

ДИНАМИКА РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ ПРИ ТРЕНИИ

Пинчук В. Г., Короткевич С. В.*, Бобович С. О.**

УО Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины,

** УО Белорусский государственный университет транспорта,*

korotsv@tut.by,

*** РУП Гомельэнерго*

Современное состояние проблемы прочности материалов требует знания основных закономерностей упрочнения и разрушения поверхностных объемов при трении. Существующие теории изнашивания нагруженных поверхностей предполагают в своей основе локальное разрушение приповерхностных слоев твердых тел при трении с образованием частиц износа. В работе, предворяющей этот доклад [1], проанализированы некоторые структурные элементы упрочнения и разрушения поверхностного слоя никеля при трении с точки зрения дислокационных представлений. Установлено явление перестройки развитой ячеистой структуры в квазиравномерное распределение дислокационных ансамблей, в которых, в дальнейшем, развиваются устойчивые полосы скольжения. Наблюдались и анализировались элементы разрушения – мелкие микротрещины, микропоры и их коагуляция. Определены некоторые предпосылки интеркристаллитного разрушения.

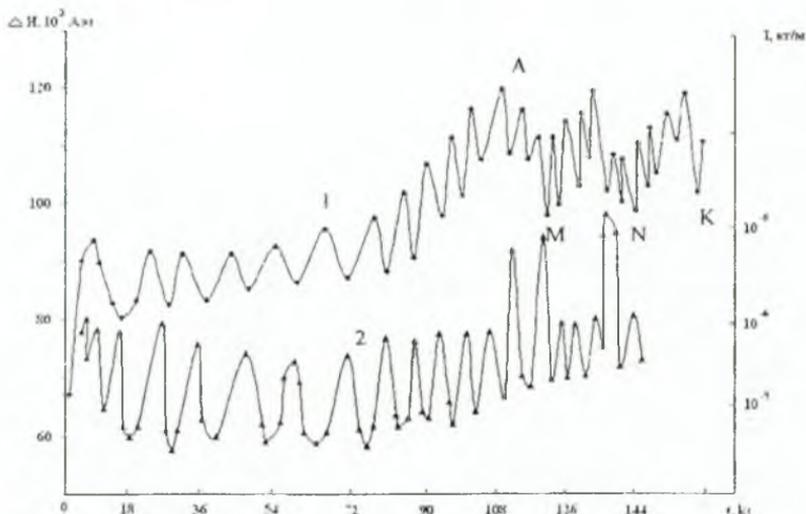
В данной работе приводятся аналитические сведения об уже наблюдаемых элементах сплошности материала и результаты дальнейших исследований микроструктуры поверхностного слоя металла при трении с точки зрения дислокационных представлений.

Дислокационная структура изучалась комплексно, методом ферромагнитного резонанса (ФМР) (применимость которого для этих целей общепринята [2]), трансмиссионной электронной микроскопией. Электронно-микроскопические исследования проводили на микроскопе ЭВМ – 100 АК методом тонких фольг на “просвет”.

Полученная осцилляционная зависимость ширины линии (ΔH) ФМР при длительных испытаниях отражает кинетику плотности дислокаций в поверхностном слое никеля при трении (рис. 1, кривая 1). Нижняя кривая отражает кинетику интенсивности изнашивания. Электронно-микроскопические исследования иллюстрируют динамику микроструктуры на характерных участках приведенной зависимости.

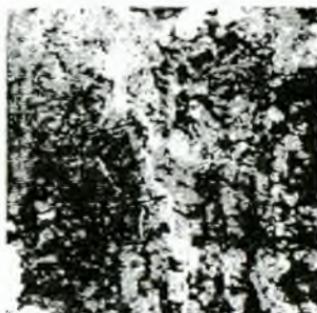
Появление мелких микротрещин вдоль текстурных образований микроструктуры с характерными размерами $10^{-2} - 10^1$ мкм в конце прирабочного периода связано с усталостными процессами (рис. 2 а). В этом случае локальные вспышки температуры в местах фактического контакта приводят к объединению, распределенных по объему зерна, вакансий в микропоры, из которых зарождаются очаги разрушения. Имеет место и другой механизм нарушений сплошности материала, связанный с образованием поверхностных сдвигов и надрывов в связи с дислокационными преобразованиями. Локальные скопления дислокационных петель и диполей являются концентраторами сильных упругих напряжений. При возрастании плотности этих дефектов в скоплениях увеличивается возможность их диссоциации на краевые дислокации противоположного знака [3]. Выход дислокаций одного знака на поверхность обуславливает появление поверхностных концентраторов разрушения – сдвигов и надрывов в полосах скольжения, особенно при пересечении полосами скольжения субграниц. Это характерно на этапе

установившегося режима из-за образования тонких расщелин в действующих зонах скольжения (рис. 2, б).

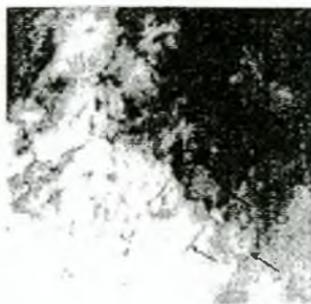


→ Зависимость ширины линии ΔH ферромагнитного резонанса и — скорости изнашивания I от времени трения t

Рис. 1. Зависимость ширины линии ΔH ферромагнитного резонанса (1) и интенсивности изнашивания I (2) от времени трения t .



а)



б)



в)

Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя никеля: а - зарождение усталостных трещин (стрелки); б - тонкие расщелины в полосах скольжения (стрелки); в - микрогрещины. Увеличение $\times 54000$.

Действие усталостных процессов (в нашем случае – малоамплитудная усталость) в сложной картине фрикционного нагружения приводит к превращению действующих зон скольжения в надрывы. Скольжение при малых амплитудах нагружения формирует ряд тонких сдвигов, которые, выходя на поверхность, создают интрузии и экструзии или промежуточные дефекты. Поверхностные несовершенства структуры мигрируют в действующие зоны скольжения, превращая их в расщелины [4] (рис. 2, б). Эти расщелины с характерными размерами 240/18 нм формируются на границах полос скольжения и, по-видимому, на двойниковых структурах. При дальнейшем нагружении для динамики разрушения характерно, что между участками материала, ослабленного надрывами и расщелинами, скачкообразно распространяются трещины (рис. 2, в).

Характерной особенностью изменения прочностных характеристик дальнейшего этапа нагружения поверхностей трения является то, что на кривой $\Delta H = f(t)$ наблюдаются глубокие спады плотности дислокаций (рис. 1, точки М, N, К), а им соответствуют сильные выбросы интенсивности изнашивания, на 2–3 порядка превышающие значение этого параметра в приработочный период. Для микроструктуры характерны вытянутые полосы сдвига, с отчетливо очерченными границами (рис. 3 а, стрелки).

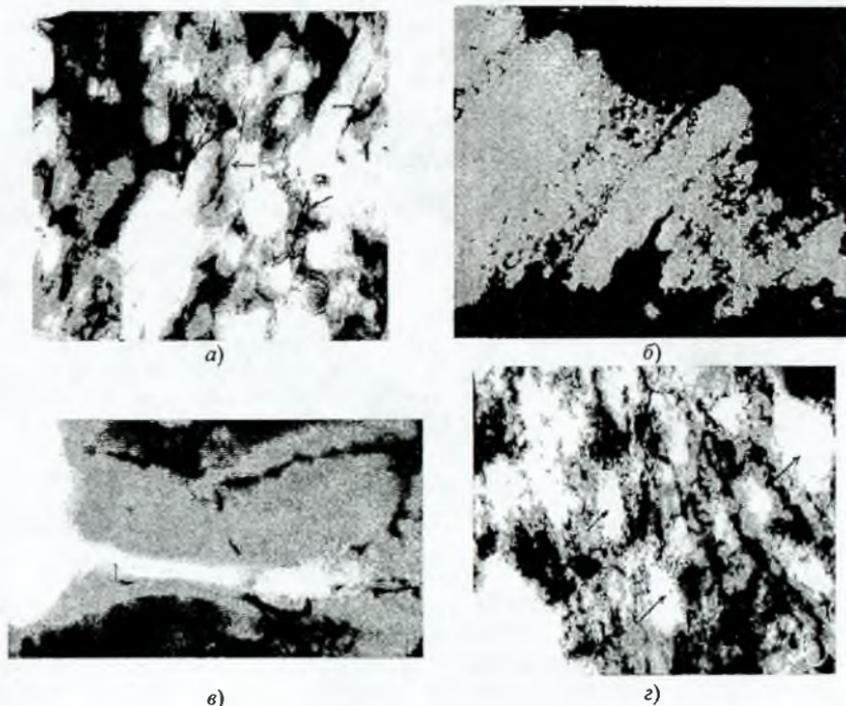


Рис. 3. Микроструктура транскристаллитного разрушения: а) – полосы структурного расслоения никеля ($t = 113,4$ кс, стрелки); б) – трещины вдоль и поперёк полос скольжения ($t = 115,2$ кс); в) – объединение микротрещин; г) – разрыхление материала за счёт пор ($t = 123$ кс, стрелки). Увеличение $\times 54000$.

По нашему мнению, наличие локализованного расслоения материала и сдвиг по границам полос скольжения может усилить градиенты упругих напряжений и вызвать

образование разломовидных микротрещин как вдоль, так и поперёк полос скольжения (рис. 3, б). Этот процесс может стимулироваться присутствием двойников, роль которых в разрушении очевидна и интрузивных борозд, являющихся результатом движения большого количества дислокаций в полосах скольжения [5]. Объединение таких трещин, зарождающихся в полосах скольжения (наиболее вероятно в вершинах интрузионных впадин) иллюстрирует рис. 3, в. Распространение отдельных трещин происходит по типу вязкого разрушения, в виду действия пластической деформации в вершине трещин в течение каждого цикла усталостного нагружения. Однако при сближении трещин на критически близкие расстояния (как видно из рис. 3, в – порядка 0,1 мкм) разрушение происходит сколом. В этом случае обе трещины выставляют навстречу иглоподобные концентраторы напряжений порядка 10 нм. Поскольку двойникование связано с большими смещениями кристаллической решётки, то связанные с ними напряжения могут прямо вызывать возникновение скола. Появление многочисленных микропор внутри и по границам блоков обуславливается активируемой вспышками температуры в локальных местах фрикционного контакта, диффузионной подвижностью вакансий и их коагуляцией. Под воздействием приложенных напряжений микропоры становятся концентраторами напряжений и могут обусловить транскристаллитное разрушение. Такое разрывление поверхностного слоя иллюстрирует рис. 3, з, стрелки.

Характер усталостного разрушения, типичного для фрикционного нагружения с повышением температуры в поверхностном слое изменяется: транскристаллитное разрушение, зарождающееся в полосах скольжения переходит в интеркристаллитное, которое реализуется на порах,

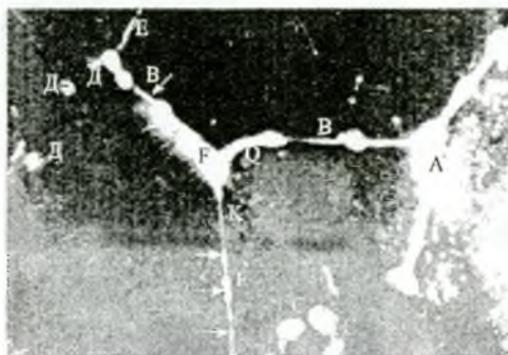


Рис. 4. Интеркристаллитное разрушение никеля. Время испытания 123,4 кс. Увеличение $\times 54000$

расположенных по границам и на стыке трёх границ (рис. 4).

Границы зёрен являются наиболее уязвимыми местами для возникновения трещин и пор под действием комбинированного нагружения при трении. Во-первых, они являются хорошими местами для стока вакансий и сами являются их источниками. Это обуславливает образование пор при коагуляции вакансий и рост пустот при стоках точечных дефектов на их поверхность. Во-вторых, при трении, поверхностный слой в локальных местах может

находиться в условиях близких к текучести в силу действия комбинированных нагрузок и вспышек температуры на пятнах фактического контакта сопряжённых поверхностей. В этом случае развитое проскальзывание по границам зёрен, стимулирует механизмы интеркристаллитного разрушения в связи с тем, что число пор и микротрещин развивается пропорционально степени проскальзывания [6]. В-третьих, границы зёрен представляют собой ослабленные участки в плане прочности материала.

На этой стадии обнаруживаются многочисленные микропоры, как внутри блоков, так и по границам их. При повышенных температурах скопления микропор образуют полости грубо сферической формы в результате коагуляции (рис. 4, поз. Ф). Этот процесс может усиливаться межзёренным проскальзыванием [6]. При фрикционном нагружении предполагается возможной реализация критической концентрации локальных участков перенапряжений на границах зёрен, являющейся вполне достаточным ус-

ловием обеспечения зернограничного разрушения из-за остаточных напряжений вследствие анизотропии теплового сжатия–растяжения [7]. В этом случае фрактограмма разрушения представляет гладкий излом, происходящий в результате расщепления кристаллографических плоскостей, называемым кливажом. К этому механизму разрушения, по-видимому, можно отнести участки излома (рис. 4, поз. Е). Величина напряжений, действующих на материал в этом случае, может усиливаться за счёт напряжений в зёрнах, примыкающих к концам этой границы и тормозящих проскальзывание, а также за счёт уже существующих микроструктурных дефектов, таких как пустоты, включения, вторичной фазы. Однако на некоторых участках этого вида разрушения частично проявляется дуктильный излом, представляющий собой результат увеличения и соединения пустот (рис. 4, Е, стрелки). В этих местах поверхность излома становится язвливой. Смешанный вид разрушения наблюдается на пересечении границ трёх зёрен (рис. 4, поз. Q). При этом виде разрушения уменьшается изгиб границ и, как правило, этот механизм является началом интеркристаллитного разрушения [8]. Сдвиг по границам зёрен ведёт к усилению локальной деформации в порах, результатом которой является диссипация энергии пластической текучести в разломовидные трещины сдвига. Этим можно объяснить появление клиновидных микротрещин у основания у основания пор на границах и направленных тонким остриём в сторону ближайших микропустот (рис. 4, поз. В). Эта чёткая направленность разрушения обусловлена ослаблением прочности материала по межзёрнным границам и взаимодействием пор, лежащих на критических расстояниях, когда их упругие поля перекрываются. Высказанная точка зрения подтверждается тем фактом, что такие же по размеру поры, лежащие вне границ, даже на меньших расстояниях, могут объединяться только простым столкновением без формирования клиновидных трещин (рис. 4, поз. С). На основании наших экспериментальных данных следует, что условиями образования микротрещин из пор, находящихся на границах зёрен являются: достижение ими критического для роста размера $\sim 0,1$ мкм и сближение их на достаточные для упругого взаимодействия $\sim 0,25$ мкм расстояние. В этом случае имеет место дуктильный излом являющийся результатом увеличения и соединения микропустот. Анализируя картину интеркристаллитного разрушения в никеле правильное утверждать о смешанном механизме излома, ибо при кливаже (рис. 4, поз. Е) имеются элементы дуктильного излома (стрелки), также при дуктильном изломе (поз. В) присутствуют элементы хрупкого раскалывания.

Оценим максимальное растягивающее напряжение в вершине трещины В (рис. 4), необходимое для её продвижения с учётом реального радиуса её закругления по известной формуле:

$$\sigma_p = (E\rho\gamma/4C)^{1/2}$$

где σ_p – напряжения действующие на связи материала в вершине, $\rho = Ri/a_0$ – безразмерное отношение, связанное с пластическим затуплением острия трещины, Ri – радиус закругления трещины, a_0 – постоянная решетки (для никеля), γ – поверхностная энергия скола никеля. Оказалось, что значение этого параметра $\sigma_p = 3,3 \cdot 10^8$ Па по порядку величины сравнимо с теоретической прочностью никеля. Большое значение уровня напряжений можно объяснить высокой степенью ограничения пластической деформации у вершины трещины. У никеля относительно высокая энергия дефекта упаковки и дислокации менее склонны к переползанию в соседние плоскости, и степень пластической релаксации уменьшается у вершины трещины. Недостаточно выясненной остаётся роль микропустот находящихся в зерне в непосредственной близости от его границ. Существует точка зрения, что поры вблизи некогерентных границ быстро ликвидировались, поскольку такие границы являются хорошими источниками и стоками вакансий [9]. Согласно нашим исследованиям, поры сосуществуют с границами в непосредственной их близости (расстояние $\approx 0,1$ мкм), и, более того, – инициируют микросколы на этих

границах (рис. 4, поз. Д). Оценочные значения скальвающих напряжений в вершинах микротрещин и пор, позиции которых отмечены в отдельном столбце приведены в таблице.

Таблица. Значения напряжений микротрещин и пор.

№ п/п	Позиция дефекта на рисунке	Вид дефекта	Значение напряжения, Па	Характерный размер (длина/ширина), нм	Радиус закругления, нм
1	Рис. 2 б, (стрелки)	Микротрещина в виде расщелины	$1,4 \cdot 10^9$	240/18	1,9
2	Рис. 3, в (стрелка)	Микротрещина	$0,8 \cdot 10^9$	1370/90	10
3	Рис. 4, поз. В, стрелка	Микротрещина	$4,8 \cdot 10^9$	135/63	19
4	Рис. 4, поз. Д	Пора	$1,9 \cdot 10^8$	18,5	18,5
5	Рис. 4, поз. В, С	Пора	$0,8 \cdot 10^8$	46	46
6	Рис. 4, поз. А	Пора	$0,4 \cdot 10^8$	93	93

Значение сдвиговых напряжений σ для пор в оценочной таблице определяли по формуле (2) [8]:

$$r > 2\gamma/\sigma,$$

где γ – поверхностная энергия.

Список литературы

1. Пинчук В.Г., Короткевич С.В. Некоторые механизмы разрушения приповерхностных объёмов металлов при фрикционном нагружении. В сб. трудов международной науч.-технической конференции "XVII Петербургские чтения по проблемам прочности", посвящённые 90-летию со дня рождения профессора А.Н. Орлова, Санкт - Петербург, 10 – 12 апреля 2007 г.
2. Булатов А. С., Пинчук В. Г., Лазарева М. Б. Зависимость ширины линии ФМР от плотности дислокаций в никеле // Физика металлов и металловедение, – 1972 (34), вып. 5, 1066–1069.
3. Neuman P. Acta metall, 1969, v. 17, № 9, p. 1219 – 1225.
4. Гарбер Р. И., Гиндин И. А. Физика прочности кристаллических тел // Успехи физических наук - 1960, т. LXX, вып. 1, с. 57 – 110.
5. Forsyth P. J. E. Acta metall, 1963, v. 11, p. 703.
6. Intrater J., Machlin E. S., Acta metall, 1959, v. 7, p. 149 - 153.
7. Bornes R. S., Redding G. B. Cottrell A. N. Phil. Mag., V. 3, 1958, p. 97.
8. Tipper C. S., Metallurgia, v. 39, 1949, p. 133.
9. Mclean D. Journal Aust. Inst. Metals, 1963, v. 8, p. 45.