

УДК 620.178.3

**К ВОПРОСУ ИССЛЕДОВАНИЯ КОНТАКТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ  
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5****И.Н. СТЕПАНКИН, В.М. КЕНЬКО, Е.П. ПОЗДНЯКОВ***(Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого);***А.И. КАМКО***(РУП «Гомельский завод литья и нормалей»)*

*Исследуются закономерности возникновения повреждений на образцах из стали Р6М5 при их испытаниях на контактную выносливость. Показан механизм накопления структурных повреждений, в частности наклеп материала. Структура металла, претерпевшего наклеп, характеризуется равномерным распределением карбидной фазы в матрице. Кинетика процесса контактного изнашивания поверхности образцов из 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. Наивысшей сопротивляемостью контактной усталости обладает сплав, с высокой степенью завершения структурообразования в процессе термической обработки и мартенситной матрицей, не склонной к динамическому старению, в которой распределены избыточные карбидные частицы.*

**Введение.** Контактная усталость является достаточно распространенной причиной отказа большого количества деталей машин [1]. Она развивается при воздействии пульсирующей нагрузки на поверхность детали. На начальном этапе эксплуатации повреждения в виде питтингов, как правило, не затрагивают глубинные слои материала и накапливаются в поверхностных слоях деталей. Изделиями, отказ которых предопределен контактной выносливостью материала, являются подшипники качения, железнодорожные колеса и рельсы, зубчатые колеса, плунжерные пары, штамповая оснастка и др. Для них важной характеристикой является период эксплуатации, в течение которого сохраняются заданные геометрические параметры прецизионных рабочих поверхностей.

Как известно, механизм зарождения питтинга связан с упругим деформированием поверхностного слоя в области локализации контактной пульсирующей нагрузки и выпучиванием либо растяжением материала в непосредственной окрестности зоны контакта. При этом величина локальной деформации в окрестности зоны контакта обусловлена амплитудой прикладываемой нагрузки и твердостью (жесткостью) материала рассматриваемой детали. В некоторых случаях интенсификация распространения трещин контактной усталости объясняется еще и расклиниванием начальной трещины смазочной жидкостью [1; 2]. В отсутствие смазки основную роль в образовании питтингов играет градиент деформаций в окрестности пятна контакта пульсирующей нагрузки. Величина градиента в таком случае является определяющим фактором, который влияет на предел контактной выносливости материала и зависит от значения контактной нагрузки.

Наибольшие по величине нагрузки возникают на поверхностях штампового инструмента, особенно на операциях холодной объемной штамповки. Присутствие жидкой смазки при проведении холодной высадки и выдавливания способствует распространению микротрещин, формирующих питтинг. Кроме этого сказывается негативное влияние остаточного аустенита, который присутствует в структуре высоколегированных инструментальных сталей после завершения всех операций термической обработки. Динамическое старение аустенита в условиях пульсирующего контактного воздействия на рабочую поверхность штампа сопровождается появлением внутрикристаллических дефектов, которые, скапливаясь в окрестности ледебуритных карбидов полутеплостойких штамповых и быстрорежущих сталей, ускоряют процесс зарождения поверхностных трещин в материале [3].

В большинстве случаев начальный этап развития контактной усталости материала штампов сопровождается незначительными изменениями гравюры инструмента, что не препятствует получению годных изделий. И лишь после достижения определенных искажений формы рабочей поверхности, которые трансформируются в недопустимые изменения соответствующих размеров поковки, эксплуатация инструмента прекращается. Для прогнозирования наработки на отказ штамповой оснастки необходимо знание интенсивности накопления повреждений в материале рабочего слоя инструмента, а также характера структурных изменений, происходящих в непосредственной близости от поверхности, разрушение которой протекает с образованием питтингов.

**Объект и методики исследований.** Объектом исследований являлась быстрорежущая сталь Р6М5, которая достаточно часто используется для изготовления сложнопрофильного тяжело нагруженного инструмента холодной высадки, выдавливания и чеканки [4]. Интенсивность накопления усталостных по-

вреждений в поверхностном слое инструмента при многократном контактном воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [5]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца 1 за счет его взаимодействия с рабочей поверхностью дискового контртела 2 (рис. 1).

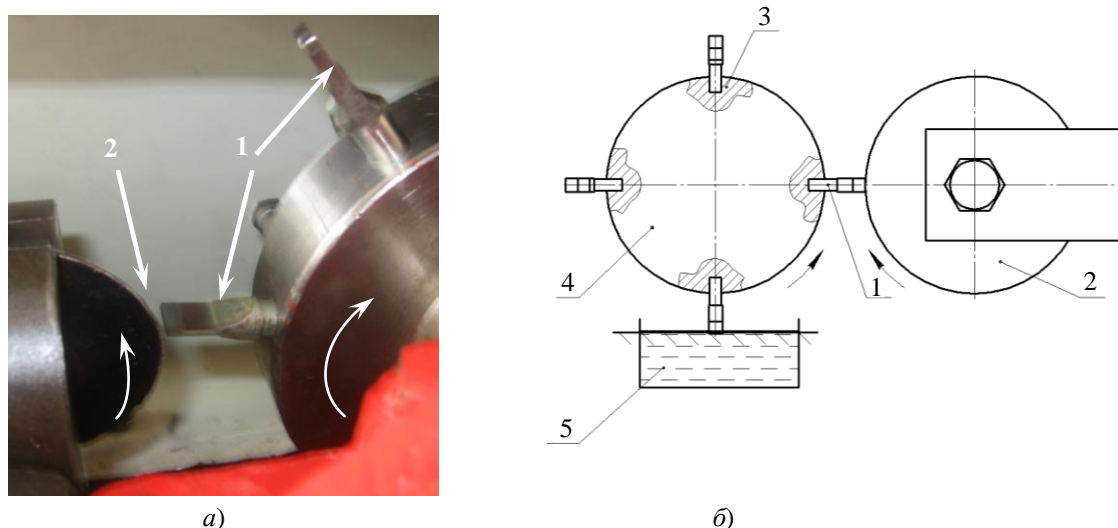


Рис. 1. Взаимодействие образца 1 и дискового контртела 2 в процессе проведения испытания на контактную усталость: 3 – ячейка для закрепления образцов; 4 – план-шайба; 5 – емкость со смазкой

С целью моделирования контактного взаимодействия при трении без проскальзывания контртело в виде диска 2 крепится на шарикоподшипнике в державке штока, а образец с плоской рабочей поверхностью – в ячейке план-шайбы 3, закрепленной на валу редуктора. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплен диск контртела, вызывает его проворачивание, исключая проскальзывание на контактных поверхностях. Для полного воссоздания условий работы штампового инструмента рабочая часть образца окунается в емкость 5 со смазочным материалом, расположенную непосредственно под планшайбой 4, и лишь после этого входит в контакт с диском контртела.

Ширина пластины рабочей части образца превышает толщину рабочей части диска, что позволяет измерять глубину образующейся лунки в процессе испытания образца. Глубина образующейся лунки на торцевой поверхности образца отражает степень усталостного повреждения материала.

На основании результатов испытаний строятся кривые, отражающие зависимость глубины образующейся лунки от числа рабочих циклов при заданной контактной нагрузке. Одновременная установка нескольких образцов в план-шайбу позволяет проводить сравнительную оценку контактной выносливости образцов в зависимости от изменения режимов термической обработки материала или для различных материалов в одинаковых эксплуатационных условиях. Возможность обработки боковых поверхностей плоской рабочей части образца с жестким базированием и применением современного оборудования для подготовки микрошлифов позволяет осуществлять мониторинг накопления усталостных повреждений и изменения структуры по сечению рабочей части образца с применением оптического микроскопа.

Нагрузка на контактную поверхность образца осуществляется за счет изменения жесткости пружины, удерживающей шток, в котором закреплен диск контртела. Подпружиненный шток размещен внутри корпуса с подвижным стаканом. Его перемещение позволяет регулировать жесткость пружины за счет изменения расстояния между опорными поверхностями и создавать необходимое усилие на штоке. Круговое движение образцов в плоскости диска контртела в момент соприкосновения рабочей части образца с контактной поверхностью диска вызывает смещение диска вместе с державкой и подпружиненным штоком. Усилие, необходимое для отеснения диска контртела при продвижении образца, регулируется величиной её предварительного сжатия внутри цилиндра за счет ввинчивания стакана в корпус. Давление на пятне контакта между образцом и поверхностью диска контртела рассчитывается в соответствии с реальной площадью контакта, которая определяется толщиной рабочей поверхности диска контртела (ширина пятна контакта) и толщиной рабочей части образца (высота пятна контакта).

**Результаты исследования и их обсуждение.** Для устранения негативного влияния остаточного аустенита на износ материала экспериментальные образцы подвергали криогенной обработке, проводя её на различных стадиях технологического процесса (таблица).

Режимы термической обработки экспериментальных образцов из стали Р6М5

Номер партии образцов	Температура закали, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость, HRC
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1	1200	200	–	–	непосредственно после закали	63...64
2		560	–	–		64...65
3		560	560	–		64...65
4		560	560	560		64,5...65,5
5	1200	560	200	–	после первого отпуска	65...66
6		560	560	560	после второго отпуска	64,5...65,5

Как видно из таблицы 1, термическая обработка образцов 1...4 партий была направлена на полное устранение остаточного аустенита в структуре металла непосредственно после закали. Таким образом достигалась максимальная степень легирования мартенсита. Отпуск образцов первой партии, проведенный при температуре 200 °С, обеспечивал снижение внутренних напряжений, но не создавал условий выделения вторичных карбидов из мартенситной матрицы. Образцы партий 2...4 были подвергнуты высокому отпуску, который проводился после закали и криогенной обработки. В этом случае при проведении отпуска создавались условия для выделения вторичных карбидных частиц из металлической матрицы – мартенсита. Однако из-за отсутствия в структуре металла остаточного аустенита при дисперсионном твердении можно предположить, что процесс выделения вторичных карбидов носил менее интенсивный характер по сравнению с технологией термической обработки, включающей многократный отпуск при температуре 560 °С, проводимый непосредственно после закали без криогенной обработки.

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 однократного и двукратного отпусков соответственно. Очевидно, что в этом случае фазовый состав карбидных включений отражал традиционно получаемую морфологию стали Р6М5, что в наибольшей степени присуще образцам партии 6. Цель криогенной обработки в двух последних случаях сводилась к устранению остаточного аустенита, доля которого по некоторым данным даже после трех отпусков при температуре 560 °С может достигать до 2 % [7].

На основании результатов испытаний образцов из быстрорежущей стали Р6М5 получено семейство кривых, отражающих поведение материала при воздействии на него контактной нагрузки величиной 1280 МПа (рис. 2).

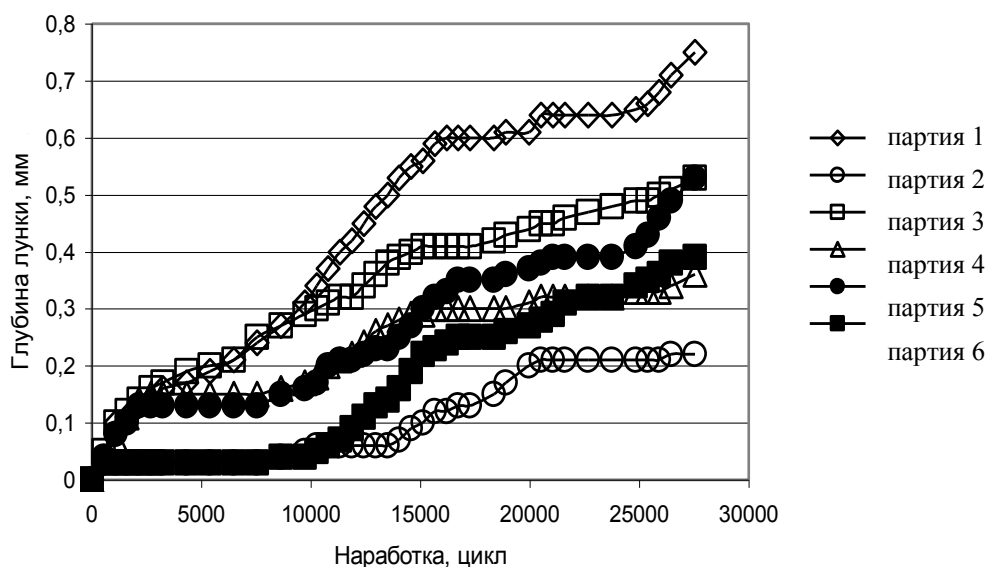


Рис. 2. Кривые, отражающие характер повреждения образцов в процессе контактного нагружения

Как видно из рисунка 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 °С (партия 1). 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 данные контактной выносливости для случаев применения двух, а также трех высокотемпературных отпусков (560 °С) после закалки и криогенной гомогенизации (кривые 3 и 4). Графики 5 и 6 отражают результаты испытаний при термической обработке, в которых один или два высокотемпературных отпуска проводили сразу после закалки с целью выделения наибольшего количества вторичных карбидов.

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 [8] сформирована в образцах второй партии. Образцы 3 и 4 партий обработаны по близким технологическим схемам.

Проведение дополнительных высокотемпературных отпусков приводит к коагуляции карбидной фазы за счет выделения вторичных карбидных частиц из мартенсита и уменьшает его тетрагональность [9]. В итоге снижается твердость, а соответственно, жесткость мартенсита как матричного материала, окружающего карбидные включения. Это в свою очередь вносит расогласования в реакции компонентов композиционного материала на внешнюю нагрузку и, как следствие, создает 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, равную 63...66 HRC, претерпевает наклеп.

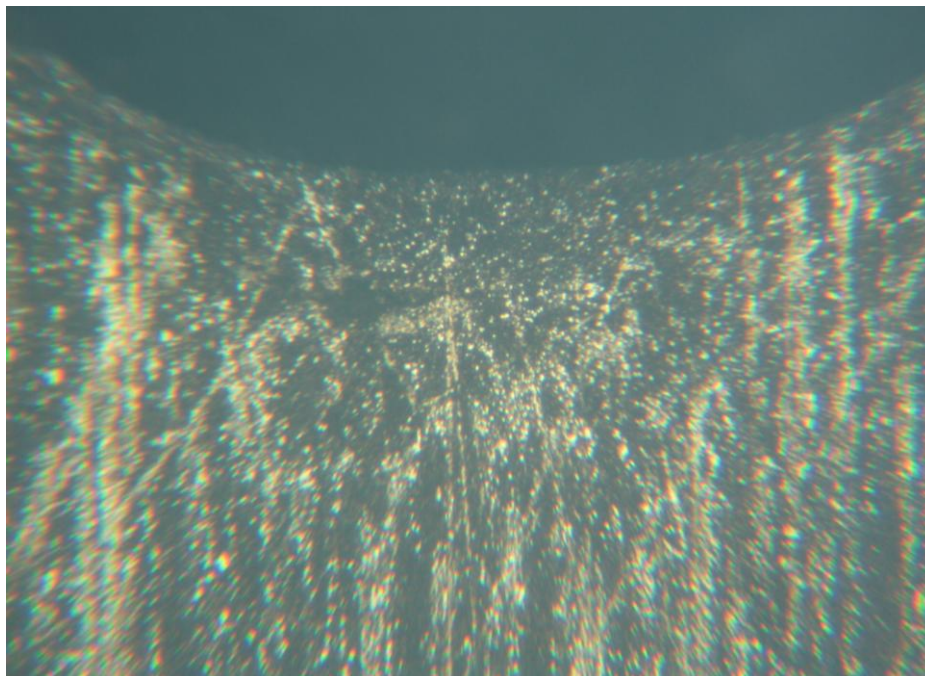


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя стали P6M5, формирующаяся в процессе наклепа в результате контактной усталости ( $\times 100$ )

Как видно из рисунка 3, небольшой объем металла, располагающийся в непосредственной окрестности дна формирующейся лунки (толщиной до 200 мкм), в результате пластической деформации изменяет свою структуру. Строчечность в расположении карбидных частиц, унаследованная от первоначаль-

ной текстуры заготовки, исчезает. Распределение карбидной фазы становится более равномерным. Микротвердость наклепанного слоя всех партий образцов практически не изменяется (рис. 4).

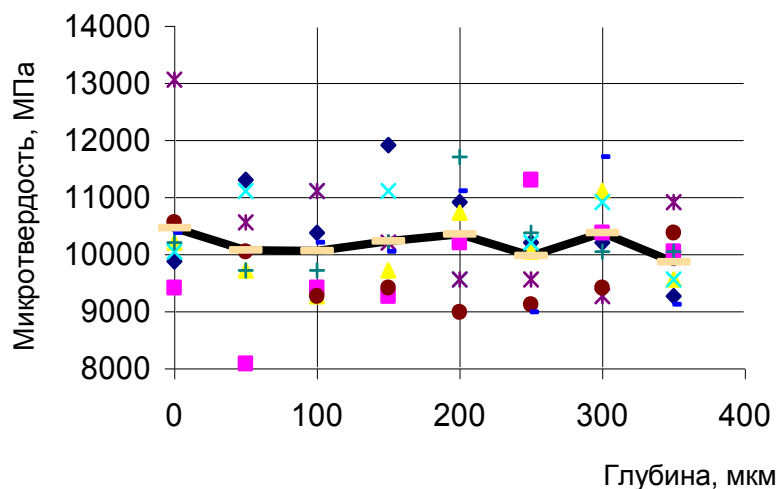


Рис. 4. Распределение микротвердости  $H_{200}$  по сечению поверхностного слоя металла в области дна образовавшейся лунки

На определенной стадии в результате предельного накопления дефектов в области дна лунки возникают подповерхностные трещины, формирующие питтинги (рис. 5).

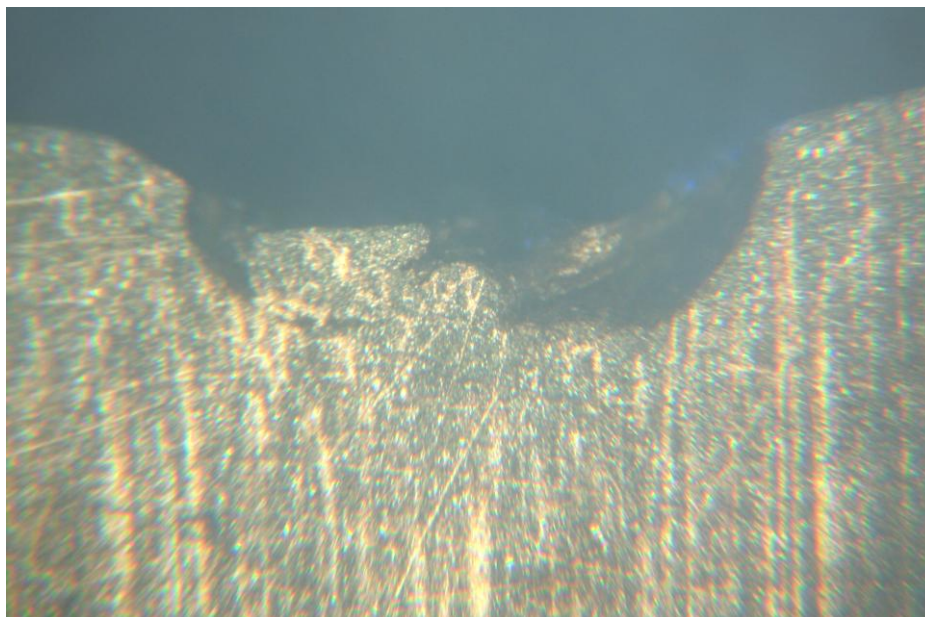


Рис. 5. Образование питтинга в поверхностном слое стали Р6М5, претерпевшем наклеп ( $\times 100$ )

Этот этап на кривых (см. рис. 2) характеризуется увеличением интенсивности изнашивания и формирования питтинга. 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 механизм формирования лунки на кривых отражается в виде ступенчатого изменения регистрируемого значения прироста глубины лунки. При глубине лунки свыше 0,6 мм возникают достаточно глубокие трещины, которые зарождаются в боковой области дна лунки (рис. 6, а). В этот момент глубина лунки начинает приближаться к ширине её дна. Увеличивающаяся протяженность боковых сторон лунки способствует изменению напряженно-деформированного состояния отдельных объемов материала образ-

ца. В этих условиях накопление внутрикристаллических дефектов приводит к образованию трещин, которые распространяются в наиболее удобном с точки зрения взаимодействия структурных компонентов направлении – вдоль карбидных строчек. Достигнув основания рабочей части образца – нижней части лопатки, направление распространения трещины изменяется и она отделяет рабочую часть образца от державки (рис. 6, б).

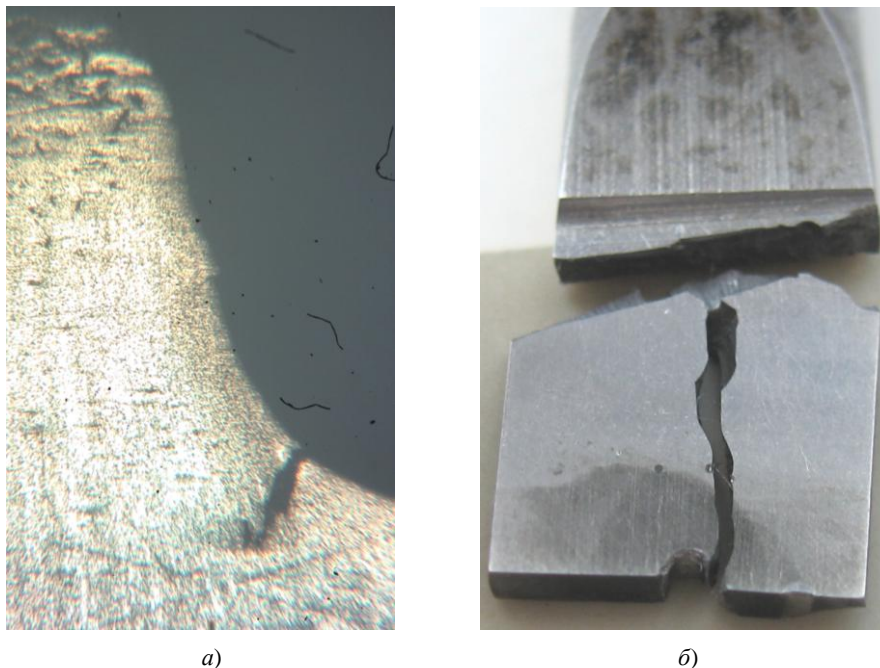


Рис. 6. Трещины (а), возникающие в области дна лунки контактной усталости предельной глубины, и характер разрушения образца (б) в результате их развития

**Заключение.** В результате проведенного исследования 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 на уровне 10 ГПа. Это позволяет сделать вывод о том, что структурные изменения поверхностного слоя, протекающие за счет перераспределения карбидных частиц в металлической матрице – мартенсите, не сопровождаются динамическим старением с дисперсионным твердением. То есть морфология  $\alpha$ -фазы, сформированная предшествующей термической обработкой, имеет оптимальную дефектность кристаллической решетки, что обуславливает её стабильную твердость.

Контактное нагружение поверхностного слоя, сопровождающееся увеличением степени наклепа, обеспечивает генерацию дополнительных внутрикристаллических дефектов в материале металлической матрицы поверхностного слоя. Этот процесс характеризуется 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.

Удаление отделившихся фрагментов из зоны контактного взаимодействия обновляет рабочую поверхность, в результате внутренние слои металла вступают в контакт с контртелом. При этом повторяются структурные изменения, запускающие новый цикл процесса «упрочнение – питтингообразование». На графиках регистрации глубины лунки указанная цикличность характеризуется дискретным увеличением интенсивности отслоения фрагментов металла 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. Технологический режим формирования указанной структуры требует про-

ведения криогенной гомогенизации структуры металлической матрицы сплава с целью полного превращения остаточного аустенита в мартенсит непосредственно после проведения закалки. В случаях когда криогенная модификация осуществляется после одно- или двукратной процедуры дисперсионного твердения сплава, показатели контактной выносливости материала несколько ниже, так как при этом снижается степень легирования  $\alpha$ -фазы. Процесс питтингообразования сопровождается образованием более глубоких подповерхностных трещин, что может объясняться наличием повышенных внутрикристаллических искажений, явившихся следствием выделения вторичных карбидных частиц из металлической матрицы.

Таким образом, наивысшей сопротивляемостью контактной усталости обладает сплав, с высокой степенью завершения структурообразования в процессе термической обработки и мартенситной матрицей, не склонной к динамическому старению, в которой распределены избыточные карбидные частицы, о чем свидетельствует анализ результатов исследований быстрорежущей стали Р6М5.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Богданович, П.Н. Трение и износ в машинах / П.Н. Богданович, В.Я. Прушак. – Минск: Высш. шк., 1999. – 374 с.
2. Виноградов, В.Н. Механическое изнашивание сталей и сплавов / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин. – М.: Недра, 1996. – 364 с.
3. Кенько, В.М. Влияние микроструктуры штамповой холодновысадочной оснастки на её износостойкость / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // Трение и износ. – 2000. – Т. 21. – С. 323 – 328.
4. Кенько, В.М. Комплексный учет факторов, определяющих стойкость холодновысадочной оснастки / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // Кузнечно-штамповочное производство. – 2006. – № 2. – С. 39 – 42.
5. Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ: пат. Респ. Беларусь на полезную модель № 7093 / И.Н. Степанкин, В.М. Кенько, И.А. Панкратов; заявка № u201000717 от 16.08.2010, МПК (2009) G 01N 3/00; заявитель УО «ГГТУ им. П.О. Сухого».
6. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
7. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 543 с.
8. Гуляев, А.П. Теория быстрорежущей стали / А.П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – № 11. – С. 27 – 32.

Поступила 05.01.2012

#### ON THE STUDY OF THE CONTACT ENDURANCE OF STEEL W6Mo5

*I. STEPANKIN, V. KENKO, E. POZDNYAKOV, A. KAMKO*

*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. The metal structure subjected to strain hardness is characterized by equal distribution of carbide phase in matrix. Kinetics of the process of specimen surface contact tearing made of steel W6Mo5 depend on the modes the material heat treatments. The highest ability to resist the development of contact fatigue is shown by specimen, structure of which differs in heavy-alloyed bulky martensite with carbide particles. The uppermost resistance to contact fatigue was determined in alloys with high degree structure formation accomplishment in the course of heat treatment and martensitic matrix, not apt to dynamic ageing, wherein superfluous carbide particles are distributed.*