

УДК 620.17

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

В.Г. Пинчук¹, С.В. Короткевич², С.О. Бобович²

¹Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины, Гомель

²РУП «Гомельэнерго», Гомель

MICROSTRUCTURAL MECHANISM OF DESTRUCTION OF METAL AT FRICTIONAL LOADING

V.G. Pinchuk¹, S.V. Korotkevich², S.O. Bobovich²

¹F. Scorina Gomel State University, Gomel

²RUP Gomelenergo, Gomel

Изучены характерные дислокационные механизмы разрушения поверхностного слоя металла (никель) при трении. Установлена эффективная роль в формировании нарушений сплошности материала полос скольжения, двойников, больших угловых границ разориентации блочной и кристаллитной структуры.

Ключевые слова: действующие зоны скольжения, деформация сдвига, ячеистая структура, зонное расслоение, транскристаллитное и интеркристаллитное разрушение.

This paper analyzes characteristic dislocation mechanisms of metallic (nickel) surface layer destruction under friction. The authors define the effective role of slipping strips of material, doubles, large angle borders of block and crystalline structure disorientation in the formation of uniformity rupture.

Keywords: effective slipping zones (areas), shear deformation, cellular structure, zone stratification, transcrystalline and intercrystalline destruction.

Введение

В настоящее время возрос интерес к изучению микроструктурных особенностей пластической деформации и износа поверхностей металла при фрикционном нагружении с точки зрения дислокационных представлений [1], [2]. В работах [2]–[4] предложен локализованный во времени механизм разрушения, обуславливающий циклический лепестково-послойный характер изнашивания поверхностного слоя, основанный на прямых и косвенных исследованиях его микроструктуры и кинетики износа, базирующийся на анализе спектров смазки электронного (ЭПР) и ядерного магнитного резонансов (ЯМР). Этот механизм связывается с формированием дислокационных источников разрушения, которые частично освещены в статье [5].

В данной работе, которая является продолжением статьи [5], приводятся данные электронно-микроскопических исследований микроструктуры поверхностного слоя при трении скольжения, проведен их анализ с точки зрения формирования источников разрушения. Методика эксперимента приведена в работе [4].

1 Материалы и методика эксперимента

Методами электронной микроскопии и ферромагнитного резонанса изучено изменение дислокационной структуры в приповерхностном слое никеля при фрикционном нагружении.

Исследован поликристаллический никель чистой 99,99%. Образцы в виде тонких дисков 5x0,1 мм² электролитически полировали и отжигали в вакууме 0,133 мПа при 973 К. Испытание на трение проводили на машине типа АЕ–5 с прецизионной установкой плоскости контактирования. Трение скольжения осуществляли в паре Ni – Мо на воздухе в смазке ЦИАТИМ – 201 при нагрузке 82,3 кПа и линейной скорости 0,5 м/с. Число рабочих круговых ходов находилось в интервале 1 – 36·10³. Средняя объёмная температура образца не превышала 40° С. Спектр ферромагнитного резонанса регистрировали по методике, описанной в работе [6]. Электронно-микроскопические исследования никеля осуществляли на микроскопе ЭМВ – 100АК методом тонких фольг на «просвет». Фольги получали путём одностороннего электролитического утончения дисков с противоположной стороны от поверхности трения на установке струйного полирования, оснащённой чувствительным фотодиодным мостом, позволяющим контролировать прозрачность участков на глубине ≈ 0,1 мкм от поверхности трения. Плотность дислокаций определяли по микрофотографиям методом взаимно перпендикулярных секущих. Данные по плотности дислокаций получали путём усреднения при просмотре не менее пяти локальных участков в разных зёрнах.

2 Результаты исследования и их обсуждение

При фрикционном нагружении поверхностей, в силу различной высоты и разнообразия геометрических форм шероховатостей (экструзий и интрузий), в поверхностном слое функционирует знакопеременное нагружение, которое наряду со сдвиговыми силовыми воздействиями обуславливает сложнапряженное состояние кристаллической решетки. Знакопеременное нагружение фрикционно взаимодействующих экструзий и интрузий трансформируется в пульсирующую деформацию поверхностных объемов, вызывая протекание усталостных процессов и заметное снижение предела прочности материала [7]. Эти особенности фрикционного нагружения формируют своеобразную микроструктуру в поверхностном слое металла.

При анализе микроснимков отмечается появление ячеистой микроструктуры, состоящей из зон высокой и низкой плотности дислокаций (рисунок 1а). Зоны высокой плотности дефектов содержат скопления дислокационных петель и диполей с плотностью $\rho \approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Первой

особенностью микроструктуры при фрикционном нагружении является формирование нанокристаллической структуры (согласно современной терминологии [8]) с размером блоков $\approx 10^2$ мкм квазиравномерно распределённых по объёму поверхностного слоя. На этой стадии деформации возрастает склонность к выстраиванию дислокационных скоплений в одном направлении. Кроме того, обнаруживается тенденция к формированию очень мелких микротрещин по границам этих текстурных образований с характерными размерами: 0,01 мкм по диаметру и 0,10 мкм по длине (рисунок 1в). Такие малые трещины должны характеризовать дислокационный механизм зарождения микротрещин в одиночной линии скольжения, не требующий в этом процессе активационного действия соседних линий скольжения или целой полосы [9]. Согласно [9], это безактивационное зарождение приводит к формированию неустойчивых микротрещин в поле внешних напряжений, их слиянию и разрушению материала.

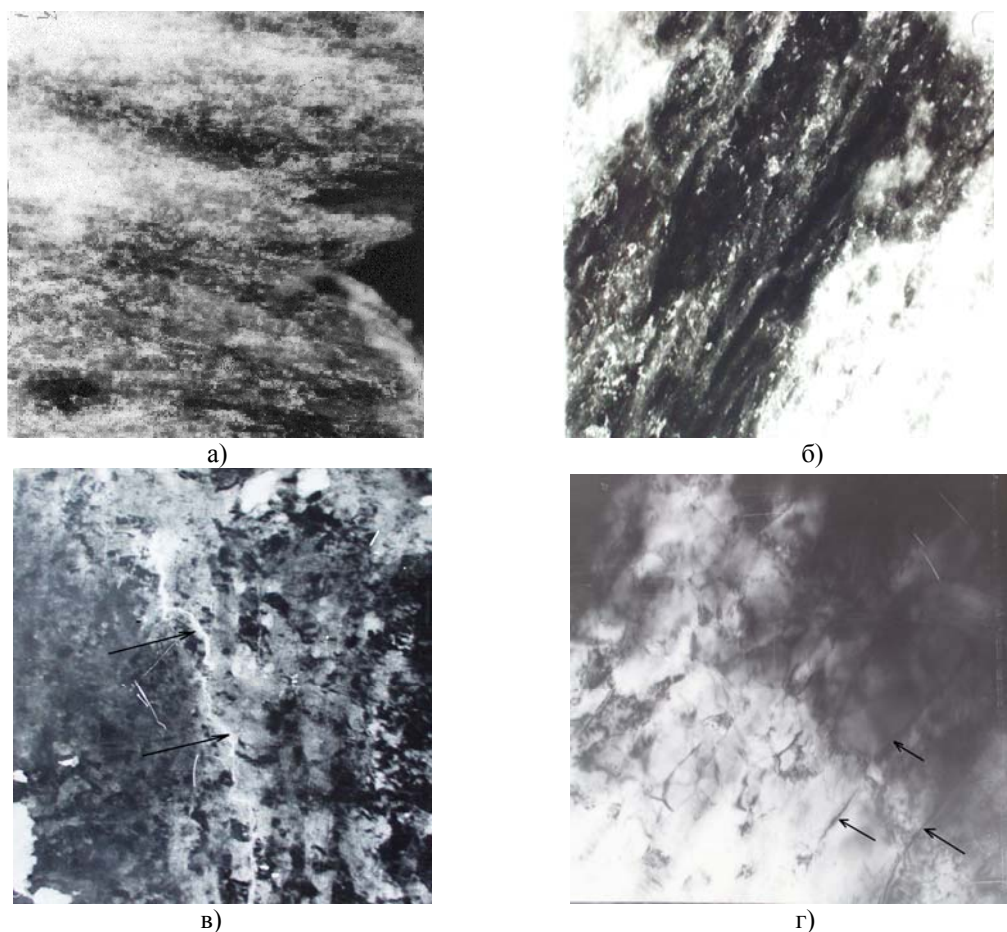


Рисунок 1 – Трансмиссионная электронная микроскопия никеля и микроструктура его поверхностного слоя: а) – ячеистая структура; б) – формирование полос скольжения; в) – зарождение усталостных трещин (стрелки); г) – тонкие расщелины в полосах скольжения (стрелки).

Увеличение – $\times 36000$

Второй особенностью этой фрагментированной структуры является высокая угловая разориентация границ субзерен, сравнимая с зернограницным рассогласованием $\approx 10^\circ$. Как отмечено в работах [10], [11], значение этих вновь образованных большеугловых границ в процессах упрочнения и разрушения весьма существенна. Они являются эффективными источниками зернограницных дислокаций, образующих двойные перегибы, на длине которых может раскрываться микротрещина. Согласно данным, приведенным в статье [12], этот процесс требует, примерно в три раза меньшего количества дислокаций в скоплении, чем при обычном заторможенном сдвиге. Высокоугловая разориентация границ субзерен обуславливает также их барьерную роль при движении дислокаций, способствуя образованию плоских скоплений и формированию из них микротрещин при заторможенном сдвиге.

По мере нагружения наблюдается тенденция к трансформированию ячеистой структуры. Контуры ее размываются, что проявляется в исчезновении отчетливых границ ячеек и появлении объемных дислокационных конфигураций в виде вытянутых жгутов. Отмечается возрастание количества этих образований субструктуры на единицу объема и выстраивание их в текстурированные контуры, формируя полосы скольжения (рисунок 16). Наличие устойчивых полос скольжения является характерной чертой структуры для малоамплитудного усталостного нагружения [13]. Исходя из структурных особенностей, можно установить механизм образования полос скольжения. Зоны с высокой плотностью дислокаций в основном состоят из дислокационных петель и скоплений диполей, которые по мере нагружения становятся менее равноосными. С повышением степени упрочнения и плотности дислокационных диполей в жгутах, часть диполей может распадаться на краевые дислокации противоположного знака, выход которых на поверхность обуславливает сдвиги и экструзии, являющиеся концентраторами упругих напряжений [14].

Анализ субструктурных изменений в процессе трения позволяет отметить доминирующую роль действующих полос скольжения в процессах упрочнения и разрушения поверхностных объемов на стадии установившегося режима, при напряжениях, меньших критических, характерных для малоамплитудной усталости. Свойственная усталостному нагружению локализация деформации в действующих полосах скольжения и наличие в поверхностном слое интрузий и экструзий приводит к зарождению из них усталостных трещин (рисунок 1в; показаны стрелками). Количество трещин и плотность полос растет с повышением уровня упруго напряженного состояния кристаллической решетки. Согласно данным, приведенным в статье [15],

наиболее эффективным механизмом зарождения усталостных трещин является проникновение интрузий вглубь наиболее интенсивных полос скольжения. Неконсервативное движение дислокаций в соседние плоскости скольжения в комбинации с их возвратно-поступательным движением при циклических нагрузках приводит к образованию и присоединению скрытых нарушений сплошности материала к вершинам интрузий. При дальнейшем нагружении эти поверхностные несовершенства мигрируют в действующие зоны скольжения, образуя тонкие расщелины (рисунок 1г). Формирование клиновидных расщелин происходит также и в развитой блочной структуре при перемещении блоков между действующими полосами скольжения. Конечным этапом развития этих надрывов материала является формирование клиновидных трещин, которые могут распространяться от одной полосы к другой, формируя макротрещины, приводящие к его разрушению (рисунок 2а).

На основании электронномикроскопических исследований субструктуры никеля при фрикционном нагружении установлено, что интрузии развиваются в областях с высокой плотностью дислокаций. Обычно след интрузии составлял 0,1–0,3 мкм, что соответствует нескольким сотням микроступенек вышедших дислокаций. Очевидно, что интрузии можно отождествить с микронадрезами на поверхности, наличие которых обеспечивает не только концентрацию напряжений на их острие, но и реализацию растягивающих напряжений в направлении толщины и ширины образца [16]. В поверхностном слое при трении, в силу наличия надрезов, пластическое течение подавляется вследствие понижения напряжения сдвига и концентрации напряжений, вызванной надрезом, ограничивающим течение в малом локализованном объеме материала. Поэтому в кристаллах, претерпевающих переход из вязкого состояния в хрупкое, характер разрушения изменяется при переходе от разрушения сдвигом к разрушению сколом. Это разрушение связано с расщеплением атомных плоскостей растягивающими напряжениями, ориентированными перпендикулярно поверхности скола. При появлении надреза значения нормальных напряжений значительно превышают касательные напряжения сдвига и ярче проявляется тенденция к росту трещин скола.

Наличие многочисленных тонких двойников по границам полос скольжения (рисунок 2б, стрелки) и в зернах (рисунки 2в, 2г) имитирует большие смещения в решетке и сильную концентрацию напряжений, релаксация которых может осуществляться упруго пластическими деформациями и актами разрушения [17]. Двойникование характеризуется наличием мелких трещин вдоль их поверхности раздела с матрицей, а также большой импульсивностью воздействия на

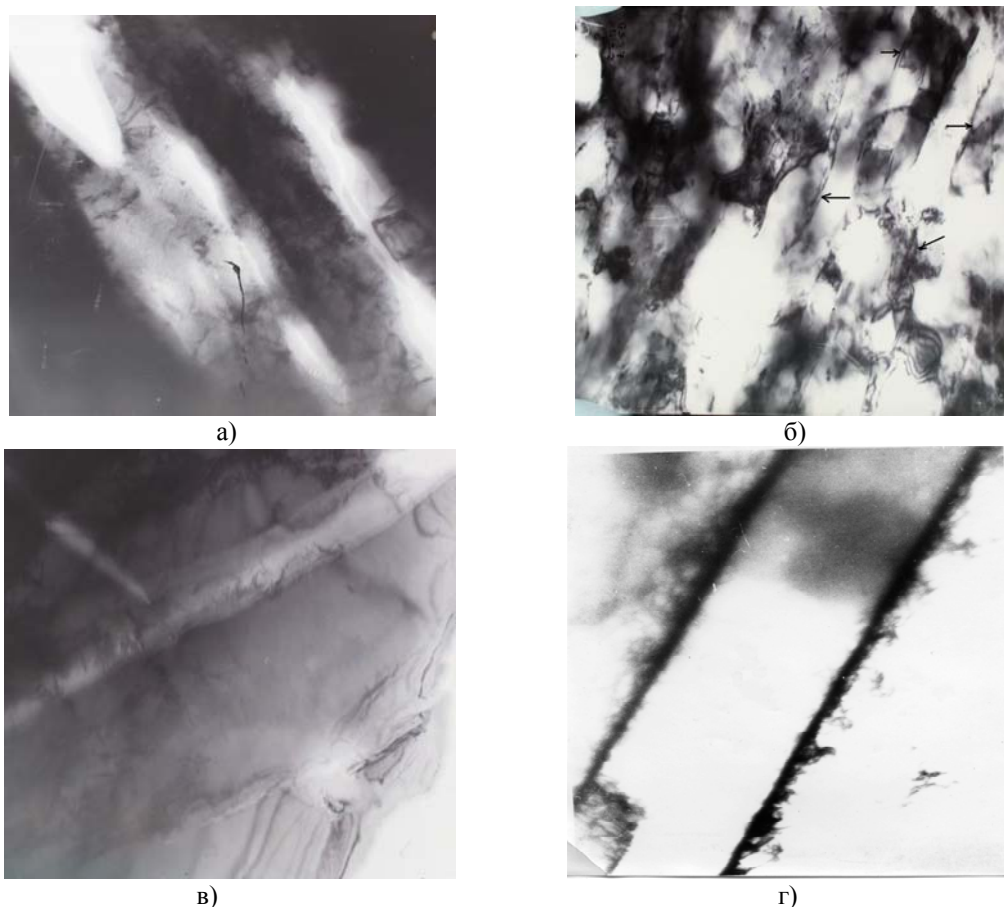


Рисунок 2 – Элементы транскристаллитного разрушения: а) – клиновидные трещины в полосах скольжения; б) – полосы скольжения и двойники; в) и г) – двойники в зернах. Увеличение – $\times 36000$

кристаллическую решетку и препятствия. Согласно данным, приведенным в статье [18], напряжения, связанные с взаимодействием двойников и полос скольжения, стопорение их границами зерен и блоков могут инициировать скол, поскольку с двойниковыми образованиями связаны большие перемещения кристаллической решетки. Поэтому, учитывая интенсивное развитие субструктуры и двойников в полосах скольжения, наблюдаемое на рисунке 2а, серию прямолинейных сколов и расщелин можно отнести и к двойниковым механизмам разрушения.

Характерным механизмом транскристаллитического разрушения при фрикционном нагружении является пересечение границ зерен полосами скольжения. Вероятность образования трещины в месте соприкосновения полосы с границей зерна зависит от угла разориентации кристаллической решетки на границе. При наблюдаемой разориентации границ блоков ($\approx 10^\circ$) взаимодействие полос с ними может привести к серии мелких трещин в зерне, а при больших разворотах – к формированию разрывов на самой границе, особенно на стыке трех зерен (рисунок 3а, позиция А).

Помимо описанных выше механизмов, обуславливающих в основном транскристаллитное разрушение ГЦК металлов (никель), немаловажную роль в протекании процессов изнашивания играет интеркристаллитное разрушение. Электронномикроскопические исследования приповерхностных объемов на стадии приработки поверхностей и начального этапа установившегося режима обнаружили возникновение многочисленных микропор в полосах скольжения (рисунок 3б). При дальнейшем нагружении, по мере развития полос скольжения, в них на фоне возрастающего диспергирования решетки появляются многочисленные микропоры (рисунок 3а, область В). Наблюдаются элементы для коагуляции пор в виде вытянутых и заостренных сегментов (позиция Д). Появление микропор внутри и по границам блоков обуславливается активируемой вспышкой температур в локальных местах фрикционного контакта, диффузионной подвижностью вакансий и их объединением.

При упруго-напряженном состоянии поры становятся концентраторами диспергированного состояния решетки и могут обуславливать транс- и интеркристаллитное разрушение.

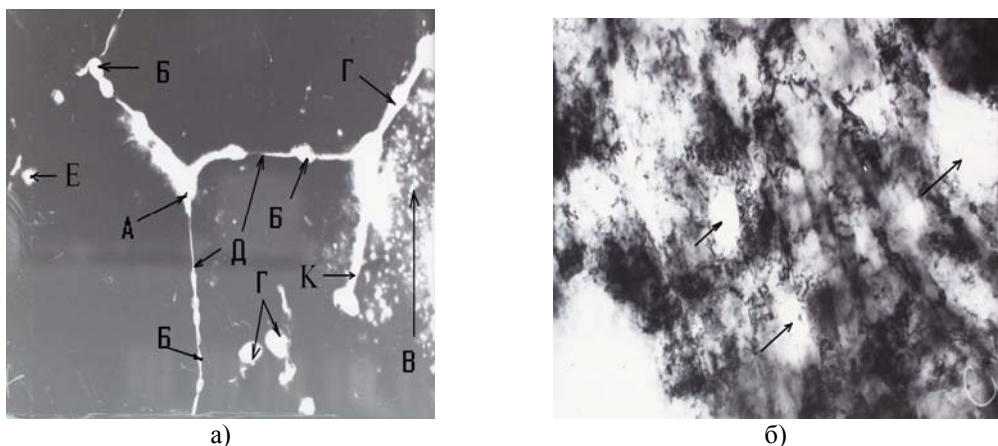


Рисунок 3 – Интеркристаллитное разрушение: а) – разрушение на стыке трех зерен (А – разрушение на стыке трёх зёрен; Б – микропоры в полосах скольжения (появление вытянутых игл для их коагуляции; В – поры внутри зёрен; Г – транскристаллитное разрушение; К и Д – интеркристаллитное разрушение; Е – микропоры вблизи границ зёрен); б) – развитие пор в полосах скольжения (стрелки). Увеличение – х36000

Как видно из рисунка 3а, иллюстрирующего зернограничное разрушение, поры образуются вблизи границ зерен (Е), в самих границах (Б) и внутри зерен (В). Вблизи некогерентных границ поры, как правило, мигрируют к ним, поскольку пустоты и границы являются хорошими стоками вакансий, за счет которых они расширяются. Однако поры могут образоваться и в самих границах зерен за счет совместного протекания межзеренного проскальзывания и внутризеренного скольжения с образованием порогов на границе и притока к ним вакансий в результате зернограничной диффузии. Под воздействием приложенных нагрузок микропоры становятся концентраторами напряжений и сами могут обуславливать транс- и интеркристаллитное разрушение (рисунок 3а, К, Д). Как видно из этого рисунка, процесс зернограничного разрушения преимущественно интенсифицируется на тройных стыках зерен за счет развития и коагуляции микропор, которые для этого удлиняются и выставляют клиновидные сегменты, создавая этим сильную концентрацию напряжений скола.

Заключение

Анализ полученных данных подтверждает мнение, что в приповерхностном слое при фрикционном нагружении действует несколько механизмов образования трещин. На начальных этапах происходит трансформирование ячеистой структуры в квазиравномерное распределение дислокационных скоплений и формирование из них устойчивых полос скольжения. Возрастающая неравновесность этих дислокационных ансамблей со временем нагружения приводит к формированию поверхностных сдвигов и надрывов, являющихся источниками микротрещин. Необходимо отметить наличие транс- и интеркристаллитного разрушения за счет

формирования и коагуляции многочисленных пор; пересечения двойников полосами скольжения и зернограничные механизмы разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Панин, В.Е. Синергетические принципы физической мезомеханики / В.Е. Панин // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3, № 6. – С. 5–36.
2. Юркова, А.И. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. I. Особенности формирования структуры / А.И. Юркова, Ю.В. Мильман, А.В. Бякова // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 1. – С. 2–11.
3. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения поверхностного слоя металла при трении / В.Г. Пинчук // Трение и износ. – 1989. – Т. 10, № 3. – С. 401–405.
4. Пинчук, В.Г. Взаимосвязь микроструктурных изменений с кинетикой износа поверхностного слоя металла при трении / В.Г. Пинчук, Е.Г. Шидловская, // Трение и износ. – 1989. – Т. 10, № 6. – С. 965–972.
5. Пинчук, В.Г. Структурные особенности микропластической деформации поверхностных слоев металла при трении на этапе приработки поверхностей / В.Г. Пинчук // Трение и износ. – 1996. – Т. 17, № 4. – С. 487–490.
6. Булатов, А.С. Зависимость ширины линии ФМР от плотности дислокаций в никеле / А.С. Булатов, В.Г. Пинчук, М.Б. Лазарева // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 34, № 5. – С. 1066–1069.
7. Гарбер, Р.И. Физика прочности кристаллических тел / Р.И. Гарбер, И.А. Гиндин // Успехи физических наук. – 1960. – Т. LXX, Вып. 1. – С. 57–110.

8. *Holste, C.* Cyclic plasticity of nickel, from single crystals to submicrocrystalline polycrystals / *C. Holste // Phil. Mag.* – 2004. – Vol. 84, № 3–5. – P. 299–315.
9. *Владимиров, В.И.* Актуальные задачи теории зарождения дислокационных трещин / *В.И. Владимирова, Ш.Х. Ханнанов // ФММ.* – 1970. – Т. 30, Вып. 3. – С. 490–510.
10. *Федоров, Ю.А.* Испускание и поглощение дислокаций границами зерен / *Ю.А. Федоров, О.И. Сысоев // Физика металлов и металлургия.* – 1973. – Т. 36, Вып. 5. – С. 919–924.
11. *Владимиров, В.И.* Энергия активации зарождения микротрещин в голове скопления дислокаций / *В.И. Владимирова, А.Н. Орлов // Физика твердого тела.* – 1969. – Т. 11, № 2. – С. 370–378.
12. *Орлов, А.Н.* Взаимодействие атомов примеси с перегибами на движущихся дислокациях / *А.Н. Орлов // Физика твердого тела.* – 1980. – Т. 22, Вып. 12. – С. 3580–3585.
13. *Иванова, В.С.* Металловедение и термическая обработка / *В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев.* – М. : Металлургиздат, 1967. – С. 5–62.
14. *Neumann, P.* Coarse slip model of fatigue / *P. Neumann // Acta metallurgy.* – 1969. – Vol. 17, № 9. – P. 1219–1225.
15. *Фудзита, Ф.Е.* Разрушение твердых тел / *Ф.Е. Фудзита.* – М. : Металлургиздат, 1967. – 450 с.
16. *The fracture of mild steel laminates / J.D. Embury, [et al.] // Trans. AIME.* – 1967. – Vol. 239. – P. 114–118.
17. *Погребной, Э.Н.* О локальных деформациях при взаимодействии полос скольжения и двойников с препятствиями / *Э.Н. Погребной, К.М. Жак // ФММ.* – 1967. – Т. 23, Вып. 1. – С. 106–112.
18. *Хол, Д.* Разрушение твердых тел / *Д. Хол.* – М. : Металлургия, 1967. – 222 с.

Поступила в редакцию 15.10.09.