Доклады Академии наук СССР
1955. Том 103, № 4

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

К. В. САВИЦКИЙ и М. П. ЗАГРЕБЕННИКОВА

К ВОПРОСУ О ПРИРОДЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТРУЩИХСЯ ТЕЛ

(Представлено академиком И. П. Бардиным 21 I 1955)

Известно, что в процессе трения и изнашивания металлов поверхностные слои нередко претерпевают значительные пластические деформации, сопровождающиеся изменением их исходной структуры и появлением в решетке особых искажений ([1], [2]). Возникновение деформационных искажений кристаллической решетки обычно проявляется в изменении ряда физико-химических свойств деформируемого металла и может способствовать развитию некоторых вторичных процессов. Изменение механических свойств металлов в результате предшествующей пластической деформации нередко приводит и к изменению характера их разрушения при данных условиях нагружения. Можно предполагать, что пластические деформации поверхностных слоев металлов в процессе трения, в конечном счете, являются одной из основных причин тех глубоких изменений в свойствах и характере разрушений, которые наблюдаются на деталях машин при их эксплуатации.

Повышение температуры и структурные изменения, окисление и схватывание, изменение характера разрушения (изнашивания) и многие другие поверхностные явления, наблюдаемые в процессе трения, в значительной мере являются следствием или находятся в тесной связи с предшествующей пластической деформацией весьма тонких слоев металлов. В связи с этим представлялось интересным провести сравнительное исследование характера изменений микротвердости поверхностей трения и торцевых поверхностей сжатых образцов в зависимости от степени предварительной деформации и температуры отжига.

Опыты проводились с поликристаллической медью и алюминием. Образцы из прутковой технически чистой меди и алюминия диаметром 8 мм и высотой 13 мм предварительно отжигались в вакууме при температурах 600° для меди и 500° для алюминия. Изучение влияния предварительной деформации на микротвердость поверхностей трения проводилось на медных образцах. С этой целью образцы статически обжимались до различных степеней деформации от 10 до 75%. Затем одна из торцевых поверхностей деформированных образцов истиралась по шлифованной закаленной плите из рессорной стали с применением граничной смазки вазелиновым маслом.

Трение образцов проводилось на специальной машине, работающей по принципу возвратно-поступательного движения. Скорость трения соответствовала 0,39 м/мин. Давление на номинальную поверхность образцов оставалась всегда постоянным и равнялось 2,8 кГ/мм². Измерение микротвердости производилось на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 Г.

На рис. 1 представлены зависимости микротвердости торцевых поверхностей медных образцов от степени относительного обжатия и последующей обработки трением. Рис. 1 показывает, что дополнительная обработка трением вносит существенные изменения в свойства внешних слоев. Ока-

залось, что микротвердость поверхностных слоев при данных условиях трения не зависит от предварительного наклепа материала. Из рис. 1 следует, что деформации тонких слоев металла в условиях трения приводят к значительному упрочнению, которое в условиях линейных схем напряженного состояния может быть достигнуто только при очень больших степенях деформации. В связи с этим было высказано предположение, что изменение свойств поверхностных слоев металла в процессе трения обусловлено особым механизмом пластического течения, при котором, наряду с появлением текстуры, изменением величины зерна и развитием окислительных процессов, могут возникать качественно отличные нарушения правильности строения их кристаллической решетки по сравнению с пластическим сжатием или растяжением.



Рис. 1. Медь. *1* — сжатие; *2* — сжатие + трение

В литературе имеются указания, что повышение скорости деформирования может приводить не только к количественному накоплению деформационных искажений, но и качественному их изменению, к расширению ассортимента последних по степени устойчивости при данной температуре ([3]). Высказываются соображения, что фактором, определяющим возникновения качественно отличных искажений, является различие в значениях деформирующих напряжений, а следовательно, и напряженностей внутренних силовых полей, в условиях которых происходит формирование этих искажений.

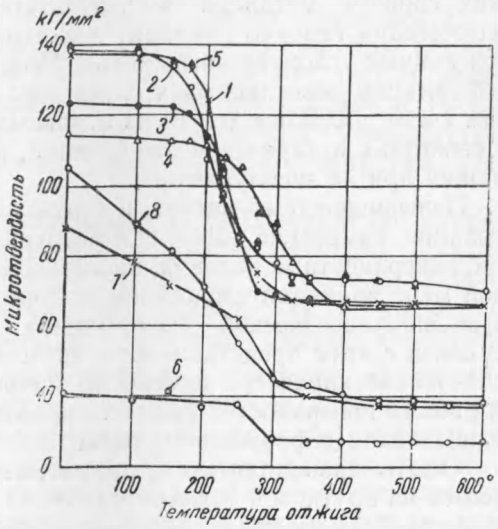


Рис 2. *1—5*—медь: *1* — динамическое сжатие на 60%; *2* — динамическое сжатие на 60% + обработка трением; *3* — статистическое сжатие на 60%; *4* — динамическое сжатие на 30%; *5* — динамическое сжатие на 30% + обработка трением. *6* — *8* — алюминий: *6* — статическое сжатие на 60%; *7* — статическое сжатие на 60% + трение; *8* — обработка трением

Так как в условиях трения, вследствие различной высоты и разнообразия геометрических форм неровностей трущихся поверхностей, напряжения в контактных точках и по глубине распределены неравномерно и так как даже при умеренных скоростях скольжения время контактирования выступа одного тела с выступом другого исчисляется долями секунды, то мы вправе ожидать, что при деформировании поверхностных слоев трудящихся тел всегда будет иметь место неоднородность напряженностей внутренних силовых полей, а следовательно, возможность формирования качественно отличных искажений.

Для проверки высказанных предположений были проведены опыты по изучению зависимости микротвердости поверхностей трения алюминия и меди от температуры отжига. Изучалось также изменение микротвердости

торцевых поверхностей образцов, деформированных сжатием в условиях статического и динамического приложения сил.

Подготовка образцов, деформации сжатием и обработка трением производились так же, как указывалось выше. Динамическое сжатие осуществлялось на вертикальном копре с падающим грузом. Отжиг образца производился в высоком вакууме при температурах от 100° и выше через каждые 25—50° температур 600° для алюминия и 600—700° для меди. Выдержка при каждой температуре отжига в течение 1 часа. Нагрев до заданной температуры и охлаждение проводились при наличии требуемого вакуума.

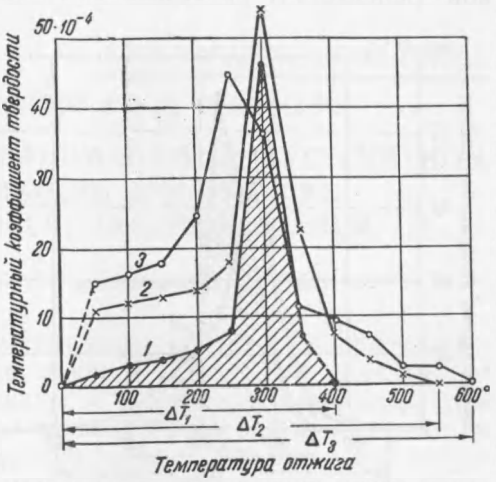


Рис. 3. Алюминий. *1* — статическое сжатие на 60%; *2* — статическое сжатие на 60% + обработка трением; *3* — обработка трением

На рис. 2 представлены некоторые кривые изменения микротвердости торцевых поверхностей образцов алюминия и меди с различной предшествующей обработкой от температуры отжига, где кривые *1*, *2*, *3*, *4* и *5* относятся к меди, а *6*, *7* и *8* — к алюминию. Из рис. 2 следует, что микротвердость поверхностей, подвергавшихся трению, независимо от предшествующей обработки образцов, всегда имеет более высокое значение как в области низких, так и в области высоких температур отжига.

Отсутствие повышения микротвердости поверхностей трения у образцов, предварительно деформированных динамически до больших степеней деформаций, а также отсутствие возрастания микротвердости у образцов, не подвергавшихся трению после отжига при высоких температурах, исключают возможность истолкования полученных результатов появлением окисных пленок или измельчением кристаллитов.

Проведя в одной серии опытов отжиг при более высокой температуре (700°), мы получили снижение микротвердости поверхностей трения до их исходных значений. Этот факт свидетельствует о том, что изменения в состоянии поверхностей, вызванные трением, в температурном отношении более устойчивы, чем изменения, вызываемые только статическим или динамическим сжатием.

В связи с этим представлялось интересным проследить за интенсивностью изменения твердости поверхностей трения (разупрочнения) в зависимости от температуры отжига и провести сопоставление ее с интенсивностью разупрочнения статически и динамически деформированных образцов. С этой целью мы подсчитали температурные коэффициенты отдыха K по формуле

$$K = \frac{\Delta H}{H} \frac{1}{\Delta T},$$

где ΔH — изменение микротвердости за температурный интервал ΔT; H — исходное значение твердости. Температурный коэффициент K выражает относительное изменение твердости, приходящееся на 1° в исследуемом интервале температур. Чем больше значение K, тем интенсивней протекает разупрочение, т. е. восстановление свойств металла при данной температуре опыта.

На рис. 3 и 4 представлены изменения температурных коэффициентов отдыха в зависимости от температуры отжига. Из рис. 3 для алюминия и

рис. 4 для меди следует, что интенсивность разупрочнения для поверхностей, подвергавшихся трению, заметно выше, чем для образцов, не подвергавшихся трению, как в области низких, так и в области высоких температур отжига. Отдых образцов, деформированных статической нагрузкой (кривые *1*), протекает в более узком температурном интервале ΔT_1 и заканчивается при температурах 400° как для алюминия, так и для меди. Для образцов, поверхность которых подвергалась трению по стальной плите, процесс отдыха распространяется на более широкий температурный интервал ΔT_2 и заканчивается при температурах 550—600° для алюминия и 600—700° для меди. Сопоставление кривых температурных коэффициентов для динамически деформированных образцов меди (кривая *3*, рис. 4) и поверхностей, подвергавшихся только трению, указывает на наличие некоторого соответствия, особенно в области низких температур отжига.

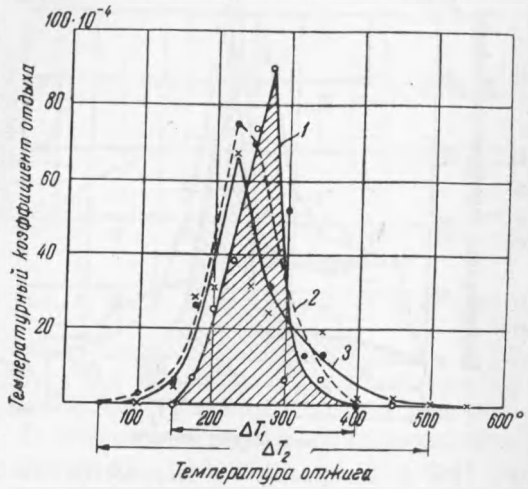


Рис. 4. Медь. *1* — статическое сжатие на 60%; *2* — динамическое сжатие на 60%; *3* — обработка трением

Такой ход зависимости температурных коэффициентов может быть объяснен тем, что пластическая деформация поверхностных слоев трущихся тел протекает, повидимому, в условиях скоростного деформирования, при котором расширяется ассортимент деформационных искажений по степени их устойчивосити при данной температуре. По характеру кривых изменения температурных коэффициентов отдыха можно предполагать, что в процессе трения (по сравнению со статическим сжатием) накапливается больше как неустойчивых, так и устойчивых искажений. Исходя из этих соображений, легко объясняется расширение температурного интервала как в сторону более низких, так и в сторону более высоких температур отжига.

Следует отметить, что изменение режимов трения может привести к изменению температуры и интенсификации других физико-химических процессов в поверхностных слоях трущихся тел. В результате этого могут существенно измениться характер пластической деформации и условия, в которых формируются деформационные искажения. Поэтому при оценке напряженного состояния поверхностей трения нельзя не учитывать возможность одновременного протекания процессов упрочнения и отдыха металла при данных условиях опыта.

Сибирский физико-технический институт
при Томском государственном университете
им. В. В. Куйбышева

Поступило
21 I 1955

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

[1] Б. Д. Грозин, Всесоюзн. конф. по трению и износу в машинах, АН СССР, **2**, 1940, стр. 241. [2] А. Новиков, Ю. Терминасов, ЖТФ, **10**, 6, 505 (1940). [3] Л. И. Васильев, А. С. Былина, М. П. Загребенникова, ДАН, **90**, № 5, 767 (1953).