

наследственно мелкозернистой, также, в свою очередь, все легирующие элементы, за исключением марганца и бора, в большей или меньшей степени уменьшают склонность роста зерна аустенита при нагреве.

4) Особый случай представляет очень быстрый нагрев закалённой стали, когда непосредственно выше  $A_{c3}$  получается зерно аустенита, равное исходному, т.е. также отсутствует фазовая перекристаллизация. Повышение температуры или некоторая выдержка в надкритической области приводят к резкому измельчению зерна аустенита и полному исправлению вида излома.

Дело в том, что в сталях повышенной легированности восстановление зерна аустенита наблюдается уже совсем не при экзотических условиях нагрева, и восстановленное зерно устойчиво в течении нескольких часов.

5) Когда измельчения зерна и исправления вида излома нельзя достигнуть нагревом непосредственно выше  $A_{c3}$  может потребоваться нагрев до более высоких температур в аустенитной области.

6) Наилучшим и наиболее эффективным способ устранения последствий перегрева в структуре и изломе остаётся полный отжиг с распадом аустенита при охлаждении на структуры перлитного типа. Желательно, чтобы скорость нагрева под отжиг не был слишком малой. В противном случае, и при отжиге может не получиться ожидаемого эффекта.

Нормализация или тем более закалка легированных сталей может привести к получению кристаллографически упорядоченных структур. Исправление структуры достигается скорее и лучше, если охлаждение ведётся так, чтобы обеспечивался распад аустенита в структуры перлитного типа.

7) Восстановление крупного исходного зерна при медленном нагреве стали с кристаллографически упорядоченной структурой может повлечь за собой замедление распада переохлажденного аустенита вследствие его крупнозернистости. Это означает, что время для полного распада аустенита при изотермическом отжиге может оказаться недостаточным, если не будет учтена возможность замедления превращения из-за влияния исходной крупнозернистости, сохранившейся после нагрева выше точки  $A_{c3}$ .

8) Ускорение процесса образования аустенита достигается и предварительной пластической деформацией. Наклёп в  $\alpha$ -состоянии препятствует появлению всех разновидностей структурной наследственности и, вообще, приводит к измельчению зерна аустенита, образующегося при нагреве.

9) Цементуемые заготовки необходимо нормализовать перед проведением операции химико-термической обработки.

10) Возможность перлитного распада при остывании отливки должна рассматриваться как положительное качество стали, предотвращающее резкие проявления структурной наследственности. При термической обработке быстрорежущих сталей нужно избегать повторной закалки, а если уже необходимость в повторной закалке возникла, то обязательно подвергать сталь перед новой закалкой смягчающему отжигу.

11) Повышенная прочность, приобретённая в результате термомеханической обработки или даже просто холодного наклёпа, может сохраняться полностью или частично после новой закалки.

Аустенит в некоторых высоколегированных сплавах может быть незаметно упрочнён путём прямого или обратного мартенситных превращений.

12) Восстановленное зерно аустенита несколько отличается от исходного по форме в связи с возникновением при восстановлении своеобразной зубчатости границ. Это относится, по-видимому, почти в равной мере к восстановлению при быстром и медленном нагревах.

Вероятно, в этом случае изменение формы границ повлечёт за собой изменение ударной вязкости и характера разрушений.

В результате двойной закалки получается зубчатая форма зерен, что приводит к повышению ударной вязкости стали.

Приведенный, далеко не полный, конечно, ряд примеров показывает, что закономерности проявления структурной наследственности могут иметь существенное значение для практики термической обработки стали.

УДК 621.793.7

#### **Получение конгломерированных композиционных порошков для плазменного напыления**

Студент гр. 104515 Тимошенко Н.П.  
Научный руководитель – Соколов Ю.В.  
Белорусский национальный технический университет  
г.Минск

Целью настоящей работы является усиление внимания к проблеме получения конгломерированных композиционных порошков NiCr-Ti в смесителе шнекового типа для плазменного напыления.

Для получения композиционных порошков методом конгломерирования используют исходные порошковые дисперсные материалы с различными физико-механическими свойствами. При получении конгломератных гомодисперсных порошков используют тонкодисперсные порошки фракцией 1—10 мкм, при получении гетеродисперсных порошков применяют порошки разных фракций: 5—10 и 60—100 мкм. В ряде случаев целесообразно введение в состав для конгломерации веществ, обладающих восстановительной способностью, например галогенидов, присутствие которых в порошке при напылении обеспечивает очистку контактирующих поверхностей и повышение реакционной способности компонентов порошка [1].

Конгломератные частицы можно получить следующими методами:

- 1) спекания механических смесей с последующим измельчением;
- 2) совместной деформации;
- 3) самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС);
- 4) восстановительного отжига смеси;
- 5) электрофоретический;
- 6) с использованием органических и нетрагических связей.

В настоящее время наиболее широко используется метод получения композиционных порошков для газотермического напыления с применением связующих веществ. Использование данного метода позволяет создать композиции на основе комбинаций практически любых компонентов, при этом технологические варианты его осуществления отличаются простотой и экономичностью.

Композиционные порошки на связках получают путем образования конгломератов из исходной смеси. Соединение составляющих конгломератов между собой осуществляется с помощью связующих веществ в смесителях или распылительных устройствах. Дальнейшее использование данного конгломерата для газотермического напыления предъявляет некоторые требования к порошку: порошок должен иметь ограниченный гранулометрический состав, определенные физико-механические свойства и химический состав. На качество получаемых композиционных порошков оказывают влияние свойства материалов (для исходных порошков: гранулометрический состав, форма частиц, шероховатость поверхности, плотность, химический состав; для связующих веществ: температура сушки, способность смачивать порошки, прочность высушенной связки), конструкция перемешивающего устройства и технологические параметры проведения процесса конгломерирования. Для осуществления взаимного однородного распределения компонентов принудительная взаимная конвективная диффузия создается в результате вращения лопастей смесителя. Поэтому большое значение имеет режим работы перемешивающего устройства [2], к которому предъявляют следующие требования:

- 1) смесительный орган должен обеспечивать перемещение отдельных слоев относительно друг друга, в объеме смесителя должна быть исключена мертвая зона;
- 2) смеситель должен обеспечивать ведение процесса при определенном температурном режиме, который обусловлен необходимой скоростью сушки или затвердевания связующего вещества.

В качестве возможных связующих веществ используются: акрилаты, поливинилхлорид, полиуретан, поливиниловый спирт, силикаты щелочных металлов и др. При выборе, связующего вещества необходимо учитывать эксплуатационные свойства покрытия.

В работе исследовали процесс получения конгломерированных композиционных порошков NiCr-Ti в смесителе шнекового типа. Состав композиций в объеме каждой частицы соответствовал 3,0; 4,0; 6,0 % титана.

Шнековый смеситель (рисунок 1) для получения конгломерированных композиционных порошков содержит привод 1 осевого вращения вертикальной смесительной камеры 2, размещенной в теплоизолирующем сосуде 3 с нагревателем 4, автономный привод, образованный зубчатыми парами 5 и 6 червячного редуктора 7, приводимого от двигателя 8, рабочий орган, образованный двумя шнеками 9 и 10, размещенными в смесительной камере 2 эксцентрично относительно вертикальной оси вращения смесительной камеры 2 и коаксиально друг относительно друга. Шнеки 9 и 10 выполнены с различным направлением их винтовых образующих. В донной зоне смесительной камеры 2 размещены скребки 11.

Автономный привод-червячный редуктор 1 осевого вращения смесительной камеры 2 приводится во вращение от двигателя 12. Зубчатые пары 5 и 6 автономного привода шнеков 9 и 10 обеспечивают их однонаправленное вращение. Планетарное вращение шнеков 9 и 10 происходит за счет их расположения в смесительной камере 2 эксцентрично относительно вертикальной оси вращения смесительной камеры 2 [3].

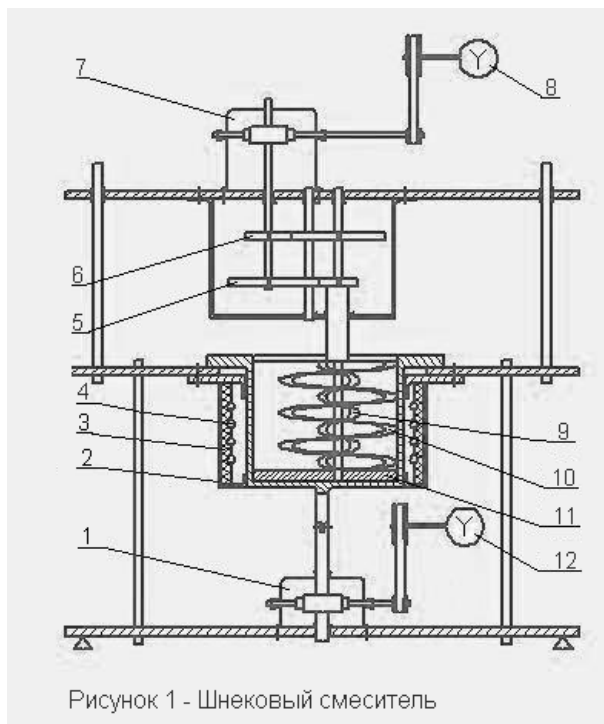


Рисунок 1 - Шнековый смеситель

ние конгломерированных композиционных порошков для плазменного формообразования / Ю.В. Соколов [и др.] // Материалы пятой международной научно-технической конференции: сб. тр. – Минск: БНТУ, 2009. - С.287-291.

УДК 669.58+621.785.3

### Преимущества и недостатки горячего цинкования

Студент гр. 104216 Галимский А.И.  
 Научный руководитель – Константинов В.М.  
 Белорусский национальный технический университет  
 г. Минск

Среди многочисленных процессов нанесения защитных покрытий на стальные и чугунные изделия цинкование занимает одно из ведущих мест. По объему и номенклатуре защищаемых от коррозии изделий цинковым покрытием нет равных среди других металлических покрытий. Это обуславливается многообразием технологических процессов цинкования, их относительной простотой, возможностью широкой механизации и автоматизации, высокими технико-экономическими показателями.

На рисунке 1 представлена схема расположения слоев (фаз) цинкового покрытия, полученного горячим цинкованием. В горячецинковом покрытии присутствует 5 фаз ( $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\zeta$ ,  $\eta$ ), последовательность расположения которых находится в точном соответствии с диаграммой состояния системы Fe—Zn по линии температуры цинкования. Рассмотрим расположение слоев покрытия в направлении от стального основания покрываемого изделия к поверхности (краю) покрытия. Переходной фазой от основного металла к слою покрытия является  $\alpha$ -фаза. Она имеет вид светлой полосы в структуре основного металла. Особенно ярко является на диффузионно цинкованной в порошковой смеси стали. Растворимость цинка в  $\alpha$ -фазе при 250 °С составляет 4,5%. Непосредственно на поверхности стали (покрываемого изделия) находится  $\gamma$ -фаза, которая выглядит в виде очень узкой (1—3 мкм) темной полосы. Она содержит от 28 до 21% железа и является поставщиком для процесса диффузии. После зоны  $\gamma$ -фазы в цинковом покрытии следует слой  $\delta$ -фазы с содержанием железа от 11,5 до 7%. При травлении  $\delta$ -фаза обнаруживает две зоны: компактную, примыкающую к  $\gamma$ -фазе, и столбчатую (волокнуистой структуры). Следующая за  $\delta$ -фазой  $\zeta$ -фаза обычно имеет ярко выраженную столбчатую структуру. Содержание железа в  $\zeta$ -фазе составляет 6,2—6,0%. Верхний слой покрытия ( $\eta$ -фаза) представляет собой твердый раствор железа в цинке. Максимальная растворимость железа в цинке равна 0,008%, но с повышением температуры до 400 °С она возрастает до 0,028%. В зависимости от режима цинкования этот верхний слой цинковых покрытий, полученных в расплаве цинка, может состав-

Установлено, что вращение шнеков должно осуществляться в противоположном направлении. Высокий выход годной фракции композиционного порошка (63...100 мкм) получается в том случае, если оба шнека одновременно подают смесь к поддону смесителя. При этом выход годной фракции на 5...10 % выше по сравнению со случаем, когда каждый из шнеков подает смесь в противоположном направлении. Выход годной фракции определяли из соотношения массы отбора к массе всего полученного конгломерата в процентах. Отбор годной фракции производили с помощью сит. Состав композиций контролировали методом химического анализа отобранных проб.

### Литература

1. Кулик, А.Я., Борисов Ю.С. Газотермическое напыление композиционных порошков. – Л.: Машиностроение, 1985. – 199 с.
2. Калиновский, В.Р. Конгломерированные композиционные порошки для газотермического напыления / В.Р. Калиновский [и др.] // Перспективы развития поверхностного и объемного упрочнения сплавов: сб. тр. – Минск: БНТУ, 2004. – С. 124-133.
3. Соколов, Ю.В. Получение и использование конгломерированных композиционных порошков для плазменного формообразования / Ю.В. Соколов [и др.] // Материалы пятой международной научно-технической конференции: сб. тр. – Минск: БНТУ, 2009. - С.287-291.