

УДК 621.791.92

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

*Доктора техн. наук, профессора КОЖУРО Л. М., МРОЧЕК Ж. А.,
инженеры КОЖУРО С. Л., РОМАНОВА Т. К.*

*Белорусский национальный технический университет,
Белорусский государственный аграрный технический университет*

При восстановлении и упрочнении поверхностей деталей машин с использованием электромагнитной наплавки (ЭМН) и стальных порошков [1] обеспечиваются повышенные эксплуатационные свойства изделий (износостойкость, усталостная прочность, контактная жесткость и др.). Для этого формирующееся покрытие должно обладать достаточной плотностью, равномерной структурой по всей наплавленной поверхности, адгезией и трещиностойкостью.

Известно [2], что наиболее благоприятным сочетанием свойств обладают порошковые материалы на основе железа карбидного или интерметаллидного типа. К ним можно отнести порошки из быстрорежущих сталей. В зависимости от того, в каком состоянии находится сталь, в ее структуре могут содержаться: мартенсит, аустенит, ледебурит, сложные карбиды и интерметаллиды.

При изучении структуры, фазового состава, твердости, а также распределения легирующих элементов в покрытиях использовали оптический микроскоп «Neophot-2», сканирующий электронный микроскоп «Наполаб-7» со спектрометром энергетической дисперсии системы 860-CP2-500, дифрактометр. Твердость поверхности измеряли на твердометре ТК2-М, микротвердометре «Бюллер».

Количественный расчет карбидной и интерметаллидной фаз осуществляли рентгеноструктурным способом с использованием комплекса

PDWIN. Для нанесения покрытий образцы изготавливали из стали 45. Наплавку покрытий проводили с использованием гибкого производственного модуля ГПМ-5 при оптимальном технологическом режиме [3].

Анализ результатов исследования показал, что при формировании покрытий ЭМН порошков быстрорежущих сталей происходит закалка поверхности с образованием структуры поверхности, состоящей из мартенсита 60...65 %, остаточного аустенита 15...30 %, легированных карбидов 15...20 % (рис. 1).



Рис. 1. Фотография микроструктуры упрочненного слоя покрытия при электромагнитной наплавке порошком Р6М5К5 (оптическая металлография, поперечный шлиф)

Наличие в структуре остаточного аустенита не может быть охарактеризовано однозначно. Остаточный аустенит не является стабильной фазой структуры. С течением времени даже при температуре +20 °С будут происходить превращения, связанные с изменением объема, которые приводят к изменению величины внутренних напряжений и образованию трещин [4].

Для получения более равновесной структуры образцы с покрытием подвергались термообработке. Было установлено, что при нагреве их до 150...300 °С уменьшается концентрация углерода в мартенсите, происходят выделение цементитного карбида и его коагуляция. В результате снижается твердость, но повышаются прочность, пластичность, вязкость материала. При дальнейшем нагреве до 400...525 °С образуются дисперсные карбиды хрома, повышающие твердость покрытия. Результаты нагрева до 525...600 °С показали, что уменьшается содержание ванадия, вольфрама, хрома, кольбата в мартенсите. Увеличивается их концентрация в карбидах. Твердость при этом возрастает, одновременно повышается прочность. Остаточный аустенит в покрытиях из-за высокой легированности устойчив, и его превращение начинается лишь в результате отпуска выше 500 °С.

Для уменьшения количества остаточного аустенита образцы покрытий, нанесенных с помощью ЭМН, подвергались трехкратному отпуску при 560 °С. Анализ результатов такого отпуска образцов выявил, что наибольшее количество остаточного аустенита превращается при первом отпуске. Первый отпуск уменьшает величину напряжений, улучшает прочность и вязкость. Однако мартенситное превращение аустенита при охлаждении вызывает новые напряжения.

Второй отпуск снимает напряжения, созданные охлаждением при первом отпуске, и вызывает новые, но меньшие в результате превращения аустенита. Эти напряжения почти полностью снимаются при третьем отпуске. Поэтому повышение прочности и вязкости наблюдается главным образом в результате второго и третьего отпусков. Результаты исследований показали, что они согласуются с результатами ранее выполненных исследований [1, 5].

Установлено, что трехкратный отпуск при ЭМН формирует повышенный уровень износо-

стойкости, которая определяется количеством и типом карбидных фаз в структуре.

В покрытиях из порошков быстрорежущих сталей чаще образуются карбиды $M_{23}C_6$ вместо карбида M_7C_3 или образуются вместе с ним. В карбиде $M_{23}C_6$ присутствуют молибден, вольфрам, ванадий. Этот карбид начинает частично растворяться при температуре нагрева выше 1000 °С. Но часть карбидов $M_{23}C_6$ твердостью 1000...1100 HV сохраняется нерастворенными даже при очень высоком нагреве. Основной же карбид, присутствующий в покрытии, – это сложный карбид M_6C , имеющий твердость 1200...1300 HV. Его структурное строение и свойства отличаются в зависимости от состава порошков. Карбид имеет кубическую решетку, период которой изменяется от 11,01 до 11,10 Å. Карбид M_6C растворяется в аустените при более высоких температурах, чем карбиды M_7C_3 и $M_{23}C_6$. В нашем случае практически не растворяется. Карбид M_6C в основном образуется при отпуске в результате превращения из промежуточного карбида M_2C , приводящего к дисперсионному твердению.

Из числа карбидов, образующихся в покрытии, карбид M_6C обладает наибольшей твердостью – 2000...2200 HV, имеет дефицит по углероду, выделяется при высоком трехкратном отпуске, имеет более мелкие размеры зерна, чем остальные карбиды, и распределяется в структуре более равномерно. Его растворение практически не происходит.

В некоторых покрытиях наряду с карбидными фазами образуются и интерметаллиды. Это происходит в тех случаях, когда присутствует кобальт.

Кобальт – легирующий элемент в порошках из быстрорежущей стали, наиболее значительно повышающий вторичную твердость. Он в отличие от вольфрама, молибдена, ванадия и хрома не образует карбидов. Кобальт присутствует в α - и γ -фазах, в карбиде M_6C это присутствие пропорционально его содержанию в стали. В карбиде M_6C кобальт замещает часть атомов железа. Он вызывает выделение из мартенсита при отпуске вместе с карбидами и некоторое количество интерметаллида $(CoFe)_7W_6$ или $(CoFe)_7Mo_6$. Твердость интерметаллида 1050...1100 HV. Интерметаллиды являются дополнительной упрочняющей фазой. В результа-

те дисперсионного твердения, создаваемого интерметаллидами, твердость возрастает. Это объясняется очень высокой дисперсностью образующихся интерметаллидных частиц. Их размеры – меньше 50...20 А [5].

Присутствие в структуре интерметаллидов увеличивает карбидный (карбидо-интерметаллидный) балл на 0,5 балла (табл. 1).

Таблица 1

Количественное содержание фаз в структуре покрытий из порошков быстрорежущих сталей, %

Марка порошка, ГОСТ 19265–73	Фазы	Способы нанесения покрытий			Твердость покрытия после трехкратного отпуска, НРС
		ЭМН	ЭМН с ППД	ЭМН с ППД и трехкратный отпуск	
Р6М5	ЛМ	60	75	78	60...62
	ОА	25	10	3	
	ЛК	15	15	–	
	ДЛК	–	–	19	
Р6М5Ф3	ЛМ	60	73	75	64...66
	ОА	23	10	2	
	ЛК	17	17	–	
	ДЛК	–	–	23	
Р6М5Ф4	ЛМ	60	73	74	65...66
	ОА	23	10	2	
	ЛК	17	17	–	
	ДЛК	–	–	24	
Р6М5К5	ЛМ	65	73	75	65...68
	ОА	21	10	2	
	ЛК	14	17	–	
	ДЛК	–	–	18	
	И	–	–	5	
Р6М5К8	ЛМ	65	76	75	66...69
	ОА	21	10	1,5	
	ЛК	14	17	–	
	ДЛК	–	–	17,5	
	И	–	–	6	

Примечание: ЛМ – легированный мартенсит; ОА – остаточный аустенит; ЛК – легированные карбиды; ДЛК – дисперсные легированные карбиды; И – интерметаллиды.

Таким образом, установлено, что структура покрытия после ЭМН с трехкратным отпуском состоит из легированного отпущенного мартенсита, дисперсионных вторичных карбидов и интерметаллидов. Сочетание ЭМН с трехкратным отпуском приводит к увеличению твердости покрытия. Это связано с повышенной плот-

ностью дефектов кристаллического строения мартенсита и множеством дисперсных карбидов, выделившихся при отпуске и блокирующих эти дефекты. Все это является предпосылкой для достижения высоких эксплуатационных свойств покрытий из порошков быстрорежущих сталей, подвергнутых трехкратному отпуску.

При ЭМН порошков из быстрорежущих сталей карбиды тугоплавких металлов, таких как вольфрам, молибден, ванадий, кобальт, не полностью растворяются в жидком металле, а сохраняются после наплавки. Следовательно, они могут служить центрами кристаллизации, поэтому, используя различную скорость охлаждения (при ЭМН в рабочую зону подается СОЖ), можно получать различный по дисперсности наплавленный слой, т. е. различные твердость и износостойкость рабочих поверхностей деталей машин.

Наплавка порошками быстрорежущих сталей, учитывая режимы ЭМН, приводит к закалке наплавленной поверхности из жидкого состояния сплава. Поскольку тугоплавкие карбиды не растворяются в аустените, а остаются в жидком расплаве, можно прогнозировать в первом приближении структуру, фазовый состав и дисперсность наплавленного слоя, выбрав порошки необходимой зернистости и химического состава. Это позволяет обеспечивать эксплуатационные свойства восстановленных и упрочненных рабочих поверхностей деталей машин.

При нагревании наплавленного покрытия до 150...300 °С происходят выделение цементитного карбида и его коагуляция за счет уменьшения концентрации углерода в мартенсите. В результате повышаются прочность и вязкость, но уменьшается твердость. Нагрев покрытия до 400 °С увеличивает дисперсность карбида хрома, что обеспечивает повышение твердости. При нагреве до 500 °С уменьшается количество ванадия, вольфрама, хрома, кобальта в мартенсите, увеличивается их концентрация в карбидах, за счет чего повышаются твердость и прочность, но при этом в структуре присутствует остаточный аустенит.

Однократный высокий отпуск при 560 °С приводит к превращению около 20 % аустенита остаточного и выделению дисперсионных кар-

бидов из мартенсита, в результате твердость и износостойкость повышаются. Трехкратный отпуск при 560 °С позволяет получить наплавленную поверхность с максимальной твердостью, повышенной прочностью, удовлетворительной вязкостью. Структура при этом представляет собой легированный отпущенный мартенсит, дисперсионные вторичные карбиды и интерметаллиды.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в процессе ЭМН с использованием порошков быстрорежущих сталей формируется покрытие толщиной до 0,5 мм. Покрытие состоит из зон: наплавленного металла, диффузионной и термического влияния.

2. Выявлено, что покрытие имеет неравновесную структуру, формирующуюся на основе пересыщенных твердых растворов составляющих порошков, а также карбидов.

3. Показано, ЭМН с ППД приводит к уменьшению количества остаточного аустенита в покрытии, увеличению твердости после отпуска.

4. Использование трехкратного отпуска после ЭМН приводит к получению равновесной структуры в наплавленном слое, состоящей из отпущенного легированного мартенсита, дисперсных карбидов и интерметаллидов.

5. Показано, что изменение зернистости и химического состава порошков быстрорежущих сталей и использование термической обработки позволяют управлять процессом формирования структуры и эксплуатационными свойствами покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мрочек Ж. А., Кожуро Л. М., Филонов И. П. Прогрессивные технологии восстановления и упрочнения деталей машин. – Мн.: УП «Технопринт», 2000. – 268 с.
2. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Ракомсин А. П. Упрочнение и восстановление изделий в электромагнитном поле / Под ред. П. А. Витязя. – Мн.: Парадокс, 2000. – 201 с.
4. Геллер Ю. М. Инструментальные стали. – М.: Metallurgy, 1986. – 932 с.
5. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Metallurgy, 1984. – 360 с.

УДК 621.74.047

РЕЖИМЫ ДВИЖЕНИЯ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ С ОТКРЫТЫМ И ЗАКРЫТЫМ УРОВНЯМИ

Канд. техн. наук ДЕМЧЕНКО Е. Б.

Белорусский национальный технический университет

При исследовании процессов вертикального непрерывного литья особое внимание уделяется правильному выбору режима движения отливки, который во многом определяет стабильность и качество получаемых заготовок. При этом имеется ввиду режим относительного перемещения отливки и кристаллизатора.

Из [1, 2] известно об использовании различных режимов движения отливки и кристаллизатора при непрерывном литье, разнообразие которых основано на варьировании скорости литья, последовательности и длительности времени движения и остановки. Параметры режи-

ма движения зависят от конфигурации, массы, размеров и теплофизических свойств материала отливки, тепловых и технологических особенностей процесса литья. Исходя из сочетания возможных вариантов движений отливки и кристаллизатора относительно друг друга, существуют, по крайней мере, четыре режима движения (рис. 1), применение которых определяется конкретной схемой процесса непрерывного литья:

- однократный режим – равномерное с постоянной скоростью движение отливки относительно неподвижного кристаллизатора (рис. 1а);