

Инженерия поверхности износостойких слоев и покрытий, полученных с помощью высокоэнергетического воздействия

Асташинский В.М., Пантелеенко Ф.И., Специан М.В.,
Марукович Д.А., Мамонов А.М., Гришанов М.Я.
Институт тепло- и массообмена имени А.В.Лыкова
Белорусский национальный технический университет

В последнее время в мире начали активно исследовать и использовать тепловые воздействия мощными высококонцентрированными источниками энергии на поверхность стальных и чугунных изделий. Цель этих исследований - придание поверхности изделий максимальной твердости и износостойкости. Такими источниками, в особенности плазменными и лазерными, достигаются рекордно высокие уровни концентрации энергии. Чрезвычайно высокие скорости нагрева поверхностей металлов (до $10^6 - 10^8$ °C/c), локальность нагрева и сверхкритические (до $10^4 - 10^6$ °C/c) на несколько порядков больше, чем охлаждение при обычной объемной закалке, скорости отвода тепла в основу металла вызывают образование неравновесных структур (от ультрадисперсного мартенсита до наноразмерных и аморфных структур). Лазерно-плазменная модификация сталей и чугунов позволяет получать высокотвердые (до 20 ГПа) и сверхпластичные наноструктуры, а также многократное (до 7 – 10 раз) увеличение износостойкости и ресурса деталей и металлоконструкций. Для получения требуемого результата (который подразумевает под собой получение необходимого типа структуры, степени ее неравновесности и уровня физико-механических свойств поверхностного слоя) необходимо учитывать целый ряд технологических параметров (плотность мощности высококонцентрированного источника энергии, продолжительность и скорость сканирования, теплопроводность, степень легированности материала).

Изучение имеющихся работ по лазерно-плазменной модификации показывает, что наиболее существенное упрочнение поверхности (в два раза и больше), обусловленное образованием высокодисперсной ячеистой микроструктуры с минимальным размером ячеек, наблюдается для высокоуглеродистых сталей (типа У8 и 65Г), феррито-мартенситных сталей (например, Х13М2БФР), а также сложнoleгированных аустенитных сталей, в исходной структуре которых имеются тугоплавкие первичные фазы (например, NbC и Nb(C, N) в стали Х16 Н15М3Б).

Нами было проведено модифицирование сталей 12Х18Н9Т и 10Р6М5 на «мягких» режимах (не достигая оплавления) при токах 11-15 А, при помощи микроплазменной установки МПУ-4. Полученные результаты показали, что на нержавеющей стали аустенитного класса 12Х18Н9Т

сколь-нибудь заметного изменения микроструктуры и микротвердости не выявлено. Это можно объяснить тем, что при модифицировании на мягких режимах, сталь в поверхности сохраняет однородную структуру пластичного аустенита вплоть до плавления, а быстропротекающий нагрев не вызывает протекание диффузионных процессов. Быстрое охлаждение фиксирует эту однородную структуру.

Модифицирование стали 10P6M5 на «мягких» режимах (не достигая оплавления) при токах 11-15 А показало, что произошли принципиальные изменения структуры и свойств поверхности. Измененная структура поверхности состоит из двух различных по травимости и по цвету зон. Наружная слаботравящаяся (травитель – 5% раствор азотной кислоты HNO_3 в этиловом спирте $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) зона глубиной до 400 мкм состоящая из ультрадисперсного мартенсита и остаточного аустенита с твердостью HV 650 – 950 Н/мм² представляет собой зону закалки. Такое строение, а также отсутствие в этой зоне карбидных выделений, которые отчетливо просматриваются в сердцевине стали (светлые крупные первичные и более мелкие вторичные), свидетельствуют о том, что даже при скоростном высокоэнергетическом воздействии на сталь 10P6M5 в ней успевают произойти процессы растворения избыточных первичных и вторичных карбидов и трансформация перлитной структуры в аустенитную. Последующий интенсивный отвод тепла в основу стали обеспечивает эффект самозакалки, т.е. превращение аустенита в весьма твердый мартенсит.

Под светлой зоной закалки располагается зона термического влияния повышенной травимости толщиной 250-300 мкм, микротвердость которой плавно снижается к сердцевине с HV 650 Н/мм² до HV 300 Н/мм², т.е. до твердости сердцевины. На основании полученных результатов можно предположить, что модифицирование стали 10P6M5 на глубину до 700 мкм и повышение микротвердости вызовет повышение износостойкости стали, что будет выявлено при дальнейших исследованиях.

Также, с целью определения возможного диапазона максимального модифицирования сталей 12X18H9T и 10P6M5 их подвергали «жесткому» высокоэнергетическому импульсно-плазменному воздействию (до оплавления поверхности) с помощью магнитоплазменного компрессора компактной геометрии МПК-КГ.

Анализ микроструктуры и микротвердости плазменно-модифицированной стали 12X18H9T показал, что как при одноимпульсном, так и при пятикратном воздействии импульсов модифицирование реализуется на глубину около 40 мкм. Однако при однократном импульсе микротвердость не превышает HV 320 Н/мм², а при пятикратном воздействии она значительно возрастает до HV 550 Н/мм².

Примерно равная глубина воздействия одного и многократных импульсов свидетельствует, в отличие от нелегированных сталей, о значительно меньшей теплопроводности аустенитных сталей. В то же время многократные импульсы трансформируют структуру вероятнее всего в направлении ее измельчения, что и вызывает повышение микротвердости.

Для стали 10P6M5, в случае обработки на «жестком» режиме, имеет место смешанный дендритно-ячеистый характер кристаллизации модифицированного с поверхности расплава. Анализ микроструктуры этой стали показал, что при одноимпульсном воздействии, модифицирование происходит на глубину около 7 мкм, а при пятикратном воздействии – на глубину до 38 мкм. Анализ микротвердости показал что при однократном импульсе микротвердость возрастает до HV 920 Н/мм² (при твердости сердцевины около HV 300 Н/мм²), а при пятикратном воздействии, доходит до HV 1150 Н/мм²

Таким образом, данные полученные для модифицированных сталей 12X18H9T и 10P6M5 указывают на сложный характер кристаллизации (не только ячеистый, но и ячеисто-дендритный) и свидетельствуют о необходимости более детальных дальнейших исследований структурных превращений, а также изучение влияния модифицирования в широком диапазоне.

УДК 621.74

Прочность литейных красок при высоких температурах

Комаров О.С., Урбанович Н.И.

Белорусский национальный технический университет

Прочность противопригарных покрытий стержней и, реже, форм является важной характеристикой красок, применяемых в литейном производстве. Наиболее часто применяется способ оценки прочности по времени удаления слоя краски с поверхности стекла струей песка, падающего с определенной высоты на краску. Недостатком этого метода является невозможность его применения при высоких температурах.

Методика, предложенная в работе [1], основана на замере твердости краски после нагрева до высоких температур. По сравнению с первой методикой она позволяет проследить динамику изменения твердости после нагрева краски. При высоких температурах в случае применения неорганических связующих образуются легкоплавкие эвтектические системы Na₂O-SiO₂-Al₂O₃, которые при температурах заливки стали или чугуна находятся в жидком (или размягченном) состоянии. Прочность, измеренная после остывания нагретой до 1000-1400 °С краски, не дает реального представления о поведении краски в процессе заливки формы расплавлен-