

**ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ
НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СТАЛИ Р6М5,
МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Ю. Н. Пешкун

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого», Беларусь*

Научный руководитель И. Н. Степанкин

Введение. Эксплуатационные характеристики деталей машин и штампового инструмента, работающие при контактном взаимодействии, зависят от структуры и свойств поверхностного слоя материала. Градиент распределения структуры и свойств оказывает существенное влияние на изменение многих эксплуатационных характеристик, в том числе способности материала сопротивляться контактному изнашиванию. Наибольшие по величине контактные напряжения возникают на рабочих поверхностях штампового инструмента. В последнее время наметилась тенденция в упрочнении штампов путем высокоэнергетического воздействия лазерным пучком [1].

Объекты и методы исследований. Объектом исследований являлись упрочненные слои быстрорежущей инструментальной стали Р6М5. Предварительная термическая обработка всех партий образцов проводилась по стандартным режимам, включающим закалку с температуры 1220 °С и трехкратного высокотемпературного отпуска при 560 °С. Для снижения количества остаточного аустенита проводилась криогенная обработка материала в жидком азоте. Лазерное упрочнение осуществлялось на иттербиевом лазере с длиной волны излучения 1070 нм. Мощность излучения при обработке образцов составляла 1,3 кВт. В поперечном направлении сканирование лазерного пучка с частотой 220 Гц обеспечивало формирование зоны квазистационарного нагрева размером 0,7 × 6 мм. Продольное перемещение по обрабатываемой поверхности образцов производилось машинным способом со скоростью от 600 до 1350 мм/мин, с шагом 150 мм/мин для последующей партии. Половина партий образцов подвергалась высокотемпературному отпуску (560 °С) с целью оценки его влияния на структуру, микротвердость и распределение остаточных напряжений в модифицированном слое.

Определение микротвердости проводилось на поперечных шлифах при помощи прибора ПМТ-3. Исследование микроструктуры осуществлялось на оптическом микроскопе Метам РВ-22 с травлением образцов в 3-процентном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование распределения остаточных напряжений проводилось по методу Саверина [2].

Результаты исследования и их обсуждение. После термической обработки микроструктура стали Р6М5 представлена мартенситом, остаточным аустенитом и карбидными включениями. Проведение лазерного упрочнения привело к образованию сплошной аустенитной области на поверхности всех партий образцов. Ее глубина уменьшилась с увеличением скорости сканирования лазера. Минимальная толщина аустенитной прослойки наблюдается у образцов 6-й партии и составила 20 мкм, максимальная – у 1-й партии – 150 мкм.

Исследование графиков распределения микротвердости по сечению упрочненных образцов показало, что в образцах партии 1 – при толщине модифицированного слоя более 100 мкм – наблюдается снижение микротвердости поверхности с 8300 до 6500 МПа (рис. 1, а). Это снижение обусловлено высоким уровнем остаточного

аустенита, который формируется в результате высокого насыщения γ -фазы легирующими элементами [3]. При этом в подслое, на глубине около 500 мкм, происходит повышение микротвердости до значений, близких к 7500 МПа. В данной зоне созданы условия для автозакалки с получением высокодисперсного мартенсита. На данной глубине микроструктура образца характеризуется переходом от полностью гомогенизированного слоя к основе с присутствием сетки, схожей по своему строению к ледебуритной. Микротвердость сердцевины равна 8000 МПа. Общая глубина модифицированного слоя достигла 4 мм.

При увеличении скорости сканирования значение поверхностной твердости образцов возросло, а общая глубина распределения данного параметра уменьшилась. Максимальное значение твердости на поверхности зарегистрировано у 6-й партии образцов – 10500 МПа. При этом значения микротвердости сердцевины достаточно близки и составили от 7000 до 8000 МПа.

Графики распределения микротвердости образцов, дополнительно подвергнутых высокому отпуску после лазерного упрочнения, имеют существенные различия. Поверхностная микротвердость всех партий возросла до 9000–10800 МПа. При этом отмечено значительное снижение общей глубины упрочненного слоя до 0,2–0,6 мм. Это возможно вследствие дисперсионного твердения в процессе окончательного отпуска, характерного для сталей ледебуритного класса. Значение микротвердости сердцевины не имеет значительных отличий. Величина данного показателя находится в пределах 7000–7500 МПа.

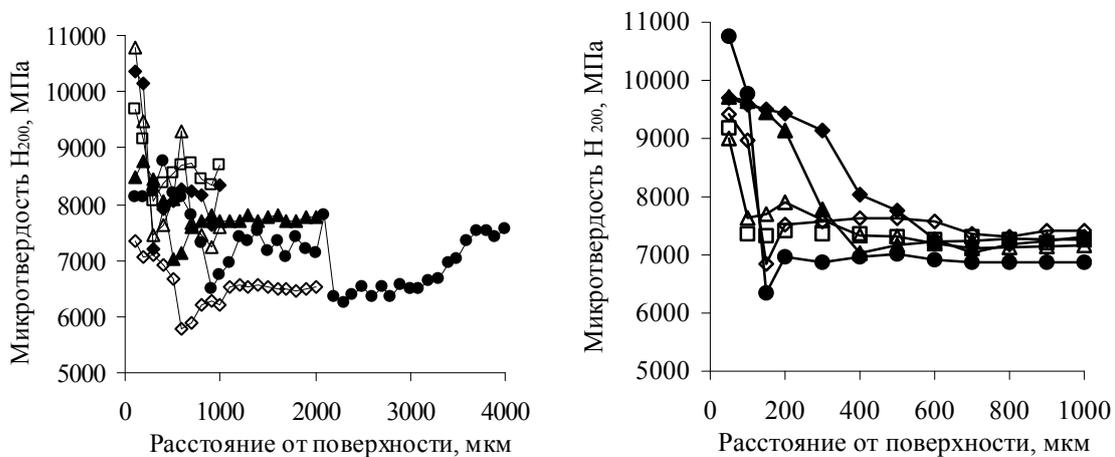


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению образцов из стали P6M5, для партий:
 а – лазерная модификация; б – лазерная модификация с высоким отпуском, 560 °С; ● – 1; ◇ – 2; ▲ – 3; ◆ – 4; □ – 5; △ – 6

Исследование остаточных напряжений в упрочненном слое показало, что их величина не превысила 200 МПа. Из рис. 2, а видно, что в поверхностном слое, подвергшемся наиболее сильному термическому воздействию, величина напряжений не превысила 70 МПа. При этом в образцах, отличающихся большей толщиной аустенитного слоя и с выраженной структурой перегрева, напряжения сжатия, а в более тонких (5 и 6 партии) – растяжения. Наибольшие по величине напряжения возникают на глубине порядка 1,5–2,0 мм и имеют сжимающий характер. Они тем выше, чем

больше глубина лазерного слоя. Их появление обусловлено компенсационным действием в ответ на растягивающие напряжения, которые во всех слоях распространены на глубину до 0,5 мм. Несмотря на высокие температуры нагрева поверхности, в слое, подвергнутом аустенизации с высокой степенью растворения карбидных частиц, не возникло значительных напряжений. Это может быть связано с повышенной пластичностью остаточного аустенита, который преобладает в слое над другими фазами.

Проведение после лазерной обработки высокого отпуска при температуре 560 °С не привело к существенному изменению структуры, распределения микротвердости и величины остаточных напряжений. Как видно из рис. 2, б, нагрев до температуры дисперсионного твердения (560 °С) привел к возникновению в подслое области сжимающих напряжений. Это свидетельствует о том, что произошло фазовое превращение части аустенита, большая часть которого вследствие нагрева до высоких температур сохранила высокую устойчивость.

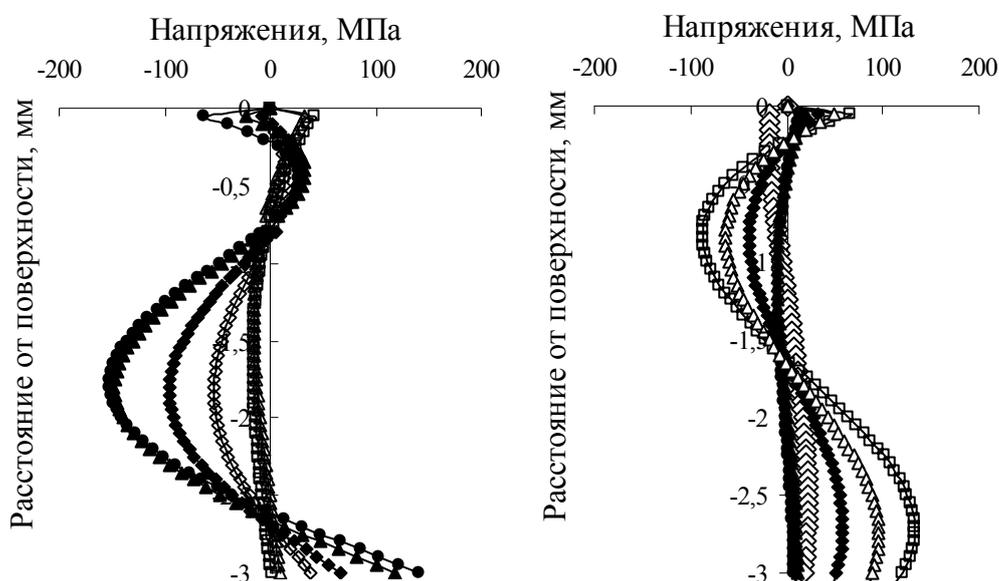


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений в модифицированном посредством лазерной обработки поверхностном слое стали Р6М5 в партиях образцов:
а – лазерная модификация; *б* – лазерная модификация с высоким отпуском, 560 °С; ● – 1; ◇ – 2; ▲ – 3; ◆ – 4; □ – 5; Δ – 6

Закключение. Рассмотрено воздействие лазерного упрочнения на структуру, микротвердость и величину остаточных напряжений в поверхностных слоях быстрорежущей инструментальной стали Р6М5. Установлено, что увеличение скорости лазерного сканирования приводит к уменьшению зоны структурных превращений, а соответственно на значения микротвердости. Отмечено, что воздействие высокого отпуска при температуре 560 °С приводит к изменению остаточных напряжений в поверхностном слое с растягивающих на сжимающие и уменьшению глубины распределения микротвердости, вследствие устранения внутренней зоны самоотпуска при дисперсионном твердении материала.

Л и т е р а т у р а

1. Kostyuk, G. I. The effective cutting tools having the coating and hardened layers, monograph–reference book / G. I. Kostyuk. – National aerospace university named by N. E. Gukovsky «Kharkov aviation institute», 2007. – 633 p.
2. Саверин, М. М. Дробеструйный наклеп / М. М. Саверин. – М. : Машгиз, 1955. – 312 с.
3. Лахтин, Ю. М. Поверхностное легирование металлов и сплавов при лазерном нагреве / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. – М. : Машиностроение, 1990. – 56 с.