

МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Благодаря невысокой стоимости и высоким служебным свойствам (прежде всего износостойкости) высокопрочный чугун как конструкционный материал широко используется во многих отраслях промышленности. Из него изготавливают такие ответственные детали и инструмент, как, например, коленчатые и распределительные валы, рабочие органы сельхозмашин и др.

Механические свойства высокопрочного чугуна могут быть дополнительно повышены применением термического упрочнения - объемного или поверхностного. Поверхностное упрочнение более предпочтительно, поскольку сохраняется относительно более пластичной сердцевины детали, и упрочненный чугун работает как двухслойный композиционный материал. Весьма перспективно использование при поверхностном упрочнении высококонцентрированных источников энергии - плазменной струи [1,2] или лазерного луча [3]. Благодаря локальному высокоскоростному тепловому воздействию (скорость нагрева и скорость охлаждения - порядка $10^4 \dots 10^6$ °C/с) при такой обработке чугуна возможна более высокая степень упрочнения (повышение твердости и износостойкости) в сравнении с традиционными методами объемной или поверхностной термообработки. Так, в работе [4] установлено, что плазменная обработка по различным технологическим схемам способствует повышению твердости и абразивной износостойкости высокопрочного чугуна в 3,5 раза по сравнению с исходным состоянием и в 1,5 раза по сравнению с объемной закалкой в печи.

Однако работоспособность упрочненных чугунных деталей будет зависеть не только от твердости и износостойкости поверхностного слоя, но и от вязкости разрушения в условиях действия значительных динамических нагрузок. В работе [5] с использованием динамических испытаний, металлографических исследований структуры и фрактографических исследований изломов изучено влияние плазменной поверхностной обработки по различным технологическим схемам (без оплавления поверхности, с микрооплавлением поверхности - на глубину порядка 0,1 мм, с макрооплавлением - на глубину порядка 1 мм) на характеристики динамической трещиностойкости и механизмы разрушения высокопрочного чугуна ВЧ-80. Установлено, что обработка чугуна без оплавления поверхности приводит к снижению ударной вязкости KC почти в 2 раза, критического разрушающего усилия P_B^D 1,15 раза. Охрупчивание чугуна вызвано образованием поверхностного слоя с высокодисперсной мартенситно-графитной структурой и качественным изменением микромеханизма разрушения - переходом от транскристаллитного скола (в сердцевине) к высокодисперсному квазисколу (в поверхностном слое). Еще больше охрупчивание чугуна происходит при плазменной обработке с оплавлением поверхности и образованием отбеленного слоя со структурой квазиледебурита - KC снижается в 2,5...4 раза, а P_B^D - в 1,3...1,6 (в зависимости от глубины оплавленного слоя). Самые низкие значения параметров трещиностойкости при таких схемах обработки обусловлены реализацией наименее энергоемкого механизма разрушения - интеркристаллитного скола [5].

Повысить работоспособность чугунных деталей, подвергаемых плазменной обработке, за счет достижения наиболее оптимальных сочетаний износостойкости и трещиностойкости можно при нанесении на рабочую поверхность упрочненного слоя не сплошного строения, а дискретного - при чередовании твердых и мягких участков в определенной закономерности [6]. Локальные неупрочненные участки поверхности изнашиваются по механизму пластического оттеснения, в то время как соседние твердые участки - преимущественно по механизму хрупкого выкрашивания. Другим путем повышения работоспособности упрочненных чугунных деталей является использование в сочетании с плазменной поверхностной обработкой объемной тер-

мической обработки. Опыт использования комплексного объемно-поверхностного упрочнения для широкого круга сталей (углеродистых, инструментальных, наплавленных) [1] позволяет предположить об эффективности такой обработки и для деталей из высокопрочного чугуна. В работе [2] установлена возможность снижения склонности к образованию трещин при выполнении плазменного оплавления серого чугуна с предварительным объемным подогревом. В работе [3] для снятия неблагоприятных остаточных напряжений, возникающих при лазерном оплавлении, рекомендовано выполнять последующий объемный отпуск.

Целью настоящей работы было исследование влияния режимов предварительного объемного подогрева и заключительного объемного отпуска на твердость и динамическую трещиностойкость высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при плазменном поверхностном упрочнении по различным технологическим схемам - без оплавления, с микро- или макрооплавлением. Конструкция образцов для динамических испытаний, методика испытаний (с определением ударной вязкости KC и критического разрушающего усилия P_g по диаграммам динамического разрушения) и режимы плазменного упрочнения по различным схемам были аналогичны принятым в работе [5]. Объемную обработку выполняли в камерной печи. Температура предварительного подогрева и заключительного отпуска составляла 100, 200, 300, 400 и 500 °С. Время выдержки образцов в печи при достижении заданной температуры: при подогреве - 10 мин, при отпуске - 1 час (охлаждение с печью). На рис. 1. показано влияние температуры подогрева, а на рис. 2 - температуры отпуска на твердость и параметры трещиностойкости высокопрочного чугуна (среднее значение для 10 измерений).

При плазменной обработке высокопрочного чугуна с шаровидным графитом без оплавления поверхности вследствие нагрева до температур аустенитизации и сверхскоростного охлаждения перлитная матрица превращается в высокодисперсный мартенсит. В структуре упрочненной зоны (зоны плазменного воздействия - ЗПВ) имеется также остаточный аустенит (порядка 10... 15% - в зависимости от режима обработки) и сохраняется весь графит. Отпуск после плазменной обработки приводит к частичному (в интервале температур 100... 300 °С) и полному (в интервале температур 400...500 °С) распаду мартенсита, что сопровождается монотонным снижением твердости (рис.1). Сохраняется высокая степень дисперсности структуры ЗПВ, которая представляет собой высокодисперсный мартенсит отпуска (в интервале 100... 300 °С) или высокодисперсную трооститно-сорбитную смесь (в интервале 400...500 °С). **С повышением температуры отпуска повышаются и параметры трещиностойкости KC и P_B^D , особенно в интервале 400...500 °С. При этом механизм разрушения металла ЗПВ не изменяется - при всех значениях температуры отпуска реализуется высокодисперсный квазискол.** Можно предположить, что по аналогии с лазерной обработкой [3], положительное влияние на трещиностойкость оказывает и снижение или даже полная релаксация внутренних структурных напряжений при отпуске после плазменной обработки. Дальнейшее повышение температуры (выше 500°С) нецелесообразно ввиду значительного снижения твердости и износостойкости поверхности. Для лазерной обработки чугуна (без оплавления поверхности) температуру отпуска рекомендуется назначать не выше 200 °С [3]. Как показывают исследования, при плазменной обработке высокопрочного чугуна отпуск при температурах 100...500 °С вполне может быть рекомендован с целью повышения пластичности и трещиностойкости упрочненного слоя. Выбор конкретных значений температуры отпуска зависит от условий эксплуатации упрочненных деталей.

Повысить трещиностойкость чугуна можно применением и предварительного подогрева. Влияние объемного подогрева проявляется в резком снижении скорости охлаждения в заданном интервале температур. Характер структурных превращений в металле ЗПВ на чугуне и конечный уровень механических свойств, по аналогии с плазменной обработкой инструментальных сталей [6], будет зависеть от того, превышает ли температура подогрева температуру начала мартенситного превращения M_s . Исследования показали, что объемный подогрев чугуна перед плазменной

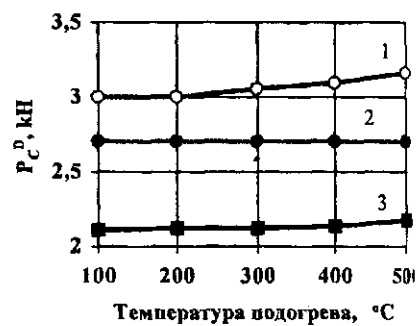
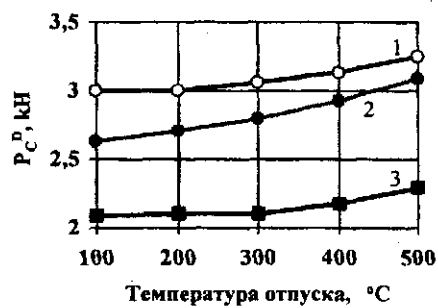
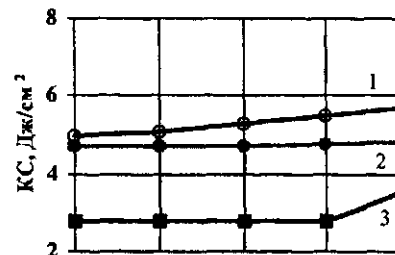
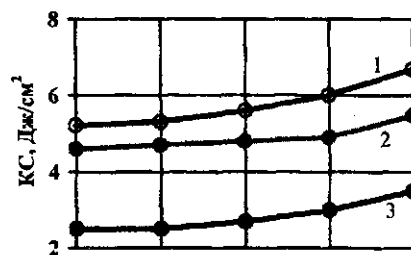
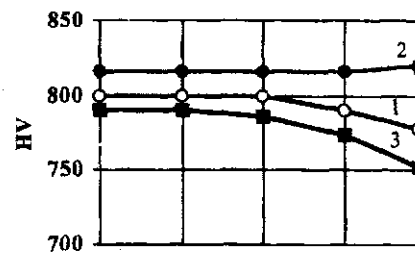
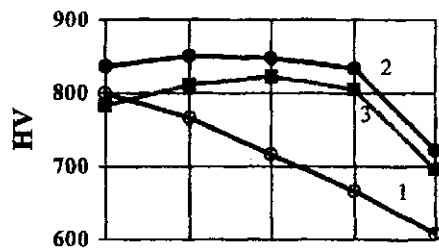


Рис.1. Влияние температуры заключительного отпуска на свойства чугуна:

- 1 - плазменная обработка без оплавления поверхности;
- 2 - обработка с микроплавлением;
- 3 - обработка с макроплавлением.

Рис. 2. Влияние температуры предварительного объемного подогрева на свойства чугуна:

- 1 - плазменная обработка без оплавления поверхности;
- 2 - обработка с микроплавлением;
- 3 - обработка с макроплавлением.

обработкой до температур 100...300 °С, не превышающих M_n , не приводит к снижению твердости (рис.2). Повышение температуры подогрева до 400...500 °С способствует **снижению скорости охлаждения в интервале температур $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращений и образованию в лив высокодисперсного троостита закалки**, что и сопровождается незначительным снижением твердости и повышением параметров трещиностойкости. Однако по степени влияния на свойства высокопрочного чугуна предварительный подогрев при плазменной обработке без оплавления менее эффективен, чем ключительный объемный отпуск.

При плазменной обработке с оплавлением поверхности ввиду очень высокой скорости охлаждения в поверхностном слое закалка происходит непосредственно из жидкого состояния. Графит частично или полностью растворяется в расплаве, и после скоростной кристаллизации формируется структура белого чугуна, т.е. затвердевание идет по метастабильной диаграмме «железо-углерод» без выделения свободного графита и с образованием аустенитно-цементитной эвтектики. Дисперсность эвтектики снижается с увеличением глубины оплавления и, соответственно, со снижением скорости охлаждения. В практике поверхностной обработки концентрированными источниками энергии ледебуритную эвтектику в оплавленном слое чугунов принято называть квазиледебуритом [1,2].

При обработке с микрооплавлением скорость охлаждения расплава очень высока - порядка 10^5 °С/с [1]. В этом случае ввиду резкого увеличения числа зародышей и уменьшения скорости роста кристаллов становится возможным одновременное и независимое формирование кристаллов обеих фаз эвтектики (квазиледебурита) - аустенита и цементита. Обе фазы очень малых размеров растут до столкновения, причем регулярного расположения их нет. Отсутствуют и границы эвтектических колоний, а существуют границы между фазами. Такая структура при сверхскоростной кристаллизации называется тонким конгломератом фаз. Содержание остаточного аустенита в зоне микрооплавления составляет 36%. При обработке с макрооплавлением скорость охлаждения расплава также очень высокая и составляет порядка 10^4 °С/с, что способствует, как и при микрооплавлении, подавлению кристаллизации избыточного аустенита и затвердеванию расплава квазиэвтектически. Поэтому образующаяся смесь при макрооплавлении также можно называть квазиледебуритом. Содержание остаточного аустенита в металле зоны макрооплавления составляет порядка 50%. В структуре зоны макрооплавления ячейки квазиледебурита, имеющие пластинчатое или дендритное строение, окружены тонкой прослойкой, состоящей из остаточного аустенита и продуктов его распада - мартенсита или высокодисперсной ферритно-карбидной смеси.

Характер влияния объемного отпуска на твердость оплавленной зоны неоднозначен и зависит от температуры отпуска (рис.1). По данным фазового анализа с повышением температуры отпуска от 100 до 300 °С твердость оплавленной зоны повышается, что обусловлено частичным распадом остаточного аустенита и образованием мартенсита отпуска. При обработке с макрооплавлением твердость повышается более интенсивно, чем при обработке с микрооплавлением (рис 1), хотя в целом уровень твердости остается ниже. При отпуске от температур выше 300 °С твердость в обоих случаях начинает снижаться, т.к. начинает происходить сфероидизация эвтектического цементита. Но даже при температуре отпуска 500°С твердость в случаях **обработки с микро- и макрооплавлением остается более, чем на 100 HV выше, чем при обработке без оплавления**. Отсюда можно сделать вывод, что для деталей и инструмента из высокопрочного чугуна, эксплуатируемых при высоких температурах (например, валки прокатных станов), более предпочтительна обработка с оплавлением поверхности. Характеристики трещиностойкости образцов с оплавленным слоем при повышении температуры отпуска от 100 до 300 °С - повышаются, но остаются при этом ниже, чем при обработке без оплавления (рис.1). Разрушение металла оплавленного слоя происходит преимущественно по механизму интеркристаллитного скола, но с повышением температуры отпуска увеличивается доля дисперсного ква-

зискола - в локальных участках распада остаточного аустенита и образования мартенсита отпуска или ферритно-цементитной смеси.

Применение предварительного подогрева до температур 100...500 °С при обработке с оплавлением не показывает влияния на процессы кристаллизации и формирования отбеленного слоя со структурой квазиледебурита, т.к. скорость охлаждения расплава в области температур кристаллизации остается очень высокой. Но снижение скорости охлаждения в области низких температур может влиять на механизм распада остаточного аустенита, и тем самым, на конечные структуру и свойства чугуна. Так, при обработке с микрооплавлением предварительный подогрев во всем исследованном интервале температур не оказывает никакого влияния ни на величину твердости, ни на параметры трещиностойкости (рис.2), что обусловлено высокой термической устойчивостью высокодисперсной квазиэвтектической аустенитно-цементитной структуры - т.н. тонкого конгломерата фаз. При обработке с макрооплавлением только подогрев до температуры 500 °С приводит к незначительному снижению твердости и повышению трещиностойкости. Во всех случаях не изменяется и микромеханизм разрушения оплавленного слоя при обработке с подогревом.

Как показывают результаты фазового анализа и металлографических исследований, повышение как температуры предварительного подогрева, так и температуры заключительного отпуска выше 500 °С в случае плазменной обработки с оплавлением поверхности нецелесообразно. При температуре 600 °С в металле отбеленного слоя наряду с процессом сфероидизации эвтектического цементита начинается процесс графитизации - выделяется свободный графит в компактной форме. Твердость и износостойкость поверхностного слоя резко снижаются - практически до исходного уровня.

Выполненные исследования легли в основу разработки технологических процессов комплексного объемно-поверхностного упрочнения деталей и инструмента из высокопрочного чугуна. Выбор конкретных сочетаний и режимов объемной и поверхностной обработки обусловлен условиями эксплуатации упрочненных изделий - величиной и характером механических нагрузок, температурой, наличием абразивной или агрессивной сред.

Перечень ссылок

1. *Самотугин С.С., Лещинский Л.К.* Плазменное упрочнение инструментальных материалов. - Донецк: Новый мир, 2002. - 338 с.
2. *Ставрев Д.С., Ников Н.Я.* Упрочнение серых чугунов при поверхностном отбеле низкотемпературной плазмой // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 1985. - №4. - С. 15-18.
3. *Леонтьев П.А., Чеканова Н.Т., Хан М.Г.* Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1986. - 142 с.
4. *Самотугин С.С., Малинов Л.С., Самотугина Ю.С.* Повышение износостойкости высокопрочного чугуна плазменным поверхностным упрочнением // *Вестник Приазовского государственного технического университета.* - 2004. - Вып. 14. - С.161-164.
5. *Самотугин С.С., Малинов Л.С., Самотугина Ю.С., Лашенко Б.А.* Повышение износостойкости чугунных деталей дифференцированной (дискретной) плазменной обработкой // *Инженерия'поверхности и реновация изделий: Материалы Международной научно-технической конференции.* - К.: АТМ Украины, 2002. - С.158-161.
6. *Самотугин С.С., Муратов В.А., Ковальчук А.В.* Плазменное упрочнение инструмента кольцевой формы // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 1997. - №10. - С. 2-4.
7. *Новиков И.И.* Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1986.-480 с.

Статья поступила 10.05.2005.