

Влияние размерного несоответствия атомов бинарных медных сплавов на сопротивление разрушению при трении

© В.А. Кукареко, А.Г. Кононов

Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Белоруссии,
Минск, Белоруссия

E-mail: v_kukareko@mail.ru

(Поступила в Редакцию 11 марта 2008 г.

В окончательной редакции 16 апреля 2008 г.)

Исследовано сопротивление разрушению в условиях трения без смазочного материала бинарных твердых растворов замещения на основе меди. Показано, что существенным фактором, влияющим на износостойкость медных сплавов, являются локальные внутренние искажения кристаллической решетки, образующиеся из-за различия радиусов атомов основы и легирующего элемента. Обнаружено, что замещение атомов меди атомами легирующего элемента с большим радиусом приводит к увеличению износостойкости твердого раствора замещения, тогда как в обратном случае — к ее снижению. Предложена модель, связывающая полученные экспериментальные зависимости характеристик износа сплавов с изменением сил межатомных связей при легировании матрицы атомами различного радиуса.

PACS: 62.20.mm, 61.50.Lt

1. Введение

Известно, что значительный вклад в упрочнение твердых растворов вносят локальные внутренние искажения кристаллической решетки, вызванные размерным несоответствием атомов растворителя и легирующего элемента [1]. Величина искажений зависит от разности размеров атомов растворителя и легирующего элемента, т.е. фактора несоответствия атомных радиусов $\Delta R/R = (R_B - R_A)/R_A$ (где R_A и R_B — атомные радиусы атомов растворителя и примеси соответственно). Роль размерного фактора в упрочнении твердых растворов исследована достаточно подробно [2,3]. Так, по данным [3], в бинарных твердых растворах на основе меди величина упрочнения сплавов линейно возрастает с увеличением модуля указанного фактора. Вместе с тем влияние размерного фактора на процессы разрушения бинарных твердых растворов подробно не изучено. В частности, значительный интерес представляет исследование закономерностей разрушения при изнашивании в условиях сухого трения бинарных твердых растворов, различающихся по величине и знаку фактора размерного несоответствия $\Delta R/R$. Фрикционное взаимодействие в этих условиях сопровождается интенсивным пластическим деформированием поверхностных слоев и их разрушением (износом [4]). В работе ставилась задача исследовать роль размерного несоответствия атомов бинарных твердых растворов на основе меди на износостойкость сплавов в условиях трения без смазочного материала.

2. Материалы и методика проведения экспериментов

Для исследований были выбраны высокочистая медь М00, а также бинарные сплавы на основе меди, легированной элементами с различным атомным радиусом,

а именно сплавы Cu–Al (Cu — основа; Al — 11 at.%), Cu–Ni (Cu — основа; Ni — 8.1 at.%), Cu–Be (Cu — основа; Be — 12.6 at.%). Атомные радиусы Cu, Al, Ni и Be составляют соответственно 0.128, 0.143, 0.124 и 0.113 nm [5]. Известно, что структурная стабильность твердых растворов замещения зависит от электронной концентрации e/a (число валентных электронов, приходящихся на один атом) исследуемых бинарных сплавов. При этом по мере увеличения e/a может изменяться энергия межатомной связи, а после достижения уровня значений электронной концентрации $e/a = 1.4–1.5$ в сплавах меди регистрируется образование интерметаллических соединений [5,6]. Оценки значений электронной концентрации показали, что для исследуемых сплавов величина e/a не превышает 1.22 (табл. 1), что свидетельствует о высокой структурной стабильности рассматриваемых твердых растворов замещения. Указанные сплавы подвергались гомогенизирующей термообработке при 1070 K в среде аргона с последующим охлаждением в воде (сплав Cu–Be) и в масле (сплавы Cu–Al, Cu–Ni). Медь М00 отжигалась при 970 K. После термической обработки образцы исследуемых сплавов шлифовались для снятия окисленных слоев и электрополировались в электролите состава: Cr_2O_3 — 120 g, H_3PO_4 — 640 ml. Плотность тока — 0.6 A/cm². В исходном состоянии сплавы имеют гомогенную структуру однофазного твердого раствора с ГЦК-решеткой. Рентгеновские дифракционные линии от матричной фазы сплавов в исходном состоянии не уширены, что свидетельствует об относительно невысокой концентрации в них дефектов кристаллической решетки.

Для триботехнических испытаний из прутков исследуемых бронз вырезались образцы призматической формы размерами 8.0 × 5.0 × 4.0 mm. Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазки на автоматизированном трибометре АТВП [7], работающем по схеме возвратно-поступательного движения призма-

тического образца по контртелу. В качестве контртела использовалась пластина, изготовленная из закаленной углеродистой стали 60Г с твердостью $HV = 6200$ МПа. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе испытаний составляла ~ 0.1 м/с. Номинальное контактное давление испытаний составляло $p = 1.5$ МПа. Измерение величины весового износа q призматических образцов осуществлялось на аналитических весах АДВ-200М. Погрешность измерения массы составляла 0.05 мг. Триботехнические испытания образцов каждого из сплавов проводились 4–5 раз. Полученные данные по величине накопленного весового износа образцов от пути трения усреднялись. Интенсивность изнашивания I_q определялась на стадии установившегося износа, как отношение потери веса к пути трения.

Твердость по Виккерсу образцов определялась при нагрузке 98 Н. Относительная погрешность измерений не превышала 5%.

Рентгеноструктурные исследования бронз проводились на дифрактометре ДРОН-3.0 в CoK_{α} -излучения. Дифрагированный вторичный пучок монохроматизировался с помощью графитового монохроматора НГП. Съемка образцов осуществлялась в сканирующем режиме при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 10 мА. Шаг сканирования составлял 0.1° .

3. Экспериментальные результаты

Зависимости весового износа исследуемых твердых растворов от пути трения приведены на рис. 1. На начальных стадиях испытаний регистрируется период интенсивного изнашивания — период приработки (~ 200 м). Затем процесс трения переходит в стадию установившегося изнашивания с близкой к линейной зависимостью весового износа от пути трения. Значения коэффициента трения для исследованных твердых растворов на основе меди достаточно близки. В частности, на стадии установившегося изнашивания значение

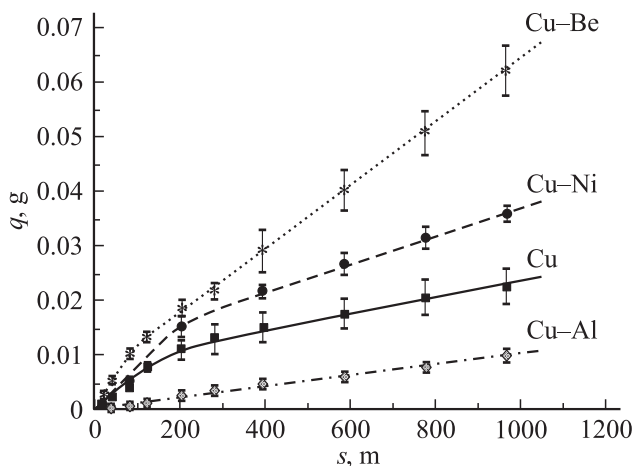


Рис. 1. Зависимость весового износа медных сплавов от пути трения.

Таблица 1. Атомный радиус примеси, электронная концентрация (e/a), фактор размерного несоответствия ($\Delta R/R$) медных сплавов

Сплав	Атомный радиус примеси, nm	Электронная концентрация, e/a	$\Delta R/R$
Cu	0.128 (Cu)	1	0
Cu–Al	0.143	1.22	0.12
Cu–Ni	0.124	1.08	–0.03
Cu–Be	0.113	1.13	–0.12

Таблица 2. Твердость, интенсивность изнашивания и коэффициент трения образцов медных сплавов, а также величина физического уширения β_{222} и соотношения β_{222}/β_{111} для продуктов износа образцов исследуемых сплавов

Система	Твердость, МПа	Интенсивность изнашивания I_q , 10^{-3} mg/m	Коэффициент трения f	β_{222} , 10^{-3} rad	β_{222}/β_{111}
Cu	430	14	0.9–0.95	25	2.0
Cu–Al	840	8	0.8–0.85	45	2.4
Cu–Ni	700	23	0.9–1.0	30	2.1
Cu–Be	940	57	0.9–0.95	55	2.2

коэффициента трения для образцов Cu, Cu–Ni и Cu–Be находится в пределах 0.9–1.0, что характерно для случая адгезионного взаимодействия материалов пары трения. Для сплава Cu–Al зарегистрирован относительно более низкий коэффициент трения $f = 0.8–0.85$. Сравнительный анализ величин интенсивности изнашивания и значений твердости бронз (табл. 2) показывает, что между ними не наблюдается корреляционной зависимости. Так, например, наиболее низкой износостойкостью (самый высокий уровень I_q) обладает сплав Cu–Be, для которого вследствие твердорастворного упрочнения характерно наиболее высокое значение твердости. В то же время для чистой меди, имеющей относительно низкую твердость, регистрируется сравнительно более высокий уровень износостойкости (рис. 1, табл. 2). Полученные экспериментальные данные свидетельствуют об отсутствии явной зависимости между величиной интенсивности весового износа и значением электронной концентрации e/a исследуемых сплавов (табл. 1, 2). В то же время, сопоставляя данные по интенсивности изнашивания сплавов с величиной фактора размерного несоответствия $\Delta R/R$ (табл. 1, 2), можно видеть, что между ними имеется корреляция. В частности, с уменьшением величины $\Delta R/R$ фиксируется существенное увеличение интенсивности изнашивания исследуемых сплавов (рис. 2). Таким образом, можно заключить, что сопротивление разрушению при сухом трении бинарных твердых растворов на основе меди зависит от величины

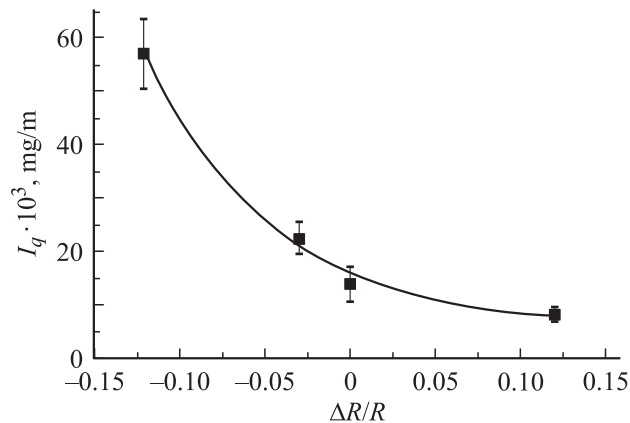


Рис. 2. Зависимость интенсивности весового изнашивания I_q исследуемых медных сплавов от величины фактора размерного несоответствия атомов примеси и основы $\Delta R/R$.

и знака фактора размерного несоответствия атомов $\Delta R/R$ компонентов сплавов.

4. Обсуждение результатов

При триботехнических испытаниях в условиях адгезионного взаимодействия в поверхностных слоях материалов возникают осциллирующие знакопеременные напряжения и тепловые вспышки, вызванные динамическим взаимодействием микровыступов контактирующих поверхностей. При этом поверхностные слои деформируются преимущественно в продольном направлении, и величины сдвиговой деформации достигают 10^2 – $10^3\%$ [8]. Интенсивная пластическая деформация участков поверхностей трения наряду с накоплением в них дислокаций приводит к образованию микротрещин с последующим формированием частиц износа [9]. Результаты измерения величины физического уширения рентгеновской дифракционной линии 222 для продуктов износа сплавов (табл. 2) свидетельствуют о том, что в процессе фрикционного взаимодействия в поверхностных слоях образуется большое количество дефектов кристаллической решетки и формируются дислокационные субструктуры, приводящие к существенному увеличению значений β_{222} . Проведенные оценки зависимости величины физического уширения рентгеновских дифракционных линий β от угла рассеяния θ для плоскостей (111) показали, что $\beta \sim \sec \theta$ (здесь $\sec_{222} / \sec_{111} = 1.75$; $\text{tg}_{222} / \text{tg}_{111} = 3.5$). В связи с этим можно полагать, что наблюдаемые различия в значениях β_{222} для продуктов износа исследуемых сплавов преимущественно обусловлены различием в дисперсности частиц износа и содержащихся в них субзерен. Далее необходимо отметить, что интенсивность разрушения сплавов при трении не коррелирует с величиной β и, как отмечалось ранее, зависит от соотношения атомных радиусов примеси и растворителя. Для понимания причин обнаруженного различия в износостойкости сплавов

рассмотрим подробнее механизм микроразрушения при трении бинарных сплавов с различными атомными радиусами легирующего элемента.

Известно, что в процессе разрушения материалов, в том числе и при фрикционном взаимодействии, можно выделить две стадии [10]. Первая из них включает зарождение микротрещин. Вторая характеризуется их распространением и образованием магистральных трещин, приводящих к формированию частиц износа и их отделению [9,10]. Известные дислокационные механизмы зарождения микротрещин не учитывают различия в атомных размерах компонентов сплава и не могут быть непосредственно использованы для объяснения полученных данных. В связи с этим представляло интерес рассмотрение возможности описания полученных закономерностей с использованием представлений, учитывающих наличие локальных деформаций кристаллической решетки в рассматриваемых сплавах.

Зарождение микротрещин на микроскопическом уровне представляет вероятностный процесс локального разрыва межатомных связей [2,11,12]. Приложение растягивающих напряжений к телу и повышение его температуры увеличивает вероятность разрыва межатомных связей. Энергия, необходимая для зарождения микротрещин, заимствуется из работы внешних сил и, в частности, из упругой энергии, накопленной в теле при приложении растягивающих сил. Рассмотрим влияние размерного несоответствия атомов легирующего элемента и матрицы на сопротивление разрыву межатомных связей сплава.

На рис. 3,а приведены схематические зависимости потенциальной энергии U и сил межатомного взаимодействия F для различных пар атомов (кривые 1–3) в зависимости от расстояния между атомами r . Для нелегированного металла ($\Delta R/R = 0$) межатомные связи находятся в недеформированном состоянии (рис. 3,а, кривая 1, точка r_1). На рис. 3,б приведена схема 1 цепочки атомов одного сорта (Cu–Cu), где межатомное расстояние и длина атомной связи обозначены соответственно r_1 и l_1 . При растяжении такой атомной цепочки любая связь может претерпевать разрыв с одинаковой вероятностью. Для формирования зародышевой трещины необходимо приложение внешней растягивающей силы F_{cr} , обеспечивающей деформацию, при которой расстояние между атомами увеличивается до r_{cr} (рис. 3,а).

При легировании сплавов замена атома основы (матрицы) атомом примеси с другим радиусом приводит к упругой деформации их электронных оболочек. В этом случае для каждого двухкомпонентного сплава будет характерно наличие двух кривых F , описывающих для атомных пар основа–основа и примесь–основа изменение сил межатомного взаимодействия от расстояния r . При легировании сплава атомами меньшего радиуса ($\Delta R/R < 0$) межатомное расстояние для атомной пары примесь–основа уменьшается (рис. 3,а, кривая 2, точка r'_2), а электронные оболочки атома примеси и окружающих его атомов основы будут находиться в исходном

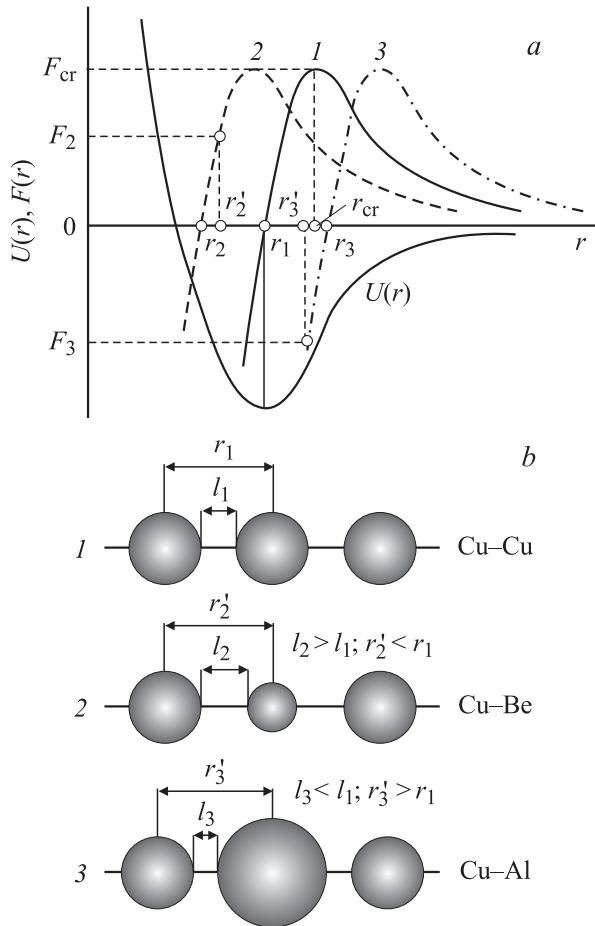


Рис. 3. а) Зависимость потенциальной энергии U и силы межатомного взаимодействия F от межатомного расстояния r . б) Схемы атомных цепочек, содержащих примесные атомы разного типа.

растянутом состоянии. Величину и знак межатомных сил, действующих на атомную пару примесь–основа, характеризует точка F_2 (рис. 3, а, кривая 2). На рис. 3, б приведена схема 2 атомной цепочки, легированной атомами меньшего радиуса с межатомным расстоянием r_2' и длиной растянутой связи $l_2 > l_1$. Необходимо заметить, что если бы атомная цепочка, содержащая примесный атом, была изолирована от окружающих ее атомов матрицы, то межатомное расстояние между атомом примеси и матрицы уменьшилось бы до равновесного значения r_2 (рис. 3, а, кривая 2), а длины связей $l_2 = l_1$. Поскольку для разрыва растянутых связей ($l_2 > l_1$) при прочих равных условиях требуется меньшая деформация, атомная цепочка, содержащая примесный атом с $\Delta R/R < 0$, будет терять устойчивость при приложении меньшей внешней растягивающей силы. Другими словами, при растяжении тела разрыв связей между атомами основы и примеси с $\Delta R/R < 0$ будет происходить с более высокой вероятностью, чем между однотипными атомами основы. Таким образом, локальные микрообласти в твердом растворе замещения, содержащие атом легирующего элемента с меньшим атомным радиусом,

по существу являются участками с ослабленными межатомными связями, которые могут выступать в качестве зародышей микроразрушения. Указанные области по аналогии с термофлуктуационными дилатонами [11] можно назвать долгоживущими „структурными дилатонами“.

В случае легирования сплава атомами примеси с большим радиусом ($\Delta R/R > 0$) межатомное расстояние для пары атомов примесь–основа увеличено, что соответствует точке r_3' на графике сил межатомного взаимодействия (рис. 3, а, кривая 3), а электронные оболочки контактирующих атомов разного сорта сжаты (рис. 3, а, кривая 3, точка F_3). В этом случае $l_3 < l_1$ (рис. 3, б, схема 3). При растяжении такой атомной цепочки по мере достижения некоторой степени деформации величина расстояния r между атомами примеси и основы достигает значения, при котором результирующая сила взаимодействия F становится равной нулю (рис. 3, а, кривая 3, точка r_3). В этом случае расстояния между однотипными атомами основы уже будут больше равновесного и связи между ними будут растянуты. Следовательно, разрыв связей между атомами основы будет происходить с более высокой вероятностью, чем разрыв связей примесь–основа. Таким образом, если атомный радиус легирующего элемента превышает атомный радиус матричной фазы, то в твердом растворе в окрестностях примесных атомов имеются локальные области с повышенной прочностью межатомных связей. В таких областях для разрыва межатомных связей требуются большие растягивающие напряжения, что затрудняет образование микротрещин.

Указанные рассуждения справедливы и для случая распространения микротрещин (рис. 4). Если развивающаяся трещина на своем пути встречает большое количество областей с пониженной прочностью межатомных связей (рис. 4, б), это уменьшает работу перемещения трещины и увеличивает скорость ее распространения. В случае легирования сплава добавками с атомами большего радиуса работа разрыва межатомных связей повышается, что затрудняет рост трещины (рис. 4, в), поскольку для ее распространения требуется либо обогнуть область с повышенной прочностью межатомных связей, либо приложить к краям трещины более высокие растягивающие напряжения. В любом случае работа перемещения трещины при этом возрастает, а скорость ее распространения снижается.

На основе изложенных представлений можно объяснить полученные экспериментальные кривые весового износа от пути трения для исследованных медных сплавов. Так, в случае легирования меди никелем или бериллием, атомные радиусы которых существенно меньше атомного радиуса меди, реализуется первый из рассмотренных выше случаев, и твердые растворы Cu–Be и Cu–Ni должны обладать относительно более низким сопротивлением зарождению и распространению трещин, а следовательно, и низкой износостойкостью. Полученные экспериментальные данные подтверждают

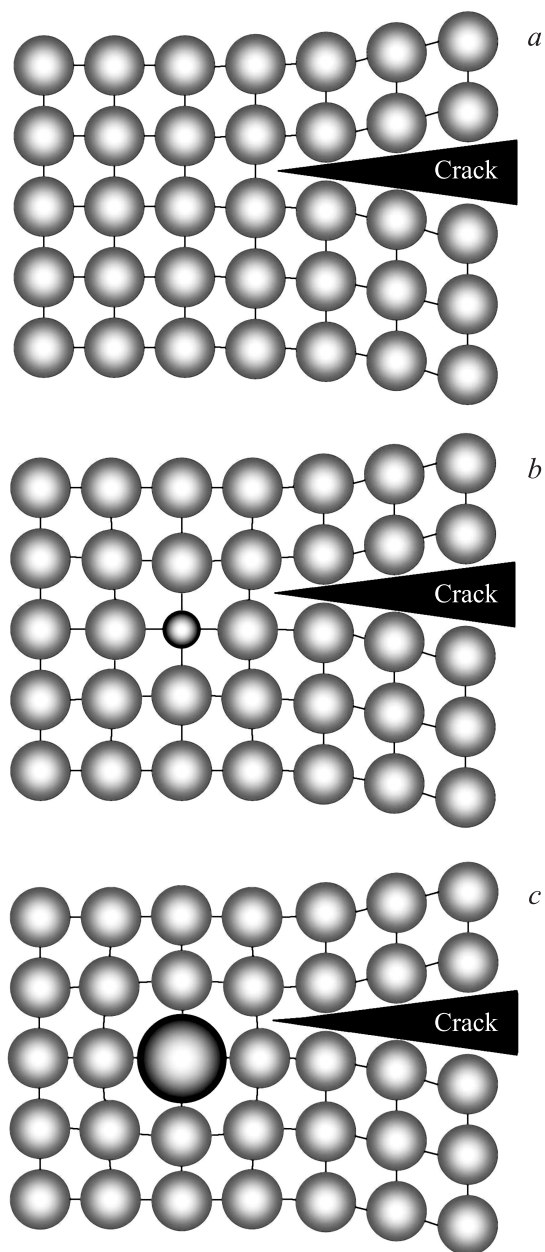


Рис. 4. Схема распространения трещины в твердом растворе замещения. *a* — $\Delta R/R = 0$, *b* — $\Delta R/R < 0$, *c* — $\Delta R/R > 0$.

указанное заключение, т. е. для сплавов Cu–Be и Cu–Ni несмотря на их высокую твердость, регистрируется существенно более низкая износостойкость по сравнению с чистой медью (рис. 2, табл. 2). Более того, с уменьшением атомного радиуса легирующего элемента интенсивность изнашивания увеличивается, что видно при сравнении кривых весового износа для систем Cu–Ni и Cu–Be (рис. 1, 2).

В случае легирования меди алюминием, имеющим существенно больший атомный радиус, реализуется второй из рассмотренных выше случаев, и твердый раствор Cu–Al обладает сравнительно более высокой стойкостью к распространению трещин, а следовательно, и

износостойкостью. Вместе с тем необходимо иметь в виду, что зарождение микротрещин в случае легирования меди атомами большего радиуса будет происходить преимущественно посредством разрыва цепочек Cu–Cu, т. е. работа зарождения трещин для сплава Cu–Al не будет отличаться от работы зарождения трещин в чистой меди. В связи с этим снижение величины износа при трении для этого сплава связано только с повышенным сопротивлением легированной алюминием матрицы распространению микротрещин. В то же время у сплавов Cu–Be и Cu–Ni присутствие примеси малого атомного радиуса одновременно приводит к уменьшению как работы зарождения, так и работы распространения микротрещин. По-видимому, именно этим обстоятельством объясняется тот экспериментальный факт, что при одинаковой по модулю величине фактора $\Delta R/R$ и близких концентрациях легирующего элемента для сплавов Cu–Be и Cu–Al интенсивность изнашивания первого из них примерно в 5 раз выше, чем у меди, а второго — примерно в 2 раза меньше по сравнению с Cu (табл. 2).

В заключение проведем оценку упругой деформации атомов для случаев легирования меди примесями с различными атомными радиусами. Обычно для расчетов упругой деформации решетки твердого раствора используются модели, основанные на представлениях континуальной теории упругости и учитывающие разницу в размерах атомов [1,6,13]. При этом в матрице вырезается полость радиусом R , в которую вставляется сфера радиусом R' , представляющая атом примеси [1,6,13]. Поскольку электронное облако, окружающее ядро атома, не является жесткой сферой, для расчета деформации атомов основы и примеси удобно воспользоваться моделью Фриделя [6], учитывающей сжимаемость матрицы (растворителя) и примеси. В этой модели при замещении атома растворителя на атом примеси происходит упругое деформирование обоих размеров до некоторого общего промежуточного значения радиуса R_0 . На основании значений R_0 можно оценить упругую деформацию атомов примеси и матрицы.

Для расчетов воспользуемся приведенным в [1,6] выражением, учитывающим сжимаемость атомов матрицы и примеси

$$\frac{R_0 - R}{R' - R_0} = \frac{(1 + \mu)C}{2(1 - 2\mu)C'}, \quad (1)$$

где R_0 — равновесный радиус атома примеси в решетке растворителя; R и R' — соответственно радиусы атомов растворителя и примеси; $C = 1/K$ и $C' = 1/K'$ — сжимаемость матрицы и примеси (K и K' — соответственно модули сжимаемости матрицы и примеси); μ — коэффициент Пуассона металла растворителя. В табл. 3 приведены значения упругой деформации атомов примеси исследуемых бинарных сплавов. Можно видеть, что электронные оболочки атома бериллия „растягиваются“ на 5%, а оболочки окружающих атом бериллия атомов меди — на 7%. Для случая алюминия электронные оболочки атомов меди, окружающих атом алюминия, „сжимаются“ на 6.3%, а атом примеси — на 5%.

Таблица 3. Значения сжимаемости примеси (C'), равновесного атомного радиуса примеси (R_0) и величины деформации атомов меди (ΔR_{Cu}) и примеси (ΔR_{imp}) при легировании медных сплавов

Система	Сжимаемость примеси C' , 10^2 GPa^{-1}	R_0 , nm	ΔR_{Cu} , nm	ΔR_{imp} , nm
Cu	0.73 (Cu)	—	—	—
Cu–Al	1.385	0.136	–0.008	–0.007
Cu–Ni	0.538	0.125	0.003	0.001
Cu–Be	0.997	0.119	0.009	0.006

Критическую величину деформации межатомной связи, приводящую к ее разрыву, можно оценить на основании подхода, развитого в работе [14]. Произведенный в [14] расчет величины деформации межатомных связей, при которой происходит потеря устойчивости атомной цепочки, показал, что в момент ее разрыва при растяжении длины межатомных связей составляет

$$r_{cr} = r_e + \alpha^{-1} \ln 2, \quad (2)$$

где r_{cr} — расстояние между центрами атомов в растянутой одномерной цепочке, при которой последняя теряет устойчивость, r_e — расстояние между атомами в недеформированной одномерной цепочке, α — параметр потенциала Морзе.

Проведенные с использованием выражения (2) оценки величины критической деформации до потери устойчивости (разрыва) атомной цепочки показали, что r_{cr} примерно в 1.3 раза превышает r_e , что согласуется с результатами других исследований [2]. Сопоставляя с r_{cr} данные по деформации атомов в исследованных бинарных твердых растворах (табл. 3), можно заключить, что легирование меди атомами бериллия приводит к уменьшению требуемой для разрыва атомной связи деформации цепочки Cu–Be на 23%. В случае легирования меди атомами алюминия для преодоления упругой межатомной деформации сжатия требуется дополнительное растяжение связи Cu–Al на 21%.

В заключение необходимо подчеркнуть, что предложенный в настоящей работе подход к описанию процесса разрушения при трении гомогенных сплавов с локальными микроискажениями кристаллической решетки не отвергает общепринятые дислокационные механизмы зарождения микротрещин, а дополняет их, полагая, что наличие микрообластей с ослабленными межатомными связями в кристаллической решетке многокомпонентных сплавов может существенно облегчать зарождение и распространение микротрещин. В частности, термофлуктуационное зарождение микротрещин в плоском дислокационном скоплении по механизмам Зинера, Владимирова, Орлова и др. [2,10] может инициироваться описанными в работе структурными дилатонами. Отметим также, что в роли структурных дилатонов могут выступать как примесные атомы с относительно малым атомным радиусом, так и дисперсные

частицы с отрицательной величиной фактора объемного несоответствия выделившейся и матричной фаз. В частности, в работе [15] показано, что выделение в гетерогенном Ni–Cr-сплаве ХН56ВМТЮ упрочняющих частиц с отрицательной величиной фактора объемного несоответствия ($\Delta V/V < 0$) также существенно снижает износостойкость сплава при трении.

Таким образом, на основании проведенного исследования показано, что сопротивление разрушению твердого раствора замещения при трении без смазочного материала зависит от величины фактора размерного несоответствия ($\Delta R/R$) атомов матрицы и легирующего элемента. Установлено, что при положительном знаке этого фактора, когда атомный радиус примеси больше атомного радиуса матрицы, износостойкость твердого раствора увеличивается, тогда как в обратном случае — уменьшается. Сделано заключение, что присутствующие в сплаве атомы примеси с малым атомным радиусом выступают в роли микрообластей с пониженной прочностью межатомных связей, облегчающих зарождение и распространение микротрещин.

Список литературы

- [1] J. Friedel. Les Dislocation. Gauthier-Uillars, Paris (1956). 600 p. Ж. Фридель. Дислокации. Мир, М. (1967). 643 с.
- [2] М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. Металлофизика высокопрочного состояния. Металлургия, М. (1986). 312 с.
- [3] Р. Хоникомб. Пластическая деформация металлов. Мир, М. (1972). 408 с.
- [4] В.Д. Зозуля, Е.Л. Шведков, Д.Я. Ровинский, Э.Д. Браун. Словарь-справочник по трению, износу и смазке деталей машин. Наук. Думка, Киев (1990). 230 с.
- [5] Г.Б. Бокий. Кристаллохимия. Наука, М. (1971). 400 с.
- [6] Physical metallurgy / Eds R.W. Cahn, P. Haasen. N.-H. Physics publ., Amsterdam (1983). 640 p. [Физическое металловедение. Атомное строение металлов и сплавов / Под ред. Р.У. Канна, П. Хаазена. Металлургия, М. (1987). Т. 1. 640 с.]
- [7] М.Г. Караваев, В.А. Кукареко. В сб. мат. межд. научно-технич. конф. „Надежность машин и технических систем“. Минск (2001). Т. 1. С. 37.
- [8] Д.П. Макаров, Д. Келли. Трение и износ **23**, 5, 483 (2002).
- [9] G. Polzer, F. Meißner. Grundlagen zu Reibung und Verschleiß. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1983). 264 p. [Г. Польцер, Ф. Майсснер. Основы трения и изнашивания. Машиностроение, М. (1984). 264 p.]
- [10] В.С. Золоторевский. Механические свойства металлов. Металлургия, М. (1983). 350 с.
- [11] С.Н. Журков. В сб.: Физика прочности и пластичности / Под ред. С.Н. Журкова. Наука, Л. (1986). С. 5.
- [12] А.И. Слуцкер. ФТТ **47**, 5, 777 (2005).
- [13] J.D. Eshelby. Solid State Phys. **3**, 79 (1956).
- [14] А.В. Андреев, В.М. Корнев, Ю.В. Тихомиров. Изв. РАН. МТТ **5**, 135 (1993).
- [15] В.А. Кукареко. Трение и износ **24**, 2, 192 (2003).