

- после шевингования $HV = (6879 - 9190) \cdot 0,23 = 158 - 211$;
- после зубофрезерования $HV = (158 - 211) \cdot 1,17 = 184 - 246$.

ЛИТЕРАТУРА

1. СТП 930-1379-90. Технологическая подготовка производства. Выбор и обеспечение основных характеристик качества поверхности зубьев цилиндрических зубчатых колес на различных операциях их изготовления. Разработчики Кане М.М., Медведев А.И. Изд-во МЗШ, 1999. – 84 с. 2. Кане М.М. Выбор рациональной точности цилиндрических зубчатых колес на различных операциях их обработки // Вестник машиностроения. – 1996. – № 8. – С. 3–8. 3. Кане М.М., Медведев А.И. Изменение параметров качества поверхности зубьев цилиндрических зубчатых колес на различных операциях их изготовления // Вестник машиностроения. – 1997. – № 7. – С. 3–7. 4. Технологические системы. Методы оценки надежности по параметрам качества изготавливаемой продукции. ГОСТ 27.202-83. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 50 с.

УДК 621.791

Л.М. Кожуро, Н.Ф. Лугаков, В.С. Точило, М.Л. Хейфец

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОГРУЖЕНИЕМ В РАСПЛАВ

Белорусский государственный аграрный технический университет,

Минск, Беларусь,

Полоцкий государственный университет,

Новополоцк, Беларусь

Сущность процесса индукционной наплавки погружением заключается в том, что наплавляемый металл затвердевает на очищенной от оксидной пленки поверхности заготовки, погруженной в расплав этого металла [1]. Процесс применяется для наращивания поверхностных слоев заготовки. Вследствии разницы температур расплава и заготовки, задающей начальные условия процесса, локальный объем расплава, контактирующий с поверхностью заготовки и определяемый граничными условиями, охлаждается до затвердевания [2]. После кратковременной выдержки заготовку извлекают и на ее поверхности получают слой присадочного металла.

При индукционной наплавке погружением в расплав целесообразно формировать покрытия толщиной до 4 мм. Для этого можно рекомендовать следующий режим: температура стальной детали перед наплавкой – 850–900° С; температура расплава – 1500° С; время выдержки обрабатываемой детали в расплаве – 1,5–2,5 с. Исследования металлопокрытий стальных образцов сплавом ФБХ показывают, что для образ-

цов, активация которых осуществлялась при температуре до 800°C , в зоне сплавления, а также непосредственно в самих металлопокрытиях имеются включения флюса, раковины. Начиная с температуры активации 850°C и выше, независимо от перегрева расплава, при индукционной наплавке обеспечивается монолитное соединение наплавленного сплава с основой. Металлопокрытия при указанных температурах активации получаются качественными, без раковин и пор. Однако, как показали результаты экспериментов, когда перегрев расплава не превышал $15\text{--}20^{\circ}\text{C}$, слой затвердевшего сплава формировался неравномерно. Покрытия по толщине получались 3 мм и более, а их внешняя поверхность была неровной. При увеличении перегрева расплава до $25\text{--}50^{\circ}\text{C}$, наплавленный слой присадочного износостойкого сплава копировал поверхность образца. Внешняя поверхность наплавленного слоя была гладкой, а его толщина достаточно равномерной и составляла $1,8\text{--}2,3\text{ мм}$ на сторону.

Толщина слоя затвердевшего сплава зависит не только от исходных значений температуры активации и перегрева расплава, но также от продолжительности пребывания образца в расплаве. При нахождении образца в расплаве более $2,0\text{--}2,5\text{ с}$, тонкие части его перегреваются, и на их поверхностях оплавляется затвердевший слой. Полное покрытие всех поверхностей образцов присадочным сплавом достигается при условии пребывания образца в расплаве в течение $0,8\text{--}1,4\text{ с}$. Толщина затвердевшего слоя при этом составляет $1,5\text{--}2,0\text{ мм}$ на сторону. Исследования зоны сплавления показывают, что наплавленный слой имеет монолитное соединение с металлом (рис. 1, а).

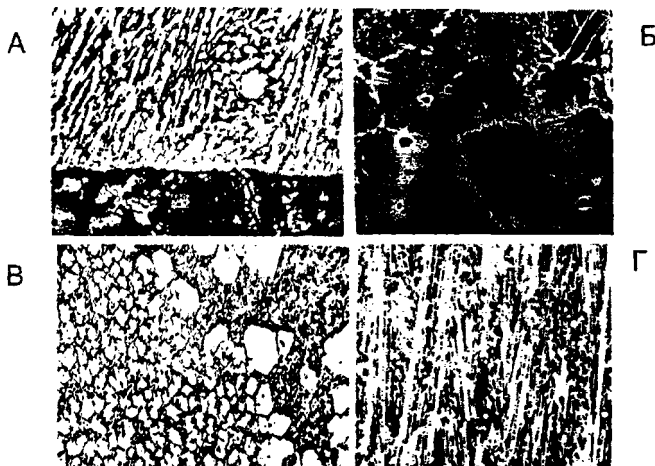


Рис. 1 Микроструктуры зоны сплавления (а) при индукционной наплавке погружением в расплав ФБХ-6-2 (1200), основного материала детали (б), наплавленного сплава со стороны внешней поверхности покрытия (в) и в плоскости, перпендикулярной поверхности тепловода (г)

Монолитность соединения подтверждается наличием диффузии легирующих элементов из наплавленного сплава в основной металл, о чем свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 2). Характер распределения концентрации хрома свидетельствует о протекании диффузионных процессов, что невозможно было бы без наличия монолитного соединения. О наличии монолитного соединения при индукционной наплавке погружением в расплав свидетельствует также высокая прочность сцепления между основным металлом и покрытием. Такие покрытия удовлетворяют требованиям, предъявляемым к наплавленному сплаву, предназначенному для работы в условиях ударно-абразивного изнашивания.

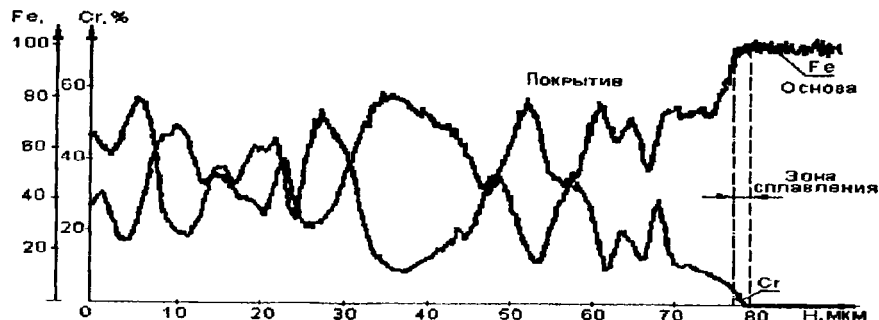


Рис. 2 Зависимости распределения концентрации Cr и Fe в поверхностном слое при индукционной наплавке погружением в расплав

Микроструктура основного металла – стали 45 после наплавки – ферритно-перлитная, крупнозернистая (рис. 1, б). Это является следствием резкого перегрева основного металла и выдержки его при этой температуре. Так, с 850...900 °С при активации, основной металл затем нагревается до температуры 1400 °С за 1,0...1,5с.

При последующем медленном охлаждении на воздухе, наблюдается значительный рост зерен. Такая структура основного металла нежелательна, так как имеет низкую твердость – 30 HRC и износостойкость.

Микроструктура наплавленного сплава при охлаждении на воздухе состоит из крупных первичных карбидов хрома и матрицы, которая, в свою очередь, состоит из ледебурита с включениями остаточного аустенита (рис. 1, в, г). Для микроструктуры наплавленного сплава характерна крупнозернистость первичных карбидов, продолговатая их форма и ориентация перпендикулярная к наплавляемой поверхности. Последнее можно объяснить наличием направленного тепловода во время затвердевания слоя присадочного сплава (рис. 1, г). Карбиды в плоскости, параллельной поверхности тепловода, имеют форму многогранников, они сравнительно равномерно

распределены по поверхности и цементированы в пластичной матрице (рис. 1, в). Такое строение и твердость наплавленного слоя 53–55 HRC являются предпочтительными применительно к деталям, работающим в абразивной среде.

Твердость наплавленного сплава лишь косвенно характеризует износостойкость материала при взаимодействии его с абразивной средой. Возрастание твердости увеличивает износостойкость хромистых чугунов, но для них возможен рост твердости только матрицы, так как первичные карбиды хрома в процессе термообработки не претерпевают структурных изменений. Значительное повышение твердости можно получить путем превращения аустенита матрицы в мартенсит или бейнит, что возможно при значительных переохлаждениях и больших скоростях охлаждения, при закалке.

Для определения возможности управления формированием структуры основного материала путем последующей термообработки проведены исследования влияния различных видов термообработки: нормализации, закалки в масло и закалки в воду.

При нормализации образцы нагревались до 850° С, выдерживались 15 минут и охлаждались на воздухе. После нормализации получена ферритно-перлитная структура с зерном средней величины (рис. 3, а). Твердость материала – 28 HRC неудовлетворительна для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания.

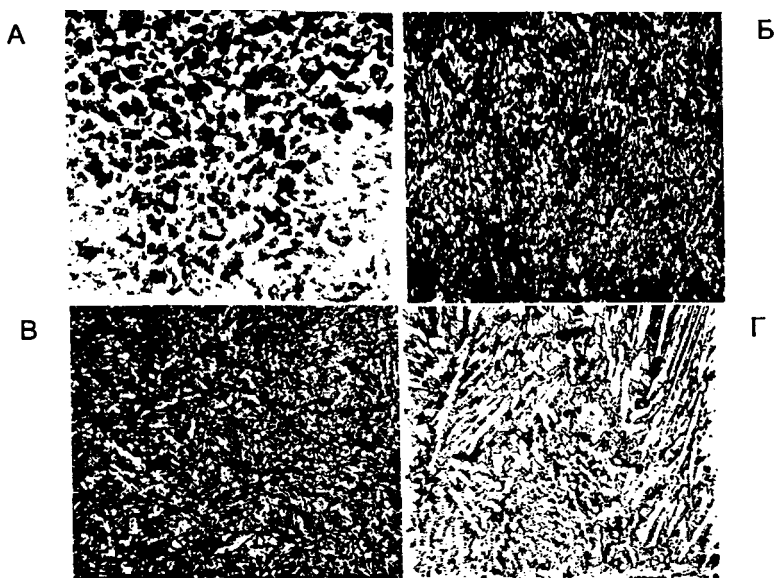


Рис. 3 Микроструктуры основного металла детали ($\times 500$) после нормализации (а), закалки в масло (б), закалки в воду (в) и наплавленного сплава ($\times 500$) после подстуживания на воздухе и закалки в воду (г)

При закалке образцы нагревались до температуры 850 °С и охлаждались в веретенном масле до температуры 20 °С. Структура основного материала после закалки в масло – троостомартенсит, обладает достаточной твердостью 51 HRC и износостойкостью (рис. 3, б). Однако закалка в масло сопровождается высокими производственными издержками и поэтому данный вид термообработки технологически мало применим.

Технологически наиболее приемлема закалка в воду, непосредственно после наплавки и подстуживания на воздухе до температуры закалки. Закалка образцов производилась после подстуживания с температуры наплавки (1500 °С) до температуры закалки (850...900 °С) охлаждением в воду с температурой 20 °С. Структура основного металла представляет собой мартенсит с участками троостита (рис. 3, в). Появление участков троостита при закалке в воду объясняется снижением скорости охлаждения за счет низкой теплопроводности наплавленного слоя (высоколегированного чугуна) и обеспечивает достаточную вязкость материала. Такая структура твердостью 54 HRC наиболее благоприятная по условиям износостойкости. Состояние структуры наплавленного металла не изменяется, структура остается ледебуритной но более мелкозернистой с избытком мелких карбидов (рис. 3, г). Твердость покрытия 58 HRC.

Исследование микротвердости фазовых составляющих микроструктуры наплавленного металла показало следующее: микротвердость карбидной фазы не зависит от среды охлаждения и составляет 14500 Н/мм², микротвердость матрицы при охлаждении образца на воздухе составляет 3000- 4000 Н/мм², при охлаждении в воду – 5700- 6500 Н/мм².

Термообработка наплавленных образцов с подстуживанием до температуры 850–900° С с закалкой в воду дает возможность получить наиболее благоприятную по условиям износостойкости структуру основного и наплавленного металла. Согласно экспериментальным исследованиям скорость охлаждения детали на воздухе в интервале температур 850–900° С равна 13 град/с, а скорость ее охлаждения в воде с температурой 20° С равна 110 град/с. На основании экспериментальных данных определено время подстуживания до температуры закалки 850–900° С равное 40–45 с.

Результаты, полученные при исследовании индукционной наплавки погружением в расплав показывают, что начальные и граничные условия процесса взаимосвязаны и влияют на конечный результат, так размеры зерен и их ориентация относительно поверхностей теплоотвода, формирующиеся при скоростном охлаждении после наплавки могут быть изменены в результате термической обработки; в процессе скоростной термообработки наблюдается изменение структуры матрицы материала покрытия, при этом происходит наследование твердых включений карбидной фазы вне зависимости от температуры закалки и среды охлаждения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Индукционная наплавка твердых сплавов/ В.Н.Ткачев, Б.М.Фиштейн, Н.В.Казинцев и др. – Москва: Машиностроение, 1970.–184 с.
2. Теоретические основы

УДК 621.923

Г.П. Кривко

МОДУЛЬНЫЙ ПРИНЦИП АНАЛИЗА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ

*Белорусская государственная политехническая академия
Минск, Беларусь*

Повышение эксплуатационных свойств деталей за счет совершенствования технологических процессов их обработки является неотъемлемой частью технического прогресса. Надежность и долговечность деталей во многом определяется состоянием их поверхностного слоя, который формируется на отдельных операциях – модулях на протяжении всего цикла обработки [1.2].

В целом нами определен философский подход к анализу и совершенствованию технологических процессов механической обработки деталей исходя из принципов познания явлений от частного к общему и наоборот. В нашем случае частным является отдельная операция, назовем ее модулем, общим является технологический процесс обработки конкретной детали.

В задачу исследования входило установление пооперационного копирования отдельных погрешностей обрабатываемых поверхностей роликов, наружных и внутренних колец роликовых двухрядных сферических подшипников. На основании произведенных исследований были предложены эскизные проекты перспективных технологических процессов обработки вышеуказанных деталей с последующей разработкой оригинальных альбомов.

При обработке роликов учитывались динамические характеристики станков с помощью комплекта тензометрической аппаратуры, для измерения вибраций отдельных узлов станков использовался комплект приборов К001. Бочкообразные ролики закаливались после токарной обработки до твердости HRC 62...65 по установленной на Минском подшипниковом заводе технологии. После закалки поверхность качения роликов подвергалась черновому бесцентровому шлифованию методом “напроход”, затем ролики проходили предварительное, чистовое и окончательное шлифование.

Черновое шлифование проводилось на станке СБШ-01. Характеристика шлифующего круга ПП 500 x 63 x 305 24А 25 СТ1К7, $v_{кр} = 31$ м/с. Предварительное и чистовое шлифование проводилось на станках модели 3180, ВШ241 методом вреза-