

# **К ВОПРОСУ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5**

*И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков, Ю.Н. Пешкун, О.Г. Девойно,  
А.С. Калиниченко*

*Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого  
Белорусский национальный технический университет  
e-mail: igor-stepankin@mail.ru*

Введение. Лазерная обработка быстрорежущих сталей, являясь одним из способов улучшения работоспособности инструмента, требует тщательной отработки режимов для получения заданных свойств и структуры поверхностного слоя. Это связано с усилением легирования твердого раствора, которое способствует стабилизации аустенитной фазы. Увеличение доли

аустенита с одной стороны позволяет повысить вязкость материала, с другой снижает твердость и увеличивает склонность к динамическому старению, что зачастую приводит к интенсивному зарождению внутренних дефектов, ухудшающих свойства поверхностного слоя. Отмеченные особенности делают актуальными исследования эксплуатационных характеристик модифицированных слоев быстрорежущих сталей после лазерной обработки, а также других операций способных адаптировать окончательную структуру к внешнему воздействию.

Объекты и методики исследований. Объектом исследования являлись поверхностные слои быстрорежущей стали Р6М5. Их модифицировали лазерным облучением после традиционной термообработки, направленной на формирование структуры мартенсит 1-2 балла и твердости 61-63HRC. Применяли иттербиевый лазер с длиной волны излучения 1070 нм. Мощность излучения составляла 1,3 кВт. Сканирование лазерного пучка с частотой 220 Гц в поперечном направлении, обеспечивало формирование зоны квазистационарного нагрева, размером 0,7×6 мм. Продольное перемещение по обрабатываемой поверхности образцов производилось машинным способом со скоростями от 600 до 1350 мм/мин. Минимальная скорость подбиралась опытным путем, с целью достижения эффекта частичного оплавления поверхности. Обработка каждой следующей партии осуществлялась с увеличением скорости на 150 мм/мин. Модификацию проводили в качестве финишной обработки, а также с последующей термической обработкой – высокотемпературным отпуском при 560°C, направленным на дисперсионное твердение аустенита. Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на оптическом микроскопе МЕТАМ РВ22. Микротвердость - на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2Н. Испытание на контактное изнашивание проводили на оригинальной установке, которая, обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счет его прокатывания без проскальзывания по рабочей поверхности дискового контртела. Исследование распределения остаточных напряжений проводилось по методике, предложенной М.М. Савериным.

Результаты исследования и их обсуждение. После термической обработки микроструктура стали Р6М5 представлена мартенситом, остаточным аустенитом и карбидными включениями. Проведение лазерного упрочнения привело к образованию светлой, практически не подвергающейся травлению области, на поверхности всех партий образцов. Ее минимальная толщина, после обработки с наибольшей скоростью – 1350 мм/мин, составила до 20 мкм. При скорости 600 мм/мин этот параметр достигает 150 мкм. Распределение микротвердости по сечению образцов с наиболее толстым слоем характеризуется немонотонной зависимостью. Она возрастает с 10ГПа на поверхности до 13ГПа на глубине порядка 700-800 мкм. Затем плавно снижается до значений сердцевины. Аналогичная закономерность отмечена при анализе образцов обработанных при скоростях 750 и 900 мм/мин. Поверхностный слой содержит признаки перегрева, а также отличается слабой травимостью в спиртовом растворе азотной кислоты, что свидетельствует о преобладании в его твердом растворе аустенита. При обработке образцов с более высокими скоростями на глубине 500 - 600 мкм кривая распределения микротвердости изменяет свой вид. Зарегистрировано скачкообразное снижение микротвердости, свидетельствующее о протекании процессов самоотпуска. Применение высокотемпературного отпуска в качестве дополнительной операции после лазерной обработки, привело к устранению отмеченных различий в распределении микротвердости, придав всем закономерностям традиционный для упрочненных слоев вид. В структуре упрочненного слоя произошли изменения, связанные с дисперсионным твердением остаточного аустенита, часть которого сохранилась неизменной.

Величина остаточных напряжений, сформированных в упрочненном слое, не превышает 200 МПа. В образцах, отличающихся большей толщиной аустенитного слоя и с выраженной структурой перегрева, возникают напряжения сжатия, в более тонких слоях – растяжения. Наибольшие по величине напряжения отмечены на глубине порядка 1,5-2,0 мм и имеют сжимающий характер. Они тем выше, чем больше глубина лазерного слоя. Проведение вы-

сокого отпуска после лазерной обработки привело к возникновению в подслое сжимающих напряжений, что в совокупности с анализом микроструктуры упрочненного слоя подтверждает результативность фазового превращения части аустенита.

Результаты испытаний образцов при действии на их поверхностный слой пульсирующего контактного напряжения с амплитудой 1300 МПа показали, что на начальной стадии в подповерхностном слое материала на глубине 0,1-0,2 мм образуются микротрещины. Распространение трещин по границам зерен, вызывает их выкрашивание и образование достаточно крупных внутренних полостей. Интенсивность износа всех партий образцов, имеющих толщину модифицированного слоя от 0,7 до 1,2 мм, отражается схожими зависимостями. Образцы, дополнительно подвернутые высокотемпературному отпуску, отличались более высокой износоустойчивостью. Кривые износа имеют выраженные пологие участки, которые отражают период прецизионной стойкости поверхностного слоя, т.к. деформация структурных составляющих позволяет рассеивать энергию внешнего воздействия и затруднять зарождение и распространение трещин контактной усталости. Наилучшие показатели износоустойчивости показали образцы, подвергнутые высокому отпуску с минимальной толщиной модифицированного слоя, сформированные со скоростью 1350 мм/мин.