



УДК 620.178.4:621.785.5

## ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К МОДЕЛИРОВАНИЮ МЕХАНИЗМА ИЗНАШИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПЕРЕКОВАННЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

*И. Н. СТЕПАНКИН, РУП «ПО «Белоруснефть», г. Гомель, Беларусь*

*Е. П. ПОЗДНЯКОВ, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь*

*Д. В. КУИС, Н. А. СВИДУНОВИЧ, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: dmitrykuis@mail.ru*

*С. Н. ЛЕЖНЕВ, А. Б. НАЙЗАБЕКОВ, Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Республика Казахстан*

*Предложен подход для моделирования изнашивания перекованной высокоуглеродистой стали при действии на ее поверхность пульсирующих контактных напряжений, реализованный для науглероживания стали 16CrMnS5. Показано, что в процессе нагружения контактным пульсирующим напряжением морфология металла претерпевает изменения, приводящие к формированию текстурно-направленной структуры в области очага концентрации пульсирующих нагрузок. Обнаружены признаки самосовершенствования структуры, сопутствующие как этапу высокой прецизионной стойкости металла к износу, так и проявлению его разупрочнения при накоплении предельной степени наклепа.*

*Ключевые слова.* Моделирование, легированная сталь, науглероживание, структура, микротвердость, контактное изнашивание.

## ON ONE APPROACH TO MODELING THE MECHANISM OF THE SURFACE LAYERS WEAR OF FORGED HIGH-CARBON STEELS

*I. N. STEPANKIN, Republican Unitary Enterprise "PA "Belorusneft", Gomel, Belarus,*

*E. P. POZDNYAKOV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus*

*D. V. KUIS, N. A. SVIDUNOVICH, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: dmitrykuis@mail.ru*

*S. N. LEZHNEV, A. B. NAYZABEKOV, Rudny Industrial Institute, Rudny, Republic of Kazakhstan*

*An approach for modeling the wear of forged high-carbon steel under the action of pulsating contact stresses on its surface, implemented for 16CrMnS5 carburizing steel is proposed. It is shown that in the loading process with contact pulsating stress, in the metal morphology the texture-directed structure in the area of the concentration focus of pulsating loads is formed. Signs of self-improvement of the structure were found, accompanying both the stage of high precision resistance of the metal to wear and the manifestation of its softening with the accumulation of the maximum hardening degree.*

*Keywords.* Modeling, alloy steel, carburization, structure, microhardness, contact wear.

### Введение

Заэвтектоидные стали содержат определенную долю карбидной фазы. Присутствие включений оказывает неоднозначное влияние на свойства металла и деталей, изготавливаемых из него. С увеличением содержания углерода, а также при легировании карбидообразующими элементами влияние карбидной неоднородности усиливается. При использовании легированных инструментальных сталей сформированную полосчатость структуры в изначально катаной заготовке устраняют перековом. Это существенно повышает локальную прочность металла и повышает эксплуатационные характеристики инструмента, особенно при ударных нагрузках [1–5].

Применяемые в настоящее время методы оценки характеристик инструментальных сталей, адаптированные к условиям работы ударной оснастки – штамповой, чеканочной и т. д., моделируют эксплуатационное воздействие на поверхность металла. В случае со штамповой оснасткой одно натурное

моделирование предполагает изготовление образцов из перекованного металла для их дальнейших испытаний. В таких случаях основная трудоемкость процесса подготовки лабораторного эксперимента затрачивается на переков, отжиг, механическую обработку и доводку образцов. При этом, как правило, испытанию подвергается лишь небольшой наружный слой металла, толщина которого соизмерима с величиной допустимого износа штампа. В такой ситуации выявление механизма разрушения и интенсивности износа высокоуглеродистого сплава логично моделировать на образцах из низкоуглеродистой стали, не требующей трудоемкого перекова. Для моделирования структуры перекованной стали предлагается использовать науглероживание на глубину, заведомо большую чем толщина допустимого износа. Она, как правило, ограничивается допуском на изготавливаемую деталь и не превышает 0,5–0,6 мм. Главным преимуществом такого подхода является существенная экономия средств и трудоемкости с возможностью постановки натурального эксперимента по изнашиванию перекованного слоя металла в условиях научно-исследовательских лабораторий, не имеющих специализированного кузнечного оборудования.

### Объекты и методики исследований

Для экспериментальной оценки контактного изнашивания высокоуглеродистых марок сталей использовали запатентованную в Республики Беларусь установку для испытания материалов на контактную усталость и износ [6]. В качестве модельного материала для моделирования структуры заэвтектидного слоя высокоуглеродистой легированной стали, подвергнутой перекову, была выбрана специальная конструкционная (низкоуглеродистая) легированная сталь для поверхностного упрочнения 16MnCrS5. Из данной марки стали были подготовлены специальные образцы для испытания их на экспериментальной установке [6]. Модификацию поверхностного слоя подготовленных образцов осуществляли посредством цементации по двум различным технологическим режимам, отличающимся тем, что в первом случае длительность насыщения при температуре 920 °С составляла 8 ч, а во втором случае – 12 ч. В результате были получены две партии образцов с восемью образцами в каждой. Затем данные образцы подвергали закалке при температуре 860 °С и отпуску при температуре 200 °С.

После проведения модификации поверхностного слоя образцов из стали 16MnCrS5 обе партии образцов были подвергнуты испытанию на контактное изнашивание по методике, подробно рассмотренной в работе [7].

Оценку износа образцов, подвергнутых испытаниям, проводили путем прямого замера глубины лунки износа с помощью индикатора часового типа, который имеет точность измерения 0,01 мм. Далее полученные данные сравнивали с результатами измерения износа при исследовании их на инструментальном микроскопе. Полученные данные были подвергнуты статистической обработке путем интервальной оценки математического ожидания величины износа с помощью критерия Стьюдента при доверительной вероятности 0,9.

Происходящие структурные изменения в поверхностном слое металла образцов после проведения испытаний на контактное изнашивание были изучены с помощью оптической микроскопии. Для этого боковые поверхности рабочей непосредственно подвергнутой износу части образцов были отполированы и подвергнуты травлению.

Исследование напряженно-деформированного состояния в окрестности полоски контакта приложения пульсирующего напряжения проводили с помощью компьютерного моделирования методом конечных элементов в университетской версии программного комплекса ANSYS ED.

### Результаты исследований и их обсуждение

Морфология высоколегированных инструментальных сталей после трех- и пятикратного перекова характеризуется устранением строчечного распределения карбидных фаз. Высокая степень проработки текстуры достигается в случае максимального повторения этапов осадки – вытяжки. Именно после пятикратного повторения всех этапов перекова происходит не только перемешивание волокон материала, но и разделение крупных включений легированных карбидов на отдельные округлые частицы, расстояние между которыми будет соизмеримо с размерами самих включений. По нашим данным применение трехкратного перекова стали Р6М5 позволяет избавиться от текстурной строчечности карбидной фазы, но не гарантирует устранения следов карбидной сетки (рис. 1) особенно при использовании крупных заготовок для массивного штампового инструмента. При исходных диаметрах проката 90–100 мм приходится существенно увеличивать объем исходной заготовки из-за необходимости компенсировать угар

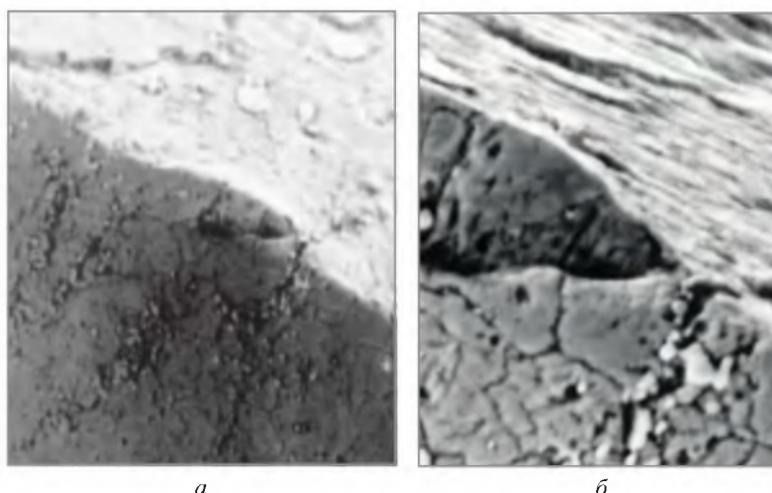


Рис. 1. Микроструктура стали P6M5 после трехкратного перекова: а – ×100; б – ×1000

при ковке, а также отжиге. Перечисленные технологические особенности усложняют процесс подготовки перекованного материала для каких-либо лабораторных исследований, не связанных с непосредственным изготовлением инструмента. В частности, при изготовлении образцов для оценки механизма и интенсивности изнашивания поверхностных слоев металла в условиях пульсирующих контактных напряжений возникают структурные и технологические рассогласования по следующим аспектам. Во-первых, диаметр образцов для лабораторных исследований составляет 10–12 мм, что существенно меньше, чем диаметр заготовок крупных матриц для холодной штамповки. В таком случае использование исходной заготовки меньшего диаметра, скорее всего, будет сопряжено с неминуемым уменьшением балла карбидной неоднородности, но сохранением определенной степени волокнистости металла. Такая морфология не соответствует перекованному сплаву. Во-вторых, попытки выковать заготовку заведомо меньшего сечения из исходного круга большого диаметра неминуемо увеличат трудоемкость работ, объем угара и повысят вероятность образования ковочных трещин. Исходя из изложенного, можно считать весьма актуальной задачу моделирования структуры перекованного металла путем применения науглероживания сталей, цементация которых обеспечит получение морфологии упрочненного слоя по своей структуре, сходного с перекованным сплавом.

Особенность формирования структуры науглероженных слоев легированных сталей, содержащих хром, заключается в образовании обособленных карбидных включений, которые не образуют сплошной цементитной сетки. Этот морфологический признак позволяет рассматривать структуру науглероженного слоя стали 16MnCrS5 в качестве модели перекованного слоя высокоуглеродистой легированной стали с содержанием углерода более 0,8%. Металлографические исследования показали, что строение карбидной фазы в образцах, подвергавшихся химико-термической обработке в течение различного времени, практически идентично. Максимальная глубина заэвтектоидного слоя составляет 120 и 170 мкм после длительности насыщения 8 и 12 ч соответственно. Из рис. 2 видно, что общая глубина упрочненного слоя – порядка 1,5–1,7 мкм, при этом зона микротвердости со значением более 6000 МПа (57 HRC)

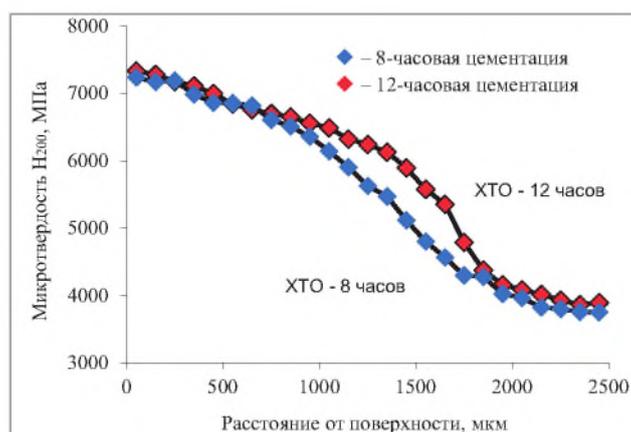


Рис. 2. Распределение микротвердости науглероженных (12 ч) и нитроцементованных (8 ч) слоев стали 16CrMnS5

превышает 1 мм в обоих случаях. Эта же зона не содержит структурно свободных кристаллов сорбита, что свидетельствует о формировании наружного слоя металла заэвтектоидным и эвтектоидным участком упрочненного слоя.

Для оценки адекватности примененного подхода была построена численная модель нагруженной части экспериментального образца, подвергающегося испытаниям на контактное нагружение пульсирующим напряжением величиной 1300 МПа (рис. 3). Из рисунка видно, что окрестность грани, образованной пересечением торцевой поверхности образца с его боковыми плоскостями, находится в зоне действия максимальных по величине эквивалентных напряжений и деформаций, рассчитываемых по теории Мизеса.

Величина эквивалентных напряжений на краях образца достигает 1270 МПа, а в центре площадки снижается до 1000 МПа. Обнаруженный градиент распределения идентичен для эквивалентных деформаций (рис. 3, б). Их максимальная величина – 0,60% возникает в окрестности острой грани образца. В центре площадки контакта величина деформаций снижена до 0,46%. Зона, охваченная максимальными эквивалентными напряжениями и деформациями, располагается не только на торцевой поверхности

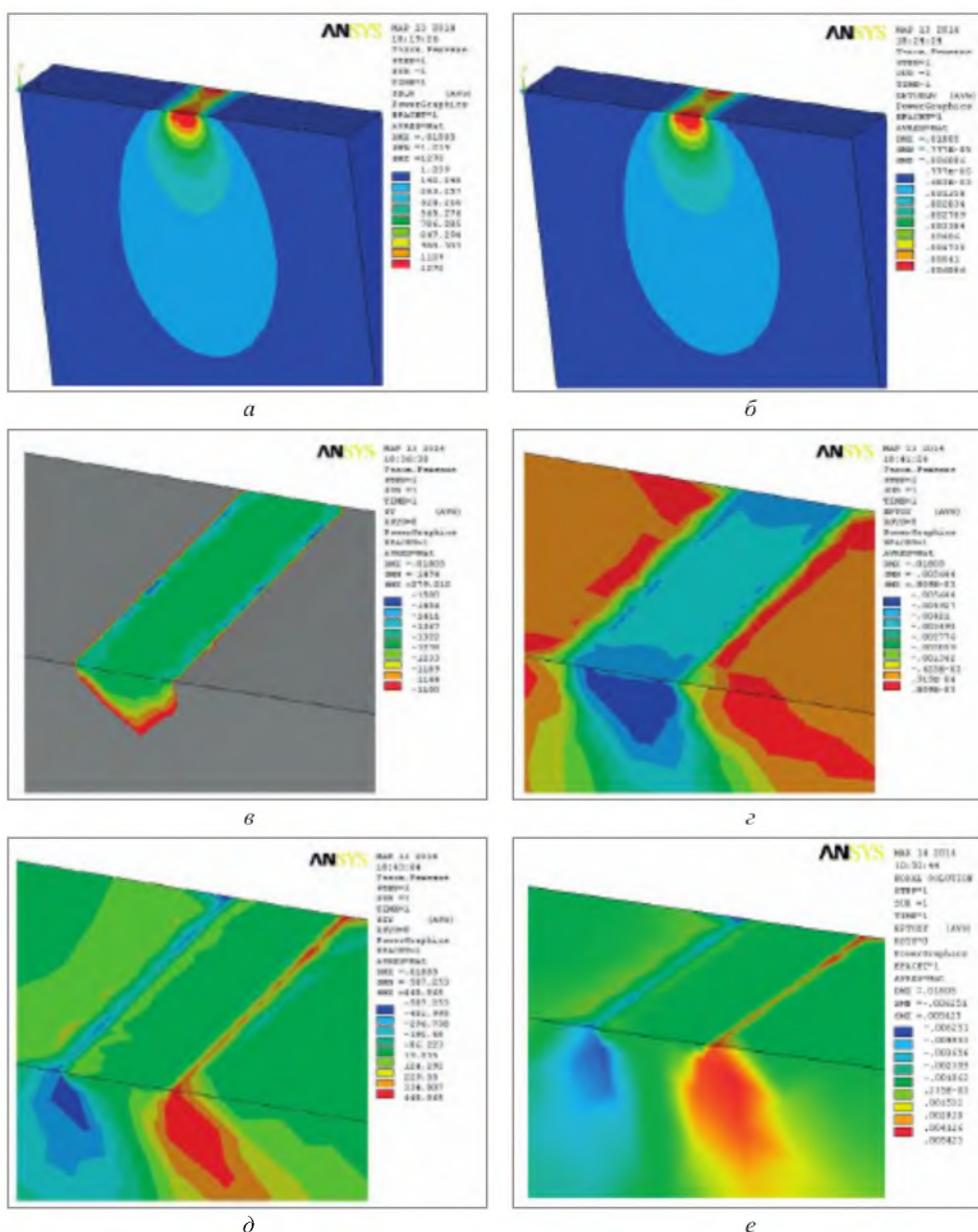


Рис. 3. Распределение напряжений и деформаций в начальный момент испытаний:

- a* – эквивалентные напряжения на рабочей поверхности образца;
- б* – эквивалентные деформации на рабочей поверхности образца;
- в* – нормальные напряжения на боковой поверхности рабочей части образца;
- д* – касательные напряжения в боковой плоскости рабочей части образца;
- е* – сдвиговые деформации в боковой плоскости рабочей части образца

образца, но и на боковой плоскости, к которой контактная нагрузка не прикладывается. Размеры и конфигурация данной зоны имеют полукруглые очертания и отражают характерную для контактного изнашивания область развития питтингов.

Исследование распределения нормальных напряжений показывает, что на границе между зоной приложения контактного напряжения и поверхностью, свободной от контактной нагрузки, величина напряжений достигает порядка 1500 МПа. При этом на большей части площадки контакта величина нормальных напряжений составляет около 1300 МПа (рис. 3, в). Увеличение напряжений также наблюдается в области распространения трещин на боковой плоскости образца. Величина деформаций в этой области достигает 0,56% (рис. 3, з).

Граница между областью рабочей поверхности с приложенной контактной нагрузкой и без нее находится под действием высоких касательных напряжений. Как видно из рис. 3, д, их значения достигают порядка 500 МПа. Очаги концентрации касательных напряжений, возникающих на боковой поверхности рабочей части образца, располагаются в глубине металла под крайними точками приложения нагрузки к поверхности образца. Именно в этих зонах происходит зарождение и рост трещин контактной усталости [8]. Это подтверждается распределением сдвиговых деформаций (рис. 3, е).

Таким образом, приложение контактной нагрузки, реализуемое за счет взаимодействия плоских поверхностей образца и контртела, вызывает неравномерное распределение напряжений и деформаций в поверхностном слое материала, толщина которого не превышает глубины упрочнения. Проведенный анализ показывает возможность продуктивного применения науглероженного слоя стали 16MnCrS5 в качестве модели перекованного слоя высокоуглеродистой стали при анализе структурных превращений, протекающих в композиционном материале при развитии в нем процессов контактной усталости.

Трансформация структуры науглероженного слоя, выявленная на первых этапах контактного нагружения образцов, показала, что, несмотря на высокую интегральную твердость композиционного материала, при воздействии высоких по амплитуде контактных напряжений (950 МПа) в условиях всестороннего сжатия отдельных включений и их окрестности развивается процесс пластической деформации металла. Первоначальная морфология включений претерпевает существенные изменения (рис. 4).

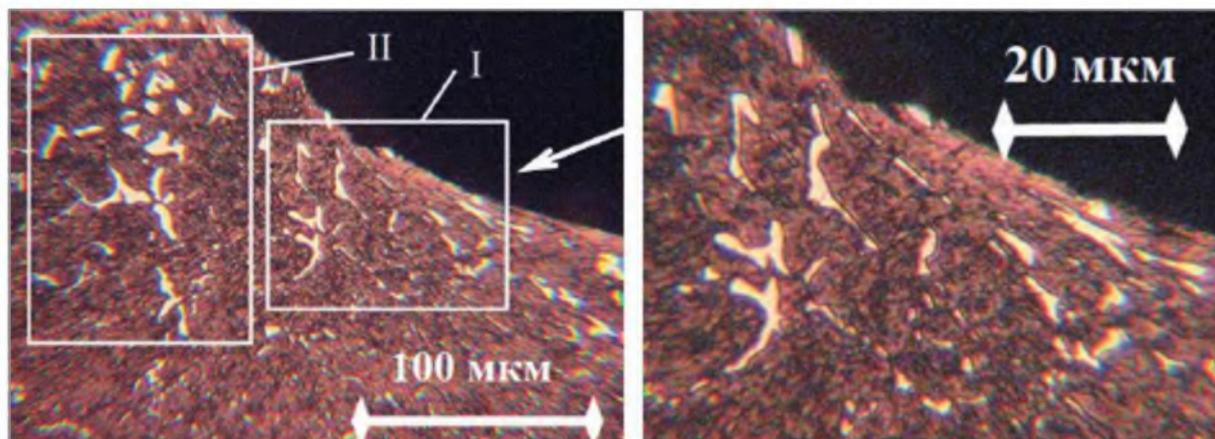


Рис. 4. Эволюция структуры модифицированного слоя образцов стали 16CrMnS5 после 8-часовой цементации, закалки и низкого отпуска после 1000 циклов нагружения контактным напряжением амплитудой 950 МПа

Вытягивание отдельных карбидов вдоль и ориентация их продольной оси параллельно поверхности полоски контакта свидетельствует о протекании процесса наклепа, который по своей физико-механической сущности является процессом упрочнения материала. Вместо исходной структуры с равномерным распределением карбидной фазы формируются признаки текстурной анизотропии с элементами армирования композиционного материала высокоуглеродистой заэвтектоидной зоны модифицированного слоя карбидными включениями. Такое проявление структурной эволюции можно отнести к процессу самосовершенствования морфологии материала, а его масштабный эффект, перенесенный на исходную перекованную заготовку, – к разряду самоупрочнения.

Об этом свидетельствует факт дальнейшей положительной трансформации структуры всех исследованных образцов, а также количественная оценка параметров контактного изнашивания (рис. 5). Три выраженных этапа контактного изнашивания – приработка (I), прецизионная стойкость (II) и катастрофическое изнашивание (III) характерны для обеих партий образцов.

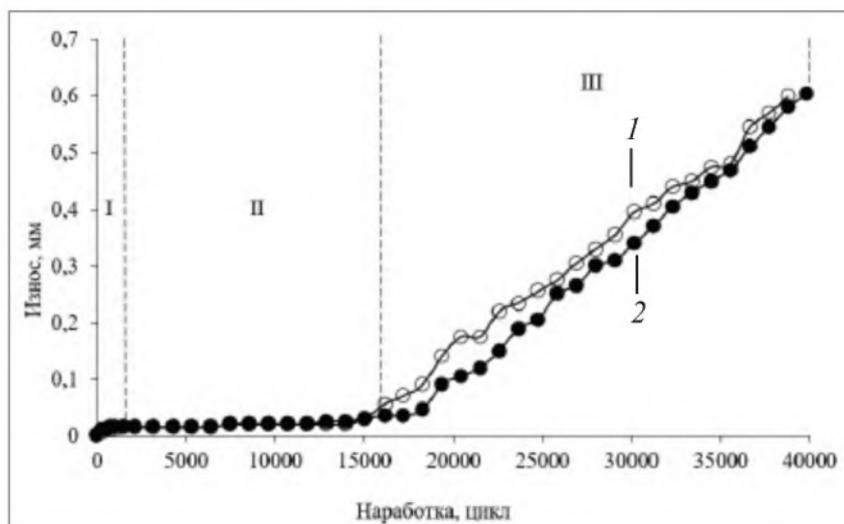


Рис. 5. Износ образцов из стали 16CrMnS5 после 8 ч (1) и 12 ч (2) цементации, закалки и низкого отпуска после нагружения контактными напряжениями амплитудой 950 МПа

### Выводы

Предложенный подход для моделирования изнашивания перекованной высокоуглеродистой стали при действии на ее поверхность пульсирующих контактных напряжений реализован на основе науглероживания стали 16CrMnS4. Цементация на общую глубину более 15 мм позволила сформировать несущий контактную нагрузку слой толщиной около 1 мм. При этом толщина слоя, имеющего характерную для перекованной заэвтектоидной стали структуру, составила не менее 0,5 мм, что соизмеримо с предельной глубиной износа большинства штампов для холодной штамповки.

Отмеченные трансформации структуры науглероженного слоя позволяют заключить, что в процессе нагружения контактным пульсирующим напряжением морфология металла претерпевает изменения, приводящие к формированию текстурно-направленной структуры в области очага концентрации пульсирующих нагрузок. Обнаружены признаки самосовершенствования структуры, сопутствующие как этапу высокой прецизионной стойкости металла к износу, так и проявлению его разупрочнения при накоплении предельной степени наклепа.

*Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP09259236).*

### ЛИТЕРАТУРА

1. **Кислинг Р., Ланге Н.** Неметаллические включения в стали. М.: Металлургия, 1968.
2. **Chunhui L.** Modeling the Behavior of Inclusions in Plastic Deformation of Steels: Doctoral Thesis: 05.2001. Stockholm: Division of Materials Forming Department of Production Engineering Royal Institute of Technology, 2001.
3. **Иванова В.С.** Усталостное разрушение металлов. М.: Металлургиздат, 1963.
4. **Hardman N.J.** Elliptic Elastic Inclusion in an Infinite Elastic Plate // Quart Journal Mechanics Applied Math. 1954. Vol. 7. No. 2.
5. **Pei P., Dai M.** Elliptical inclusion in an anisotropic plane: non-uniform interface effects, Applied Mathematics and Mechanics (English Edition) 43 (2022), 667–688.
6. Устройство для испытания материалов на контактную усталость и износ: полезная модель 7093 U Респ. Беларусь: МПК (2009) G 01N 3/00/ И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Панкратов; дата публ.: 28.02.2011.
7. **Stepankin I., Pozdnyakov E., Kuis D., Lezhnev S.** Mechanism and patterns of wear of chrome steels with a surface-modified layer. Materials Letters 303 (2021), 130489.
8. **Chen, L.** Study on initiation and propagation angles of subsurface cracks in GCr15 bearing steel under rollingcontact / L. Chen, Q. Chen, E. Shao // Wear. 1989. Vol. 133. No 2. P. 205–218.