

## **ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ Р6М5 НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ ПУЛЬСИРУЮЩИХ КОНТАКТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ**

<sup>1</sup>Ф.И. Пантелеенко, <sup>2</sup>И.Н. Степанкин, <sup>2</sup>Е.П. Поздняков, <sup>3</sup>Д.В. Куис

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет  
г.Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г.Гомель, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Белорусский государственный технологический университет  
г.Минск, Республика Беларусь

*Рассмотрены механизмы разрушения поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 в условиях действия пульсирующих контактных напряжений различной амплитуды. Проведен сравнительный анализ влияния науглероживания, низкотемпературной нитроцементации и азотирования, а также модернизированной технологии закалки на стойкость поверхностного слоя металла к изнашиванию. Испытанные технологии могут быть использованы в качестве рекомендаций при разработке технологии термохимической обработки инструмента для холодной объемной штамповки.*

**Ключевые слова:** Диффузионное упрочнение, быстрорежущая сталь Р6М5, изнашивание при действии пульсирующих контактных напряжений

## **INFLUENCE OF STRUCTURE OF STEEL HSS6-5-2 ON EFFICIENCY SURFACE HARDENING IN ORDER TO INCREASE WEAR RESISTANCE UNDER CONDITIONS OF ACTION OF PULSING CONTACT STRESS**

<sup>1</sup>F.I. Panteleyenko, <sup>2</sup>I.N. Stepankin, <sup>2</sup>E.P. Pozdnyakov, <sup>3</sup>D.V. Kuis

<sup>1</sup>Belarusian National Technical University,  
Minsk, Republic of Belarus

<sup>2</sup>Sukhoi State Technical University of Gomel,  
Gomel, Republic of Belarus

<sup>3</sup>Belarusian State Technological University,  
Minsk, Republic of Belarus

*The mechanisms of destruction of the surface layer of HSS 6–5-2 high-speed steel under the action of pulsating contact stresses of various amplitudes are considered. A comparative*

*analysis of the effects of carburization, low-temperature nitro-cementation and nitriding, as well as the modernized quenching technology on the wear resistance of the surface metal layer, is carried out. The tested technologies can be used as recommendations in developing the technology of thermochemical processing of tools for cold forming.*

**Keywords:** Diffusion hardening, high-speed steel HSS6–5-2, wear under the action of pulsating contact stresses

**E-mail:** igor-stepankin@mail.ru

### **Введение**

На механизм изнашивания под действием пульсирующих контактных напряжений существенное влияние оказывает фазовый состав материала. Структурные составляющие композиционных материалов, в том числе металлических, усиливают роль касательных напряжений и снижают стойкость сплава к контактной усталости [1]. Очевидно, что в высоколегированных сталях ледебуритного класса процессы зарождения и распространения трещин контактной усталости во многом определяются взаимодействием карбидных включений с металлической матрицей, их химическим составом, количеством и формой, соотношением между механическими свойствами включения и матрицы [2–6]. Материал матрицы ледебуритных инструментальных сталей отличается высокой твердостью и при действии растягивающих нагрузок разрушается хрупким сколом [7]. Незначительная пластичность, возникающая у острия трещины, как правило, охватывает небольшую зону дислокационного упрочнения, в которой зарождается вторичная трещина [8–14]. Структурные превращения при зарождении этой трещины незначительны и сосредоточены в объеме металла, не превышающем размеры зерна стали [15]. Распространение трещины по усталостному механизму или в результате хрупкого скола, как правило, не изменяет формы включений и не вызывает их перераспределения [16, 17]. В очаге приложения контактной нагрузки в силу возникновения всестороннего неравномерного сжатия изменяются граничные условия, определяющие механику взаимодействия между включением и матрицей. В такой ситуации создаются условия для глубокой трансформации структуры, которая будет определяться не столько свойствами карбидных частиц, сколько структурой и свойствами материала матрицы.

Технологии упрочнения быстрорежущих сталей, основанные на оптимизации структуры поверхностного слоя, часто реализуются путем изменения химического состава металла химико-термической обработкой [18–21]. Формирование модифицированных слоев направлено на повышение эксплуатационных характеристик режущего инструмента, а также некоторых видов штамповой оснастки. Отказ последней часто происходит по причине интенсификации процессов контактного изнашивания, проявляющихся при взаимодействии поверхностей заготовки и инструмента без взаимного проскальзывания. Такие условия работы характерны для чеканочных и высадочных штампов. Холодная деформация заготовки увеличивает контактную нагрузку. По этой причине наиболее ответственные штампы для холодной объемной штамповки изготавливают из быстрорежущих сталей. Сравнение различных способов упрочнения диффузионным насыщением, основанное на результатах испытаний на контактное изнашивание, позволяет выявить преимущества конкретной упрочняющей технологии применительно к условиям работы штампового инструмента, а также к условиям производства на различных машиностроительных предприятиях.

### **Объекты и методики исследований**

Объектом исследования являлась быстрорежущая сталь Р6М5. Для изменения её износостойкости в условиях контактного изнашивания поверхностный слой экспе-

риментальных образцов модифицировали посредством диффузионного насыщения (цементация и нитроцементация), а также лазерной обработкой. Для сравнения испытывали образцы без упрочненного слоя, которые подвергали традиционной термической обработке – закалке с температуры 1220 °С и трехкратному отпуску при 560 °С.

Нитроцементацию проводили в среде продуктов диссоциации триэтанолamina при температуре 550 °С в течение 8 часов в качестве финишной обработки. Предварительная термообработка образцов была проведена по традиционным режимам с достижением твердости 62–63HRC.

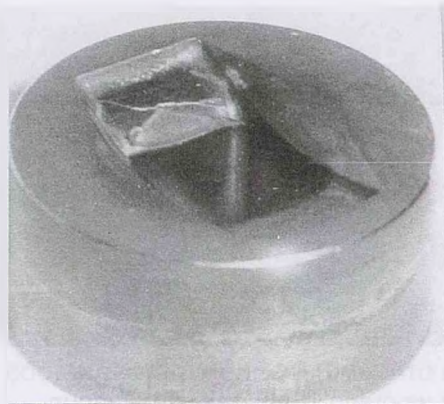
Цементацию осуществляли в среде природного газа (метана) в течение 8 часов. Догрев образцов под закалку проводили в соляных ваннах с выдержкой 15 секунд на один миллиметр толщины в минимальном сечении. Изотермическую закалку выполняли в соляных ваннах при температуре 600 °С до выравнивания температуры по всему сечению. После этого производили охлаждение принудительным обдувом воздухом из промышленной магистрали под давлением 5 атм. Завершали закалку охлаждением в жидком азоте. Отпуск проводили при температуре 560 °С не позднее 0,5 часа после закалки. Влияние температуры закалки науглероженных образцов на структурные превращения и свойства стали исследовали в диапазоне температур 1000–1200 °С.

Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на оптическом микроскопе METAM PB22. Твердость обработанных поверхностей измеряли на прессе Роквелла, а микротвердость – на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2Н.

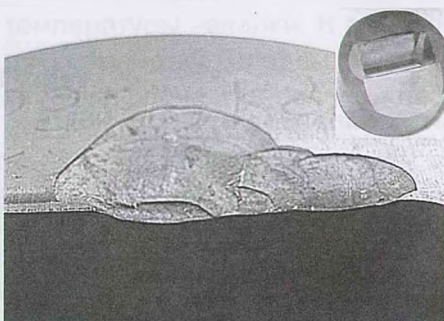
Испытание на контактное изнашивание проводили на оригинальной установке [22], которая обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счет его прокатывания без проскальзывания по рабочей поверхности дискового контртела. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплен диск контртела, вызывает его проворачивание. Ширина дискового контртела и толщина рабочей части образца позволяют точно рассчитать площадь контактной поверхности, а схема нагружения реализует пульсирующее контактное нагружение по полоске. Подобный подход применяется при исследовании изнашивания материалов, как в условиях качения, так и скольжения в зоне контакта [23].

### **Результаты исследований и их обсуждение**

Отказ инструмента для холодной высадки и чеканки зачастую происходит из-за отслоений материала с гравюры штампа (рис. 1). Это связано с тем, что максимальные по величине эквивалентные и касательные напряжения возникают на некотором расстоянии под контактной поверхностью [1], которое зависит от величины контактного напряжения и возрастает с его увеличением [24]. Причиной зарождения трещин контактной усталости является микропластическая деформация в области концентрации максимальных касательных напряжений. Существенное влияние оказывает также значение коэффициента трения между контактирующими поверхностями. При его величине более чем 0,2 максимальные касательные напряжения независимо от уровня контактного напряжения будут возникать на поверхности детали, в противном случае – в подслое [23]. Разрушение холодновысадочных матриц и пуансонов происходит в результате действия высоких по величине контактных напряжений при минимальном коэффициенте трения между заготовкой и инструментом. Последнее обстоятельство



а



б

Рис. 1. Характер разрушения рабочей поверхности матриц (а) и обсечных пуансонов (б) для холодной высадки крупногабаритных крепежных изделий – головок болтов железнодорожного крепежа при действии на них высоких контактных напряжений

ство является закономерным результатом применения технологической смазки. Таким образом, увеличение стойкости инструмента для холодной высадки и чеканки может быть обеспечено за счет снижения вероятности микропластических деформаций в области возникновения максимальных по величине эквивалентных и касательных напряжений, т.е. на глубине 0,2–0,3 мм под контактной поверхностью [1, 25]. Это позволит продлить период работы поверхностного слоя до зарождения в нем трещин контактной усталости.

Изготовление тяжело нагруженного инструмента для холодной объемной штамповки из быстрорежущих сталей обусловлено удовлетворительной ударной вязкостью и прочностью, а также высокой твердостью этих сплавов [25–27]. Последнее свойство используется для количественной оценки величины предела контактной выносливости. В результате расчета по зависимости (1), рекомендуемой ГОСТ 21354–87:

$$\sigma_{Hlim} = 23 \text{ HRC}, \quad (1)$$

для диапазона твердости 63–66 HRC (табл. 1), предел контактной выносливости стали Р6М5 составляет 1449–1518 МПа. Указанные значения оказываются выше экспериментально определенной величины – 1280 МПа, при которой наблюдались характерные признаки контактного изнашивания поверхностного слоя материала [28]. Они проявлялись в приработке поверхностного слоя испытуемого образца, накоплении внутренних структурных изменений и интенсивном разрушении поверхностного слоя материала за счет зарождения и распространения трещин контактной усталости (рис. 2). Кривые, отражающие увеличение лунки износа на экспериментальных образцах, имеют характерный ступенчатый вид (рис. 3). Прирост глубины лунки износа происходит дискретно в результате формирования питтинга трещинами, охватывающими очаг структурных изменений. Как видно из рис. 2, в процессе многократного пульсирующего воздействия контактного напряжения текстурный рисунок сплава, образованный карбидными строчками, изменяется, отражая наклеп металла.

Наибольшей стойкостью к контактному изнашиванию отличались образцы второй партии (табл. 1), которые после закалки подвергались обработке холодом и однократному отпуску при температуре 560 °С. Применение криогенной обработки непосредственно после закалки направлено на максимально полное превращение аустенита в мартенсит [29, 30]. Это позволило получить однородную твердость сплава по всему сечению без очагов остаточного аустенита. Различия в интенсивности изнашивания испытанных партий образцов позволяют считать режим обработки образцов второй партии наиболее приемлемым для упрочнения холодновысадочного инструмента.

Наибольшей стойкостью к контактному изнашиванию отличались образцы второй партии (табл. 1), которые после закалки подвергались обработке холодом и однократному отпуску при температуре 560 °С. Применение криогенной обработки непосредственно после закалки направлено на максимально полное превращение аустенита в мартенсит [29, 30]. Это позволило получить однородную твердость сплава по всему сечению без очагов остаточного аустенита. Различия в интенсивности изнашивания испытанных партий образцов позволяют считать режим обработки образцов второй партии наиболее приемлемым для упрочнения холодновысадочного инструмента.

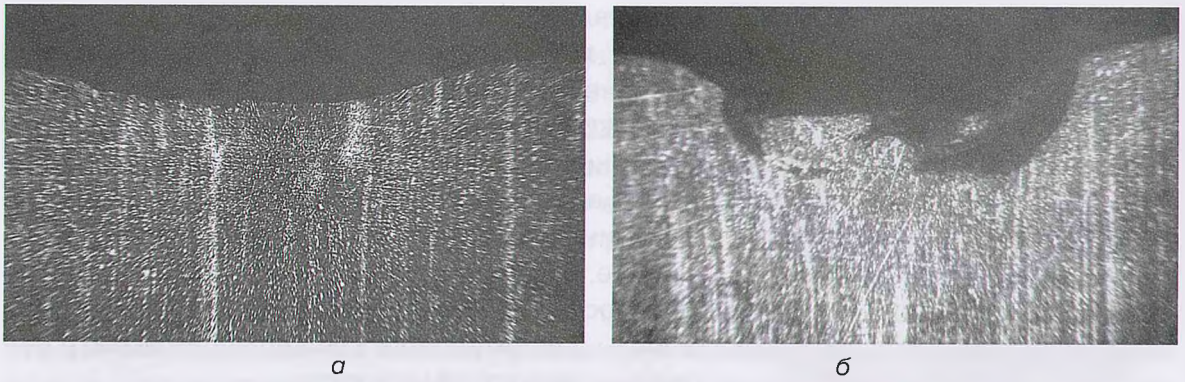


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя образцов из стали Р6М5 без упрочнения поверхности (партия 2) после нагружения контактным напряжением 1280 МПа ( $\times 60$ ): а – 14580, б – 18900 циклов

Табл. 1

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

Партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость HRC
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1	1200	200	–	–	непосредственно после закалки	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

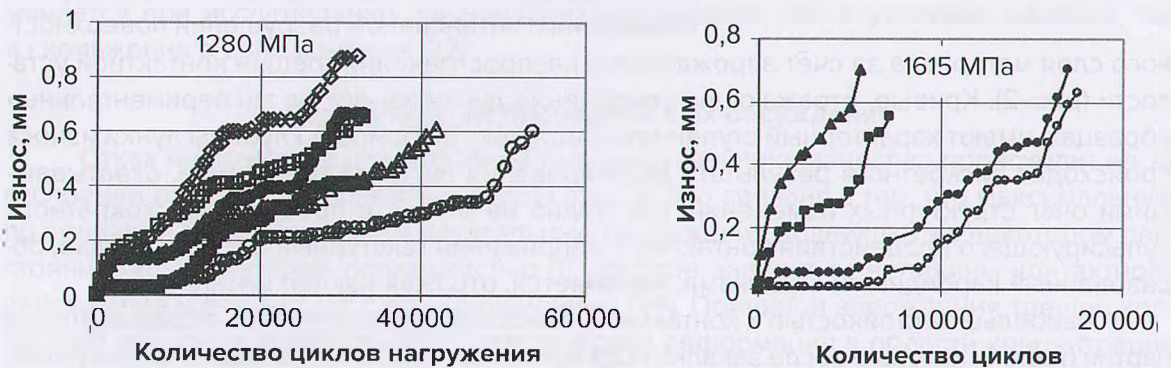


Рис. 3. Кривая износа образцов из стали Р6М5: без упрочнения поверхностного слоя:  $\diamond$ –партия 1;  $\circ$ –партия 2;  $\square$ –партия 3;  $\Delta$ –партия 4;  $\bullet$ –партия 5;  $\blacksquare$ –партия 6 (табл. 1).

Испытания проведены при действии указанных амплитуд контактных напряжений

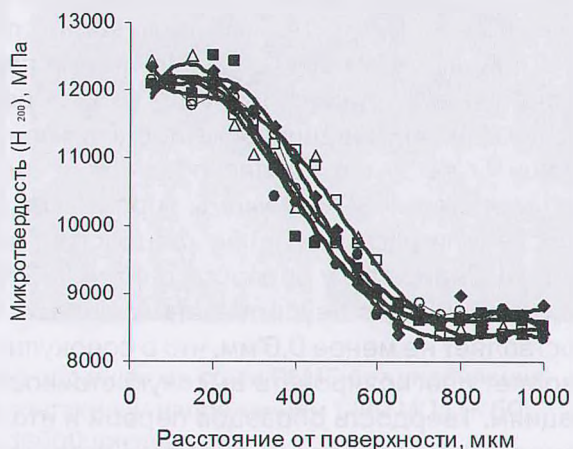
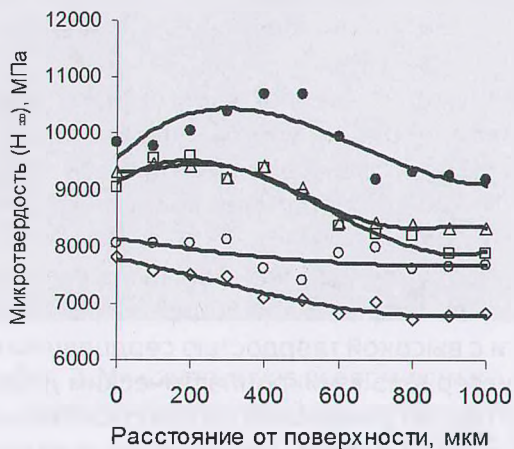
Предел контактной выносливости зависит от твердости поверхностного слоя, внутри которого могут развиваться микропластические деформации. Создание упрочненных слоев, толщина которых будет заведомо большей, чем глубина, на которой

возникают максимальные по величине касательные напряжения, обеспечит повышение предела контактной выносливости сплава. Так как максимальные по величине касательные напряжения возникают на глубине 0,3–0,5 мм от поверхности [24], а их уровень может достигать около 30 % от величины приложенного контактного напряжения [23], применение цементации по критериям твердости упрочненного слоя и его толщины является вполне обоснованным способом повышения контактной выносливости стали Р6М5. Режимы упрочнения, включающие обработку холодом (табл. 2), обеспечили распределение твердости в поверхностном слое от 7800 до 10 500 МПа (рис. 4). Видно, что у образцов партий 3–5 твердость сердцевины близка к значениям, характерным для неупрочненного сплава. Общая толщина модифицированного слоя составляет не менее 0,6 мм, что в совокупности с высокой твердостью сердцевины позволяет прогнозировать высокую стойкость материала к микропластическим деформациям. Твердость образцов первой и второй партий уменьшена за счет пониженной температуры закалки. В образцах четвертой и пятой партий, несмотря на проведенную обработку холодом, обнаружено присутствие остаточного аустенита (рис. 5). Прогнозный расчет предела контактной выносливости для образцов 3–5 партий показал, что в соответствии с зависимостью (1) величина предела выносливости должна составлять порядка 1540–1580 МПа. Экспериментальные исследования показали, что при контактном напряжении 1420 МПа износ стали Р6М5 с карбидным упрочнением поверхностного слоя происходит по зависимостям, аналогичным неупрочненному сплаву (рис. 6). Очевидным эффектом науглероживания является увеличение контактного напряжения, при котором, образцы 3–5 партий практически не изнашиваются до наработки в 10 тысяч циклов. Этот показатель соизмерим со стойкостью неупрочненных образцов испытанных при контактном напряжении 1280 МПа. Наибольшей износостойкостью отличаются образцы четвертой партии, в которых был выявлен структурно свободный аустенит, рис. 5. Его присутствие оказывает благоприятное влияние на способность сплава снижать микронапряжения [1]. Морфология карбидных слоев, содержащих остаточный аустенит (партии 4 и 5), имеет существенные различия. Как видно из рис. 5, г, поверхностный слой образцов четвертой партии характеризуется мартенситным строением с присутствием микрообъемов аустенита между иглами пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора. В поверхностном слое пятой партии, рис. 5, д, присутствуют признаки перегрева с образованием ледебуритной сетки между зернами с крупноигльчатым мартенситом. Внутри зерен можно различить области остаточного аустенита. Износостойкость образцов пятой партии, а также третьей, в которой не отмечено наличия остаточного аустенита (рис. 5, в), несколько ниже, чем у образцов четвертой партии. Повышение амплитуды контактного напряжения до уровня 1615 МПа закономерно снижает износостойкость сплава, повышая интенсивность изнашивания всех партий образцов после 10 тысяч циклов нагружения.

**Табл. 2**

**Режимы термической и химико-термической обработки науглероженных образцов из стали Р6М5, подвергнутых криогенной обработке**

Номер партии образцов	Температура аустенитизации (цементации), °С	Длительность цементации, час	Температура нагрева под закалку, °С	Закалочная среда	Температура отпуска, °С
1	920	8	1000	Воздух, жидкий азот –196 °С	560
2			1050		
3			1100		
4			1150		
5			1200		



а

б

Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению образцов, упрочненных химико-термической обработкой: а – науглероживание, б – нитроцементация:  $\diamond$  – партия 1;  $\circ$  – партия 2;  $\square$  – партия 3;  $\Delta$  – партия 4;  $\bullet$  – партия 5;  $\blacksquare$  – партия 6 (табл. 2 и 3)

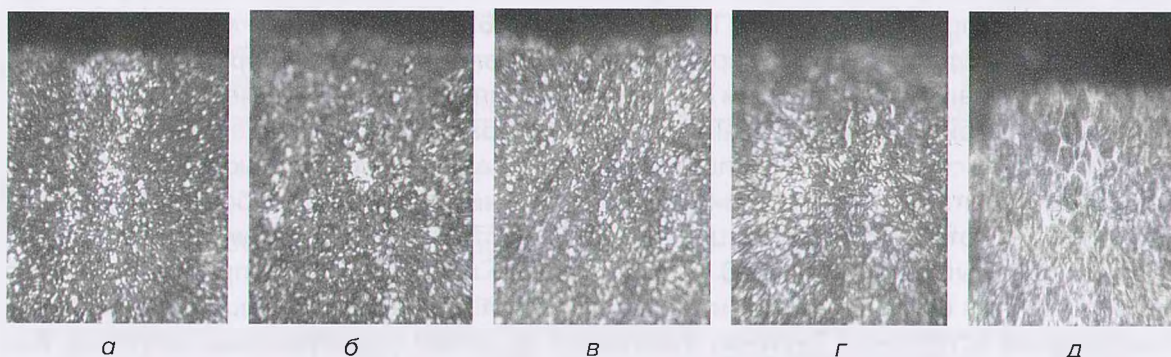


Рис. 5. Структура карбидных слоев стали Р6М5 полученных в соответствии с режимами, указанными в табл. 2, ( $\times 100$ ) Температура закалки после науглероживания: а – 1000 °С, б – 1050 °С, в – 1100 °С, г – 1150 °С, д – 1200 °С

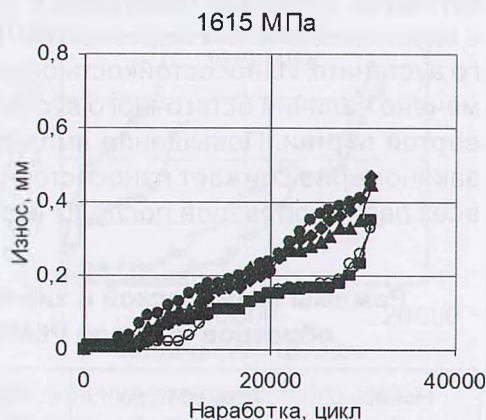
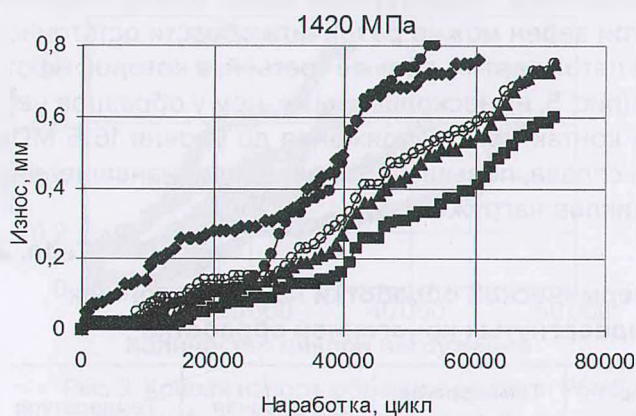


Рис. 6. Кривая износа стали Р6М5, упрочненной посредством науглероживания: Температура закалки:  $\diamond$  – 1000 °С;  $\bullet$  – 1050 °С;  $\blacktriangle$  – 1100 °С;  $\blacksquare$  – 1150 °С;  $\circ$  – 1200 °С

Анализ морфологии науглероженного слоя образцов четвертой партии показывает, что до начала отделения с контактной поверхности мелких фрагментов металла

структурные изменения в поверхностном слое незначительны (рис. 7, а). Накопление дефектов в металлической матрице сдерживается остаточным аустенитом. После его динамического старения происходит отделение поверхностного слоя (рис. 7, б). Кривые износа для всех партий образцов, подвергнутых науглероживанию (рис. 6), отражают циклический характер изнашивания из чередующихся фаз накопления внутрикристаллических дефектов и последующего скалывания поверхностного слоя.

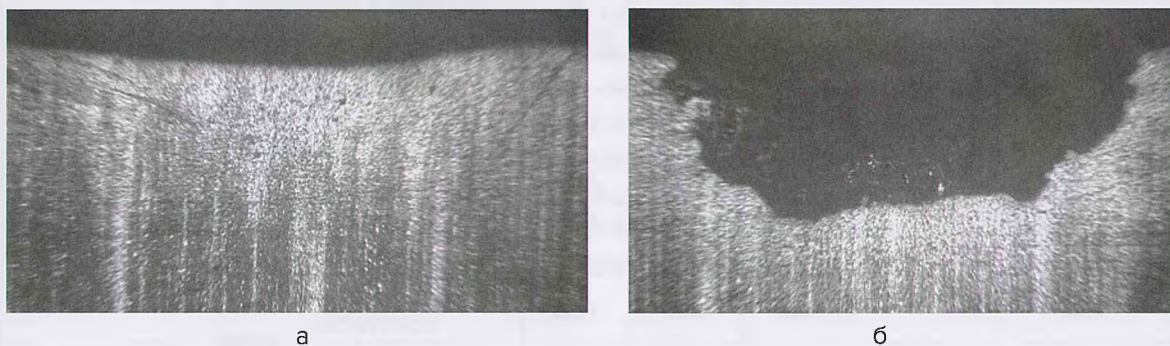


Рис. 7. Микроструктура поверхностного слоя образцов партии 4 из стали P6M5, упрочненных науглероживанием и испытанных при нагружении контактным напряжением 1420 МПа  
а – после 14100, б – после 29020 ( $\times 50$ )

Применение низкотемпературных способов поверхностного упрочнения (азотирования и нитроцементации) обеспечивает имплантацию в поверхностный слой металла преимущественно азота [18]. Для образцов, упрочненных нитроцементацией, после однократной закалки и трехкратного отпуска (табл. 3) выявлено одинаковое распределение микротвердости по сечению сплава (рис. 4, б). Охлаждение в жидком азоте на различных стадиях термохимической обработки не повлияло на интенсивность износа различных партий образцов, что, по-видимому, связано со стабилизацией структуры в процессе финишной ХТО. Графики износа (рис. 8) и механизм разрушения для всех партий образцов оказались идентичны. Разрушение поверхностного слоя сопровождалось формированием тонких чешуек металла в области дна лунки износа. Структура в очаге деформации и частицах износа характеризуется измельчением карбидной фазы с устранением её строчечного строения (рис. 9). Интенсивность износа образцов с карбонитридным упрочнением при действии контактного напряжения 1280 МПа оказалась выше, чем у образцов без поверхностного упрочнения и упрочненных посредством науглероживания (рис. 6). Однако вследствие повышенной микрокристаллической пластичности азотистой  $\alpha$ -фазы [18] изнашивание контактной поверхности материала происходило более равномерно. Цикличность повторяющихся процессов – наклепа и последующего распространения трещин контактной усталости на поверхности образцов с карбонитридным слоем – незначительно выражена на кривых износа. Они не имеют таких явных ступенчатых участков как образцы двух предыдущих партий. Формирование мелких трещин контактной усталости и равномерный износ поверхностного слоя позитивно отражается на стойкости штампового инструмента при условии, что его гравюра не имеет выраженных участков локальной перегрузки [31]. Предельный износ, равный максимальной толщине модифицированного слоя – до 0,6 мм, достигается к 17–27 тысячам циклов. При равномерном износе гравюры инструмента его стойкость может превышать стойкость неупрочненной поверхности и модифицированного карбидного слоя за счет отсутствия трещин, способных спровоцировать разрушение материала оснастки по механизму объемной усталости.



**Режимы синтеза карбонитридных слоев на поверхности  
экспериментальных образцов из стали Р6М5**

Номер партии образцов (маркировка)	Температура закали, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Вид ХТО
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1 ◊	1200	200	–	–	непосредственно после закали	Низкотемпературная нитроцементация в качестве финишной обработки
2 ○		560	–	–		
3 □		560	560	–		
4 Δ		560	560	560		
5 ●	1200	560	200	–	после первого отпуска	
6 ■		560	560	560	после второго отпуска	

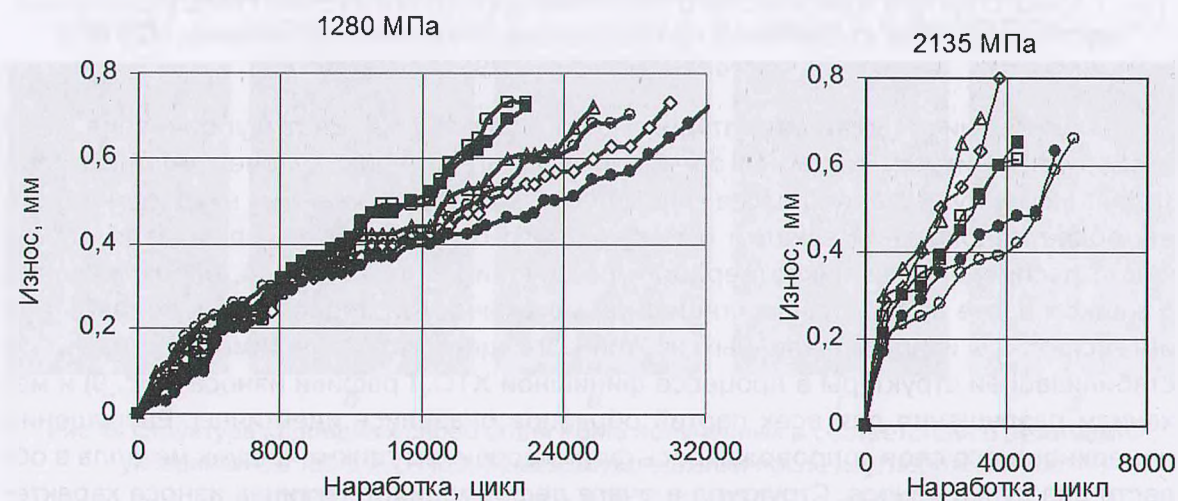


Рис. 8. Кривые износа стали Р6М5, упрочненной посредством низкотемпературной нитроцементации: ◊ – партия 1; ○ – партия 2; □ – партия 3; Δ – партия 4; ● – партия 5; ■ – партия 6 (табл. 3)

Испытания проведены при действии указанных амплитуд контактных напряжений

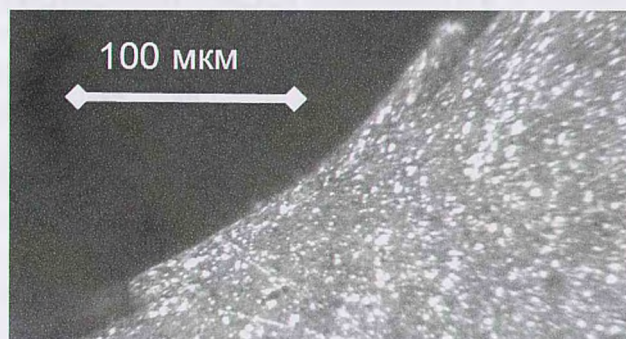


Рис. 9. Образование чешуйки наклепанного металла на дне лунки образца из стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем

Отдельного внимания заслуживает применение двукратной закали с последующим упрочнением поверхности материала низкотемпературной нитроцементацией

или азотированием. Структура металла, подготовленная к насыщению, отличается чрезвычайно мелкозернистым строением при одновременном достижении высокой твердости – порядка 63 HRC. Балл зерна не превышает 12. Однократная закалка позволяет сформировать подобный балл зерна лишь за счет существенного недогрева металла и, как следствие, понижения итоговой твердости до значений ниже 60 HRC. В случае проведения двукратного нагрева процессы легирования аустенита происходят более полно, а его повторная перекристаллизация дает эффект дополнительного измельчения зерна металла. Подобная особенность существенно повышает вязкость основы и позволяет эффективно повысить стойкость поверхности к изнашиванию за счет низкотемпературных методов насыщения. Применение нитроцементации и азотирования в качестве финишного перехода комплексной термохимической обработки позволило сформировать упрочненные слои с равномерно убывающей микротвердостью и максимальным значением 8600–9000 МПа, достигнутым непосредственно на поверхности сплава. При этом твердость сердцевины сохранила высокие значения не ниже 7600 МПа (рис. 10).

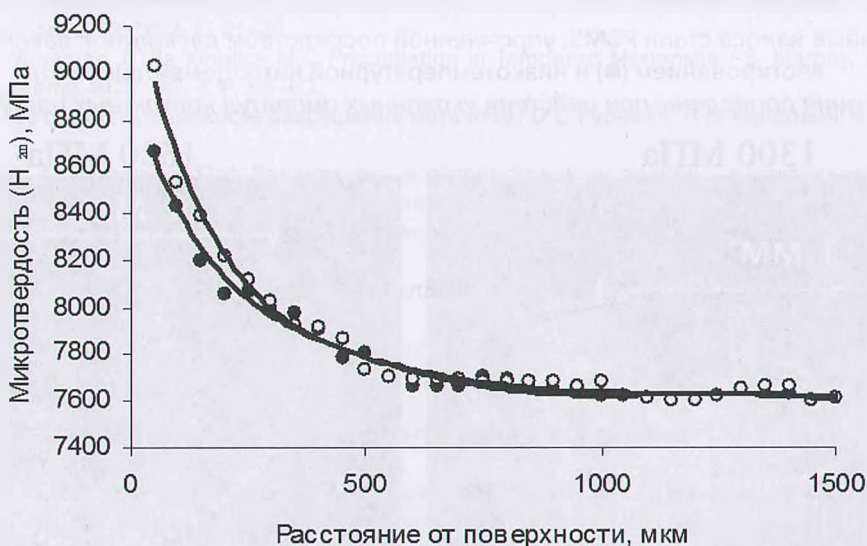


Рис. 10. Распределение микротвердости по сечению образцов, упрочненных химико-термической обработкой после двукратной закалки:  
○ – нитроцементация ● – азотирование

Результаты испытаний образцов при действии пульсирующих контактных напряжений с амплитудой 1300 и 1630 МПа приведены на рис. 11. Как видно, характер изнашивания при действии контактных пульсирующих напряжений с амплитудой 1300 МПа схож с кривыми, полученными для образцов, упрочнение которых проводилось после однократной закалки (рис. 8 и 11). В то же время повышение амплитуды пульсирующих напряжений при испытаниях образцов, подвергнутых двукратной закалке с последующим диффузионным упрочнением, привело к неожиданному эффекту. Износостойкость обеих партий образцов, упрочненных и нитроцементацией и азотированием, на первом этапе испытаний возросла. Как видно из рис. 11, глубина лунки износа начала увеличиваться с повышенной скоростью после 10 тысяч циклов нагружения, а до указанного момента износостойкость поверхностного слоя была соизмерима с наиболее износостойкими образцами, упрочненными науглероживанием. При этом структура металла в области полосы контакта претерпевала существенные изменения с формированием достаточно глубокого очага деструктуризации (рис. 12).

Практическая апробация последнего способа упрочнения на Гомельском заводе Литья и нормалей позволила на 30–35 % повысить стойкость пуансонов для высадки гаек.

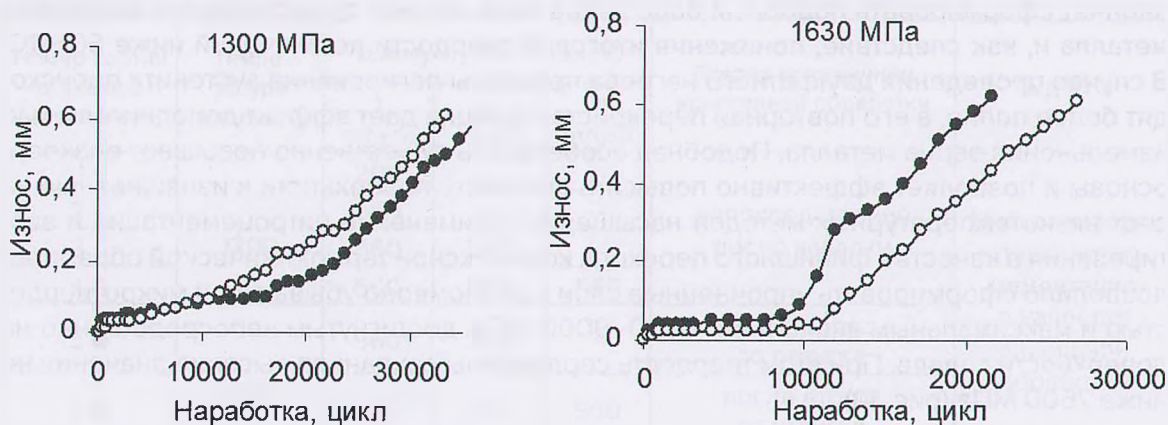


Рис. 11. Кривые износа стали P6M5, упрочненной посредством двукратной закалки, а также азотированием (●) и низкотемпературной нитроцементацией (○).

*Испытания проведены при действии указанных амплитуд контактных напряжений*

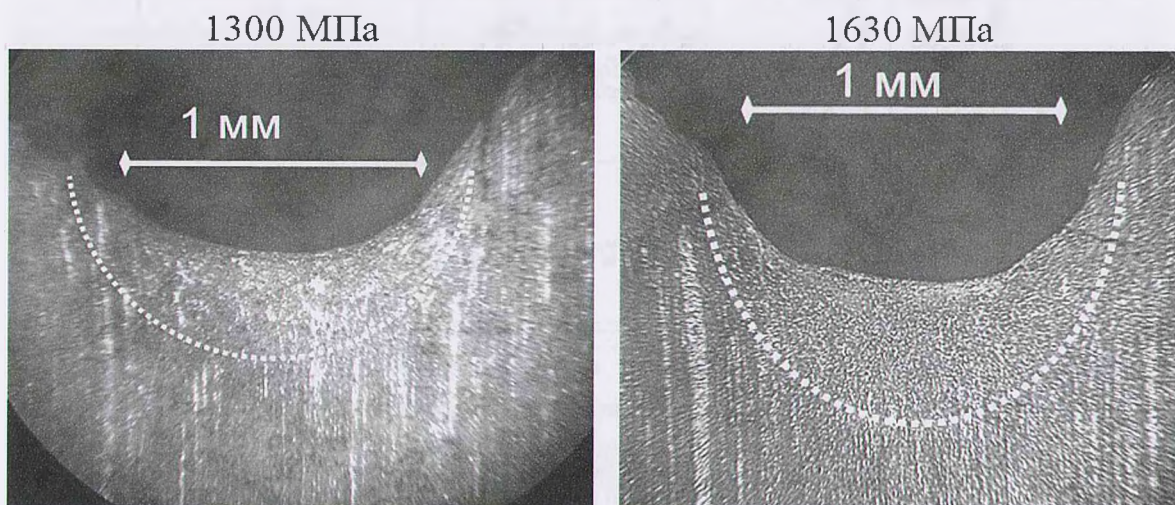


Рис. 12. Микроструктура поверхностного слоя к моменту окончания испытаний образцов из стали P6M5, упрочненных азотированием после двукратной закалки

*Испытания проведены при действии указанных амплитуд контактных напряжений*

### Заключение

Предложен спектр режимов термохимической обработки, позволяющих существенно повысить износостойкость стали P6M5 с одновременным управлением механизмом разрушения поверхностного слоя. Исследованные варианты термохимической обработки могут быть использованы на машиностроительных предприятиях при изготовлении инструментальной оснастки. Вариативность технологий поверхностной модификации позволяет использовать один из предложенных режимов упрочнения, адаптированный к инфраструктуре предприятия.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Рыжов, Н.М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей / Н.М.Рыжов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №7. С.39–45.

2. Кислинг, Р. Неметаллические включения в стали / Р. Кислинг, Н. Ланге ; пер. с англ. С.А. Киселевой, Г.П. Громовой ; под ред. В.М. Розенберга. М.: Metallurgiya, 1968. 124 с.
3. Chunhui, L. Modeling the Behavior of Inclusions in Plastic Deformation of Steels : Doctoral Thesis: 05.2001 / Chunhui Luo. Division of Materials Forming Department of Production Engineering Royal Institute of Technology, Stockholm, 2001. 64 p.
4. Иванова, В.С. Усталостное разрушение металлов /В.С.Иванова. М.: Metallurgizdat, 1963. 272 с.
5. Hardman, N.J. Elliptic Elastic Inclusion in an Infinite Elastic Plate / N.J. Hardman // Quart Journal Mechanics Applied Math. 1954. V.7. №2. P.226–230.
6. Кенько, В.М. К вопросу учета структурных особенностей инструментальных сталей при изготовлении матриц холодновысадочной оснастки / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // Литье и металлургия: Сб. науч. тр. / БНТУ. 2004. №4. С.110–116.
7. Кремнев, Л.С. Особенности разрушения инструментальных материалов / Л.С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1994. № 4. С. 17–22.
8. Кремнев, Л.С. Критический коэффициента интенсивности напряжений и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов / Л.С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 30–35.
9. Поведение стали при циклических нагрузках / Под ред. В. Даля. Пер. с нем. Под ред. В.Н. Геминова.– М.: Metallurgiya, 1983.– 568 с
10. Гуляев, А.П. Сопротивление хрупкому разрушению / А.П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1992. № 2. С. 21–26.
11. Marphy, S., Whiteman J The Kinetics  $M_2C$  Precipitation in Tempered Martensite / S. Marphy, J. Whiteman // Metal Science Journal. 1970. Vol. 4. P. 58–62.
12. Гуревич, С.Е. Усталость и вязкость разрушения металлов / С.Е. Гуревич, Л.Д. Едидович. М.: Наука, 1974. 264 с.
13. Баринов А.М., Андриашвили П.И. Докритическое распространение трещины в хрупких материалах при монотонном нагружении / А.М. Баринов, П.И. Андриашвили // ФХММ. 1988. № 6. С. 21–24.
14. Партнон, В.З. Механика упругопластического разрушения / В.З. Партнон, Е.М. Морозов. М.: Наука, 1974. 416 с.
15. Гуляев, А.П. О прочности / А.П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 7. С. 2–6
16. Коцаньда, С. Усталостное растрескивание металлов / С. Коцаньда. М.: Metallurgiya, 1990. 623 с.
17. Екобори, Т. Физика и механика разрушения и прочности твёрдых тел / Т. Екобори. М.: Metallurgiya, 1971. 264 с.
18. Лахтин, Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико–термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов.– М.: Metallurgiya, 1985.– 256 с.
19. Арзамасов, Б.Н. Ионная химико-термическая обработка сплавов /Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 1999. - 399 с.
20. Химико–термическая обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Н.И. Понкратин, В.А. Стефанович.– Минск: Наука и техника, 1986.– 247 с.
21. Тескер, Е.И. Упрочнение вырубного инструмента из стали Р6М5 лазерами непрерывного действия / Е.И. Тескер, В.Я. Митин, А.П. Карпова, Ю.В. Бондаренко // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. №10. С.18–20.
22. Пат. Республ. Беларусь на полезную модель №8260 МПК (2009) G 01 N 3/00 Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ / И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков, В.М. Кенько, И.А. Панкратов, Л.В. Степанкина; заявитель Гомельск. гос. техн. ун-т им.П.О.Сухого. – № u20110940, заявл. 23.11.2011. опубл. // Афіцыйны бюлетэнь / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2012. – № 3. – С. 260.
23. Beheshti, Ali On the prediction of fatigue crack initiation in rolling/sliding contacts with provision for loading sequence effect / Ali Beheshti, M.M.Khonsari // Tribology International. 2011. vol. 44. p. 1620–1628.
24. Семенов, М.Ю. Анализ способов упрочнения зубчатых колес из теплостойких сталей на основе расчетного метода / М.Ю.Семенов, И.Н. Гаврилин, М.Ю. Рыжова // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. №1. С.42–46.
25. Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г., Карпенко Д.П. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки.– Минск, «Высшая школа».– 1971.– 56 с.
26. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Н.И. Понкратин, В.А. Стефанович.– Минск: Наука и техника, 1986.– 247 с.
27. Конструкционные материалы: Справочник / Под ред. Б.Н. Арзамасова.– М.: Машиностроение, 1990.– 688 с.
28. Карелин, Е.Н. Закономерности изнашивания зубчатых передач / Е.Н. Карелин, М.Э. Никифоров, А.В. Тигин // Успехи современного естествознания. 2012. №6. С.75–76.
29. Гуляев, А.П. Теория быстрорежущей стали / А.П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. №11. С. 27–32.

30. Гуляев, А.П. Обработка стали холодом / А.П. Гуляев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. №11. С. 19–26.
31. Степанкин, И.Н. Влияние свойств диффузионно-упрочненных карбонитридных слоев тяжело нагруженного инструмента на его стойкость / И.Н. Степанкин // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2012. №4. С. 24–28.

#### REFERENCES

1. Ryzhov, N.M. Tekhnologicheskoe obespechenie soprotivleniya kontaktnoi ustalosti tse-mentuemykh zubchatykh koles iz teplostoikikh staley / N.M. Ryzhov // *Metallovedenie i termiche-skaya obrabotka metallov*. 2010. №7. S. 39–45.
2. Kisling, R. Nemetallicheskie vklyucheniya v stali / R. Kisling, N. Lange ; per. s angl. S.A. Kiselevoi, G.P. Gromovoi ; pod red. V.M. Rozenberga. M.: Metallurgiya, 1968. 124 s.
3. Chunhui, L. Modeling the Behavior of Inclusions in Plastic Deformation of Steels : Doc-toral Thesis: 05.2001 / Chunhui Luo. Division of Materials Forming Department of Production Engi-neering Royal Institute of Technology, Stockholm, 2001. 64 r.
4. Ivanova, V.S. Ustalostnoe razrushenie metallov /V.S.Ivanova. M.: Metallurgizdat, 1963. 272 s.
5. Hardman, N.J. Elliptic Elastic Inclusion in an Infinite Elastic Plate / N.J. Hardman // *Quart Journal Mechanics Applied Math*. 1954. V.7. №2. P. 226–230.
6. Ken'ko, V.M. K voprosu ucheta strukturnykh osobennostei instrumental'nykh staley pri izgotovlenii matrity kholodnovysadochnoi osnastki / V.M. Ken'ko, I.N. Stepankin // *Lit'e i metallurgiya: Sb. nauch. tr. / BNTU*. 2004. №4. S.110–116.
7. Kremnev, L.S. Osobennosti razrusheniya instrumental'nykh materialov / L.S. Kremnev // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1994. № 4. S.17–22.
8. Kremnev, L.S. Kriticheskii koeffitsienta intensivnosti napryazhenii i vyazkost' razrusheniya vysokoprochnykh instrumental'nykh materialov / L.S. Kremnev // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1996. № 1. S. 30–35.
9. Povedenie stali pri tsiklicheskikh nagruzkakh / Pod red. V. Dalya. Per. s nem. Pod red. V.N. Geminova.– M.: Metallurgiya, 1983.– 568 s.
10. Gulyaev, A.P. Soprotivlenie khрупkomu razrusheniyu / A.P. Gulyaev // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1992. № 2. S. 21–26.
11. Marphy, S., Whiteman J The Kinetics M2C Precipitation in Tempered Martensite / S. Marphy, J. Whiteman // *Metal Science Journal*. 1970. Vol. 4. P. 58–62.
12. Gurevich, S.E. Ustalost' i vyazkost' razrusheniya metallov / S.E. Gurevich, L.D. Edidovich. M.: Nauka, 1974. 264 s.
13. Barinov A.M., Andriashvili P.I. Dokriticheskoe rasprostranenie treshchiny v khруп-kikh materialakh pri monotonnom nagruzhении / A.M. Barinov, P.I. Andriashvili // *FKhMM*. 1988. № 6. S. 21–24.
14. Partnon, V.Z. Mekhanika uprugoplasticheskogo razrusheniya / V.Z.Partnon, E.M.Morozov. M.: Nauka, 1974. 416 s.
15. Gulyaev, A.P. O prochnosti / A.P. Gulyaev // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1993. № 7. S. 2–6.
16. Kotsan'da, S. Ustalostnoe rastreskivanie metallov / S. Kotsan'da. M.: Metallurgiya, 1990. 623 s.
17. Ekobori, T. Fizika i mekhanika razrusheniya i prochnosti tverdykh tel / T. Ekobori. M.: Metallurgiya, 1971. 264 s.
18. Lakhtin, Yu.M., Arzamasov B.N. Khimiko–termicheskaya obrabotka metallov / Yu.M. Lakhtin, B.N. Arzamasov.– M.: Metallurgiya, 1985.– 256 s.
19. Arzamasov, B.N. Ionnyaya khimiko-termicheskaya obrabotka splavov / B.N. Arzamasov, A.G. Bratukhin, Yu.S. Eliseev, T.A. Panaioti. – M.: Izd-vo MG TU im. N.E. Baumana, 1999. – 399 s.
20. Khimiko-termicheskaya obrabotka instrumental'nykh materialov / E.I. Bel'skii, M.V. Sitkevich, N.I. Ponkratin, V.A. Stefanovich.– Minsk: Nauka i tekhnika, 1986.– 247 s.
21. Tesker, E.I. Uprochnenie vyrubnogo instrumenta iz stali R6M5 lazerami nepre-ryvnogo deistviya / E.I. Tesker, V.Ya. Mitin, A.P. Karpova, Yu.V. Bondarenko // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1989. №10. S. 18–20.
22. Pat. Respubl. Belarus' na poleznuyu model' №8260 MPK (2009) G 01N 3/00 Ustrojstvo ispytaniya materialov na kontaktnuyu ustalost' i iznos / I.N. Stepankin, E.P. Pozdnyakov, V.M. Ken'ko, I.A. Pankratov, L.V. Stepankina; zayavitel' Gomel'sk. gos. tekhn. un-t im.P.O.Sukhogo. – № u20110940, zayavl. 23.11.2011. opubl. // *Afityiny byuletен' / Nats. tsentr intelektual. ulasnastsi. – 2012. – № 3. – S. 260.*
23. Beheshti, Ali On the prediction of fatigue crack initiation in rolling/sliding contacts with provision for loading sequence effect / Ali Beheshti, M.M. Khonsari // *Tribology International*. 2011. vol. 44. p. 1620–1628.
24. Semenov, M.Yu. Analiz sposobov uprochneniya zubchatykh koles iz teplostoikikh staley na osnove raschetnogo metoda / M.Yu. Semenov, I.N. Gavrilin, M.Yu. Ryzhova // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. №1. S. 42–46.

25. Lyakhovich L.S., Voroshnin L.G., Karpenko D.P. Povyshenie stoikosti shtampovogo in-strumenta metodami khimiko-termicheskoi obrabotki.– Minsk, «Vysheishaya shkola».– 1971.– 56 s.
26. Khimiko-termicheskaya obrabotka instrumental'nykh materialov / E.I. Bel'skii, M.V. Sitkevich, N.I. Ponkratin, V.A. Stefanovich.– Minsk: Nauka i tekhnika, 1986.– 247 s.
27. Konstruktsionnye materialy: Spravochnik / Pod red. B.N. Arzamasova.– M.: Mashino-stroenie, 1990.– 688 p.
28. Karelin, E.N. Zakonomernosti iznashivaniya zubchatykh peredach / E.N. Karelin, M.E. Nikiforov, A.V. Tigin // Uspekhi sovremennogo estestvoznaniya. 2012. №6. S. 75–76.
29. Gulyaev, A.P. Teoriya bystrorezhushchei stali / A.P. Gulyaev // Metallovedenie i termi-cheskaya obrabotka metallov. 1998. №11. S. 27–32.
30. Gulyaev, A.P. Obrabotka stali kholodom / A.P. Gulyaev // Metallovedenie i termiche-skaya obrabotka metallov. 1998. №11. S. 19–26.
31. Stepankin, I.N. Vliyanie svoystv diffuzionno-uprochnennykh karbonitridnykh slo-ev tyazhelonagruzhenogo instrumenta na ego stoikost' / I.N. Stepankin // Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem. 2012. №4. S. 24–28.

*Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 16.07.2020*