

Назначение и возможности программы SIAMS 700™ предназначена для анализа макро- и микро-структуры материалов: металлов и сплавов, стекла, керамики и др.

Новая табличная технология обеспечивает определение количественных характеристик макро- и микроструктур материалов; статистический анализ и автоматическое создание отчетов по результатам исследования; составление атласов цифровых эталонных изображений. Система содержит готовые модули для автоматизированного решения типовых задач материаловедения.

Программный пакет ImageSP предназначен для сканирования изображений при помощи электронных микроскопов и научных камер, а также последующей обработки полученных изображений и серий изображений.

Определение балла зерна St_0 в специализированном модуле программ обработки изображений «IMAGE – SP».

Для получения результатов измерений в реальных единицах измерения была произведена калибровка системы. Все образцы были исследованы при увеличении 100.

Таблица1 – Подсчет количества зерен

№образца St_0	N	Внутр.	Пересеч.	Кол-во в 0.5 мм ²	Кол-во в 1 мм ²	Ср. пло- щадь	Ср. диа- метр
№1	1(G = 8)	986	77	1023	2046	0,00049	0,0221
№2	1(G = 7)	377	49	400	800	0,00125	0,035
№3	1(G = 5)	108	36	125	250	0,004	0,063
№4	1(G = 3)	26	23	36	72	0,0139	0,118
№5	1(G = 1)	8	5	9	18	0,056	0,236

Результаты значений стали St_0 соответствуют значениям шкал ГОСТ 5639-82 Методы выявления и определения величины зерна.

УДК 621.785

Структурная наследственность сталей

Студент гр. 104216 Рысенков А.И.
Научный руководитель – Пучков Э.П.
Белорусский национальный технический университет
г. Минск

Целью настоящей работы является усиление внимания к проблеме наследования размера зерна у сталей при термической обработке

Структурная наследственность для сталей играет очень важное значение. В современном мире мало какая деталь, изготовленная из сталей и цветных металлов, не подвергается термической обработке. Но мало её провести, нужно знать правильные режимы, исходя из химического состава и требуемых свойств материала, а также иметь понятие о тех превращениях, которые протекают в материале детали.

Одна из главных задач проведения термической обработки – получение требуемого уровня механических свойств, и, в свою очередь, фактор который оказывает на это существенное влияние это размер зерна матрицы металла, полученный в ходе проведения термической обработки. Иногда получение требуемого балла зерна вполне предсказуемо и не составляет никакой сложности, но также имеет место, когда вместо ожидаемых размеров зерна стальной матрицы бываю получены совсем иные результаты. Учёными были исследованы такие моменты и выяснилось, что стали способны наследовать не только размер, но и форму зёрен, которую они имели до начала проведения термической обработки, несмотря на то, что исходя из химического состава стали, при данной термической обработке должны быть получены иные результаты.

Вот некоторые существенные аспекты проявления и удаления структурной наследственности сталей:

1) Все проявления структурной наследственности существенно зависят от исходной структуры стали; трудности с исправлением структуры и вида излома возникают при исходных структурах кристаллографически упорядоченного типа. Нельзя рассчитывать в этом случае на обязательное или полное исправление структуры доэвтектической стали в результате нагрева лишь незначительно выше точки A_{c3} – исправление структуры и излома может быть только частичным или совершенно отсутствовать.

2) Существенное значение для успеха исправляющей структуру обработки имеет скорость нагрева в температурном интервале образования аустенита. Ускоренный нагрев способствует получению более мелкозернистой структуры; медленный нагрев может и совсем не изменить величину зерна аустенита по сравнению с исходной структурой.

3) Химический состав также оказывает большое влияние на размер зерна аустенита, а значит и самой стали после термической обработки. Так содержание, главным образом, алюминия в стали делает её

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 α -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.