

**РАЗРАБОТКА НОВЕЙШИХ СПОСОБОВ КОМПЛЕКСНОГО
СОЗДАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОЕВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ
СТРУКТУРОЙ, САМОУПРОЧНЯЮЩИХСЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ**

**А.П. Чейлях, проф., д.т.н., Я.А. Чейлях, к.т.н.,
Н.Е. Караваева, М.А. Рябикина, доц., к.т.н.**

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

Одной из важнейших задач современного развития машиностроения является повышение качества, надежности и долговечности деталей и узлов различных машин и механизмов. Для эффективного решения этой проблемы необходим комплексный подход, включающий создание новых материалов, разработку и освоение новых технологий поверхностного упрочнения с использованием высококонцентрированных источников нагрева: плазменная струя, лазерный луч, электронный пучок [1].

При этом неоправданно мало внимания уделяется изучению метастабильных состояний упрочненных слоев, способных к развитию деформационных мартенситных превращений в процессе испытаний и эксплуатации, что обеспечивает эффект деформационного самоупрочнения и повышения эксплуатационного ресурса изделий.

Целью настоящей работы является изучение возможности формирования метастабильных науглероженных слоев с использованием плазменного нагрева с различной величиной тепловложения.

В настоящей работе изучена возможность дополнительного поверхностного упрочнения цементованной стали 18ХГТ с использованием плазменного нагрева. Цементацию проводили в камерной печи в производственных условиях машиностроительного предприятия «МАГМА» в твердом карбюризаторе при температурах 920 – 950 °С, в течение 12 -14 часов, с охлаждением в коробе. Плазменное упрочнение выполнялось при помощи плазмотрона «ППУ 004» косвенного действия, конструкции ГВУЗ «ПГТУ», с использованием аргона в качестве плазмообразующего газа. Величина тепловложения регулировалась с помощью параметров плазменной обработки, что обеспечивало различные фазово-структурные состояния упрочненного слоя с содержанием различного количества и степени метастабильности аустенита наряду с присутствием твердых фаз - мартенсита и цементита. Плазменный нагрев проводился без оплавления до различных температур в интервале от 800 до 1300 °С и с оплавлением поверхностного слоя различной степени: микрооплавлением ($t=1400-1500$ °С), средним оплавлением ($t=1500-1600$ °С) и макрооплавлением ($t>1600$ °С), что регулировалось скоростью перемещения вертикальной плазменной струи горизонтально относительно поверхности образцов со скоростью

ми в пределах от 81 до 625 мм/мин. После плазменного воздействия происходило естественное охлаждение упрочненной поверхности за счет теплопроводности стали, со скоростью выше критической.

После плазменной закалки от относительно невысоких температур (800-900 °С) в цементованном слое кроме мартенсита и цементита наблюдается значительно большее количество остаточного аустенита ($A_{ост}$) (рис. 1, а). Он располагается в виде светлых микрообластей между иглами мартенсита. По глубине упрочненного слоя количество $A_{ост}$ уменьшается, а мартенсит характеризуется повышенной дисперсностью и твердостью.

После плазменной закалки от более высоких температур ~ 1200-1300 °С микроструктура цементованного слоя стали 18ХГТ характеризуется большей дисперсностью карбидной фазы и участков $A_{ост}$, которые равномерно распределены по глубине слоя (рис. 1, б). Это объясняется началом растворения цементитных частиц в аустените, однако часть из них сохраняется в структуре. Постепенно структура переходит в сорбитообразную смесь. В результате такой обработки твердость упрочненного поверхностного слоя незначительно увеличилась с HRA 72 при закалке от 800-900 °С до HRA 74 (рис. 2).

После плазменной обработки с микроплавлением, при температурах ~ 1500 °С, структура упрочненного слоя существенно изменяется в поверхностной зоне (рис. 3, а). Наблюдается множество частиц цементита при большом количестве мартенсита и небольшом количестве $A_{ост}$. По мере удаления от поверхности к сердцевине постепенно количество $A_{ост}$ и цементита уменьшается, а мартенсита закалки увеличивается. Далее по глубине закалки структура переходит в смесь троостомартенсита и цементита. В результате плазменной обработки при ~ 1500 °С твердость повышается до HRA 80, что можно объяснить диспергированием структуры и увеличением степени насыщения твердых растворов углеродом. С

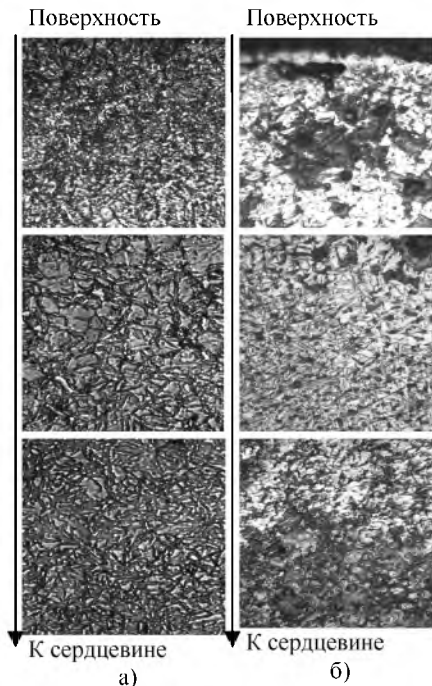


Рис. 1 – Микроструктура цементованной стали 18ХГТ после плазменной закалки при температурах: а) 800-900 °С; б) 1200-1400 °С, $\times 1200$.

увеличением степени плазменного воздействия с нагревом до более высоких температур ~1600 °С



и >1700 °С происходит значительное макрооплавление.

Рис. 2 - Зависимость твердости HRA от температуры плазменной обработки цементованной стали 18XГТ.

Микроструктура поверхностного переплавленного слоя состоит из достаточно крупных пластин мартенсита и частиц цементита на фоне $A_{ост}$ (рис. 3, б). Эта зона довольно протяженная, постепенно переходит в мелкоигольчатую смесь

$M+Ц+A_{ост}$. Крупнозернистая грукристаллическая структура соответствует зоне переплава, а мелкозернистая – зоне плазменного нагрева (без оплавления), после которой следует узкая переходная зона от плазменно упрочненного металла к неупрочненному.

С увеличением температуры плазменного нагрева твердость упрочненного цементованного слоя изменяется по кривой с максимумом (HRA 80), который соответствует нагреву ~1500 °С, после чего при температурах до ~1700 °С твердость снижается до HRA 60, что можно объяснить увеличением содержания $A_{ост}$.

Изменение твердости от температуры плазменной закалки может быть аппроксимирована зависимостью:

$$HRA = -3,2857t^2 + 17,514t + 56$$

с высоким коэффициентом корреляции $R^2 \approx 0,9$.

Таким образом, плазменная обработка цементованной стали 18XГТ, в зависимости от величины тепловложения и температуры нагрева, позволяет существенно изменять микроструктуру насыщенного слоя, которая достигает повышенной дисперсности, при разном количестве повышенного содержания $A_{ост}$.

Согласно данным [2] разное количество $A_{ост}$ и его структурная дисперсность определяют степень его деформационной стабильности и способности к деформационному мартенситному $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании (ДМПИ), что существенно влияет на эксплуатационные свойства.

Экспериментальные результаты испытаний на изнашивание по схеме трения скольжения металл-металл представлены на рис. 4.

В зависимости от температуры плазменного нагрева относительная износостойкость изменяется по кривой с максимумом $\epsilon = 3,7$ (аналогично изменению твердости), соответствующему микрооплавлению при температуре ~1500 °С.

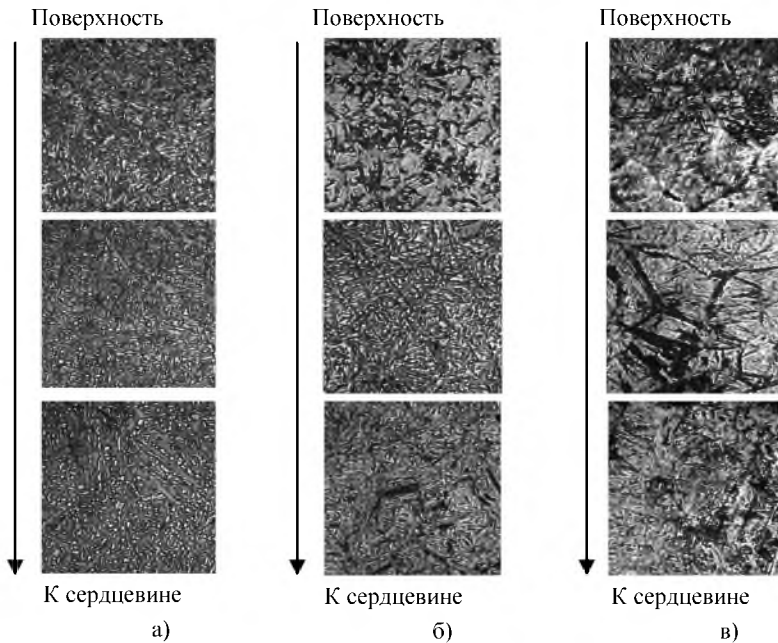


Рис. 3 – Микроструктура цементованной стали 18ХГТ после плазменной закалки при температурах: а) 1500 °С; б) 1600 °С, в) >1700 °С, х1200.



Рис. 4 - Зависимость относительной износостойкости от температуры плазменной обработки цементованной стали 18ХГТ.

Это объясняется получением наиболее дисперсной смеси мартенсита закалки, цементита с повышенным содержанием метастабильного $A_{ост}$. Развивающееся $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ сопровождается дополнительным самоупрочнением тонкого поверхностного слоя в процессе изнашивания, поскольку образующийся при испытаниях мартенсит деформации обладает большей дисперсностью и твердостью, чем

мартенсит закалки. Дополнительный и весьма существенный вклад в повышение износостойкости дает $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, что обеспечивает эффект деформационного самоупрочнения поверхностного слоя. Следует заметить, что ДМПИ сопровождается релаксацией микронапряжений [2] и является эффективным механизмом перераспределения и поглощения подводимой механической энергии трения и изнашивания [3-5].

Наименьшие значения $\varepsilon=1,6$ соответствуют плазменному переплаву при температурах >1700 °С, что связано с формированием грубокристаллической структуры. Полученную опытную зависимость относительной износостойкости от температуры плазменной обработки можно представить в виде квадратичного полинома:

$$\varepsilon = -0,3786t^2 + 2,0814t + 0,52$$

достаточно высокий коэффициент корреляции $R^2 \approx 0,9$ свидетельствует о наиболее близкой аппроксимации экспериментальной зависимости и расчетной.

Выводы

1. В результате плазменного упрочнения поверхностного цементованного слоя стали 18ХГТ регулированием величины тепловложения плазменной струи, обеспечиваются дифференцированные фазово-структурные состояния с содержанием различного количества и степени метастабильности остаточного аустенита наряду с присутствием твердых фаз - мартенсита закалки и карбидов.
2. Дополнительный вклад в упрочнение и повышение износостойкости цементованной стали 18ХГТ в случае оптимальной микроструктуры (после плазменной закалки при температурах нагрева $\sim 1200-1400$ °С и 1500 °С) вносит деформационное мартенситное $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ превращение при изнашивании.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самотугин, Л.К. Лепчинский. – Донецк: Новый мир, 2003. – 338 с.
2. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А.П. Чейлях. – Мариуполь: издательство ПТУ. – 2009. – 483 с.
3. Попов В.С. Структурные изменения в нестабильно аустенитных сталях при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Металлург. – 1971. – № 9. – С. 54–55.
4. Малинов Л.С. Повышение абразивной износостойкости цементированных сталей 18ХГТ и 12ХНЗА за счет получения метастабильного аустенита / Л.С. Малинов, Е.Л. Малинова, Е.Я. Харланова // Металлы. – 1993. – № 2. – С. 108–111.
5. Геллер А.Л. Остаточный аустенит и износостойкость легированных цементованных сталей / А.Л. Геллер, В.Н. Юрко // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – №6. – С. 66–69.