

05;12

О механизме изнашивания поликристаллических твердых тел при трении скольжения

© Б.М. Гинзбург

Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 24 ноября 1999 г.

Предложена новая микромеханическая модель механизма изнашивания поликристаллических твердых тел при трении скольжения. Модель согласуется с ранее предложенной гипотезой, объясняющей переход от интенсивного к умеренному изнашиванию (при трении скольжения неконформных контртел) достижением определенной достаточно малой скорости сдвиговой деформации поверхности трения, зависящей от абсолютного значения приложенной к трибоконтакту нормальной силы. Кроме того, модель позволяет объяснить известные эмпирические зависимости интенсивности изнашивания и коэффициента трения стали по стали в широком интервале изменений нагрузок и давлений на трибоконтакте.

В предыдущей работе [1] показано, что триботехнические методы можно использовать как инструмент для регистрации изменений механизмов разрушения поверхности твердых тел при трении. Такую возможность дает экспрессная методика оценки интенсивности изнашивания материалов в широком интервале контактных давлений (от нескольких до сотен МПа) и нагрузок [1,2], основанная на трении неконформных цилиндрических контртел с первоначальным контактом по линии. По мере износа испытуемого образца (неподвижного ролика из сравнительно мягкой стали) его линия контакта с контртелом превращалась в канавку шириной a , площадь которой постоянно увеличивалась, а давление P на контакте соответственно уменьшалось. При некотором достаточно малом давлении на контакте P_C происходило изменение характера кинетики объемного износа образца, свидетельствующее об изменении механизма изнашивания и его переходе от интенсивного к умеренному. Однако оказалось, что значение P_C зависит от нормальной силы F_N , приложенной к узлу трения через неподвижный образец и поддерживаемой постоянной в течение трибологического

эксперимента. Тогда было высказано предположение, что изменение механизма изнашивания происходит при определенной скорости деформации поверхности, которая, в свою очередь, пропорциональна скорости изменения ширины канавки износа da/dt . Это предположение привело к следующему соотношению между какими-либо двумя значениями P_C и соответствующими значениями нормальной силы F_N :

$$f_1 P_{C1}^2 / F_{N1} = f_2 P_{C2}^2 / F_{N2}. \quad (1)$$

Если коэффициенты трения f_1 и f_2 мало меняются с нагрузкой, то выполняется соотношение

$$P_{C1} / P_{C2} = (F_{N1} / F_{N2})^{1/2}. \quad (2)$$

Справедливость соотношения (2) была подтверждена экспериментально [1], что оправдывало выбор величины da/dt в качестве меры скорости деформации и подтверждало гипотезу о том, что неравенство значений P_C для различных начальных нормальных нагрузок F_N на феноменологическом уровне обусловлено различием скоростей сдвиговой деформации поверхности.

В данной работе в развитие указанной гипотезы предлагается модель, объясняющая изменения механизма изнашивания на микроскопическом уровне при вариации нормальной нагрузки на узел трения. Предложенная модель позволяет объяснить известные эмпирические зависимости изнашивания и трения стали по стали в широком интервале вариации нормальных нагрузок на поверхность трения.

Известно, что с ростом нормальной нагрузки происходит "сближение" контртел за счет нормальной деформации пятен касания [3]. Поскольку трущиеся контртела не идеально гладки, а обладают некоторой шероховатостью, каждая отдельная микронеровность испытуемого тела (рис. 1, *a*), на которую набегают поверхность более жесткого контртела, подвергается сдвиговой деформации. При этом чем меньше расстояние между контртелами, тем выше последующая величина сдвиговой деформации. Поскольку эта деформация происходит за тот же отрезок времени (что и при меньшей нагрузке), постольку и скорость сдвиговой деформации выше.

Аналогичная ситуация возникает в том случае, когда микронеровность сжата при начальном нагружении контртела (рис. 1, *b*). Чем больше сжата микронеровность, тем выше последующая сдвиговая деформация и тем выше скорость сдвиговой деформации.

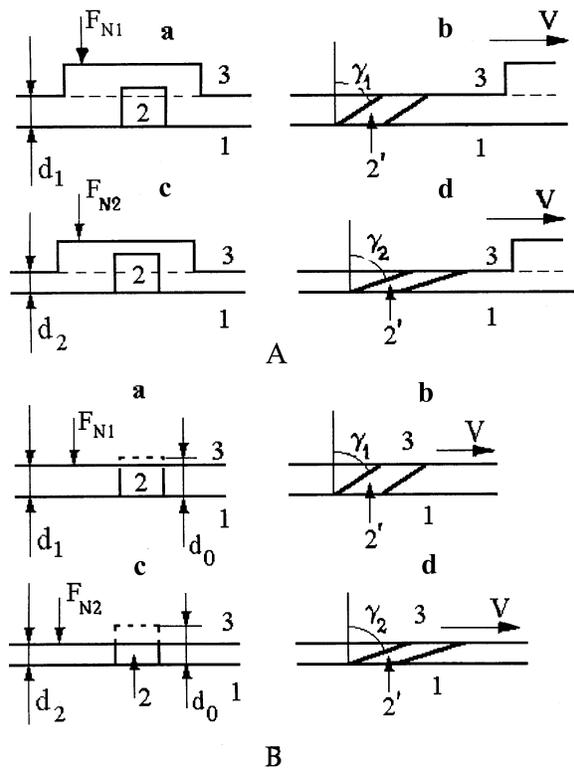


Рис. 1. Схема сдвиговой деформации неровностей (в виде прямоугольных параллелепипедов), первоначально не касающихся контртела (А) или первоначально касающихся и сдавленных контртелом (В): 1 — неподвижный образец, 2 — неровность, 3 — подвижное контртело; а, с — начальное состояние; б, д — состояние после сдвиговой деформации. В нижнем ряду начальная нормальная нагрузка F_{N2} выше, чем F_{N1} в верхнем ряду; поэтому расстояние между контртелами d_2 меньше, а сдвиговая деформация микронеровности γ_2 выше в нижнем ряду, чем соответствующие значения d_1 и γ_1 в верхнем ряду.

Теперь отметим, что сдвиговая деформация отдельного кристаллита или кристаллического зерна приводит к увеличению его поверхности и соответственно его поверхностной свободной энергии (рис. 2).

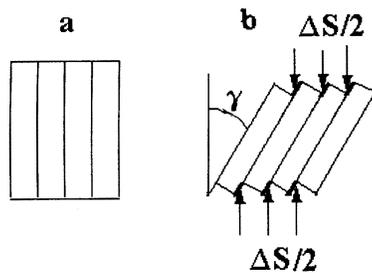


Рис. 2. Схема сдвиговой деформации кристаллитов: *a* — недеформированное состояние, *b* — деформированное состояние, ΔS — дополнительная свободная поверхность, возникающая при сдвиговой деформации.

Увеличение поверхностной свободной энергии может стать настолько большим, что она сравняется с поверхностной свободной энергией зародыша кристаллизации при температуре поверхности трения. Тогда это может привести к локальному плавлению кристаллитов и последующей локальной кристаллизации материала в тех же микрообъемах, но уже в недеформированном состоянии. Подобные явления локального плавления и рекристаллизации при комнатной температуре (температуре эксперимента) наблюдались в результате сдвиговой деформации кристаллитов ориентированного полиэтилена (плавящегося при 100–115°C в обычных условиях) при его переориентации [4]. Гипотеза о локальном оплавлении микронеровностей металлов при трении высказывалась многократно ([3], с. 15–22). Кроме того, прямыми измерениями методом инфракрасной пирометрии показано, что при высоких скоростях скольжения в локальных областях фактического контакта колодок авиатормозов температура достигает температуры плавления одного из контртел ([3], с. 153–159), а температура на тех участках, где фактический контакт отсутствует, — на несколько сотен градусов ниже.

Однако смысл нашей гипотезы заключается в том, что оплавление микронеровностей может происходить не только вследствие повышения температуры, связанного с диссипацией энергии деформирования поверхности трения, но и вследствие понижения локальной температуры плавления кристаллических образований, составляющих неровность.

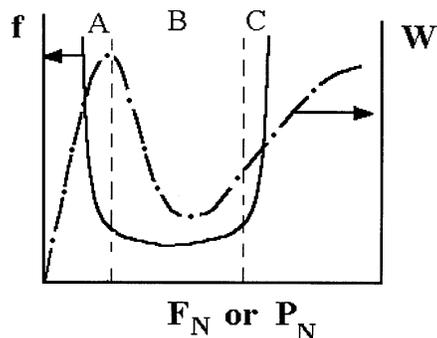


Рис. 3. Схема наиболее общей зависимости коэффициента трения скольжения f от нормальной нагрузки или контактного давления. Здесь же представлено схематическое изображение зависимости интенсивности изнашивания W (весового износа, отнесенного к площади номинального контакта и к пути трения) мягкой стали при сухом трении скольжения о жесткую сталь [9]. A — область малых нагрузок, соответствующая хрупкому разрушению, обусловленному усталостными процессами; B — область средних нагрузок и малых значений коэффициента трения, обусловленных локальным плавлением микронеровностей; C — область высоких нагрузок, соответствующая хрупкому разрушению, обусловленному высокой скоростью сдвиговой деформации микронеровностей.

Степень понижения зависит от величины сдвиговой деформации и размера исходных кристаллических зерен: чем больше исходный размер зерна, тем выше должна быть величина сдвиговой деформации, приводящая к плавлению [4]. В пределе при сдвиговой деформации зерно может превратиться в двумерное образование. Таким образом, предельно низкая величина температуры плавления микронеровностей определяется температурой плавления двумерного упорядоченного монослоя соответствующей решетки; по грубым оценкам, сделанным в работе [5], эта температура составляет $2/3$ температуры плавления объемного кристалла, т.е. для стали температура плавления может снижаться до 1100–1200 К.

Электроннографические данные, полученные для островков свинца и олова, напыленных на угольную подложку [6], подтверждают такую оценку: уменьшение размера частиц до ~ 3 нм приводит к снижению температуры плавления до $\sim 2/3$ от равновесной.

Наконец, оценить температуру плавления можно по формуле Томсона [6,7]:

$$T_R = T_0(1 - 2\sigma\nu/qR), \quad (3a)$$

где T_R — температура плавления кристалла радиусом R , T_0 — равновесная температура плавления; σ — межфазная энергия на границе раздела фаз; ν — объем, приходящийся на один атом в кристаллической решетке; q — скрытая теплота кристаллизации на один атом. Подставляя сюда соответствующие величины ($\nu \approx 10^{-29} \text{ m}^3$; $q \approx 10^{-19} \text{ J}$), имеем

$$T_R = T_0(1 - 2\sigma \cdot 10^{-10}/R). \quad (3б)$$

Удельная свободная поверхностная энергия твердого железа на границе раздела с газовой фазой составляет $\sigma \approx 2 \text{ J/m}^2$ [8], а на границе раздела с расплавом много меньше. Ввиду отсутствия прямых экспериментальных данных, по аналогии с другими веществами примем, что в этом случае величина σ меньше на порядок. Тогда имеем

$$T_R = T_0(1 - 0.4 \cdot 10^{-10}/R), \quad (3в)$$

где R выражается в м. При значении $R \approx 10^{-10} \text{ m}$ по порядку величины, соответствующему толщине монослоя, снова получим $T_R \approx 0.6 T_0$.

Подчеркнем, что в процессе трения происходит конкуренция между влиянием абсолютной величины сдвиговой деформации и ее скоростью. Расплав отдельных микронеровностей может создавать благоприятные условия для трения в среднем диапазоне нормальных нагрузок и давлений и способствовать малому износу. При больших нагрузках возникает рассмотренное выше увеличение скорости деформации и переход к хрупкому разрушению. При малых нагрузках абсолютная величина сдвиговой деформации недостаточна для плавления большей части микронеровностей, и снова наблюдается хрупкое разрушение.

Предложенная модель согласуется с наиболее общей немонотонной эмпирической зависимостью коэффициента трения от нагрузки ([3], с. 141), а также с эмпирической зависимостью интенсивности изнашивания мягкой стали при трении скольжения о жесткую сталь [9] (рис. 3).

Изучение поверхностей трения микроскопическими и другими методами *post factum* не всегда однозначно обнаруживает особенности, характерные для хрупкого или пластического разрушения. Однако, по нашему мнению, это не опровергает сделанного предположения и, по-видимому, связано с тем, что после разрушения локального участка при

трении и этот участок, и образующаяся частица износа претерпевает существенные изменения в процессе продолжающегося трения.

Предложенный механизм трения скольжения и разрушения шероховатой поверхности кристаллических твердых тел не отвергает механизмов, предложенных ранее, но может существовать наряду с ними.

Автор признателен С.А. Кукушкину и А.В. Осипову за обсуждение некоторых аспектов работы.

Список литературы

- [1] *Гинзбург Б.М.* и др. // ПЖТФ. 1995. Т. 21. № 1. С. 41–45.
- [2] *Kozyrev Yu.P.* et al. // Wear. 1994. V. 171. P. 71–75.
- [3] *Контактное взаимодействие твердых тел и расчет сил трения и износа:* Сб. ст. / Под ред. А.Ю. Ишлинского, Н.Б. Демкина. М.: Наука, 1971. 240 с.
- [4] *Ginzburg B.M., Sultanov N., Rashidov D.* // J. Macromol. Sci. B. Physics. 1974. V. 9. N 4. P. 609–657.
- [5] *Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М.* Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. М.: Наука, 1972. 319 с.
- [6] *Скрипов В.П., Коверда В.П.* Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей. М.: Наука, 1984. 232 с.
- [7] *Кукушкин С.А., Осипов А.В.* // УФН. 1998. Т. 168. № 10. С. 1083–1116.
- [8] *Физические величины:* Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова М.: Энергоатомиздат, 1991. С. 335–337.
- [9] *Bowden F.P., Tabor D.* The Friction and Lubrication of Solids. Oxford: Clarendon Press, 1950. 450 p.