

05;12

Влияние упругих возбуждений на формирование структуры поверхностного слоя стали Гадфильда при трении

© А.В. Колубаев, Ю.Ф. Иванов, О.В. Сизова, Е.А. Колубаев, Е.А. Алешина, В.Е. Громов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021 Томск, Россия
e-mail: kav@ispms.tsc.ru

(Поступило в Редакцию 14 ноября 2006 г. В окончательной редакции 21 мая 2007 г.)

Представлены результаты исследования структуры поверхностного слоя стали Гадфильда (Г13), образовавшегося в условиях сухого трения скольжения. Изучены особенности деформирования материала под поверхностью трения в зависимости от условий испытания — низкой скорости скольжения и малом давлении, значение которого много меньше предела текучести стали Г13. Методами оптической сканирующей и дифракционной электронной микроскопии исследован фазовый состав и дефектная субструктура на поверхности трения. Показано, что вблизи поверхности трения образуется тонкий, сильно деформированный слой нанокристаллического строения, переходящий в слой с поликристаллической структурой, содержащей двойники деформации и дислокации. Нанокристаллическая структура и присутствие оксидов в поверхностном слое и зоне трения свидетельствуют о высокой температуре и больших пластических деформациях, ответственных за формирование данного слоя. Сделано предположение о том, что деформирование материала, наблюдающееся на большой глубине от поверхности, обусловлено генерированием упругих волн при трении.

PACS: 62.20.Qr

Введение

Изучение трения и изнашивания явно или неявно следует определенной схеме, которая опирается на обобщение, сформулированное И.В. Крагельским [1]. Оно заключается в том, что процесс трения является трехстадийным, объединяющим в себе взаимодействие сопряженных поверхностей, эволюцию структуры поверхностных слоев и разрушение этих слоев. По картине деформации поверхностного слоя судят о характере взаимодействия в сопряжении и прогнозируют работоспособность пары трения. Априори считается, что напряжения локализованы в пятнах касания. И даже когда они не достигают предела текучести материала, повторяющиеся воздействия приводят к накоплению деформации в слое под поверхностью трения, образованию микротрещин и разрушению данного слоя. Этот процесс носит характер многоциклового усталостного изнашивания. Усталостное изнашивание может быть и малоцикловым, если имеет место пластическое деформирование поверхности более мягкого материала выступами более твердого. В местах такого деформирования образуются наплывы, которые постепенно отделяются в виде частиц износа. В работе [2] было показано, что образование деформированного приповерхностного слоя обусловлено механическими и тепловыми возбуждениями. Они возникают всегда, когда коэффициент трения имеет ниспадающую зависимость от скорости скольжения при увеличении последней [3]. Процесс трения при этом сопровождается высокочастотными фрикционными автоколебаниями, а на поверхности трения и в некотором приповерхностном слое материала имеют место колебания температуры и механических напряжений,

вызывающие деградацию структуры материала. В этом случае напряжения, локализованные в пятнах касания, сравнимы с напряжением текучести материала.

Возможны и другие причины возбуждения высокочастотных упругих колебаний, которые способны, по нашему мнению, вызвать деформирование материала на значительном расстоянии от поверхности. С позиции механики процесс трения скольжения представляет собой последовательность непродолжительных по времени взаимодействий сопряженных поверхностей на участках фактического касания, обусловленных шероховатостью. При реальных удельных нагрузках порядка нескольких МПа на выступающих микроучастках неровностей поверхности развиваются давления, приводящие к пластическому деформированию, срезу и смятию этих микронеровностей. При этом нарушается устойчивость относительного перемещения образца и контртела, что обуславливает возбуждение упругих колебаний. Действительно, в работе [4] путем моделирования процесса трения было показано, что при пластическом сдвиге материала в пятне касания в системе генерируются упругие колебания с частотой, которая является собственной для трибосопряжения. То же должно происходить и при отрыве частицы износа. Каждый акт пластического сдвига (отрыв частицы износа) ведет к зарождению в нижележащем материале упругой волны сдвига (рис. 1), которая распространяется вглубь со скоростью, соответствующей скорости поперечной звуковой волны. Теоретически пластический сдвиг выступа на поверхности трения возможен при относительно небольших нагрузках в трибосопряжении, так как собственно в пятне касания напряжения значительно выше средних. В связи с этим упругие колебания деталей трения наблюдаются

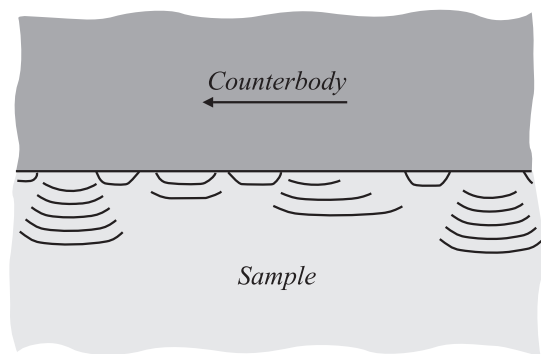


Рис. 1. Генерация упругих колебаний при трении.

всегда, они присутствуют в виде вибраций узла трения либо проявляются в форме повторяющихся звуковых [5] или ультразвуковых сигналов [6]. По динамике процесса трения, структуре деформированного поверхностного слоя, строению и форме отделяющихся частиц износа можно судить о характере взаимодействия в сопряжении, прогнозировать его работоспособность и рекомендовать эффективные способы защиты поверхности от интенсивного изнашивания.

1. Цель работы

В данной работе изучаются динамические эффекты при трении и строение поверхностного слоя на примере широко известной стали Гадфильда¹ (Г13). Основное внимание было уделено процессу трения при низкой скорости скольжения и малой нагрузке, интересному тем, что в этих условиях номинальное давление значительно ниже предела текучести, а тепловой режим на поверхности, обусловленной мощностью трения, не приводит к заметному изменению прочностных свойств материала.

2. Некоторые сведения о деформировании стали Гадфильда при трении

Сталь Гадфильда (0.9–1.4%С; 13.0%Mn; 0.8–1.0%Cr) обладает уникальными свойствами — высокой пластичностью, способностью к интенсивному деформационному упрочнению, а также низкой скоростью изнашивания при трении скольжения. Высокая износостойкость данной стали непосредственно связана с деформационным упрочнением. На поверхности слой, толщиной несколько микрометров деформируется по механизму ротационной пластичности [7], который присущ большинству металлов и сплавов. Но усталости Гадфильда микротвердость поверхностного слоя в процессе трения может вырасти в 3–4 раза и достигнуть 9000–11 000 МПа [7].

¹ Предложена в конце 19 в. Р. Гадфильдом (R. Hadfield).

Интересно, что имеется много примеров тому, когда еще более твердые материалы, чем сталь Г13, не могут сравниться с ней по износостойкости. Некоторые стали, обладая способностью к наклепу, уступают стали Гадфильда при трении скольжения, сопровождающемуся ударными нагрузками и попаданием абразива в зону трения. Данные, представленные в работах [7–9], показывают, что сталь Гадфильда даже в условиях экстремально больших пластических деформаций и высоких температур, имеющих место при трении и сдвиге под давлением, сохраняет аустенитную структуру. Этот факт объясняют невозможностью протекания эвтектоидно-перитектоидных превращений из-за кинетических условий термодинамического равновесия и, следовательно, высокая износостойкость данной стали не связана с возникновением в ее структуре мартенсита деформации или карбидных фаз.

Говоря об упрочнении стали Гадфильда, необходимо отметить роль углерода. Его влияние на упрочнение связано, главным образом, с повышением сопротивления деформации, что обусловлено не только искажениями кристаллической решетки, вносимыми атомами внедрения и взаимодействием последних с дислокациями, но распределением углерода в аустените [7,10]. При трении возрастает температура в поверхностном слое стали, и атомы углерода уходят на дефекты кристаллического строения решетки аустенита. Это может сопровождаться образованием микрозон с повышенным содержанием углерода, образованием комплексов Mn–C, ростом микронапряжений решетки и, как следствие, повышением твердости.

Приведенные выше сведения об особенностях трения стали Г13 тем не менее не раскрывают причин возникновения столь удивительных триботехнических свойств, поэтому данная сталь является привлекательным объектом для исследований.

3. Методика проведения исследований

Исследования проводились на установке 2168 УМТ-1 в режиме сухого трения. Схемы испытаний соответствовали сопряжениям „вал–втулка“ и „торцевое уплотнение“ (рис. 2). В обоих случаях образцы — втулки, изготовленные из стали Г13, — имели одинаковые размеры: внутренний диаметр 31.1, внешний — 39, высоту — 10 мм. В первом случае контртелом служил вал диаметром 31 мм, изготовленный из стали 42ХМ4Ф, термически обработанной на твердость 56 HRC; во втором — диск из закаленной стали У10 (62 HRC), к поверхности которого втулка прижималась своим торцом. Кроме втулок испытывались цилиндрические образцы диаметром 15 и 20 мм, высотой 20 мм по схеме „диск–палец“. Давление изменялось от 0.8 до 4 МПа, скорость скольжения задавалась 0.02, 0.06 и 0.3 м/с. Время испытаний варьировалось от 20 min до 6 h.

Динамические эффекты оценивались по звуковому сигналу, который регистрировался на компьютере с помощью стандартной программы цифровой

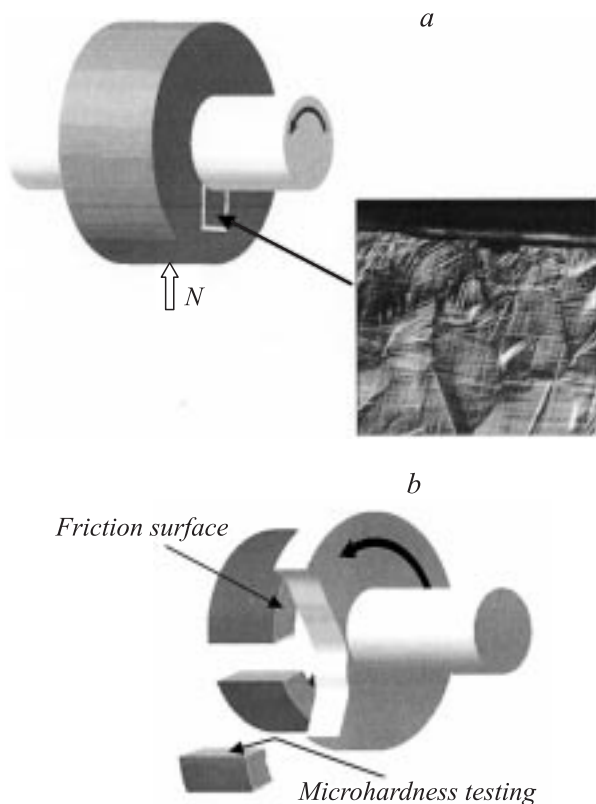


Рис. 2. Схемы испытаний на трение: *a* — „вал–втулка“ (показан участок поверхности с деформационным рельефом, на котором измерялась микротвердость); *b* — „торцевое уплотнение“ (выделен сегмент втулки, из которого вырезались образцы для просвечивающей электронной микроскопии). Стрелкой указана поверхность, на которой измеряли микротвердость.

обработки звука. При записи применялся микрофон BEHRINGER XM8500, у которого неравномерность амплитудно-частотной характеристики составляет ± 5 dB в интервале частот от 100 до $1.5 \cdot 10^4$ Hz. Информация о величине момента силы трения считывалась с датчика через каждую секунду. Для оценки влияния трения на структуру поверхностного слоя образцов стали Г13 использовалась оптическая, сканирующая и электронная микроскопия, а также рентгеноструктурный анализ. Металлографические исследования выполнялись на оптическом микроскопе AXIOVERT MAT 200. Рентгенофазовый анализ после испытаний на трение проводился на дифрактометре ДРОН-УМ1 по методу скользящего пучка, который позволял идентифицировать структуру в слое толщиной до $5 \mu\text{m}$.

Исследования тонкой структуры и фазового состава стали Гадфильда осуществлялись методами сканирующей и дифракционной электронной микроскопии тонких фольг и угольных реплик на электронных микроскопах Philips SEM 515 и ЭМ-125К. Фольги готовились путем электролитического утонения пластинок, вырезанных параллельно поверхности трения из сегмента втулки (рис. 2, *b*). Для сохранения дефектной структуры утонение осуществлялось со стороны, противоположной

поверхности трения. Анализировались структура и фазовый состав как поверхности износа образца, так и частиц износа, образующихся в процессе трения.

4. Структура и фазовый состав поверхностного слоя стали Г13

В исходном состоянии сталь Гадфильда имела гомогенную структуру, что подтвердили металлографические исследования и рентгеноструктурный анализ (рис. 3, кривая 1). После триботехнических испытаний при давлении ~ 0.8 МПа и скорости скольжения 0.3 м/с заметных изменений в фазовом составе поверхностного слоя не произошло (рис. 3, кривая 2). На рентгенограмме присутствуют только рефлексы γ -фазы, полуширины которых увеличились по сравнению с рентгенограммой исходного состояния. Расчеты показывают, что и в этом случае, и при более высоких нагрузках размер областей когерентного рассеяния составляет ~ 8 nm, тогда как в исходном состоянии его значение было ~ 19 nm.

На рентгенограммах образцов после испытаний при давлении 1.5 МПа (рентгенограмма 3 на рис. 3) кроме уширения рефлексов γ -фазы появились отражения, которые на рис. 3 отмечены стрелками. Идентификация данных отражений затруднена из-за невозможности разделения пиков, принадлежащих фазам на основе железа, которые могут образовываться на поверхности при трении. Ниже будут приведены результаты дифракционной электронной микроскопии, дополняющие данные рентгеноструктурного анализа. Отметим, что образование новых фаз свидетельствует о достаточно высоком тепловыделении в пятнах касания, вызывающем фазовые превращения. На самом деле среднее количество тепла, выделяющееся на поверхности трения при данных условиях, невелико. Это следует из простых соображений равенства мощности трения на единицу площади и теплового потока в единицу времени.

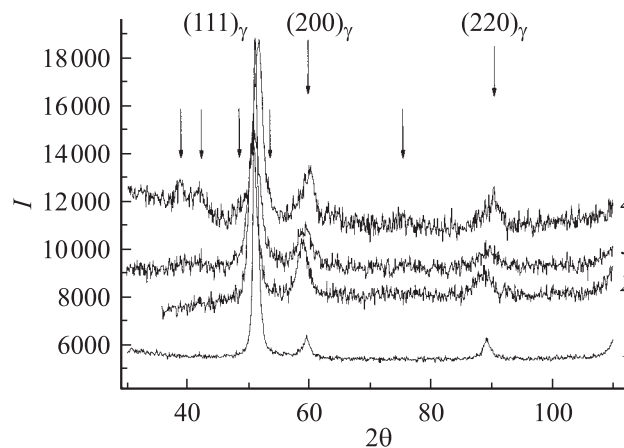


Рис. 3. Рентгенограммы стали Г13 после испытаний на трение при скорости скольжения 0.3 м/с. 1 — исходное состояние; 2–4 — давление 0.8, 1.5 и 3.0 МПа соответственно. Стрелками показаны рефлексы фаз, образующихся в процессе трения.

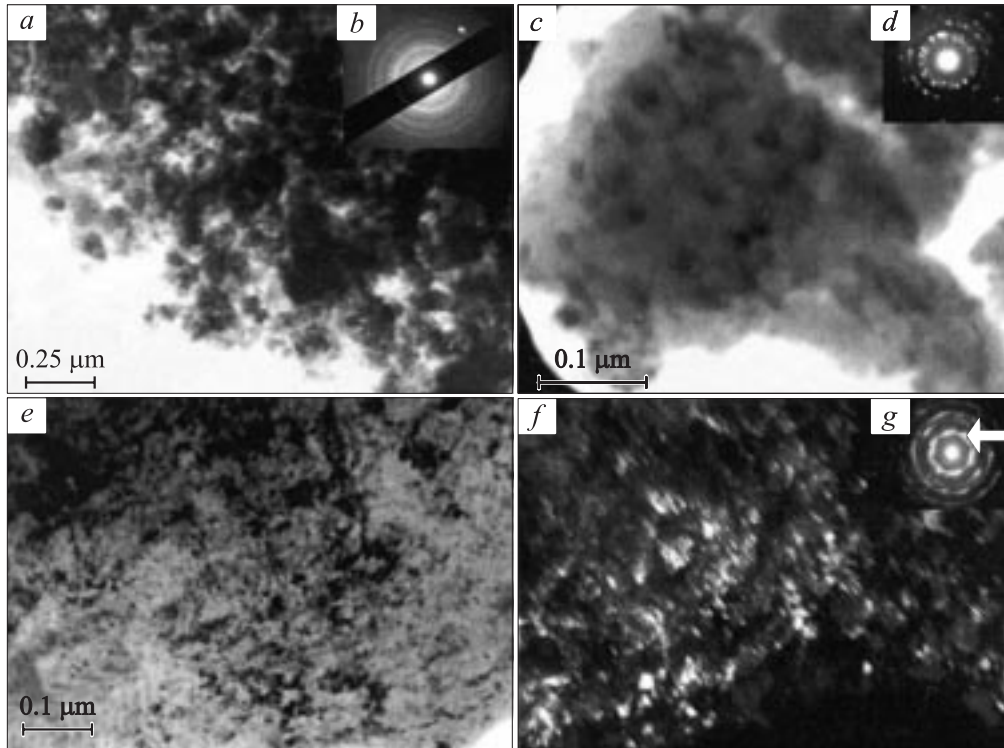


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение окисленного слоя трения состава Fe_2O_3 ($a-d$) и примыкающего к нему подслоя металла ($e-g$). Сталь Г13, сухое трение контртела по поверхности образца; a, c, e — светлые поля; b, d, g — микроэлектронogramмы; f — темное поле, полученное в рефлексе $[002]\gamma\text{-Fe}$ (α — рефлекс темного поля указан стрелкой). Метод тонких фольг.

Считая распределение тепла между образцом и контртелом постоянным, можем записать

$$\frac{\lambda \Delta T}{d} = \beta f P V, \quad (1)$$

где λ — коэффициент теплопроводности, d — толщина образца, f — коэффициент трения, P — давление, V — относительная скорость, β — коэффициент, определяющий распределение теплового потока, ΔT — разность температур между температурой на поверхности образца и температурой окружающей среды. В отсутствие пластической деформации погрешность при определении температуры не должна быть большой, так как результаты исследований, представленные в [11], показывают, что работа внешнего трения (A) и количество выделенной теплоты (Q) отличаются не более чем на 10%.

Коэффициент распределения тепловых потоков определим из предположения, что с внешних сторон образца и контртела температуры одинаковы и равны температуре окружающей среды. В пятне касания температуры также одинаковы, следовательно

$$\beta = \frac{d_2 \lambda_1}{\lambda_2 d_1 + \lambda_1 d_2}. \quad (2)$$

Из выражений (1) и (2) найдем величину ΔT

$$\Delta T = \frac{d_1 d_2}{\lambda_2 d_1 + \lambda_1 d_2} f P V. \quad (3)$$

В выражении (3) d_1 и d_2 условно можно принять за толщину образца и контртела, которые составляют ~ 0.01 м, коэффициент теплопроводности стали ~ 70 Вт/м·К. При давлении 1.5 МПа, скорости скольжения 0.3 м/с и коэффициенте трения 0.6–1.0 средняя температура на поверхности составит $\Delta T \approx 80$ К. Такое возрастание температуры не может привести к деградации структуры в поверхностном слое стали Г13. Однако в пятнах касания температурные всплески могут иметь большую величину, что влияет на состояние материала в очень тонком поверхностном слое.

При давлении 3 МПа наблюдаются еще большие изменения рентгенограммы (рис. 3, кривая 4). Тем не менее точно установить тип структур образующихся фаз не удалось. При идентификации рефлексов наиболее вероятным является существование оксидов MnFe_2O_4 и $(\text{MnFe})_2\text{O}_3$. Возможно также присутствие α -фазы железа.

Электронно-микроскопические исследования подтвердили существование в тонком поверхностном слое (3–5 μm) окислов на основе железа и марганца наряду с γ -фазой железа (рис. 4, $a-d$). Этот слой имеет градиент-

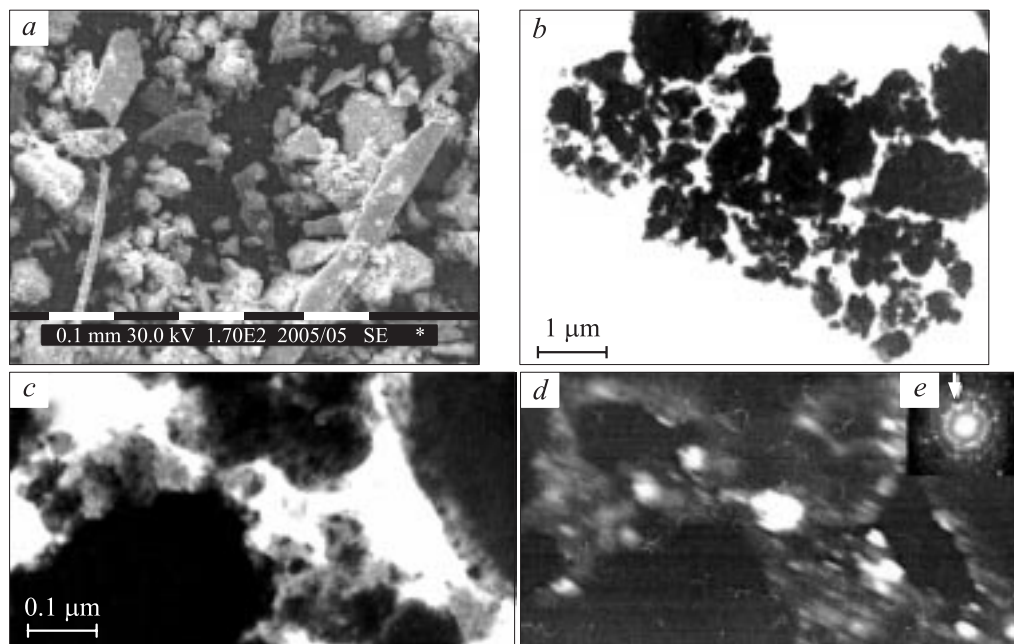


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения частиц износа, формирующихся в процессе сухого трения контртела по поверхности стали Г13; *a* — сканирующая; *b–e* — просвечивающая (метод экстрактных угольных реплик) электронная микроскопия; *b, c* — светлые поля; *d* — темное поле, полученное в рефлексе типа $[202]\text{Mn}_3\text{O}_4$; *e* — микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля).

ное строение, размеры кристаллитов изменяются в пределах 4–12 нм. На наномасштабный размер элементов структуры слоя указывает как характерный крапчатый контраст светлополюсного и темнополюсного изображений (рис. 4, *e, f*), так и кольцевое строение микродифракционной картины, полученной с данного слоя образца (рис. 4, *b, g*). Индицирование микроэлектроннограмм не выявило рефлексов α -фазы на поверхности трения стали.

Анализ структуры частиц износа, образующихся в процессе сухого трения контртела по поверхности образца стали Г13, выполненный методом сканирующей электронной микроскопии, показал, что существуют две морфологически различающиеся фракции (рис. 5, *a*). Одна группа частиц имеет сферическую форму и малые размеры, другая состоит из плоских частиц с размерами, достигающими $500\ \mu\text{m}$ и больше. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что плоские частицы являются частицами стали Гадфильда, сферические частицы состоят из окислов и их нельзя отнести к какой-либо одной стали исследуемого сопряжения. Об образовании окисных фаз свидетельствует светлый контраст, формирующийся вдоль поверхности частиц порошка. Этот контраст связан с образованием диэлектрического слоя, который и состоит из оксидов элементов, участвующих в трении. Фазовый состав окисных фаз определялся также путем микродифракционного анализа частиц износа методами электронной микроскопии экстрактных угольных реплик. Выполненные исследования показали, что оксиды представляют собой окислы железа и марганца (рис. 5). Окисная пленка имеет поликристаллическое

строение, размер кристаллитов изменяется в пределах 15–25 нм. На нанометровый диапазон структуры окисной пленки указывает также кольцевое строение микроэлектроннограммы, полученной с частиц порошка (рис. 5, *e*).

Таким образом, рентгеноструктурный анализ и электронно-микроскопические исследования поверхности трения стали Гадфильда, выполненные методами сканирующей и дифракционной электронной микроскопии, показали, что в результате сухого трения на поверхности стали формируется тонкий слой, содержащий γ -железо и оксиды MnFe_2O_4 (MnFe) $_2\text{O}_3$. Слой стали, расположенный ниже, имеет нанокристаллическое строение и является γ -твердым раствором на основе железа.

5. О роли динамических возбуждений в формировании структуры стали Гадфильда при трении

О характере деформирования стали Гадфильда при трении можно судить по деформационному рельефу (рис. 6) на торцевой поверхности втулок после испытаний по схеме „вал–втулка“. (Участок торцевой поверхности втулки, на котором анализировался деформационный рельеф, показан на рис. 2, *a*.) Испытания проводились со скоростью скольжения $0.02\ \text{m/s}$. Предварительно торцевые поверхности втулки были тщательно отполированы. Небольшие давления от 1 до 4 МПа, при которых проводились испытания, не могли

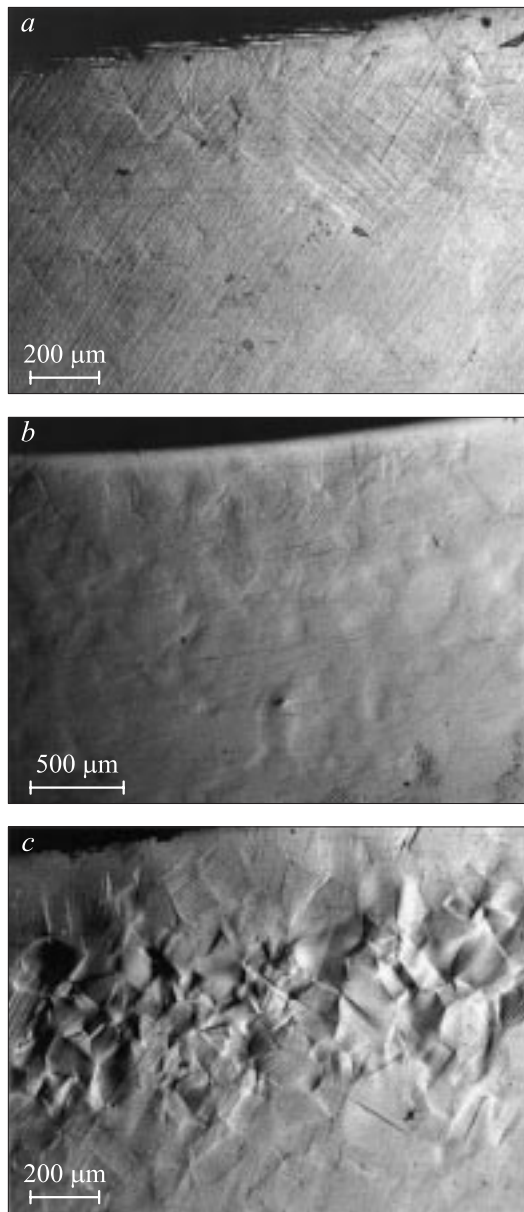


Рис. 6. Рельеф торцевой поверхности втулки из стали Гадфильда в зоне трения скольжения при разном давлении: *a* — 1, *b* — 2, *c* — 4 МПа.

бы вызвать подобной деформации в условиях статики. Но при трении полосы скольжения, характерные для деформированной стали Г13, наблюдаются на большой глубине, достигающей 2–3 мм.

Объяснить образование деформационного рельефа на такой большой глубине можно с позиции возбуждения упругих волн, о которых было сказано во введении. Механизм их возбуждения связан со схватыванием в пятнах касания и нарушением устойчивости процесса трения, что подтверждает генерация звука при трении. При невысоких средних напряжениях на поверхности трения в пятнах касания тем не менее развиваются давления, сравнимые или превышающие напряжение

текущей исследуемой стали. Эти давления при сухом трении обеспечивают высокие тангенциальные напряжения, которые вызывают пластический сдвиг или срез материала в локальной области контакта. Результатом является то, что касательные напряжения уменьшаются скачкообразно, и в глубь среды распространяются волны напряжений с амплитудой, близкой по величине к напряжению текучести материала узла трения. Для стали Г13, у которой напряжения сдвига различаются в зависимости от кристаллографической ориентации зерен, на пути упругой волны могут оказаться зерна с благоприятной ориентацией плоскостей легкого скольжения. Периодически повторяющиеся упругие возбуждения способны привести к пластическим сдвигам в отдельных зернах стали Гадфильда даже при относительно низком среднем давлении и малой скорости скольжения. Данный процесс — взаимодействие волны напряжений с отдельным зерном — является обратным процессу возбуждения акустической эмиссии при деформировании.

Действительно, при малых нагрузках, когда звук от узла трения не регистрируется микрофоном, на торцевой поверхности наблюдаются отдельные зерна со слабовыраженным деформационным рельефом (рис. 6, *a*). Объяснить его образование можно зарождением на поверхности волн сдвига в результате адгезионного схватывания [2], которое имеет место при трении стали Г13 без смазки даже при незначительном давлении. В этом случае в глубь среды распространяются ультразвуковые волны, которые регистрируются при трении.

Повышение давления при трении не приводит к увеличению напряжений в пятнах касания, но увеличивает их количество [12]. Увеличение общей площади контактирования вызывает согласованный сдвиг больших объемов материала под поверхностью трения, что и приводит к более интенсивной деформации (рис. 6, *b, c*). Интересный результат был получен при анализе рельефа, показанного на рис. 6, *b*. Оказалось, что рельеф, наблюдаемый на большем расстоянии от зоны трения, отражает подвижки отдельных зерен и не содержит следов скольжения. Это может быть следствием зернограничного проскальзывания, обусловленного прохождением волны напряжений, вызванной трением.

Отметим также, что к ультразвуковым колебаниям, ответственным за деформацию, добавляются колебания с относительно низкой частотой, которые являются собственными для деталей узла трения. Эти колебания и проявляются в виде звуковых волн, воспринимаемых человеком, или как вибрации узла трения низкой частоты.

В работе [7] отмечается, что повышение твердости поверхностного слоя стали Г13 при трении связано с деформационным упрочнением. В связи с этим интересно сопоставить глубину, на которую распространяется деформация, и распределение твердости в деформированном слое. Микротвердость измерялась на торцевой поверхности, на которой образовался рельеф, и в поперечном сечении образцов на поверхности, показанной на рис. 2, *b*. И в том, и в другом случаях значения

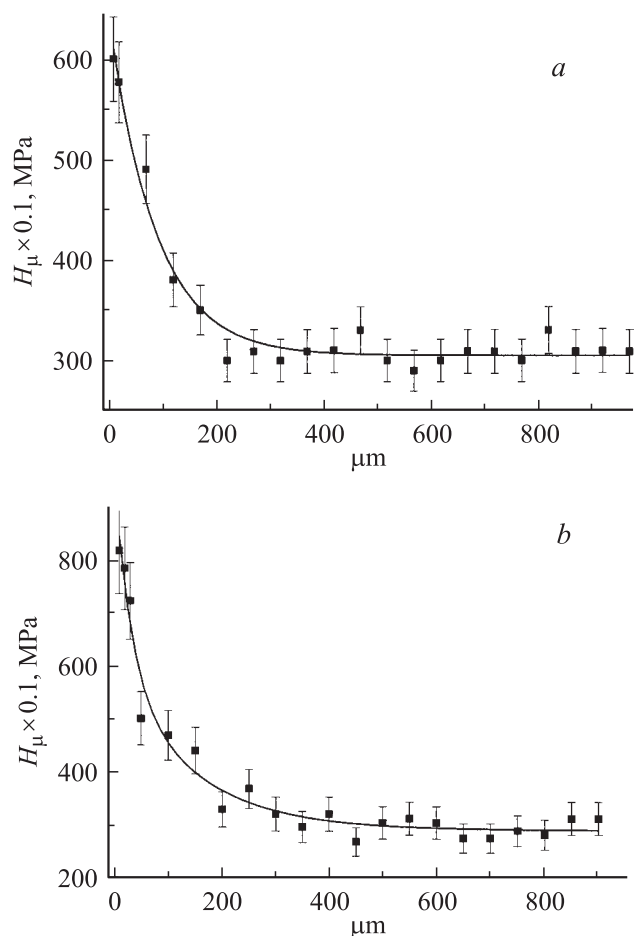


Рис. 7. Микротвердость поверхностного слоя после испытаний на трение: *a* — давление в сопряжении 2, *b* — 4 МПа.

микротвердости совпали. Это свидетельствует об одинаковой дефектной субструктуре материала на торцевой поверхности втулок и внутри, обусловленной деформационным упрочнением. Действительно, электронно-микроскопические исследования структуры материала на разной глубине от поверхности трения дают картину распределения дефектов [13], подобную той, которая выявляется на торцевой поверхности втулок (рис. 6).

На рис. 7 показаны кривые изменения микротвердости в поперечном сечении образцов в зависимости от расстояния до поверхности трения. Из рисунков следует, что увеличение давления в сопряжении привело к незначительному росту толщины слоя, определенного по изменению величины микротвердости.

Сравнив данные на рис. 6 и 7, увидим, что глубина деформированного слоя, определенная по измерениям микротвердости, не совпадает с размерами деформационного рельефа на торцевой поверхности втулки. Этот результат указывает на то, что механизм упрочнения стали Гадфильда, возможно, связан не только с мезоскопическим скольжением и двойникованием в зернах, но и с перераспределением атомов углерода на дефектах кристаллической решетки под действием фрикционного

нагрева и механических напряжений. Скопление углерода на дислокациях и образование комплексов с атомами металла (об этом говорится в работе [14]) блокирует движение дислокаций и, следовательно, приводит к повышению твердости. Вне зоны теплового воздействия упругие напряжения с высокой частотой циклирования вызовут деформирование металла без увеличения его микротвердости.

6. Заключение

Из рассмотренного в данной статье материала видно, что структура поверхности трения стали Гадфильда в процессе скольжения ко контртелу претерпевает такие изменения, которые могут быть вызваны высоким уровнем действующих в системе напряжений. При относительно малом среднем давлении в сопряжении наблюдаемые изменения структуры обусловлены упругими возбуджениями с амплитудой, достаточной для осуществления сдвиговой деформации в отдельных зернах. Из-за высокой частоты возбуджений (до 10^5 s^{-1}) значительные деформации в материале под поверхностью трения накапливаются уже в течение нескольких секунд. Толщина деформированного слоя определяется расстоянием, на котором упругие волны затухают.

Полученное в данной работе несоответствие толщины слоя с повышенной твердостью глубины деформированной зоны позволяет предположить, что упрочнение стали Гадфильда при трении обусловлено не только деформированием. По-видимому, в результате фрикционного нагрева тонкого поверхностного слоя и действующих напряжений углерод, растворенный в аустените, перераспределяется, выделяясь на дислокациях. Подвижность их уменьшается, что сопровождается возрастанием твердости. Так как при испытаниях мощность трения, обусловленная низкой скоростью скольжения и невысокой нагрузкой, была мала, то тепло распространилось на меньшую глубину, чем упругие возбуджения. Это и может служить причиной отмеченного выше несоответствия.

Работа выполнена по проекту № 3.6.2.1 Программы 3.6.2 фундаментальных исследований СО РАН при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-08-00105-а).

Список литературы

- [1] Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
- [2] Попов В.Л., Колубаев А.В. // Трение и износ. 1997. Т. 18. № 6. С. 818–826.
- [3] Крагельский И.В., Гитис Н.В. Фрикционные автоколебания. М.: Наука, 1987. 181 с.

- [4] Рубцов В.Е., Колубаев А.В. // ЖТФ. 2004. Т. 74. Вып. 11. С. 63–69.
- [5] Колубаев А.В., Колубаев Е.А., Вагин И.Н., Сизова О.В. // Письма в ЖТФ. 2005. Т. 31. Вып. 19. С. 6–13.
- [6] Фадин Ю.А., Лексовский А.М., Гинзбург Б.М., Булатов В.П. // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 19. Вып. 5. С. 10–13.
- [7] Коршунов Л.Г. // ФММ. 1992. № 8. С. 3–21.
- [8] Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. // Трение и износ. 1984. Т. 5. № 1. С. 106–112.
- [9] Сильман Г.И. // МиТОМ. 2006. № 1. С. 3–7.
- [10] Каракишев С.Д., Попцов М.Е., Рябухина О.М. // Термическая обработка и свойства металлов. Свердловск: УПИ, 1983. С. 35–40.
- [11] Поверхностная прочность материалов при трении / Под общ. ред. Ю.И. Костецкого. Киев: Техніка, 1976. 296 с.
- [12] Рубцов В.Е., Псахье С.Г., Колубаев А.В. // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24. Вып. 5. С. 28–32.
- [13] Иванов Ю.Ф., Алешина Е.А., Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Сизова О.В., Громов В.Е. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 6. С. 83–90.
- [14] Шабашов В.А., Коршунов Л.Г., Балбохин Ю.В. // ФММ. 1989. Т. 67. № 6. С. 1197–1203.