

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ЛЕДЕБУРИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ ИХ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, В КОТОРОМ ДЕЙСТВУЮТ ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ

¹Ф.И. Пантелеенко, ²И.Н. Степанкин

¹Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь

²Гомельский государственный технический университет,
г. Гомель, Беларусь

Проведено моделирование влияния контактной нагрузки и остаточных модифицированных слоев на локальное напряженное состояние в окрестности фазовых составляющих сталей ледебуритного класса. На примере стали Р6М5 показано, что остаточные напряжения сжатия, возникающие в диффузионно-упрочненных слоях, изменяют механизм контактного изнашивания поверхностного слоя материала.

Ключевые слова: контактная усталость, карбидные включения, локальное напряженное состояние, модифицированный слой, остаточные напряжения, быстрорежущая сталь Р6М5

MODELING OF INTERACTION OF PHASE COMPONENTS OF HIGH-LIQUEFIED STEELS IN CONTACT LOADING OF THEIR SURFACE LAYER IN WHICH RESIDUAL STRESSES WORK

¹F.I. Panteleenko, ²I.N. Stepankin

¹Belarusian National Technical University,
Minsk, Republic of Belarus

²Sukhoi State Technical University of Gomel,
Gomel, Republic of Belarus

The effect of the contact load and residual modified layers on the local stress state in the vicinity of the phase constituents of steels of the ledeburite class is simulated. Using the example of P6M5 steel, it was shown that the residual compressive stresses arising in the diffusion-hardened layers change the mechanism of contact wear of the surface layer of the material.

Keywords: Contact fatigue, carbide inclusions, local stress state, modified layer, residual stresses, high-speed steel 6-5-2

E-mail: igor-stepankin@mail.ru

Усталостные процессы в металлических сплавах, как правило, развиваются при непосредственном участии всех структурных составляющих материала. Фундаментальные модели зарождения начальной трещины, такие как Зинера-Стро-Петча, Котрелла, Орована-Стро и др., основанные на механике разрушения поликристаллических тел, как правило, учитывают концентрацию напряжений у фазовой границы. При этом в первую очередь рассматриваются размеры зерна сплава, поскольку они определяют длину начальной трещины [1]. Наличие включений также учитывается в качестве фактора, вызывающего концентрацию напряжений. Их форма и упругие характеристики оказывают существенное влияние на перераспределение напряжений между частицей и матрицей [2]. Обычно, при анализе напряженно-деформированного состояния в окрестности включений, эти трещинно-подобные дефекты представляются в виде отверстий с различными размерами и формой [3]. При этом макроскопический подход, основанный на предположении что физическое тело, содержащее отверстие имеет изотропные свойства, не дает полной картины распределения напряжений и деформаций в материале, содержащем включения. Их влияние на усталостные процессы, как правило, проявляется при экспериментальных исследованиях [4]. Одним из продуктивных направлений повышения усталостной долговечности материалов является их поверхностное упрочнение, позволяющее создать в наружном слое материала остаточные напряжения сжатия [5]. В такой ситуации суперпозиция эпюры внешних растягивающих напряжений и фазовых напряжений, возникших по причине градиента свойств и структуры по сечению, позволяют существенно увеличить усталостную долговечность материала и повысить срок эксплуатации деталей машин.

В условиях контактного нагружения многократно повторяющимися пульсирующими нагрузками в материале возникает иное, чем при растяжении напряженно-деформированное состояние. На глубине порядка 0,3...0,5 мм от поверхности формируется очаг локальной концентрации касательных напряжений, ответственных за протекание внутрикристаллических деформаций [6]. Очевидно, что присутствие включений различной природы, будет оказывать влияние на локальное напряженно-деформированное состояние, и создавать дополнительные эффекты при зарождении и распространении дефектов в поверхностном слое. В этом случае влияние остаточных напряжений сжатия приведет к формированию напряженного состояния отличного от случая растяжения материала. Исследование данного явления является актуальной научно-практической задачей для обоснования использования сталей ледебуритного класса с диффузионным упрочнением рабочей поверхности.

В качестве объектов исследований были выбраны поверхностные слои стали Р6М5, содержащие продолговатые включения, форма которых близка к овальной. Для анализа локального напряженно-деформированного состояния в окрестности частиц использовали метод конечных элементов. При построении модели учтено, что частицы приобретают овальную форму и эквидистантное расположение в результате изготовления штампового инструмента из указанных материалов горячим выдавливанием [7]. Компьютерная модель представляет собой совокупность четырех овальных включений, расположенных строчкой. Размеры моделей частиц — 18 мкм в длину и 3 мкм в поперечнике. Эти параметры соответствуют наиболее крупным карбидам, получаемым при изготовлении штампового инструмента горячим выдавливанием из

заготовок ледебуритных сталей диаметром более 80 мм. Т.к. упругие характеристики металлической матрицы и карбидов типа $(Fe, Cr, V)_7C_3$, Fe_4W_2C , $(Fe, Cr, V)_{21}W_2C_3$, Fe_4Mo_2C , WC , W_2C , Mo_2C , Cr_3C_2 , VC [8], образуемых легирующими элементами указанных сталей, значительно отличаются, величину модуля упругости материала включения (E_k) принимали в 1,5; 2,0 и 2,5 раза большей, чем у матрицы (E_m).

Расстояние между соседними включениями составляло величину равную толщине частицы — 3 мкм. Указанное граничное условие принимали исходя из того, что более близкое расположение включений будет приводить к существенному усилению концентрации напряжений в материале матрицы между соседними частицами за счет суммирования их влияния на концентрацию напряжений [3]. Величина внешнего контактного напряжения, приложенного к модели материала, принималась равной 1000, 1500 и 2000 МПа, что соответствует спектру эксплуатационных нагрузок штампового инструмента, осуществляющего холодную объемную деформацию стальных заготовок [9]. Для оценки влияния остаточных напряжений использовали эпюру их распределения в поверхностно упрочненном слое, синтезированной посредством низкотемпературной нитроцементации.

Ранее проведенные исследования по оценке контактной выносливости быстрорежущей стали Р6М5 показали, что упрочнение данного сплава посредством низкотемпературной нитроцементации не повышает его стойкость к протеканию контактно-усталостных процессов, но изменяет характер изнашивания [10]. Кривые износа образцов без упрочненного слоя имеют выраженные ступенчатые участки, отражающие этапы накопления внутрикристаллических повреждений (пологая часть графика) и формирование питтинга (скачкообразное увеличение ординаты) (рис. 1 а). Аналогичные закономерности, полученные при испытаниях образцов дополнительно упрочненных низкотемпературной нитроцементацией в среде продуктов диссоциации триэтанолamina при температуре 555 ± 5 °С, имеют более сглаженные графики, что свидетельствует о равномерном питтингообразовании. Сопоставление режимов термической обработки образцов, приведенных в табл. 1 и кривых износа показывает, что образцы с упрочненной поверхностью имеют пониженную износоустойчивость. Учитывая, что в процессе контактного изнашивания внешняя нагрузка перераспределяется между структурными составляющими ледебуритного сплава, вполне очевидно предположить, что причиной подобного проявления служит не только повышенная внутрикристаллическая пластичность твердого раствора — азотистой α -фазы,

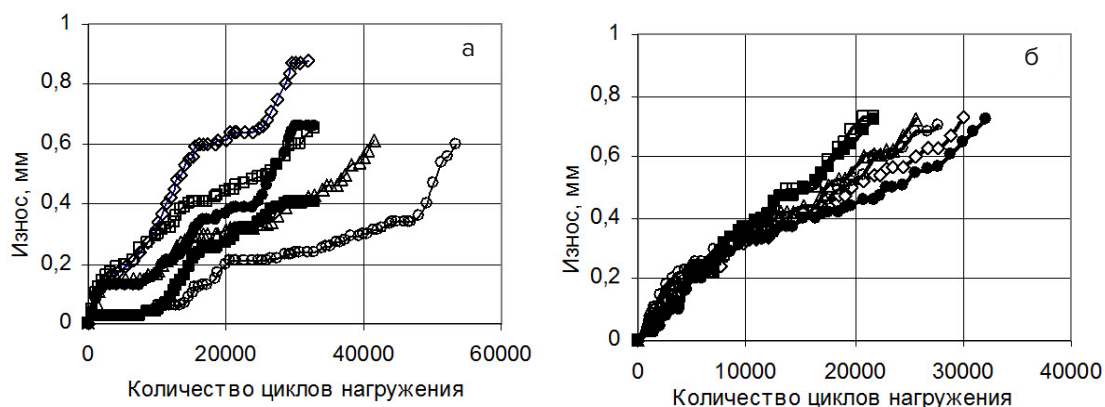


Рис.1. Закономерности контактного изнашивания поверхностных слоев стали Р6М5 упрочненной термической (а) и термохимической (б) обработкой при действии на материал пульсирующего контактного напряжения с амплитудой 1280 МПа, обозначения на кривых соответствуют режимам упрочнения, приведенным в табл. 1.

но и изменение локального напряженно-деформированного состояния в окрестности структурных концентраторов напряжений крупных первичных карбидов быстрорежущей стали.

Табл.1

Режимы термической обработки экспериментальных образцов из стали Р6М5

Партии образцов	Температура закалики, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость HRC
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1 ◊	1200	200	—	—	непосредственно после закалики	63...64
2 ○		560	—	—		64...65
3 □		560	560	—		64...65
4 Δ		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

Результаты исследований и их обсуждение

Компьютерная модель материала с включениями приведена на рис. 2 а. На боковых сторонах модели сжимающие напряжения соответствовали эпюре их распределения в модифицированном нитроцементацией слое. Верхнюю поверхность нагружали контактным напряжением 0, 1000, 1500 и 2000 МПа.

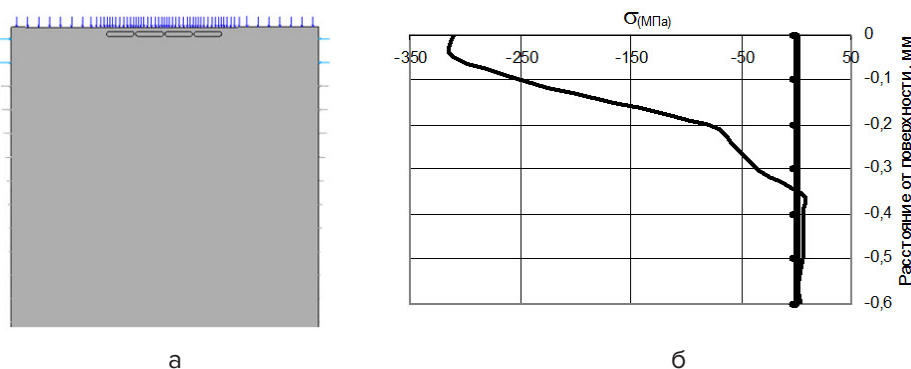


Рис. 2. Компьютерная модель совокупности включений (а) для анализа напряженно-деформированного состояния при действии контактной нагрузки с учетом эпюры сжимающих напряжений (б), возникающих в карбонитридном слое стали Р6М5 [11].

Анализ распределения напряжений в окрестности включений, показал, что присутствие остаточных напряжений сжатия при контактом нагружении поверхностного слоя материала коренным образом изменяет напряженное состояние включения и его окрестности. Из рис. 3 а видно, что наличие остаточных напряжений приводит к повышению в теле частицы и её окрестности сжимающих напряжений, направление которых совпадает с продольной осью включения. Даже при отсутствии внешнего контактного воздействия их величина достигает 370 МПа и 361 МПа во включении и его окрестности соответственно. Приложение контактного напряжения величиной 1000 МПа, одновременно со снижением сжимающих напряжений, действующих вдоль продольной оси частицы, приводит к перераспределению напряжений между включениями и матрицей. Величина напряжений в теле частицы снижается до 300, в её окрестности достигает 347 МПа. При увеличении контактных напряжений эта тенденция усиливается. В случае увеличения контактного напряжения до 2000 МПа вели-

чина напряжений окрестности частицы достигает максимального значения порядка 400 МПа при 60 МПа во включении. В тоже время контактное нагружение материала в котором отсутствует градиент внутренних напряжений приводит к возникновению в частице и её окрестности растягивающих напряжений (рис 3 б). По мере возрастания контактной нагрузки напряжения во включениях и их окрестности увеличиваются пропорционально возрастающему контактному напряжению.

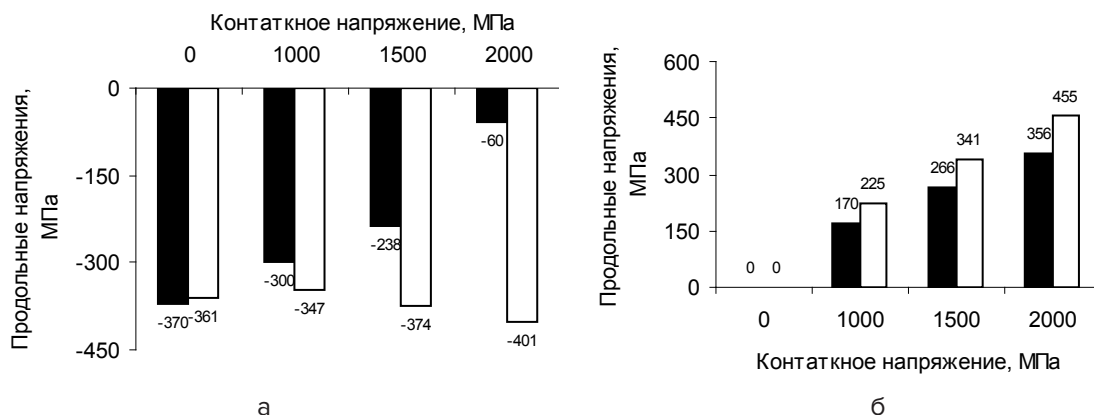


Рис. 3. Линейные напряжения в металлической матрице (□) и включениях (■) модуль упругости которых в 1,5 выше, чем у матрицы при изменении контактного напряжения с 0 до 2000 МПа, с учетом (а) и без учета (б) остаточных напряжений сжатия характерных для упрочнения быстрорежущей стали низкотемпературной нитроцементацией

На практике величина контактного напряжения, как правило, изменяется во времени по закономерности близкой к синусоидальной. Минимальное значение контактного напряжения, принятое в качестве граничного условия в численных расчетах, составляет 1000 МПа. Такие нагрузки испытывают небольшие инструменты с преимущественно простой формой рабочей поверхности [9]. Для их изготовления применяются стали с небольшим содержанием легирующих элементов, основным преимуществом которых является их низкая стоимость. Очевидно, что изменение амплитуды рабочего контактного напряжения в пределах от нуля до 1000 МПа не будет вызывать существенной локальной перегрузки структурных составляющих как в сталях с низким содержанием легирующих элементов и малым количеством карбидной фазы, так и в сталях ледебуритного класса. Данные сплавы рассчитаны на применение в условиях действия контактных напряжений превышающих 1000 МПа. В этом случае, сравнительный анализ диаграмм, приведенных на рис. 3, дает возможность оценить характер изменения напряженно-деформированного состояния фаз ледебуритных сталей по мере возрастания контактной нагрузки на материал в пределах одного цикла работы инструмента.

Так, в случае отсутствия в поверхностном слое материала остаточных напряжений сжатия, вдоль продольной оси частиц действует гармонически возрастающее растягивающее напряжение. Его воздействие, в течении некоторого периода времени не проявляется в виде питтинга, который по завершению периода накопления усталостных дефектов разрушает поверхностный слой по скачкообразной закономерности. Этот этап на кривой характеризуется заметным ступенчатым приростом величины износа (рис. 1 а).

При контактном нагружении материала с поверхностно-модифицированным слоем и действующими в нем остаточными напряжениями сжатия во включении и его окрестности возникают сжимающие напряжения. Их величина, по мере возрастания

амплитуды контактного напряжения, все более возрастает в окрестности частицы и убывает в её теле. Такое нагружение стимулирует сдвиговые процессы на границе рассматриваемых фаз. Их взаимодействие неминуемо усиливает действие касательных напряжений в рабочем слое материала и вызывает его практически непрерывное отшелушивание. Износ описывается практически линейными закономерностями (рис. 1 б). Следует отметить, что проведенный выше анализ локального напряженного состояния, отражает взаимодействие включения, модуль упругости которого в 1,5 раза выше, чем у окружающего его твердого раствора. Если принять, что величина модуля упругости материала матрицы составляет порядка $2,26 \times 10^{11}$ Па (модуль упругости стали Р6М5) то включения, для возникновения описанного распределения напряжений, должны иметь данную характеристику на уровне $3,4 \times 10^{11}$ Па. В настоящее время нет точных данных о величине модуля упругости карбидных включений стали Р6М5. Их стехиометрический состав, зависит от химического состава: соединения, образующиеся преимущественно ванадием — MeC , сложные карбиды с участием вольфрама и молибдена — Me_6C , карбиды хрома $Me_{23}C_6$ [12]. Величины модулей упругости химически чистых карбидов перечисленных металлов находятся в диапазоне значений $3,7...7,3 \times 10^{11}$ Па [8]. Поэтому их сложные соединения, в которых участвует железо, могут иметь модуль упругости в 2 и более раз выше, чем у металлической матрицы. В таком случае концентрация напряжений у включений, располагающихся в поверхностно модифицированном слое, имеет более выраженный характер. Как видно из табл. 2 в теле включений, модуль упругости, которых в 2,5 раза превышает соответствующую характеристику матрицы, при амплитуде контактного напряжения 2000 МПа возникают растягивающие напряжения равные 111 МПа, а в окрестности частицы сжимающие — 446 МПа.

Табл. 2

Напряженное состояние структурных компонентов стали ледебуритного класса

Ек/Ем	Контактное напряжение, МПа				Контактное напряжение, МПа			
	0	1000	1500	2000	0	1000	1500	2000
	Эквивалентные напряжения во включении, МПа				Эквивалентные напряжения в матрице, МПа			
1,5	-370	-300	-238	-60	-361	-347	-374	-401
2,0	-359	-334	-247	34	-360	-346	-386	-428
2,5	-358	-363	-256	111	-390	-345	-396	-446

Примечание: Ек/Ем — отношение модуля упругости включения (карбида) к модулю упругости матрицы

Зоной локализации максимальных по величине напряжений являются окрестности внешних радиусов частиц (рис. 4). За счет большей податливости материала матрицы, в нашем случае твердого раствора, создаются условия для перераспределения напряжений в тонкой прослойке между частицами в тонкой прослойке между ними и вдоль их боковых сторон. Более жесткие включения удерживают материал матрицы вдоль свои продольных границ, создавая условия для его разрушения между частицами. В свою очередь наличие в подповерхностном слое крупных карбидных частиц, которые становятся источниками начальных трещин, является причиной постоянного отслаивания внешнего слоя металла.

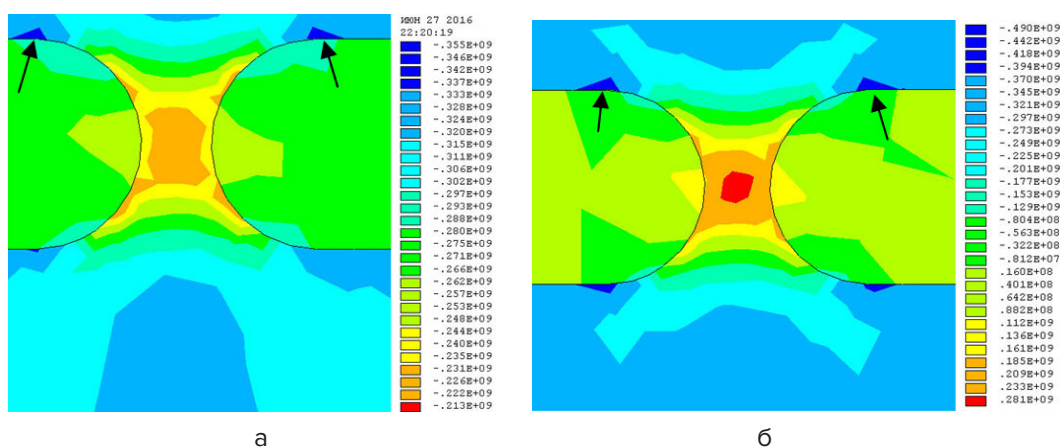


Рис. 4. Распределение продольных напряжений (Па) в окрестности включений модуль упругости которых в 2,5 раза выше чем у матрицы при контактом напряжении 1000 МПа (а) и 2000 МПа (б).

В пользу упрочнения ледебуритных сталей путем имплантации азота, следует отметить возможность прогнозирования износа рабочей поверхности штампового инструмента. Такое проявление процесса контактной усталости, связанного как с возникновением остаточных напряжений сжатия, так и повышенной пластичностью азотистой α -фазы, идет на пользу штамповой оснастке с равномерным распределением рабочих нагрузок по гравюре. Постепенное изнашивание всех участков гравюры позволяет сохранить геометрию формообразующей поверхности и в течении длительного периода эксплуатации штампа получать годные поковки [10].

Заключение

Проведен анализ напряженного состояния в окрестности включений композиционного материала, соответствующего по морфологии быстрорежущей стали Р6М5. Показаны различия, возникающие в распределении напряжений между фазами сплава при его нагружении контактным напряжением с максимальной амплитудой 2000 МПа. Выявлено влияние остаточных напряжений сжатия, созданных в результате поверхностной модификации. Показано, что их взаимодействие с внешним контактным напряжением коренным образом изменяет локальное напряженное состояние в окрестности включений. Создаваемый на границе фаз градиент напряжений, является одним из факторов, стимулирующих равномерное отслаивание поверхностного слоя металла при его контактом нагружении. Исследование взаимодействия фаз материала, в котором отсутствуют остаточные напряжения показывает, что при действии внешних контактных нагрузок в рассматриваемых фазах материала возникают близкие по значениям растягивающие напряжения. Такое распределение позволяет объяснить дискретный механизм изнашивания материала, при котором в течении длительного периода нагружения в течении нескольких тысяч циклов воздействия пульсирующего напряжения, износ материала практически отсутствует и затем проявляется ступенчатым проростом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Екобори, Т. Физика и механика разрушения и прочности твёрдых тел / Т. Екобори. — М.: Металлургия. — 1971.
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.: Металлургия, 1968.

3. Савин, Г. Н. Распределение напряжений возле отверстий / Г. Н.Савин. — Киев: Наукова думка, 1968.
4. Иванова, В.С. Усталостное разрушение металлов /В.С. Иванова. —М.: Metallurgizdat, 1963.
5. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. — М.: Metallurgiya, 1985.
6. 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.
7. Кенько, В. М. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, В. В. Пинчук, И. Н. Степанкин // *Кузнечно-штамповочное производство*. 1998. №11. — С.22–24.
8. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справ. изд. / Под ред. Косолаповой Т.Я. — М.: Metallurgiya, 1986.
9. Биллигман, И. Высадка и другие методы штамповки / И. Биллигман — М.: МАНГИЗ, 1960.
10. Степанкин, И. Н. К вопросу влияния поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5 / И. Н.Степанкин // *Упрочняющие технологии и покрытия*, 2015, №9. — С. 20–28.
11. Кенько, В. М. К вопросу оценки усталостной долговечности быстрорежущей стали Р6М5 упрочненной посредством низкотемпературной нитроцементации / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // *Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В прикладные науки*. 2003, Т.2, №4. — С.11–14.
12. Гуляев, А. П. Теория быстрорежущей стали / А. П. Гуляев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. №11. — С.27–32.

REFERENCES

1. Ekobori T. Fizika i mekhanika razrusheniya i prochnosti tvordykh tel [Physics and Mechanics of Destruction and Strength of Solids]. Moscow, Metallurgiya, 1971. (in Russian)
2. Kisling R., Lange N. Nemetallicheskie vklyucheniya v stali [Non-metallic inclusions in steel]. Transl. from English. S.A. Kiselyov, G.P. Gromovoj, Moscow, Metallurgiya, 1968. (in Russian)
3. Savin G.N. Raspredelenie napryazhenij vozle otverstij [Stress distribution near openings]. Kiev, Naukova dumka, 1968. (in Russian)
4. Ivanova V. S. Ustalostnoe razrushenie metallov [Fatigue destruction of metals]. Moscow, Metallurgizdat, 1963. (in Russian)
5. Lahtin Yu. M., Arzamasov B. N. Himiko-termicheskaya obrabotka metallov [Chemical-thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya, 1985. (in Russian)
6. Ryzhov N. M. Tekhnologicheskoe obespechenie soprotivleniya kontaktnoj ustalosti cementuemyh zubchatyh koles iz teplostojkikh stalej [Technological Provision of Contact Fatigue Resistance of Cemented Gear Wheels from Heat-Resistant Steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2010. iss. 7, pp. 39–45. (in Russian)
7. Ken'ko V.M., Pinchuk V.V., Stepankin I.N. Optimizaciya tekhnologii izgotovleniya holodnovysadochnykh matric [Optimization of the technology of manufacturing cold-settling matrices]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo* [Forging-stamping production]. 1998, iss 11, pp. 22–24. (in Russian)
8. Svoystva, poluchenie i primenenie tugoplavkikh soedinenij. Sprav. izd. [Properties, production and use of refractory compounds. Ref. Ed]. Ed. Kosolapova T.Ya., Moscow, Metallurgy, 1986. (in Russian)

9. Billigman I. Vysadka i drugie metody shtampovki [Disembarkation and other methods of stamping]. Moscow, MASHGIZ, 1960. (in Russian)
10. Stepankin I. N. K voprosu vliyaniya poverhnostnogo modifitsirovaniya na ehkspluatatsionnye harakteristiki stali R6M5 [On the effect of surface modification on the performance characteristics of steel HSS6-5-2]. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya [Strengthening technologies and coatings]. 2015. iss 9, pp. 20–28. (in Russian)
11. Ken'ko V.M., Stepankin I.N. K voprosu ocenki ustalostnoj dolgovechnosti bystrorezhushchej stali R6M5 uprochnennoj posredstvom nizkotemperaturnoj nitrocementacii [To the question of evaluation of fatigue life of high-speed steel HSS6-5-2 reinforced by low-temperature nitrocarburizing]. Vestnik Polockogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya V prikladnye nauki [Bulletin of the Polotsk State University. Series B Applied Sciences]. 2003, vol. 2, iss. 4, pp. 11–14. (in Russian)
12. Gulyaev A.P. Teoriya bystrorezhushchej stali [Theory of high-speed steel]. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 1998, iss. 11, pp. 27–32. (in Russian)

Статья поступила в редакцию 21.04.17