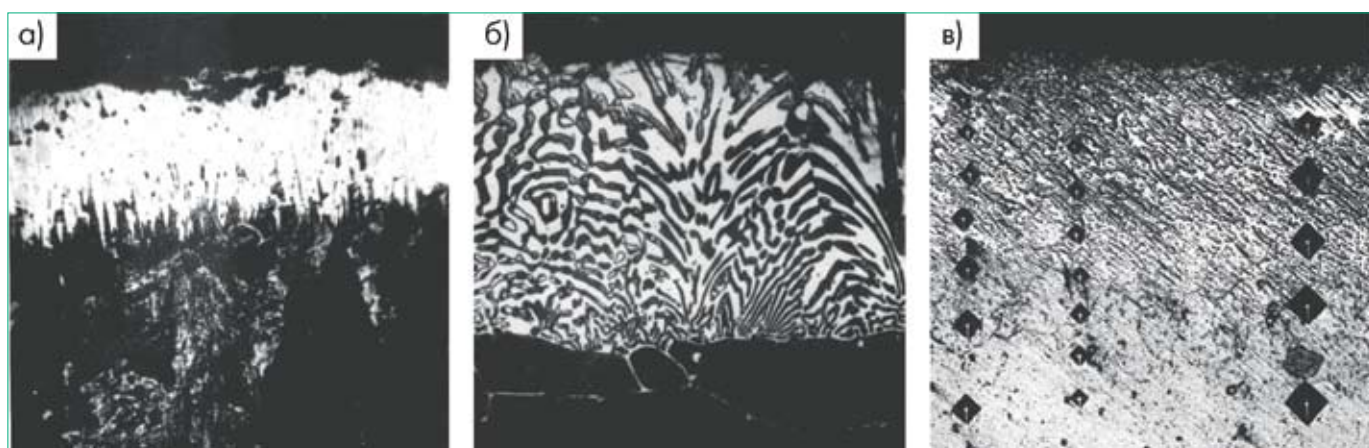


Рис.1 Микрошлифы борированных слоев: а) игольчатое строение, формирование слоя в твердом состоянии при насыщении; б) эвтектическое строение, формирование слоя в жидком состоянии при насыщении; в) псевдоэвтектическое строение, формирование слоя в жидкокристаллическом состоянии

Однако замечено, что в диапазоне малых скоростей скольжения – 0,05–0,5 м/с – диффузионные боридные слои, полученные методом химико-термической обработки, интенсивно разрушаются [4]. Основными причинами разрушения являются: отсутствие износостойких вторичных структур, высокая хрупкость боридов железа, наличие микротрещин и пор в боридном слое. Боридные частицы, отделившиеся из поверхностного слоя, имея высокую микротвердость, инициируют развитие абразивного износа. Для композиционных структур, пластичность которых во много раз выше, чем сплошного боридного слоя, абразивное изнашивание значительно ниже из-за отсутствия сколов и трещин в поверхностном слое во всем рассматриваемом диапазоне скоростей скольжения. В композиционных структурах в результате пластической деформации при трении и изнашивании, приложенная нагрузка действует преимущественно на хрупкую составляющую. Энергия, требуемая для разрушения мелкодисперсных частиц, значительно больше энергии, необходимой для разрушения боридов размером с десятки и сотни микрометров. Кроме того, твердые частицы боридов железа препятствуют движению дислокаций и тем самым способствуют увеличению степени упрочнения самой матрицы.

В наших экспериментах исследуемые борированные слои получены при насыщении в порошковой смеси, содержащей 3% NH_4F , 10% Al_2O_3 , 87% V_4C . Температура насыщения 950°C, продолжительность – 6 ч [5]. Работа проводилась с целью повышения пластичности борированных слоев и расширения области применения метода. Основные пути реализации: изменение фазового состава с уменьшением твердости; диспергирование структуры поверхности и/или подслоя; создание плавного перехода твердости от поверхности к сердцевине, создание разгрузочных зон.

Боридные слои имеют игольчатое строение. Основными фазами слоев являются FeB и Fe_2B с твердостью 2150 HV и 1600 HV соответственно. Однако структура слоев во многом зависит от технологии получения. Наиболее характерные виды борированных слоев представлены на рис.1. Анализ микроструктуры покрытия проводили на металлографических шлифах. Они были изготовлены с помощью отрезного станка Viper, заливочного пресса PR-32 и автоматического полировального станка SS-2000 фирмы LECO. Для шлифовки применяли абразивные шкурки разной зернистости, для последующей полировки – алмазные суспензии с размером частиц 3; 1 и 0,05 мкм. Для выявления микроструктуры поверхность шлифа травили 4%-ным раствором HNO_3 в этиловом спирте. На оптическом микроскопе PME-3 "OLYMPUS", снабженном цифровой видеокамерой и анализатором изображения IA-3001 фирмы LECO, провели металлографический анализ микроструктуры покрытия. Микротвердость покрытия измеряли на микротвердомере M-400-H (LECO) при нагрузке 100 г. Исследование микроструктуры покрытия образцов после химико-термической обработки показало, что оно состоит по крайней



Рис.2 Микрошлиф борированного слоя после химико-термической обработки

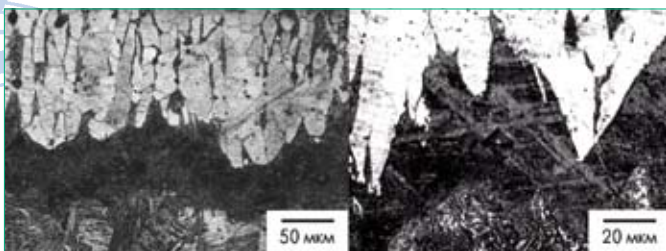


Рис.3 Микршлифы борированных зон после лазерного упрочнения

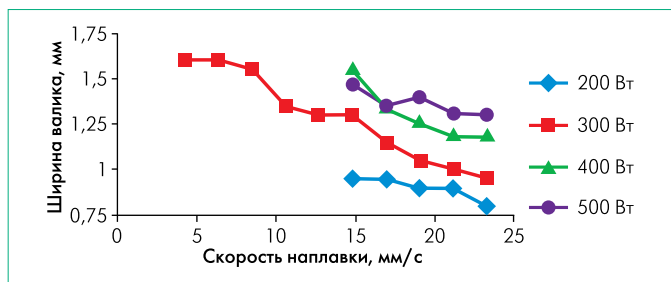


Рис.4 Зависимость ширины наплавленного валика от скорости обработки и мощности лазерного луча

мере из двух слоев: крупных столбчатых фаз размером более 100 мкм и серого слоя, располагающегося между столбами и под ними. Кроме этого в приповерхностном слое наблюдались поры размером около 50 мкм (рис.2).

Лазерную обработку проводили на сканере для пространственного управления лазерного луча, оснащенный лазерной установкой "Комета-М" и сканирующими устройствами для высокочастотного колебания луча [6]. Мощность излучения изменялась в пределах 700–1300 Вт. Скорость перемещения луча 2–50 мм/с. Лазерный нагрев боридного покрытия производили двумя способами: расфокусированным лучом и лучом, сканирующим с частотой 220 Гц в направлении, поперечном его перемещению. В первом случае ширина зоны лазерного воздействия составила 2,4–3,2 мм, во втором – 5,6–6,1 мм. В результате высокоскоростного нагрева и охлаждения, проходящих по механизму теплопроводности вглубь материала, наблюдается дробление структуры и устранение дефектов в виде пор. Это может способствовать повышению износостойкости слоев, упрочненных лазерным лучом. Микрофотографии шлифов после лазерной обработки представлены на рис.3. Средняя микротвердость столбчатых структур составила 15000 МПа, серых зон, расположенных между столбчатыми структурами и под ними, – 7500 МПа. Нагрев материала основы приводит к образованию мартенсита на месте бывших перлитных зерен. Феррит претерпевает фазовый наклеп, и его микротвердость становится в 1,5–2 раза выше, чем в исходном состоянии. При воздействии на поверхность расфокусированным лучом на всех режимах наблюдается частичное выгорание боридного покрытия. При обработке высокочастотным сканирующим лучом топография поверхнос-

тного слоя имеет более ровный характер и незначительно отличается от исходного состояния.

Для выполнения экспериментов с порошком на основе железа в лазерном центре МИФИ были выбраны следующие технологические параметры установки HUFFMAN HC-205, оснащенной волоконным лазером ЛС-3,5 мощностью 3500 Вт производства ООО "НТО "ИРЭ-Полюс":

- массовый поток порошка – 5,5–6 г/мин;
- давление аргона – 2 атм, поток аргона – 3 л/мин;
- порошок ПР-7Х5М4ФГБР (ПР-Х5), фракция 80–315 мкм.

Мощность лазерного излучения менялась в пределах 200–500 Вт, скорость перемещения оптической головки – 4–24 мм/с. На рис.4 приведена зависимость ширины наплавленного валика от скорости обработки и мощности лазерного луча.

Графики свидетельствуют о том, что максимальная ширина наплавленного валика составила 1,6 мм. Обработка выполнена при скорости перемещения 4–9 мм/с и мощности луча 300 Вт. При повышении мощности излучения лазера до 400–500 Вт и скоростей перемещения оптической головки до 15–25 мм/с полученные наплавленные слои имели ширину 1,2–1,5 мм. Высокие скорости наплавки ведут к уменьшению прогрева основного материала. Это является важным фактором для наплавки тонкостенных деталей.

Металлографические шлифы готовили по стандартной методике. Микротвердость образцов измеря-

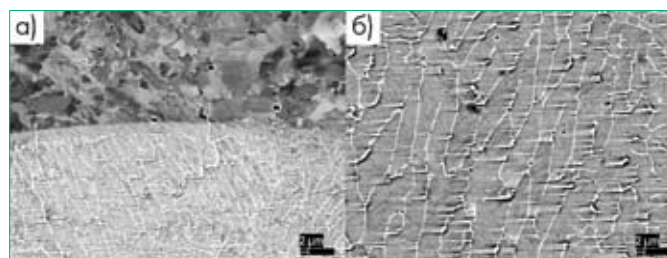


Рис.5 Микроструктура наплавленного слоя и материала основы: а) область границы слоя и основы; б) столбчатые кристаллиты

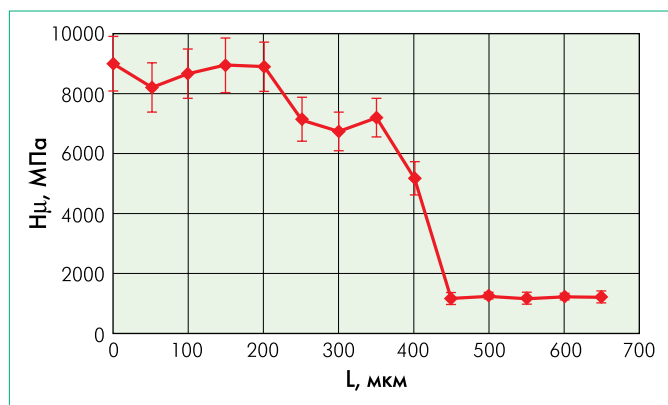


Рис.6 График зависимости изменения микротвердости по сечению лазерной наплавки из порошка стали 15X11МФ на пластину из технического железа



Рис.7 Лопатка авиационной турбины, восстановленная лазерной порошковой наплавкой

ли по методу Виккерса на приборе HVS-1000 (Китай) с автоматическим нагружением индентора при величине нагрузки $P = 1$ Н. Время выдержки под нагрузкой было выбрано $t = 20$ с.

Наблюдается резкая граница между наплавкой и подложкой. Материал наплавки не проникает глубоко, но имеет хорошее сцепление с пластиной. В материале пластины видна зона термического влияния полукруглой формы размером ~ 100 мкм. В области соединения на пластине образуется зона термического влияния. Она представляет собой вытянутые, преимущественно вдоль направления теплового потока, зерна феррита неправильной формы (рис.5а). На границе наплавки образуется переходная область толщиной 2–4 мкм. Микроструктура области наплавки имеет столбчатые кристаллиты с характерными размерами в сечении 4–5 мкм и длиной до 30 мкм с мелкодисперсными выделениями первичных фаз, что, вероятно, обусловлено химическим составом наплавки (Mo,V)X(C,N)Y (рис.5б).

На рис.6 проиллюстрировано изменение микротвердости по сечению лазерной наплавки. Смещение алмазного индентора проводилось с шагом 50 мкм от зоны напавленной стали в сторону исходной пластины. Как видно, значение микротвердости в зоне наплавки достигает 8000–10000 МПа. В переходной зоне на стыке пластины и наплавки (L-200–350 мкм) наблюдается снижение микротвердости (6000–8000 МПа), что соответствует зоне термического влияния. Далее (L-350–450 мкм) наблюдается резкое снижение микротвердости до значения ~ 1000 МПа, что соответствует микротвердости материала пластины.

В эксперименте с порошком на основе никеля, как и в предыдущем эксперименте, измеряли геометрические параметры готовых валиков, а также микротвердость каждого из них. Были выбраны следующие исходные технологические параметры:

- поток порошка – 2–8 г/мин (варьировался);
- порошок ПН55Т45 фракция 40–100 мкм;
- давление аргона – 2 атм, поток аргона 2,5 л/мин.

Измеренная твердость материала основания ВТ16 без наплавки составила 400 HV или 43 HRC, что соответству-

ет по твердости термообработанным конструкционным сталям. Мощность излучения менялась в пределах 200–1000 Вт. При этом ширина и высота напавленных валиков составляла 1,0–1,6 и 0,8–2,2 мм соответственно. Меняя режимы наплавки при мощности излучения 400–800 Вт, можно менять в широких пределах твердость напавленного слоя, от 40 до 75 HRC, изменяя скорость обработки.

В работе [7] опубликованы результаты, полученные при отработке режимов наплавки различных порошковых материалов на подложку с помощью мощного волоконного лазера и режимов объемного формообразования деталей. Была разработана технология наплавки изношенных лопаток авиационных турбин (рис.7). В целом установка HUFFMAN NC-205 показала себя довольно удобным и мощным инструментом для экспериментов и практического использования при восстановлении изношенных деталей машин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Бурякин А.В. Поверхностное насыщение стали бором при воздействии излучения лазера. – МиТОМ, 1985, №11.
2. Лысенко А.Б., Козина Н.Н., Гуляева Р.Т. и др. Структура и свойства сталей после борирования с использованием лазерного нагрева. – МиТОМ, 1991, №3.
3. Тананко И.А., Левченко А.А., Гуйва Р.Т. и др. Особенности формирования структуры поверхностного слоя при лазерном борировании. – Физика и химия обработки материалов, 1989, № 4.
4. Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндрачук М.В. Износостойкие боридные покрытия. – Киев: Техника, 1989.
5. Бирюков В.П. Промышленное применение CO₂-лазеров для наплавки, упрочнения деталей и точного раскроя листовых материалов. – Тяжелое машиностроение, 2006, №4.
6. Бирюков В.П., Крукович М.Г., Ильин С.Н., Ключков Н.П. Лазерная обработка боридных слоев. – Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин: Материалы МНПК. – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2010.
7. Бирюков В.П., Петровский В.Н., Штамм В.Г. Лазерная наплавка порошковых покрытий с использованием излучения волоконного лазера. – Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин: Материалы МНПК. – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2010.