

слое и составляло 10,6%, тогда как в нижнем и верхнем слоях $\text{CaO}_{\text{св}}$ всего 2,5 и 3,8%. Этот необычный результат свидетельствует о волнообразном движении материала и крайне неустойчивом режиме работы печи, когда под факелом в центре зоны спекания содержание неусвоенной CaO может достигать 10%.

Общим для всех исследованных ранее клинкерных колец перед зоной спекания являлось колебание фазового состава по слоям кольца. Эти колебания фаз по высоте кольца свидетельствуют о нестабильности движения материала по печи и попадании недекарбонизированного материала в зону высоких температур. В этих условиях тепловые процессы опережают химические реакции. Компоненты шихты быстро нагреваются до 1200-1300°C и могут состоять из значительного количества $\text{CaO}_{\text{св}}$ и возможно SiO_2 , при этом основность части шихты значительно повышается и создаются условия для образования до 50 % расплава. В последующем, насыщаясь оксидом кальция, из расплава выкристаллизовываются белит и алит, количество расплава уменьшается, и образуется нарост. Возникнув на начальной стадии, кольцообразование интенсивно саморазвивается, так как увеличивается разность температур поверхности кольца и материала за кольцом. Повышенное содержание в кольце алюмоферритов кальция еще более способствует кольцообразованию.

Причина образования подобного вида колец связана с недостаточной подготовкой материала до зоны спекания и высоким контрастом теплового поля печи на данном участке. Такие явления обычно наблюдаются при работе на дальнем и коротком теплонапряженном факеле. Для устранения нежелательного образования колец перед зоной спекания необходимо повышение температуры вторичного воздуха и использование регулируемых газовых горелок.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВАРИВАЕМОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С УЛУЧШЕННОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬЮ РЕЗАНИЕМ

Муратов В.С., Сахаров В.В.
*Самарский государственный
технический университет,
Самара*

Для улучшения обрабатываемости резанием аустенитных нержавеющей сталей в их состав вводят дополнительное количество серы. Сталь А10Х16Н15Т с содержанием серы 0,1 – 0,2% становится пригодной к обработке в условиях автоматического производства.

На первом этапе исследований выполнен комплексный анализ неметаллических включений в базовой стали марки 12Х18Н10Т.

Установлено, что основными включениями в этой стали являются нитриды. Частицы нитридов могут иметь разнообразную окраску: от золотисто-розовой до темно-серой и разную геометрическую форму. Присутствие в стали углерода приводит к образованию, наряду с нитридами, карбонитридов. Распределение нитридов титана по сечению слитка не-

равномерно: повышенное содержание этих включений отмечается у поверхности (край слитка и 1/3 расстояния от поверхности). Анализ показал, что крупные единичные нитриды образуются в массе жидкого металла, а значительные количества мелких включений концентрируются в междоусных участках. После деформации они образуют строчки нитридных включений. Нитрид титана встречается и в чистом виде, но часто содержит в своем составе хром и железо.

Чаще всего нитриды и карбонитриды титана осаждаются на имеющихся в жидкой стали частицах типа $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ или Al_2O_3 . В свою очередь, к нитридам часто примыкают сульфиды, кристаллизующиеся вокруг нитридов. Иногда нитриды (карбонитриды) являются составной частью сложных включений: в центре частицы корунда или магнезиальной шпинели, вокруг которого кристаллизуется нитрид титана, к последнему примыкает сульфид, и все это окружено карбонитридной оболочкой. При пластической деформации пластичный сульфид вытягивается в направлении течения металла.

Кроме описанных выше включений, в образцах стали обнаружены группы мелких пластичных включений переменного состава – сульфидов, в основном на базе железа или титана. Отмечено наличие в стали самостоятельных включений Al_2O_3 . Встречаются и единичные простые или сложные включения кремния $\text{SiO}(\text{FeO}, \text{MnO})$ глобулярной или угловатой формы с примесью окислов железа и хрома – типа $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$.

Условием успешного применения сталей с повышенным содержанием серы является наличие в ней марганца, предохраняющего сернистую сталь от красноломкости и образующего включения сульфида марганца MnS . Включения MnS хорошо деформируются при резании в зоне пластической деформации и служат концентраторами напряжений, уменьшая степень деформации стружки и силу резания. Анализ участков изношенных поверхностей токарных резцов свидетельствует о том, что на контактных площадках деформированные включения MnS играют роль смазки, уменьшая силу трения.

Необходимо учитывать также следующее: для предотвращения склонности нержавеющей сталей к межкристаллитной коррозии в нее вводят титан. При этом в нержавеющей сталях типа 18-9 с нормальным содержанием серы образуются нитриды титана Ti_3S_2 , которые могут иметь сложный состав и морфологию. Эти включения из-за своей высокой твердости способствуют ухудшению обрабатываемости. При введении титана в сернистую сталь состав и морфология включений меняются. Включения становятся комплексными, в них, наряду с Ti_3S_2 обнаруживается смесь Ti_2S и MnS . При этом отношение $\text{Ti}_2\text{S} : \text{MnS}$ прямо пропорционально отношению концентраций $\text{Ti} : \text{Mn}$. Из-за большей прочности Ti_2S при горячей пластической деформации коэффициент формы включений уменьшается и они становятся менее вытянутыми.

Исследования показали, что увеличение содержания серы в стали приводит к увеличению количества сульфидных включений. Сульфиды в основном слабдеформированные с коэффициентом формы 1:4, 1:5. Наряду с сульфидными включениями в структуре

присутствуют нитриды и карбонитриды титана, характерные для такого рода сталей. Микрорентгеноспектральный анализ включений показал, что наряду с сульфидами марганца в металле имеются сульфиды титана, а также комплексные сульфиды титана, марганца, железа и даже хрома. Часто сульфидные включения обволакивают (или включают в себя) нитридные и карбонитридные включения. Этим исключается отрицательное влияние твердых нитридных и карбонитридных включений на обрабатываемость.

Детали выпускной системы автомобилей, для которых и предложен данный подход по регулированию состава стали, подвергаются сварке. В этой связи необходима оценка свариваемости аустенитных нержавеющей сталей с повышенным содержанием серы.

Исследования выполнены в процессе сварки втулки с трубой глушителя при использовании полуавтомата для сварки в среде CO_2 фирмы "Kemppi". Сварка велась по окружности, режимы сварки: ток 120 – 140А, напряжение 20V, сварочная проволока Св08Г1С.

Металлографический анализ сварного соединения опытных деталей выявил следующее его строение: структура основного металла – аустенит (7 балл); структура зоны термического влияния – аустенит (3 – 4 балл) + карбиды по границам зерен; структура шва – мартенсито – бейнит.

Для всего исследуемого диапазона содержания серы (от 0,008 до 0,257%) в околошовной зоне сварки возможно выявление кристаллизационных трещин, а в зоне термического влияния выделение карбидов по границам зерен, что может предопределять склонность исследованных сталей к межкристаллитной коррозии.

Для сравнительного анализа свариваемости опытной стали (А10Х16Н15Т) и базовой (12Х18Н10Т) проведена сварка втулки из базовой стали с трубой глушителя, из опытной стали.

Металлографический анализ сварного соединения выявил следующее его строение: опытная сталь – структура основного металла - аустенит; структура зоны термического влияния – аустенит + карбонитриды по границам зерен; структура шва – мартенсито-бейнит; базовая сталь – структура основного металла – аустенит; структура зоны термического влияния – аустенит + δ -фаза + нитриды и карбонитриды; структура шва – мартенсито-бейнит.

В зоне сварки выявлены трещины в корне шва, по линии сплавления и в зоне термического влияния. С целью повышения качества соединения и выбора наилучшего способа сварки реализованы варианты: сварки с проволокой Св08Г1С в среде аргона и сварки с проволокой Х18Н10Т в среде CO_2 .

Металлографический анализ сварных соединений выявил следующее его строение (идентично для исследованных вариантов сварки и марок сталей): структура основного металла – аустенит + карбиды; структура зоны термического влияния – аустенит + карбиды; структура шва – аустенито-мартенситная смесь (при использовании Св08Г1С) и аустенито-карбидная смесь (при использовании проволоки Х18Н10Т). При этом в зоне сварки трещин не обнаружено.

Таким образом, требуемое качество сварного соединения автоматной нержавеющей стали типа А10Х16Н15Т с повышенным содержанием серы может быть достигнуто при правильном совместном подборе сварочной проволоки и состава защитной атмосферы.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ НЕРАВНОВЕСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЦВЕТНЫХ СПЛАВАХ

Муратов В.С., Морозова Е.А.
Самарский государственный
технический университет,
Самара

Изменения структуры цветных сплавов при тепловой и деформационной обработках определяются соотношениями между интенсивностью воздействий, уводящих систему от термодинамического равновесия и формирующих неустойчивые структурные состояния, и кинетикой процессов их релаксации, обеспечивающих формирование структурных состояний с разной свободной энергией. При этом эффект влияния факторов обработки наследственно проявляется через ряд этапов воздействий. Если структура сплава формируется на каждом этапе процесса обработки, то подход к разработке технологий, при котором каждый предшествующий этап формирует структуру, не закладывая ее активной роли по отношению к структурообразованию на последующих этапах не дает эффективных решений. Необходим такой выбор факторов управления на предшествующих этапах обработки, который позволил формировать структуру сплава, обеспечивающую активацию желательных структурных превращений на последующих этапах.

Направление, полнота и интенсивность протекающих структурных превращений в металлических сплавах определяется степенью неравновесности их структуры. Дополнительные возможности в управлении процессами структурообразования сплавов можно создать, если на каждой стадии технологического процесса направленно создавать структурное состояние с заданной степенью неравновесности. Вместе с тем, в существующих технологических процессах режимы обработки на каждой стадии, как правило, назначаются исходя из желаемого результата данной стадии и удобств ее проведения. Влияние формирующейся степени неравновесности на процессы структурообразования на последующих стадиях практически не учитывается.

Движущей силой процесса формирования нового структурно-фазового состояния сплава является уменьшение свободной энергии системы при образовании и увеличении в размерах области, занятой новой структурой или фазой. Увеличивать скорость и полноту фазового или структурного превращения можно увеличивая величину выигрыша в энергии или снижая значение энергетического барьера. Формирование исходной структуры сплава с повышенным уровнем свободной энергии будет способствовать протеканию фазовых и структурных превращений за