

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P6M5

Гомельский государственный технический
университет им. П.О. Сухого
г. Гомель Беларусь

The results of the study contact endurance of steel W6Mo5. It is shown that the destruction of the surface layer takes place by alternating two steps. At the first stage of hardening of the material flows, and the second the formation of surface defects in work-hardened layer depth.

Введение

Условия эксплуатации штампового инструмента особенно при холодной деформации заготовки предопределяют развитие процесса контактной усталости в рабочем слое материала штампа. Многократно повторяющиеся пульсирующие нагрузки, действующие с большой амплитудой, вызывают быстрое накопление структурных дефектов и приводят к постоянному контактному изнашиванию гравюры инструмента. Интенсивность изнашивания рабочей поверхности оснастки определяет период ее стойкости по критериям точности изготавливаемых поковок и скорости развития сопутствующих дефектов, провоцируемых трещинами контактной усталости. Высокие по величине контактные напряжения, возникающие на рабочих поверхностях холодновысадочного инструмента, в совокупности со значительными по амплитуде растягивающими напряжениями, диктуют необходимость применения быстрорежущих сталей для изготовления оснастки. Интенсивность изнашивания инструмента в наиболее нагруженных зонах может быть уменьшена за счет применения диффузионного упрочнения наиболее нагруженного поверхностного слоя материала. Одной из наиболее известных технологий, применяемых для повышения усталостных характеристик теплоустойчивых сталей является низкотемпературная нитроцементация [1, 2].

В работе приведены результаты исследования контактной выносливости быстрорежущей стали Р6М5 с диффузионно-упрочненным карбонитридным слоем и без него.

Объект и методики исследований

Объектом исследований являлась быстрорежущая сталь Р6М5, которая достаточно часто используется для изготовления сложнопрофильного тяжело нагруженного инструмента для холодной высадки, выдавливания и чеканки [3]. Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностном слое инструмента при многократном контактом воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [4]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца 1 за счет его прокатывания по рабочей поверхности дискового контртела 2 (рис. 1).

На основании результатов испытаний строились кривые, отражающие увеличение глубины образующейся лунки от числа рабочих циклов контактной нагрузки заданной величины. Одновременная установка нескольких образцов в планшайбу позволяет проводить сравнительную оценку контактной выносливости в зависимости от изменения режимов термической обработки материала или для различных материалов в одинаковых эксплуатационных условиях.

Нагрузка на контактную поверхность образца осуществляется за счет изменения жесткости пружины, удерживающей шток в котором закреплен диск контртела.

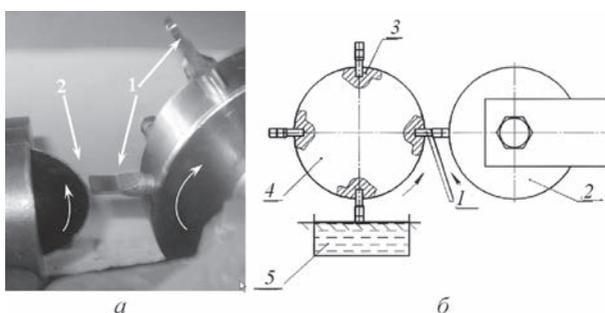


Рис. 1. Взаимодействие образца 1 и дискового контртела 2 в процессе проведения испытания на контактную усталость; 3 — ячейка для закрепления образцов; 4 — планшайба; 5 — емкость со смазкой

Для оценки возможности повышения наработки на отказ проводили сравнительный анализ интенсивности контактного изнашивания образцов упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементацией в среде продуктов диссоциации триэтанолamina, а также образцов без упрочнения.

Результаты исследования и их обсуждение

Для устранения негативного влияния остаточного аустенита термическую обработку экспериментальных образцов завершали криогенной обработкой в жидком азоте, проводя ее качестве отдельного перехода операции термической обработки на различных стадиях (табл. 1).

Как видно из табл. 1, термическая обработка образцов 1–4 партий была направлена на полное устранение остаточного аустенита в структуре металла непосредственно после закалки. Таким образом, достигалась максимальная степень легирования мартенсита.

Табл. 1

**Режимы термической обработки
экспериментальных образцов из стали Р6М5**

Номер партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Номер партии образцов прошедших финишное упрочнение
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1	1200	200	–	–	непосредственно после закалки	21
2		560	–	–		22
3		560	560	–		23
4		560	560	560		24
5	1200	560	200	–	после первого отпуска	25
6		560	560	560	после второго отпуска	26

Механизм дисперсионного твердения, основанный на превращении остаточного аустенита в мартенсит с выделением из него большого количества мелкодисперсных вторичных карбидных частиц в процессе проведения отпуска при температуре 560 °С был задействован при термической обработке образцов партий 5 и 6. Окончательная стабилизация структуры путем криогенной обработки проводилась после отпуска с целью устранения остаточного мартенсита, доля которого по

некоторым данным даже после трех отпусков при температуре 560° может достигать до 2 % [5].

Упрочнение посредством низкотемпературной нитроцементации проводили на образцах прошедших предварительную термическую обработку идентичную вышеописанным.

На основании Р6М5 получено семейство кривых, отражающих поведение материала при воздействии на него контактной нагрузки величиной 1280 МПа. Как видно из рис. 2, контактная усталость образцов 1–6 партий существенно отличается, что обусловлено различием режимов термической обработки материала. Наивысшую контактную выносливость продемонстрировали образцы, в которых процесс криогенной гомогенизации проводился непосредственно после закалки, а затем осуществлялся один отпуск при температуре дисперсионного твердения металла (партия 2). Они существенно превосходят образцы, претерпевшие закалку и гомогенизацию по аналогичной схеме, но отпущенные при температуре 200°C (партия 6). Из графиков видно, что образцы данной партии обладают наименьшим показателем контактной выносливости. В диапазоне между кривыми, отражающими процесс контактного износа образцов партии 1 (верхняя кривая) и партии 2 (нижняя кривая), представлены контактной выносливости для случаев применения двух, а так же трех высокотемпературных отпусков (560°C) после закалки и криогенной гомогенизации — кривые 3 и 4. Графики 5 и 6, отражают технологию термической обработки, при которой один или два высокотемпературных отпуска проводили сразу после закалки, с целью выделения наибольшего количества вторичных карбидов.

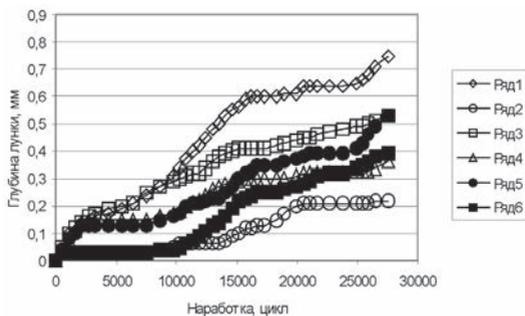


Рис. 2. Кривые, отражающие характер повреждения образцов в процессе контактного нагружения

Анализ представленных кривых позволяет сделать вывод о том, что лучшей контактной выносливостью обладают образцы из быстрорежущей стали, в структуре которых присутствует максимальное количество легированного мартенсита. Именно такая структура в соответствии с [6] сформирована в образцах второй партии. Образцы 3 и 4 партий обработаны по близким технологическим схемам. Проведение дополнительных высокотемпературных отпусков, не изменяя количества карбидной фазы, по видимому, несколько уменьшает тетрагональность мартенсита снижая жесткость сплава, и как следствие создавая более благоприятные условия для зарождения трещин вызывающих появление питтингов.

Форма кривых, отражает процесс накопления усталостных повреждений и показывает, что в процессе работы всех образцов чередуются две стадии структурных изменений в материале. После начальной стадии приработки, износ практически всех образцов стабилизировался, что на графиках отражается пологим участком. В этот момент материал образцов, несмотря на свою высокую твердость — 63–66 HRC, претерпевает наклеп. Как видно из рис. 3, небольшой объем металла, располагающийся в непосредственной окрестности дна формирующейся лунки, в результате пластической деформации изменяет свою структуру. Строчечность в расположении карбидных частиц, унаследованная от первоначальной текстуры заготовки, исчезает. Распределение карбидной фазы становится более равномерным. При этом микротвердость поверхностного слоя по отношению к сердцевине металла не изменяется сохраняясь на уровне 10 ГПа.

На определенной стадии, в результате предельного накопления внутрикристаллических дефектов в области дна лунки возникают подповерхностные трещины формирующие питтинги (рис. 4). Этот этап,

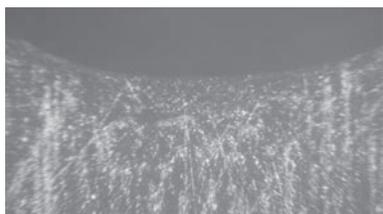


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя стали Р6М5 формирующаяся в процессе наклепа в результате контактной усталости ($\times 100$)

на кривых (рис. 2) характеризуется увеличением скорости формирования. Отслоение упрочненных фрагментов металла освобождает для взаимодействия с поверхностью контртела новые более глубокие слои материала образца. В них в свою очередь начинают протекать процессы наклепа, которые завершаются образованием новых питтингов. Такой дискретный меха-

низ формирования лунки на кривых отражается в виде ступенчатого изменения регистрируемого значения прироста глубины лунки.

В результате проведения низкотемпературной нитроцементации после основной термической обработки стали Р6М5 были получены различные значения твердости поверхностного слоя и сердцевины. Как видно из рис. 5, твердость поверхностного слоя составляет порядка 11 ГПа при глубине насыщения 0,5–0,6 мм. Образцы всех партий, подвергнутых упрочнению после различных предшествующих комбинаций предварительной термической обработки имеют схожие характеристики.

Исследования контактного изнашивания рабочей поверхности упрочненных образцов показали, что структурные изменения в области дна формирующейся лунки свидетельствуют о протекании наклепа в процессе контактного нагружения материала. Материал образцов, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации в области дна лунки претерпевал ярко выраженную текстурную перестройку. Как видно из рис. 6, строчечное расположение карбидных частиц исчезало уступая эквидистантному расположению карбидных частиц в окрестности линии очерчивающей дно формирующейся лунки.

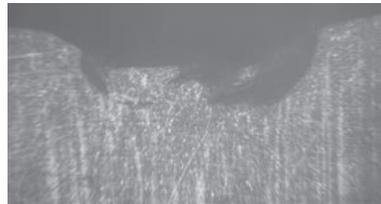


Рис. 4. Образование питтинга в поверхностном слое стали Р6М5 претерпевшем наклеп ($\times 100$)

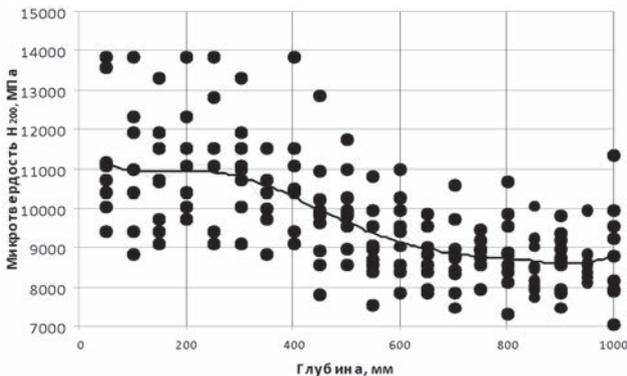


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению образцов упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

В отличие от неупрочненного металла, деформация в α -фазе упрочненной посредством нитроцементации протекала с ярко выраженным градиентом распределения внутрикристаллических дефектов. Это способствовало тому, что наиболее интенсивный наклеп, протекал в небольших по объему слоях поверхностного материала, вызывая регулярное отслоение тонких фрагментов металла. Отделяющийся фрагмент материала характеризуется ярко выраженным эквидистантным расположением измельченных карбидных частиц внутри своего контура.

Кривые, отражающие рост лунок в области развития контактного изнашивания поверхности показывают, что отделение металла протекает достаточно равномерно (рис. 7). На графиках в меньшей степени проявляется ступенчатый характер потери массы образцами. Интенсивность контактного изнашивания всех исследованных партий образцов с поверхностью упрочненной низкотемпературной нитроцементацией независимо от существенного различия в твердости описывается достаточно близкими по геометрическому расположению и форме кривыми.

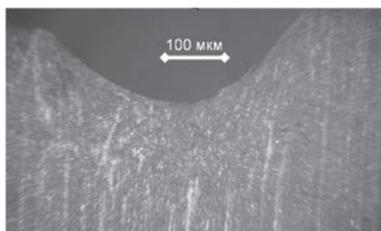


Рис. 6. Структура дна лунки контактного износа формирующаяся в процессе испытания на контактную усталость быстрорежущей стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем

Кривые, отражающие характер увеличения глубины лунки контактного износа на образцах упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

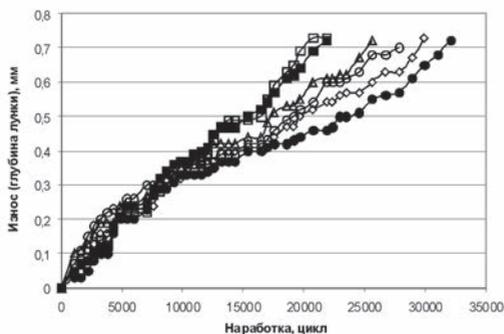


Рис. 7. Кривые, отражающие характер увеличения глубины лунки контактного износа на образцах упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

Ресурс изнашивания, определяемый величиной 0,6 мм, характеризующей максимально возможную величину упрочненного посредством нитроцементации слоя, достигается к 17–27 тысячам циклов. Большинство образцов из партий не прошедших упрочнение (партии 2–6) по стойкости к контактному изнашиванию превосходят образцы упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации. Единственным преимуществом упрочнения низкотемпературной нитроцементации является более высокая вязкость металла, которая вместе с увеличением интенсивности изнашивания обеспечила снижение процессов приводящих к образованию глубоких поверхностных трещин.

Заключение

Изучены закономерности возникновения повреждений на образцах из стали Р6М5 при их испытаниях на контактную выносливость. Показано, что механизм накопления структурных повреждений включает две стадии. На первой протекает наклеп материала, который сопровождается изменением текстурного рисунка стали Р6М5, унаследованного от структуры заготовки. Структура металла, претерпевшего наклеп, характеризуется равномерным распределением карбидной фазы в матрице, а строчечное распределение карбидных частиц в поверхностном слое практически отсутствует. Структурообразование наклепанного слоя не сопровождается изменением микротвердости металла, которая сохраняет свою величину не более 10 ГПа.

Контактное нагружение поверхностного слоя, сопровождающееся увеличением степени наклепа и сопровождается скачкообразным изменением несущей способности материала. Постепенное накопление внутрикристаллических дефектов активизирует рост микротрещин и их слияние, в результате чего стадия наклепа переходит в стадию зарождения питтингов. На графиках регистрации глубины лунки указанная цикличность процесса, характеризуется дискретным увеличением скорости отслоения фрагментов металла лунки контактного износа образца, после периода его стабильной работы с незначительным формоизменением.

Кинетика процесса контактного изнашивания поверхности образцов стали Р6М5 зависит от режимов термической обработки материала. Наиболее высокую способность сопротивления развитию контактной усталости показывают образцы, структура которых отличается высоколегированным мартенситом с карбидными частицами.

Упрочнение быстрорежущей стали Р6М5, проведенное в качестве финишной операции существенно изменяет кинетику накопления износоусталостных повреждений. За счет возрастания вязкости α -фазы упрочненной мелкодисперсными нитридами легирующих элементов наклеп металла протекает более равномерно, чем в образцах без упрочнения. Формирование питтинга протекает с образованием тонких наклепанных фрагментов металла постепенно отделяющихся со дна лунки. Интенсивность контактного изнашивания образцов упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации оказалась выше, чем у образцов не подвергавшихся упрочнению.

Список использованных источников

1. Лахтин, Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю.М. Лахтин. — М.: Металлургия, 1983. — 360 с.
2. Белый, А.В. *Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота* / А.В. Белый, В.А. Кукарко, А. Патеюк. — Минск: Беларус. наука, 2007. — 224 с.
3. Кенько, В.М. *Комплексный учет факторов, определяющих стойкость холодновысадочной оснастки* / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // *Кузнечно-штамповочное производство*. — 2006. — № 2. — С.39–42.
4. Патент Респ. Беларусь на полезную модель № 7093. Заявка № u2010007-17 от 16.08.2010, МПК (2009) G 01N 3/00, заявитель УО «ГТТУ им. П.О. Сухого» «Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ» / И.Н. Степанкин, В.М. Кенько, И.А. Панкратов.
5. Гуляев, А.П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. — М.: Металлургия, 1986. — 543 с.
6. Гуляев, А.П. *Теория быстрорежущей стали* / А.П. Гуляев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 1998. — № 11. — С. 27–32.