

УДК 669.141.32:620.192.7

РАЗРУШЕНИЕ НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ

А.М. Апасов, А.А. Апасов*, Э.В. Козлов**

Томский политехнический университет

E-mail: mchmyti@rambler.ru

*Строительная компания, г. Юрга

**Томский государственный архитектурно-строительный университет

E-mail: kozlov@tsuab.ru

Проведено исследование строения стали, подвергнутой нитроцементации и последующей термообработке, с целью выявления причин ее разрушения. Установлен механизм зарождения микротрещин, и определены их траектории развития.

Ключевые слова:

Нитроцементация, сталь, разрушение, микроскоп, образец, зерно, фаза, α -фаза, γ -фаза, низкий отпуск, микротрещина, цементит, перлит, бейнит, мартенсит, дислокация.

Key words:

Carbonitriding, steel, destruction, microscope, sample, grain, phase, alpha phase, gamma phase, low tempering, hear crack, cementite, pearlite, bainite, martensite, location.

Методика исследования стали

Известно, что одним из основных несовершенств металла, подвергнутого цементации и, в особенности, азотированию, являются внутренние остаточные напряжения. При этом в поверхностном слое создаются сжимающие напряжения, в середине – растягивающие. Они могут достигать значительных величин, особенно при сложной и переменной конфигурации деталей, узлов, изделия. Возникающие большие внутренние напряжения являются источниками зарождения, формирования и развития микротрещин, которые в дальнейшем (при определенных условиях) трансформируются в магистральную трещину с образованием свободных поверхностей, приводящих в итоге к разрушению изделия в целом.

Нитроцементация поверхности детали (зубья шестерни) из стали 20Х2Н4А была проведена при температуре 920 °С. При этом толщина нитроцементованного слоя составила 1500 мкм. Термическая обработка после нитроцементации состояла из высокого отпуска при 620 °С (1 час), закалку от 820 °С в масло и низкий отпуск при 180 °С в течение 1 часа.

Структуру и фазовый состав нитроцементованной стали исследовали методами оптической, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа [1].

Металлографические исследования были проведены в поперечном направлении на микрошлифах, приготовленных из образцов стали, вырезанных на электроискровом станке как перпендикулярно нитроцементованной поверхности зуба шестерни, так и параллельно ей. Для определения среднего размера зерен поверхность образцов предварительно механически обрабатывали с последующей электролитической полировкой и химическим травлением. Структуру металла на поверхности микрошлифа изучали в оптическом микроскопе МИМ-10 при увеличениях в 50, 100, 380 крат.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 с автоматическим сканированием пучка рентгеновского излучения в диапазоне углов от 19 до 150° в фильтрованном K_{α} -излучении железа. Запись производилась на диаграммную ленту в автоматическом режиме со скоростью 0,5° в минуту. С целью определения количественных данных по фазовому составу и основным фазовым составляющим на рентгенограммах индифицировались рефлексы. Анализ основных дифракционных максимумов α -, γ -фаз железа с использованием методик экстраполяции по функции $\cos^2\alpha$ позволил рассчитать параметры кристаллической решетки, а также внутренние искажения и напряжения на микроуровне.

Методы *просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ)* были применены для изучения тонкой структуры металла на тонких фольгах с использованием электронных микроскопов ЭМ-125 и ЭМ-125К при ускоряющем напряжении 125 кВ рабочем увеличении микроскопа от 8000 до 25000 крат. В качестве образцов исследовались металлические пластинки толщиной 0,25 мм, вырезанные на электроискровом станке, химически очищенные и электролитическим способом доведенные до толщины 0,17 мкм в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

Качественный и количественный фазовый анализ проводили по снимкам, подтвержденными микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. По фотографиям микроструктур, полученным в оптическом и электронном микроскопах, фиксировали размеры зерен и их распределение, объемные доли α -, γ -фаз и карбидов, а также скалярную и избыточную плотность дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки и моментальные напряжения. Линейные размеры и скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей амплитуду

кривизны-кручения кристаллической решетки, предложенным в работе [2].

Послойное изучение методами ПЭМ металла образца стали 20X2H4A на строго фиксированных расстояниях от его поверхности после ее нитроцементации показало, что данная сталь является многофазным материалом, состоящим из α -, γ -фаз и карбидов $(Cr,Fe)_3C$, а после низкого отпуска еще и дополнительно карбонитридов $(Cr,Fe)_{23}(C,N)_6$, $(Cr,Fe)_2C_{0,61}N_{0,39}$ (таблица).

Таблица. Тип, пространственная группа и параметры кристаллических решеток фаз

Фаза	Решетка				
	тип	группа	параметр*, нм		
			a	b	c
α	ОЦК	Im3m	$a = a_0 + 0,01095\Delta C_{(C+N)}$, $a_0 = 0,28664$		
γ	ГЦК	Fm3m	$a = a_0 + 0,0072\Delta C_N$, $a = a_0 + 0,0070\Delta C_C$, $a_0 = 0,3573$		
$(Cr,Fe)_3C$	Орторомбическая	Pnma	0,5080	0,6774	0,4520
$M_{23}(C,N)_6$	Кубическая	Fm3m	1,0585	1,0585	1,0585
$M_2C_{0,61}N_{0,39}$	Орторомбическая	Pbcp	0,4878	0,5604	0,4440
$M_{6,2}C_{3,5}N_{0,3}$	Орторомбическая	Ama2	0,6956	0,9260	0,2844

* ΔC_C , ΔC_N , и $\Delta C_{(C+N)}$ – концентрации в фазах углерода, азота и совместно углерода с азотом, % (ат.).

Матрицей стали 20X2H4A является α -фаза различной степени легированности, которая представляет собой твердый раствор атомов внедрения (углерода и азота) и замещения (хрома и никеля) на основе α -Fe в объемноцентрированной кубической (ОЦК) решетке [3]. Кроме того, присутствует γ -фаза твердого раствора атомов замещения и внедрения в гранецентрированной кубической (ГЦК) решетке [3], а также цементит, имеющий орторомбическую решетку, параметры которой приведены в таблице.

Цементит может растворять до 50 % хрома, поэтому химическую формулу данного соединения можно представить в виде $(Cr,Fe)_3C$ или M_3C [4]. В небольших количествах присутствуют сложные карбонитриды $M_{23}(C,N)_6$ и $M_2(C,N)$. Кристаллическая решетка фазы $M_{23}(C,N)_6$ сложная (ее параметры указаны в таблице, а структура подробно описана в работе [3]). Элементарная ячейка содержит более 100 атомов, занимающих различные неэквивалентные позиции. Кристаллическая решетка карбонитрида $M_2(C,N)$ имеет орторомбическую симметрию [3]. Он присутствует в двух модификациях: $(Cr,Fe)_2C_{0,61}N_{0,39}$ и $(Cr,Fe)_{6,2}C_{3,5}N_{0,3}$.

В карбонитридах $M_{23}(C,N)_6$ и $M_2(C,N)$ растворимость углерода и азота значительна. В результате исследований, проведенных методами РСА и просвечивающей электронной микроскопии с применением темнопольной методики, установлено, что фазовый состав и объемная доля фаз в образцах до и после низкого отпуска меняется в зависимости от

расстояния до поверхности зуба шестерни, после низкого отпуска имеет место пятифазная метастабильная конфигурация. При этом других фаз не обнаружено. Применение термина «метастабильность» обусловлено тем, что исследование было проведено при температуре 20 °С, а выявленные фазы и их число отвечают смеси фаз, соответствующих температурному интервалу 500...700 °С.

Результаты фазового анализа образца стали после низкого отпуска представлены на рис. 1 [1], из которого следует, что основой слоя, обогащенного углеродом и азотом, является α -твердый раствор с объемной долей в поверхностном слое, равной 0,86. В поверхностном слое объемная доля: γ -фазы $\delta = 0,06$, карбидной фазы (цементит) $\delta = 0,05$, карбонитрида $M_{23}(C,N)_6$ $\delta = 0,02$.

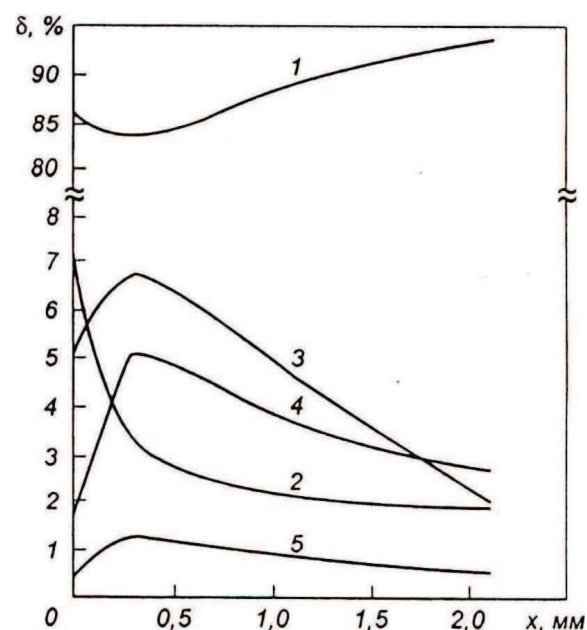


Рис. 1. Распределение по глубине нитроцементованного слоя после низкого отпуска фаз: 1 – α ; 2 – γ ; 3 – цементита; 4 и 5 – карбонитридов $M_{23}(C,N)_6$ и $M_2(C,N)$

В интервале глубин 100...1500 мкм от поверхности второй (по количеству) фазой является цементит, практически не содержащий азота, но включающий в себя наряду с железом значительную долю хрома [5]. Далее следует объемная доля карбонитрида $M_{23}(C,N)_6$, составляющая ~ 0,02 на глубине около 2000 мкм от поверхности. Объемная доля карбонитрида $M_2(C,N)$ практически не зависит от глубины залегания и равна ~ 0,01. Из рис. 1 следует, что градиентная структура приповерхностного слоя нитроцементованной стали 20X2H4A формируется на количественном уровне.

Кроме того, измерены длина микротрещины и зоны впереди нее; скалярная и избыточная плотность дислокаций; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки; поля напряжений в различных участках материала с имеющимися микротрещинами и без них. Измерения проведены согласно методикам, указанным в [1, 2, 6].

Результаты исследования

Фазовый состав

Установлено, что в различных слоях металла присутствуют α -фаза, γ -фаза, карбид железа Fe_3C и карбонитриды $M_{23}(C,N)_6$ и $M_2(C,N)$ [7].

α -фаза представляет собой ОЦК твердый раствор атомов внедрения (углерода и азота) и замещения (хрома и никеля) на основе Fe_α . Она всегда составляет основную часть металла. α -фаза в качестве одной из структурных компонент присутствует в виде отпущенного мартенсита – пакетного (речного), пластинчатого и высокотемпературного.

γ -фаза (остаточный аустенит) – ГЦК твердый раствор атомов замещения (хрома и никеля) и внедрения (углерода и азота) в железе. γ -фаза имеет вид тонких длинных прослоек и располагается по границам мартенситных кристаллов, а также внутри их.

Фаза Fe_3C (цементит) присутствует во всех слоях металла. Крупные частицы цементита имеют сложную форму и располагаются группами или отдельными частицами по границам зерен, или образуют колонии по типу перлитных. Они всегда имеют продолговатую форму. Мелкие частицы цементита вытянуты в виде стержней, находятся только внутри кристаллов α -фазы и не связаны с дислокационной структурой. Причем в бейните частицы цементита крупнее, чем в отпущенном мартенсите.

Частицы карбонитрида $M_{23}(C,N)_6$ и $M_2(C,N)$ также присутствуют во всех слоях металла. Фаза $M_{23}(C,N)_6$ имеет сложную ГЦК решетку, $M_2(C,N)$ – простую орторомбическую. Состав обоих карбонитридов комплексный как по Fe и Cr, так по C и N.

Крупные частицы ($\delta \geq 1$ мкм) карбонитрида $M_{23}(C,N)_6$ располагаются как внутри, так и по границам зерен. Мелкие частицы ($\delta \leq 200$ нм) сегрегируются на дислокациях в кристаллах α -фазы и γ -фазы. Все частицы имеют округлую форму.

Частицы $M_2(C,N)$ ($\delta \sim 10$ нм) также округлы и располагаются на дислокациях в α -фазе и на межфазных границах « $M_{23}(C,N)_6$ – α -фаза».

Структура зоны пластической деформации перед фронтом растущей микротрещины

В упрочненном поверхностном слое микротрещин не выявлено. Однако по мере удаления от нитроцементованной поверхности вероятность обнаружения микротрещин растет.

Первоначально источниками зарождения микротрещин служат крупные частицы $M_{23}(C,N)_6$ сферической формы. В процессе роста частиц увеличивается и концентрация напряжений по поверхности раздела «частица–матрица металла». При достижении критических значений происходит релаксация напряжений с последующим разрывом межатомных связей по границе раздела «частица–матрица металла», формированием микропустот и микропор, слияние которых согласно теории Мак-Клинтока приводит к зарождению микротрещины.

В глубине металла встречаются микротрещины несколько иного типа. Изначально они формируются по границам зерен. Однако в дальнейшем при своем развитии они начинают перерезать кристаллы мартенсита (бейнита), создавая перед фронтом своего движения значительную зону пластической деформации.

На электронно-микроскопических изображениях эта зона представлена экстинкционными контурами кривизны-кручения в виде «факела» перед фронтом микротрещины. Экстинкционные контура свидетельствуют о возникновении значительных внутренних напряжений. Протяженность микротрещин и их «острота» возрастают по мере удаления от нитроцементованного слоя вглубь металла (рис. 2).

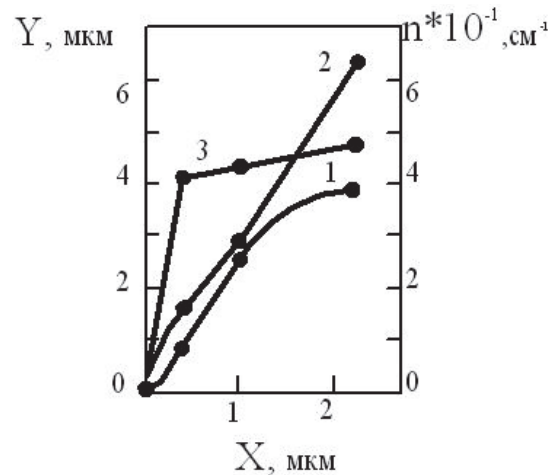


Рис. 2. Изменение средней длины микротрещины (1), размеров упруго деформированной зоны впереди нее (2) и плотности микротрещин (3) в зависимости от расстояния до поверхности металла

Размер зоны пластической деформации пропорционален размеру «факела» экстинкционных контуров, а «заостренность» микротрещины – плотности этих контуров в «факеле». Данные параметры также увеличиваются при удалении от нитроцементованной поверхности (рис. 2). Структура зоны пластической деформации перед фронтом растущей микротрещины характеризуется высокой плотностью дислокаций и значительной концентрацией полей внутренних напряжений (рис. 3). Поэтому структура металла в зоне пластической деформации значительно отличается от строения вдали от микротрещины.

Следует отметить, что до момента начала роста микротрещин средняя скалярная плотность дислокаций составила $\rho = (2-5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Известно, что микротрещина, как концентратор напряжений, в процессе своего роста формирует перед собой пластическую зону, в которой сконцентрированы дислокации с определенной величиной плотности (рис. 4, а). В окрестностях этой зоны металл находится в упруго-напряженном, но в недеформированном состоянии. Тем не менее, поле напряжений микротрещины проектируется на этот металл. Вдали от трещины металл находится в ненапряженном состоянии [7].

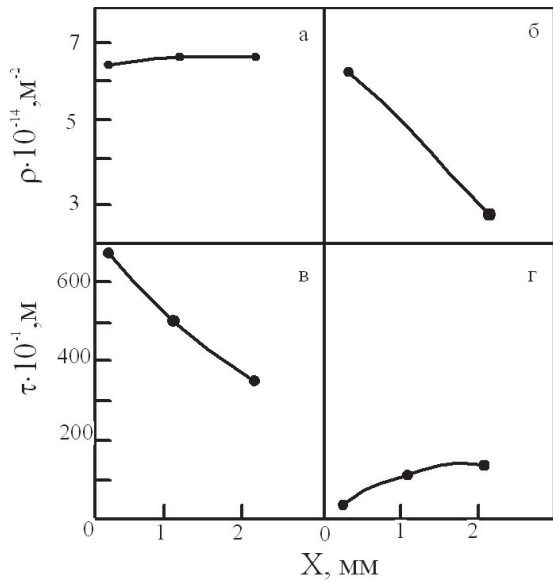


Рис. 3. Зависимость средних значений скалярной плотности дислокаций (а, б) и амплитуды внутренних напряжений (в, г) в голове микротрещин (а, в) и в зоне впереди них (б, г) от расстояния до поверхности металла

В исследуемой стали 20Х2Н4А строение микротрещин принципиально иное (рис. 4, б). Это объясняется тем, что металл находится в предварительно деформированном состоянии и содержит высокую плотность дислокаций. Кроме того, концентрация напряжений в голове трещины является причиной формирования высокого уровня упругих полей напряжений и повышенной скалярной плотности дислокаций, причем упругая деформация металла значительно превосходит пластическую.

Выводы

1. Изучена структура нитроцементованного слоя зуба шестерни после низкого отпуска на глубину от поверхности более 2,5 мм. Установлено, что при увеличениях в 50 крат и выше в слое сформировалась градиентная структура. Это подтверждается как качественной картиной структуры стали, так и ее количественными характеристиками. При этом изменяются доля и размеры выделений в металле.

2. В бездефектной части металла вклад упругой и пластической составляющих деформации соизмерим. В частности, в данном случае средняя длина микротрещины по мере удаления от нитроцементованной поверхности зуба шестерни изменяется в пределах от 1,0 до 4,0 мкм (рис. 2, кривая 1). Длина зоны упругой деформации перед фронтом растущей микротрещины находится в интервале от 1,0 до 7,0 мкм (рис. 2, кривая 2). При этом плотность дислокаций в данной зоне может превосходить среднюю плотность дислокаций в 1,5–2 раза (рис. 3).
3. Кроме того, величина напряжений перед фронтом микротрещины такова, что они могут выступить в качестве источников зарождения новых микротрещин – эмиссаров, приводящих к разрушению металла. Это становится возможным, потому что для исследуемой стали 20Х2Н4А $\sigma_{0,2}=850...1100$ МПа, а $\sigma_s=1050...1300$ МПа [3].
4. Исходя из условия неоднородности полей напряжения по объему металла следует, что только максимальные (пиковые) напряжения будут служить источниками зарождения, формирования и развития новых микротрещин. Поэтому только упрочнение металла перед фронтом распространения микротрещины может предотвратить его разрушение. С другой стороны, при таком уровне полей напряжений можно с очень высокой вероятностью ожидать разрушение металла сразу же за нитроцементованным слоем.

Авторы выражают глубокую благодарность профессору, д-ру физ.-мат. наук Н.А. Коневой, а также Н.А. Поповой и Л.Н. Игнатенко за анализ и обсуждение данных эксперимента.

В работе использованы материалы, полученные при выполнении хозяйственного договора № 4-Д/22 по теме «Исследование цементированных и азотированных деталей изделий К-500 СПЦ 271.38 Л.00.000СВ из сталей 20Х2Н4А, 38ХНЗМА, 18ХГТ с различным содержанием вредных примесей (S, P, неметаллических включений) с целью установления причин трещинообразования на различных этапах технологического процесса изготовления на базе ПО «Юргинский машиностроительный завод» (руководитель темы в рамках хозяйственного договора А.М. Апасов).

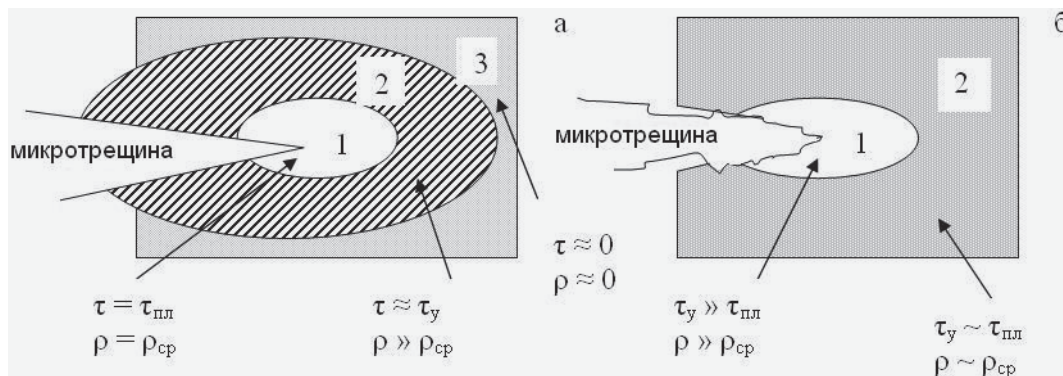


Рис. 4. Схематическое изображение микротрещины в предварительно деформированном состоянии

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Козлов Э.В., Попова Н.А., Малиновская В.А., Апасов А.М. Фазовый состав и градиентная структура нитроцементованной стали 20X2H4ФА после низкого отпуска // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2005. – № 8 – С. 26–29.
2. Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Фазовые переходы в подсистеме дефектов деформируемых материалов // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. – Томск: Изд-во ТГУ, 1990. – С. 94–101.
3. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1997. – 236 с.
4. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
5. Блантер М.Е. Теория термической обработки. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.
6. Физика прочности гетерогенных материалов / Э.В. Козлов, Д.В. Лычагин, Н.А. Попова и др. – Л.: ФТИ, 1988. – С. 3–13.
7. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Апасов А.А., Апасов А.М., Конева Н.А. Структура трещины в нитроцементованной стали // Современные проблемы прочности: Научные труды V Междунар. семинара имени В.А. Лихачева. – Старая Русса, 17–21 сентября 2001. – Т. 1. – С. 76–81.

Поступила 27.03.2013 г.

УДК 621.791.92

ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ Р6М5 В ТРИБОКОНТАКТЕ СО СТАЛЬЮ ШХ15 В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ И НАГРУЗОК

С.Ф. Гнусов, А.А. Игнатов, В.Г. Дураков

Томский политехнический университет
E-mail: gnusov@rambler.ru

Приведены результаты исследования структуры поверхностей трения и триботехнических характеристик композиционных покрытий на основе стали Р6М5 после трения по стальному диску в диапазонах скоростей скольжения от 1,2 до 3,6 м/с и нагрузок от 20 до 100 Н. В паре трения сталь Р6М5–сталь ШХ15 установлено две области катастрофического изнашивания и две области установившегося износа. Для пары трения «сталь Р6М5+20 вес. % WС»–сталь ШХ15 установлено значительное снижение интенсивности изнашивания композиционного покрытия (2–3 раза) по сравнению с покрытием на основе стали Р6М5. Интенсивность изнашивания композиционного покрытия линейно растет с нагрузкой, что связано с развитием окислительного изнашивания.

Ключевые слова:

Быстрорежущая сталь, композиционное покрытие, трение скольжения, износ, микроструктура.

Key words:

High speed steel, composition coating, sliding friction, wear, microstructure.

Введение

Условия работы в экстремальных режимах трения предъявляют особые требования к триботехническим свойствам современных конструкционных материалов. В таких режимах работают тяжело нагруженные пары трения при высоких линейных скоростях и высоких приложенных давлениях. Обычно эти процессы могут сопровождаться вынужденным дефицитом смазывающих веществ. В данных условиях степень окисления имеет большое значение в поведении трения и износа: оксидный слой должен быть однородный, тонкий и иметь хорошую адгезию, чтобы быть эффективным против износа. Перспективным материалом для использования в тяжело нагруженных узлах трения является быстрорежущая сталь [1]. Согласно [2–4] это обусловлено большей способностью карбидов и матрицы к окислению. Снижение коэффициента трения в основном связано с образованием оксидного слоя. Температуру начала образования оксидных слоев авторы не изучали. Более того, как отмечается в работе [4], за счет низкой

микротвердости матрицы по сравнению с эвтектическими карбидами, находящимися по границам зерен, происходит преимущественный ее износ, что приводит к преждевременному выкрашиванию упрочняющей фазы. В работах [5, 6] показано, что при формировании покрытий из стали Р6М5 и композиционного материала на ее основе «сталь Р6М5+20 вес. % WС» с применением метода электронно-лучевой наплавки в вакууме удается сформировать равномерное мультимодальное распределение упрочняющих фаз в аустенитно-мартенситной матрице. Данное распределение, наряду со структурно-неустойчивой связующей фазой, обеспечивает значительное повышение абразивной износостойкости данным покрытиям.

Целью настоящих исследований явилось изучение процессов изнашивания и изменения структурно-фазового состояния композиционных покрытий на основе стали Р6М5 в паре со стальным контртелом в интервале скоростей скольжения 1,2...3,6 м/с, нагрузок 20...100 Н и температур до 200 °С.