



Surface structural transformations during the dry friction in macroheterogeneous composite materials have been studied. It has been shown that these transformation were similar for the low- and high-velocity friction conditions.

В. Я. КЕЗИК, А. С. КАЛИНИЧЕНКО, БНТУ

УДК 620.22

МЕТАЛЛОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛИТЫХ МАКРОГЕТЕРОГЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ ТРЕНИИ БЕЗ СМАЗКИ

На состояние поверхности трения, ее трансформацию в процессе работы и отвечающую этому структуру нет единого взгляда [1–4, 9]. О структуре же поверхности ЛМКМ в условиях трения с низкими скоростями информация отсутствует вообще. А известные данные [5, 6] относятся к условиям трения, в которых температура разогрева фрикционного контакта является одним из решающих факторов. Поэтому появилась необходимость изучить состояние поверхности ЛМКМ в условиях низкоскоростного трения без смазки, когда влияние разогрева контакта минимально.

Для получения образцов был использован метод литья под низким давлением в прогретую форму, содержащую железоуглеродистые армирующие элементы – дробь диаметром 0,5–1,5 мм. Форму заливали сплавом медь–марганец–кремний, близким по составу к эвтектическому в квазибинарном разрезе $\text{Cu}-\text{Mn}_3\text{Si}_3$ тройной системы. Выбор матрицы обусловлен ее термической стабильностью и высокими трибосвойствами названных систем [7, 8].

Испытания производили на машине 2070 СМТ-1 при начальном номинальном давлении 2,05, 6,20, 10,26, 14,35, 18,48 МПа по схеме вал–вкладыш. Вал был изготовлен из стали 40Х твердостью 5260 МПа, шероховатостью $R_a=0,33$ мкм. Поверхность образцов электрополировали до шероховатости $R_z=0,065$ мкм. Вал внутри охлаждали водой. Температуру образцов контролировали термопарой ХА.

Микроструктуру образцов и контртела исследовали на микроскопах Неофот 2 и РЭМ SCG по методике [5]. В ходе испытаний температура образцов не поднималась выше 413 К. Скорость скольжения 0,5 м/с. Для получения результатов сравнения при непрерывном охлаждении были испытаны вкладыши из баббита БМ и бронзы 010Ф1. Испытания показали появление вибрационной составляющей, которая выразилась в колебаниях коэффициента трения с частотой 2–5 Гц. Образцы из БМ при исходном давлении

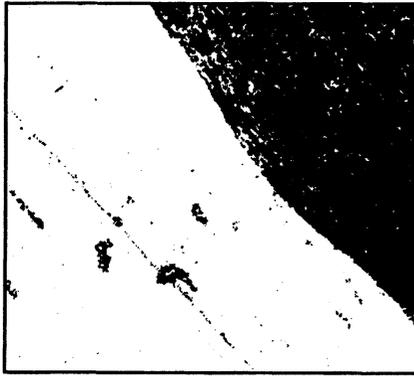
2,05 МПа имели разброс в показаниях коэффициента трения от 0,34 до 0,68, которые сменялись 4 раза в 1 с. При том же давлении у образцов Бр010Ф1 коэффициент колебался от 0,21 до 0,54 3 раза в 1 с. С ростом давления частота увеличилась до 5 Гц, но величина разброса уменьшилась и при 18,48 МПа составила 0,16–0,38.

По характеру изменения структуры образцов ЛМКМ весь процесс трения делится на шесть этапов. В четырех из них микроструктура поверхности претерпевает существенные изменения. В двух этапах микроструктура переходит из одной формы в другую с минимальными изменениями в очень тонком поверхностном слое (толщиной до 10 мкм).

На рис. 1–6 показаны микроструктуры, которые наблюдались во всех без исключениях образцах и последовательно сменяли друг друга. На основании этого их можно считать типичными, присущими всему материалу.

Значительных структурных изменений в гранулах обнаружено не было. На первом этапе на поверхности гранул присутствуют отдельные царапины (рис. 1, а, шлиф не травлен). Постепенно поверхность гранул покрывается металлом матрицы ($\delta=5-25$ мкм) и исключается непосредственный контакт с контртелом. Поверхность гранул, не покрытая слоем матрицы, в дальнейшем не наблюдалась.

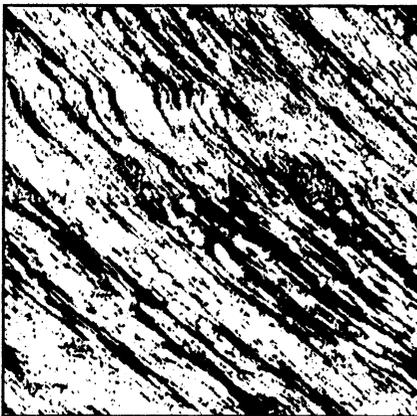
Деформация матричного металла начинается с границ зерен. Это выявляется после растворения пленки, покрывающей поверхность (рис. 1, б, в). По расчету анодного съема эта пленка имеет толщину от 0,5 до 2,0 мкм. Продолжение процесса трения приводит к дальнейшей деформации матрицы, проявляющейся в виде текстуры. В зоне сплавления гранул заметно искривление полос (рис. 1, г, д). Распространение деформированного слоя видно на поперечном шлифе (косой срез под углом 45°), сделанном параллельно направлению трения. На поверхности формируется тонкая белая линия, от которой в глубину материала отходят выступы



a Не травлено



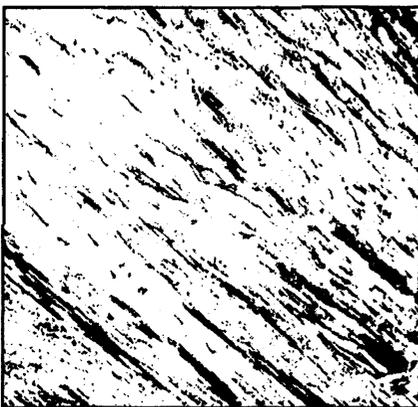
б



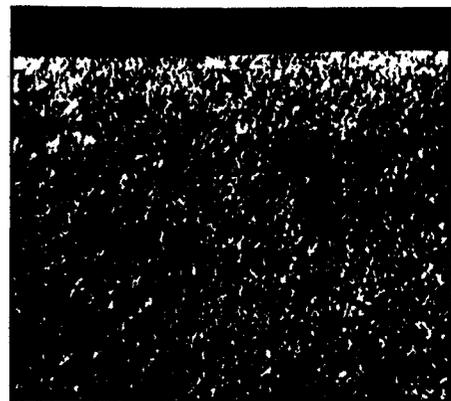
в



г



д



е

Рис. 1. Структура первого этапа формирования поверхности трения: *a, б, г, д* – $\times 500$. Неофот; *в* – $\times 2300$; *е* – $\times 550$. РЭМ, косой шлиф

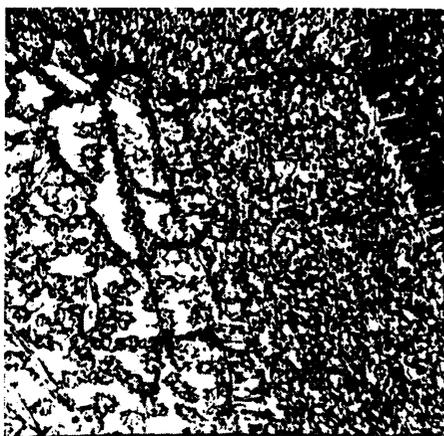
более светлой, чем у всей матрицы, окраски (рис. 1, *e*). На протяжении этого этапа коэффициент трения снижался с 0,59 до $0,22 \pm 0,06$.

В монометаллах и сплавах сильно деформированный слой так или иначе теряет целостность и в виде продуктов износа уходит из зоны трения [4, 9]. В образцах из ЛМКМ наблюдалось поглощение текстуры деформации с образованием двух отличных друг от друга зернистых микроструктур (рис. 2, *a*). На поглощение указывают изогнутые

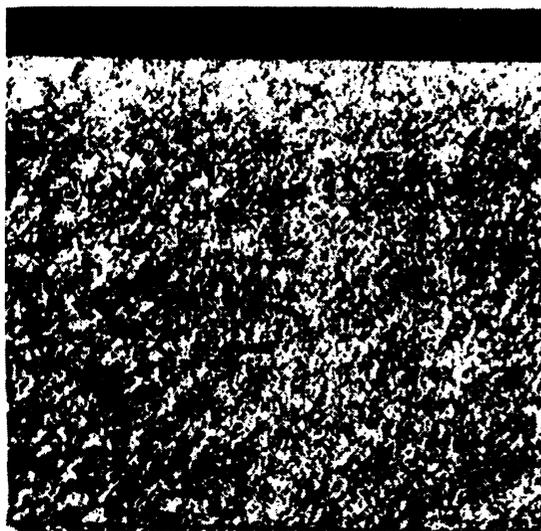
границы зерен и следы текстуры в зернах первого вида. Эти зерна больших размеров и фрагментированы. Очевидно, что они нестабильны. Зерна второго вида при увеличении 500 выглядят как матрица, в которой распределены мелкодисперсные кристаллы второй фазы. Увеличение 1250 выявляет их специфическое строение и специфический переход от одного вида зерен к другому. С обеих сторон исходного зерна располагаются светлые участки. Они однонаправлены и перпен-



а



б



в

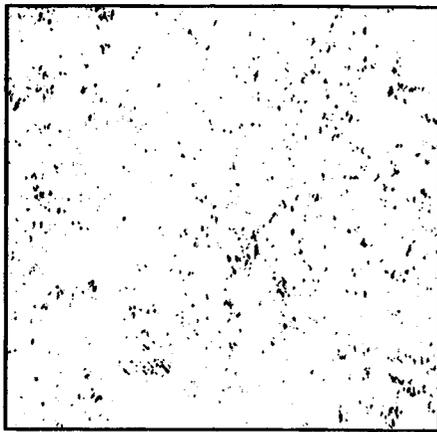
Рис. 2. Структура поверхности трения на втором этапе: а – х 500. Неофот; б – х 1250. РЭМ; в – х 550. РЭМ

дикулярны границе. По отношению к исходным элементы новой структуры укрупняются. Они сдвигаются параллельно второй границе и образуют прямоугольники. За прямоугольниками эти выделения окаймляют зерна, форма которых изменяется от треугольной до многоугольной (рис. 2, б). В конечном счете, эти зерна покрывают всю поверхность. На косом шлифе белая полоса уширяется, и отдельные выступы удлиняются. При этом коэффициент трения увеличивается до $0,24 \pm_{0,01}^{0,03}$.

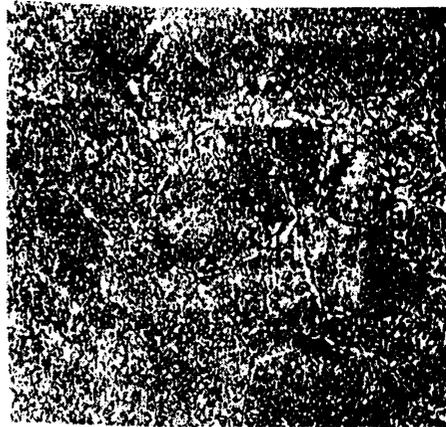
В дальнейшем он уменьшается до $0,18 \pm 0,02$. Поверхность трения покрывается серо-желтой пленкой, через которую, вероятно, проступают элементы структуры нижнего слоя (рис. 3, а). Толщина этой пленки достигает 6 мкм. Под ней микроструктура слоя измельчена. При увеличении 500 она выглядит как смесь темных и светлых пятнышек. Увеличение изображения показывает наличие эвтектической смеси по типу троостита (рис. 3, б). Этот слой имеет толщину 5–8 мкм. Под ним залегает еще один слой, содержащий большое количество отдельных круглых включений на фоне более грубых элементов структуры (рис. 3, в). Обращает на себя внимание присутствие в этом слое незавершенных границ и элементов, подобных сетке модулированной структуры. Эти участки являются участками переформирующихся эвтектических выделений вблизи от разрушающейся большеугловой границы (рис. 3, г), подобно приведенной на рис. 2, б. Слой содержит большое количество дефектов, в первую очередь, дислокаций, часть из которых сплетена в геликоидные формы и фрагменты дислокационной лестницы (рис. 3, е). Слой этой структуры увеличивается до 35 мкм (рис. 3, д).

Следующий этап сопровождается уменьшением коэффициента трения до $0,08 \pm 0,06$ и уплотнением серовато-желтой пленки на поверхности. После удаления этой пленки структура слоя различима только при больших увеличениях с зернами, имеющими эвтектические выделения, которые также содержат вытянутые белые включения (рис. 4, а). Под этим слоем толщиной до 15 мкм лежит еще один слой с подобной структурой, но содержащий большое количество круглых светлых включений, которые приподняты над плоскостью шлифа (рис. 4, б). Тонкая структура рассмотренных слоев – это панели, рост которых прерван оксидами с характерной волнистой границей взаимодействия (рис. 4, в). По глубине зона практически не изменяется, но увеличивается размер отдельных выступов (рис. 4, г). При дальнейшем трении не наблюдается значительного изменения коэффициента трения. В пределах пути трения (15 км) его отклонения связаны с появлением, утонением и срывом верхнего слоя пленки.

Пленка – структурированное тело с разными слоями, разделенными в горизонтальной плоскости гранулами (рис. 5, а, б). Верхний слой самый тонкий (до 3 мкм). Он плохо травится и выглядит бездефектным. Следующий слой можно охарактеризовать как структуру со скоплением точечных дефектов и пор (рис. 5, б, в). Элементы линейной структуры проявляются в третьем слое (рис. 5, г).



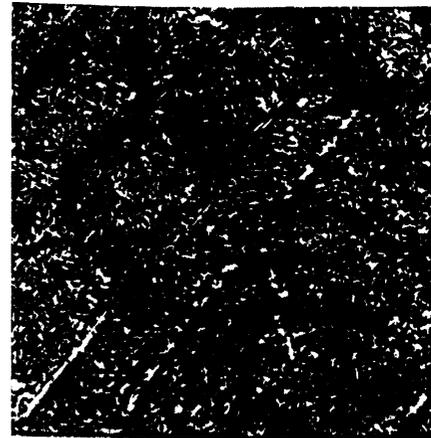
a



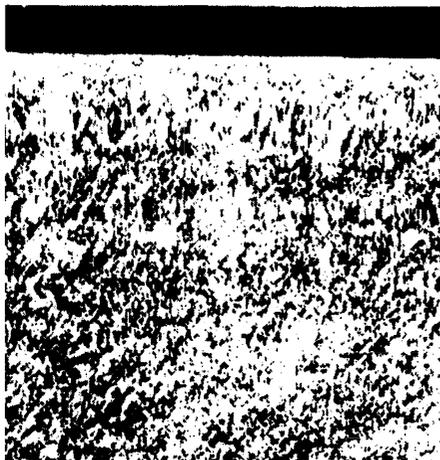
б



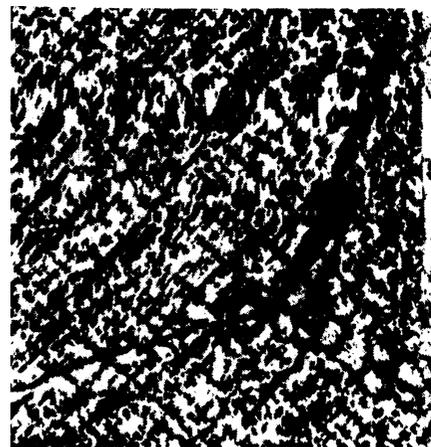
в



г



д



е

Рис. 3. Структура поверхности трения на третьем этапе: *a* – $\times 1100$; *б, в* – $\times 900$; *г* – $\times 2300$; *д* – $\times 5500$; *е* – $\times 4380$

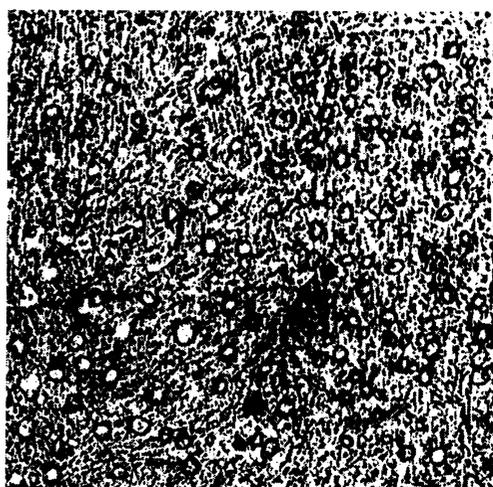
При срыве пленки поверхность на потравленном шлифе содержит зерна с вытянутыми под углом к направлению скольжения границами. Направление движения проявляется по характерным следам, проходящим через весь шлиф. Точечные элементы внутри зерен также сориентированы по направлению скольжения (рис. 5, *д*). Границы зерен выглядят окисленными (рис. 5, *е*). Плен-

ка восстанавливается отдельными полосами в пределах вытянутых зерен (рис. 5, *ж*) и постепенно покрывает всю поверхность (рис. 5, *з*). Под пленкой слой структурирован линейными и точечными элементами (рис. 5, *и*).

Верхний слой пленки обладает высокой адгезией. Характер соединения пленки с контртелом подобен полному соединению (рис. 6, *а*). На



а



б



в



г

Рис. 4. Структура поверхности трения на четвертом этапе. РЭМ: а, б – х 1000. РЭМ; в – х 4380. РЭМ; г – х 550. РЭМ

шлифах образцов, снятых отрывом после испытаний, установлено наличие частиц контртела разной величины. На поверхности фрагментов контртела различимы следы вырывов. Необходимо отметить, что граница второго слоя пленки повторяет форму адгезионной поверхности. Структура второго слоя уплотняется под фрагментом, но не изменяется у его краев (рис. 6, б, в).

Данные металлографического анализа в сопоставлении с изменением величин коэффициентов трения, хотя последние не абсолютны и должны восприниматься только как дополнительная информация, позволяют предположить, что скольжение происходит по границе раздела первого и второго слоев пленки или между пленкой и слоем с элементами линейной структуры. Очевидно, что высокая адгезия первого слоя к контртелу должна увеличить работу трения и соответственно коэффициент трения, если бы трение проходило по

разделу контртело–пленка. Однако более примечательно изменение структуры в поверхностных слоях, в которых можно усмотреть подобие изменениям, характерным для процесса скоростного трения ЛМКМ. Данные изменения, в первую очередь, перераспределение компонентов связывают с развитием окислительно-восстановительных реакций под воздействием высоких давлений и температуры, интенсифицирующих диффузию [5].

В рассматриваемых экспериментах влияние температуры минимизировано. Но из термодинамики необратимых процессов, фазовых равновесий и границ зерен [10, 11] следует, что в отсутствие интенсивного разогрева существуют необходимые и достаточные условия для трансформации структуры изначально неравновесной системы и движущей силой преимущественно является направленное изменение химического потенциала $\text{grad } \mu$.

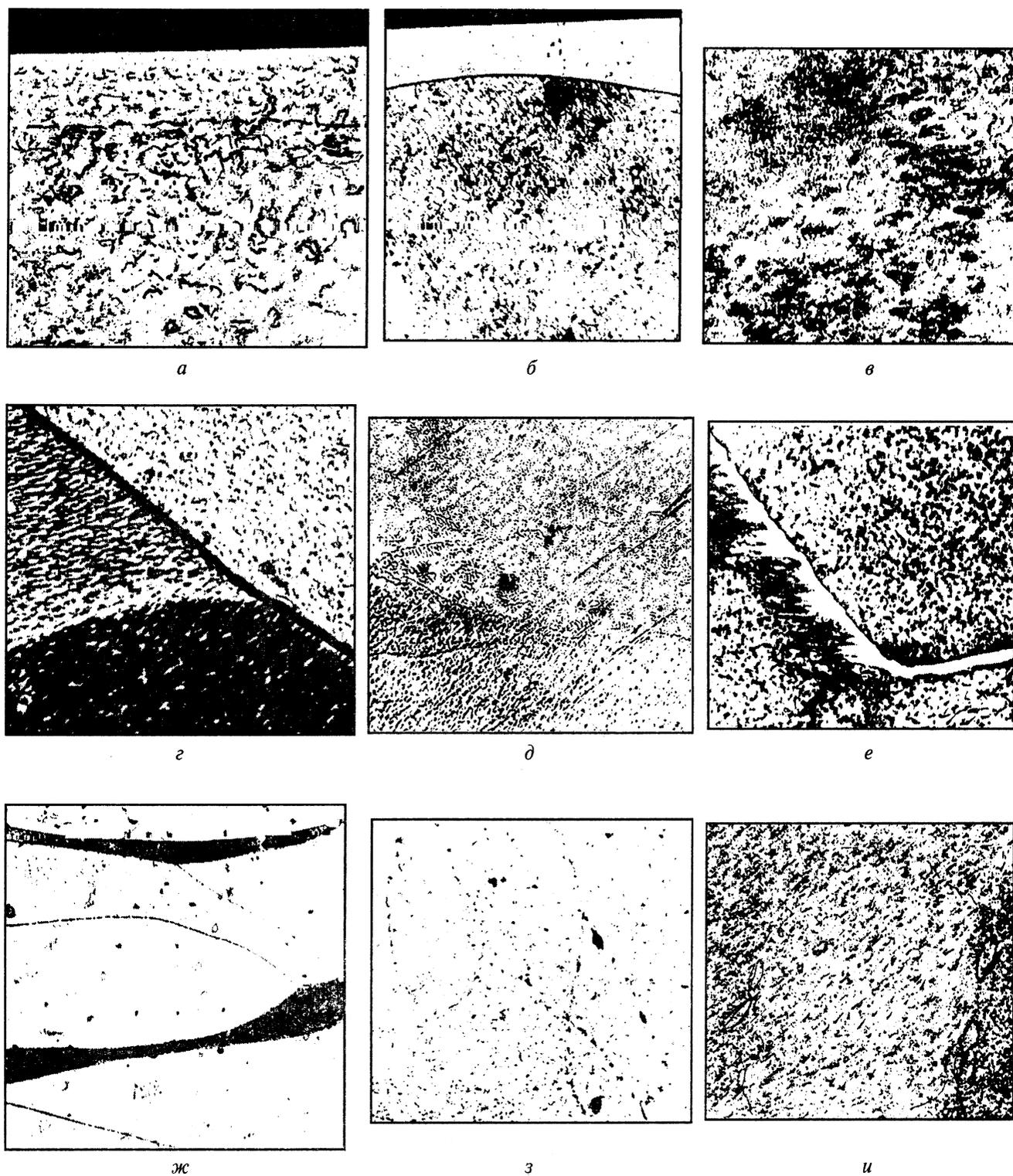


Рис. 5. Этапы трансформации пленки трения при ее формировании и разрушении: а – х 4900; б – х 8850; в, г – х 16000; д, ж, з – х 1000; е, и – х 2300

Для термодинамического описания превращений в твердом состоянии принято рассматривать изменение потенциала Гельмгольца – свободной энергии системы, которая отвечает ее максимальной работе [12]:

$$A_{\max} = -\Delta F,$$

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S,$$

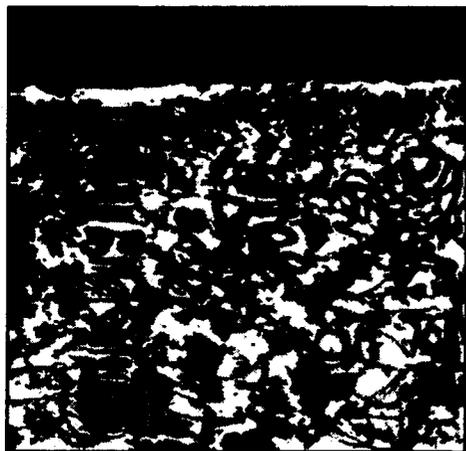
а связь с изобарным потенциалом Гиббса для любого процесса [10]:

$$\Delta G = \Delta F + \Delta(pV) \text{ и } A'_{\max} = A_{\max} - p\Delta V$$

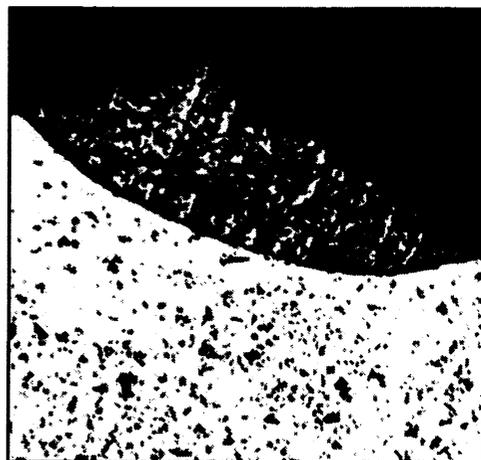
при $p = \text{const.}$

Полные дифференциалы этих функций:

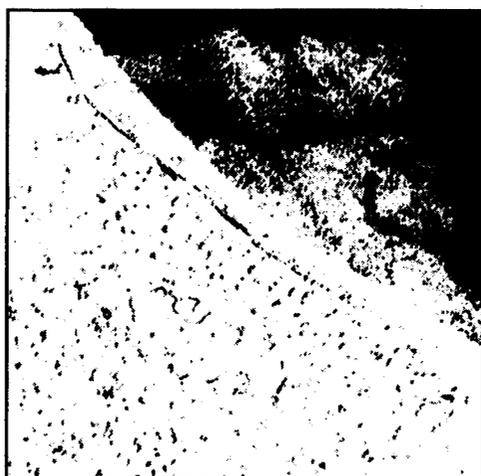
$$dG \leq dU - TdS - SdT + \sum_1^i \mu_i dn_i,$$



a



b



c

Рис. 6. Взаимодействие пленки трения с контртелом: а – х 600; б – х 1250; в – х 2300. РЭМ

$$dG \leq dU - TdS - SdT + pdV + VdP + \sum_1^i \mu_i dn_i$$

содержат выражение энтропии, которая может быть использована как аналог скорости изменения энергии системы, если отнести ее изменение в единичном объеме за единицу времени:

$$T \frac{\Delta S}{\Delta \tau} = \frac{\Delta U}{\Delta \tau} = J_x,$$

где J – поток.

Для любого потока по Онзангеру [10]:

$$\sum_1^i J_i x_i = \theta T,$$

где $\theta = -\frac{1}{T^2} \text{grad} T$; $x = -T \text{grad} \frac{\psi}{T}$; ψ – потенциал фактора интенсивности.

Например, μ – химический или ϕ – электрический потенциал.

Поток пропорционален силе, его вызвавшей:

$$J_i = \sum_1^k L_{i,k} x_k, \quad L_{i,k} = L_{k,i}.$$

Из соотношения взаимности следует, что в отсутствие разности температур и собственно теплового потока существует перенос тепла (теплота Истмена) $Q^* = Q - H$ и

$$\frac{dP}{dT} = -\frac{Q - H}{T \Delta V}.$$

В описанных опытах направленный теплоотвод, вероятно, создает дополнительный тепловой поток.

Изменение энтропии в двух взаимодействующих объемах составляет

$$\Delta S = -\frac{Q \Delta T}{T(T + \Delta T)} \approx -\frac{Q \Delta T}{T^2}.$$

На границе объемом $v = A dx$ $\frac{dT}{dx} = \text{grad} T$ и

$G_T = \frac{dQ}{Ad\tau}$, т. е. сила интенсивного потенциала и ее поток, так как

$$Q = -\frac{1}{T^2} \text{grad} T = -\frac{1}{T^2} \frac{dT}{dx} \frac{dQ}{d\tau} \frac{1}{A}$$

при условии $\Delta T \ll T$ и $T = \text{const}$.

В металлах и сплавах изменение энтропии однозначно связано с изменением теплоемкости, которая является суммой изменения энергий колебания решетки по Дебаю (c_v), термического расширения ($\delta c_p = \alpha^2 VT/k$), термического возбуждения электронов (c_e), ангармонических колебаний решетки ($c_{ан}$), образования вакансий c_v или других дефектов [13, 14]. Для каждого из этих слагаемых существуют аналитические выражения [14]. Сопоставление этих выражений и данных по диффузии и перемещению границ [11, 13] показало, что в рассмотренных условиях развитие дефектов, распад твердого раствора и массоперенос, сопровождаемый окислением отдельных компонентов, приводит к изменению структур в стремлении стабилизировать энергетическое состояние. Таким образом, высокая температура в изменении структуры не является обязательным условием для трансформации структуры.

Очевидно, что трансформации структуры поверхности ЛМКМ в низко- и высокоскоростных процессах трения без смазки имеют единую природу и подобное внешнее проявление, отличное от изменений в металлах и сплавах.

Литература

1. Владимирова В.И. Проблемы физики трения и изнашивания // Физика износостойкости поверхности металлов. Л.: ФТИ АН СССР. 1988. С. 8–41.
2. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986.

3. Бройда З.С., Ларин М.Л., Марченко Е.А. Материаловедческие и трибологические аспекты создания износостойких покрытий SILICO // Трение и износ. 1997. Т. 18, № 2. С. 213–217.
4. Справочник по триботехнике / Под общ. ред. М.Хебды, А.В. Чичинадзе. Т. 1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989.
5. Kalinichenko A.S., Kezik V.Ya. Meem: Structure of Surface Layers // Adv. Tech. for Mat.Proc. & Rep. Worn-out Parts. Minsk, 1996. P. 130–141.
6. Калиниченко А.С., Кезик В.Д., Воронин Е.А., Лютич С.Ю. Структура поверхностных слоев композитов с металлической матрицей при сухом трении // 4-я науч.-техн. конф. «Материалы и технологии». 2000 (Matex-2000): Тез. докл. Гомель: ИММС НАН Беларуси. 2000. С. 57–58.
7. Тихонович В.И., Коваленко О.И., Лактеонов В.А. Литые износостойкие материалы, их разработка и применение. Киев: Знание, 1980.
8. Заявка 88-22860, Япония, МКИ², B22D 19/00, B22D 19/14; C22C1/10 и др. Износостойкая бронза.
9. Капубаев А.В., Тарасов С.Ю. Закономерности формирования поверхностных структур при трении с высокими нагрузками // Трение и износ. 1998. Т. 19, № 3. С. 379–385.
10. Гладов В.М., Равкова Л.М. Химическая термодинамика и фазовые равновесия. М.: Металлургия, 1988.
11. Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.Е. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1986.
12. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978.
13. Лариков Л.Н., Шматко О.А. Ячеистый распад пересыщенных твердых растворов. Киев: Наукова думка, 1976.
14. Физические свойства металлов и сплавов / Под ред. Б.Г. Лившица. М.: Металлургия, 1980.



Московским государственным вечерним металлургическим институтом, ОАО "Мосвортмет", ОАО "Металлургический завод "Красный Октябрь" г. Волгоград опробована организация поплавочной отгрузки металлошихты (для каждой плавки – специально отработанную партию металлшихты). Отбор металлошихты осуществляется на основании данных точного химического анализа лома. Были выполнены необходимые соотношения по виду и габаритам лома с учетом распределения их по высоте короба. При шихтовке трех плавков в верхнюю часть короба загрузили малогабаритные пакеты (600х600 мм). С целью получения необходимого содержания углерода все плавки были подшихтованы чулуном (50–80 кг), который помещали в середину короба по высоте. При поступлении на завод эти короба, которые являются невозвратной тарой, были разрезаны и использованы для подшихтовки при выплавке легированных марок сталей. В качестве короба использовали кузова грузовых автомашин, к которым приваривали серьги для перемещения их с помощью крана и, кроме того, при необходимости ограждающие элементы. Очень важным моментом при поплавочной отгрузке металлошихты в коробах является то, что при этом шихта поступает непосредственно в электросталеплавильный цех, минуя копровый. Практика показала, что такая организация работ сокращает транспортные расходы, исключает возможность смещения стального лома, сокращает трудозатраты на выгрузку, взвешивание и обратную погрузку на внутризаводской транспорт для поставки в электросталеплавильный цех. Проведенная работа показала, что при производстве легированных марок стали, а также марок стали, в которых особое внимание уделяется чистоте металла по цветным примесям, организация поплавочной поставки металллома весьма эффективна.