

УДК 620.178.539.43

DOI dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-46-52

СКОРОСТНОЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЧАСТОТЫ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

© 2015 г. **В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов**

Нижегородский государственный технический университет (НГТУ) им. Р.Е. Алексеева

Статья поступила в редакцию 25.01.14 г., доработана 17.03.14 г., подписана в печать 24.03.14 г.

Изложены результаты исследований повреждаемости поверхности чистых металлов, полученные при усталостных испытаниях. Определен характер скоростной зависимости сопротивления циклической деформации металлов при изменении частоты циклов нагружения, гомологической температуры и энергии дефекта упаковки.

Ключевые слова: частота циклического нагружения, повреждаемость поверхности, микроструктура, сопротивление усталости, прочность, долговечность, гомологическая температура, энергия дефекта упаковки, скоростной эффект.

Для цитирования: Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Чернышов Е.А. Скоростной эффект при изменении частоты циклического нагружения некоторых чистых металлов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 5. С. 46–52.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-46-52.

Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A.

Speed effect upon varying the cyclic loading frequency for certain pure metals

The results of studying the surface damageability of pure metals found in the course of fatigue tests are described. A character of the rate dependence for resistance of cyclic deformation of metals upon varying the frequency of loading cycles, homological temperature, and stacking fault energy are described.

Keywords: cyclic loading frequency, surface damageability, fatigue resistance, strength, longevity, homological temperature, stacking fault energy, rate effect

Citation: *Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Skorostnoi effekt pri izmenenii chastoty tsiklicheskogo nagruzheniya nekotorykh chistykh metallov. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2015. No. 5. P. 46–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-46-52.*

Введение

Свойство материала сопротивляться усталостному разрушению приобретает особое значение в связи с усложнением современных конструкций, ужесточением режимов эксплуатации, многократным увеличением частот и скоростей новейших машин и агрегатов и интенсификацией их работы. Анализ разрушений [1] деталей машин и конструкций показывает, что большинство из них происходит вследствие усталости металлов, под которой подразумевается постепенное накопление повреждений в

материале в условиях действия переменных нагрузок, приводящее к возникновению усталостной трещины, ее развитию и окончательному разрушению [2]. Частые случаи усталостного разрушения объясняются недостаточной изученностью явления усталости металлов, которое характеризуется исключительной сложностью и разнообразием процессов, происходящих в материалах в условиях действия переменных нагрузок, а также большой чувствительностью этих процессов к влиянию различных

Мыльников В.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии новых материалов НГТУ (603022, г. Н. Новгород, ул. Минина, 24). E-mail: mrtynikov@mail.ru.

Шетулов Д.И. – докт. техн. наук, профессор той же кафедры. E-mail: shetulov@mail.ru.

Чернышов Е.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры теплофизики, автоматизации и экологии печей НГТУ. E-mail: taep@nntu.nnov.ru.

технологических, эксплуатационных и конструктивных факторов [3–5].

Одним из таких факторов является частота циклического нагружения (ω). Изучение ее влияния на изменение прочности и долговечности металлов очень важно, так как это влияние неразрывно связано с поверхностными эффектами в образцах (деталях), а те, сложным образом, — с показателями сопротивления усталости материалов.

Анализ отечественных и зарубежных публикаций о влиянии частоты циклического нагружения на прочность и долговечность деталей машин и конструкций не дает исчерпывающей информации [1–12]. Недостаточность фундаментальных знаний о факторе ω объясняется в первую очередь сложностью физических процессов, происходящих в поверхностном слое металлов, и длительностью эксперимента. Поэтому требуется более детальное изучение этого вопроса.

Для оценки влияния поверхностных эффектов на усталость материалов в работах [5, 9–12] были предложены следующие параметры: повреждаемость поверхности (Φ) и тангенс угла наклона левой ветви кривой усталости к оси циклов ($\text{tg}\alpha_{\omega}$).

Цель представленной работы — выявление особенностей скоростного эффекта с применением температурно-скоростной зависимости сопротивления деформации чистых металлов при изменении частоты циклов нагружения с позиции повреждаемости поверхности.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На основе экспериментальных данных [11, 12] металлы можно разделить на две основные группы — первая (Cd, Bi, Ti, Ni, Y) показывает повышение усталостной прочности с ростом частоты циклического нагружения, а вторая (Cu, La, Zn) дает обратную картину. Индий и галлий из-за высокой гомологической температуры испытания не подходят ни к одной из этих групп.

Анализ экспериментальных данных показывает, что повышение усталостной прочности (с уменьшением или увеличением ω) почти всегда приводит к уменьшению угла наклона левой ветви кривой усталости к оси количества циклов ($\text{tg}\alpha_{\omega}$). Это не относится к иттрию (рис. 1), который, хотя и входит в первую группу металлов, тем не менее, на базе испытания выше 10^6 циклов, больше относится ко

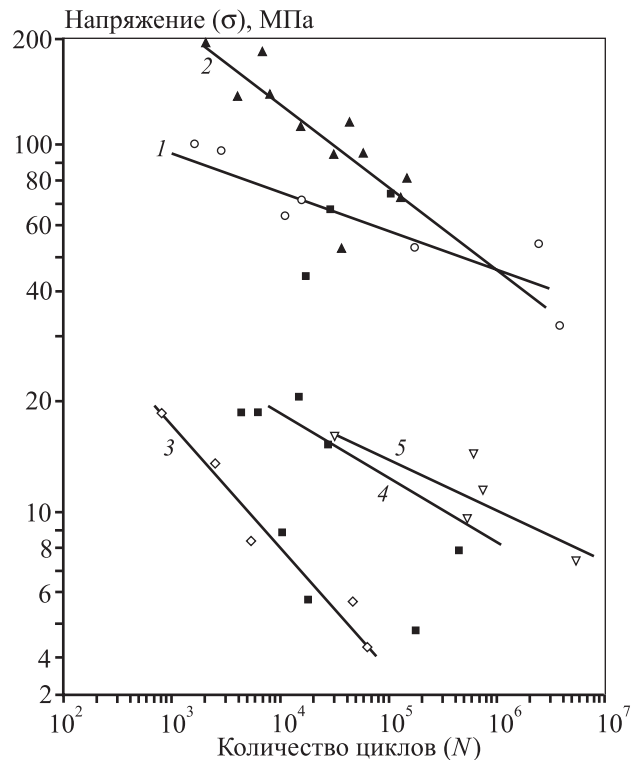


Рис. 1. Кривые усталости иттрия (1, 2) и висмута (3–5) при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

ω , Гц: 0,033 (3); 1,0 (4); 46,7 (1, 5); 100,0 (2)
 1 – $\lg\sigma = 1,285 - 0,1049\lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,815$
 2 – $\lg\sigma = 1,984 - 0,2229\lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,803$
 3 – $\lg\sigma = 1,145 - 0,3111\lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,795$
 4 – $\lg\sigma = 0,891 - 0,1621\lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,498$
 5 – $\lg\sigma = 0,835 - 0,141\lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,938$

второй группе, чем к первой. Увеличение наклона подтверждается исследованием изменения структуры, т.е. интенсивностью образования широких полос скольжения, связанной с развитием поперечного скольжения. Так, у кадмия чем ниже ω , тем круче наклон кривой усталости и меньше усталостная прочность (рис. 2). У висмута при изменении ω до 100 Гц наблюдается аналогичная картина (см. рис. 1). У титана ВТ1-00 и никеля при $\omega = 46,7$ Гц поперечное скольжение развито сильно [6, 7], при этом отмечается «плохое сопротивление усталости». При частотах, равных 100,0 и 233,3 Гц, влияние ω затухает; поперечное скольжение имеет одинаковую интенсивность в обоих случаях.

Во второй группе металлов снижение усталостной прочности, происходящее вследствие увеличения наклона кривых усталости, обуславливается также интенсивностью поперечного скольжения. Так, у меди [11, 12] оно развито более сильно при $\omega = 233,3$ Гц, чем при $\omega = 100$ Гц. У цинка (рис. 3) с

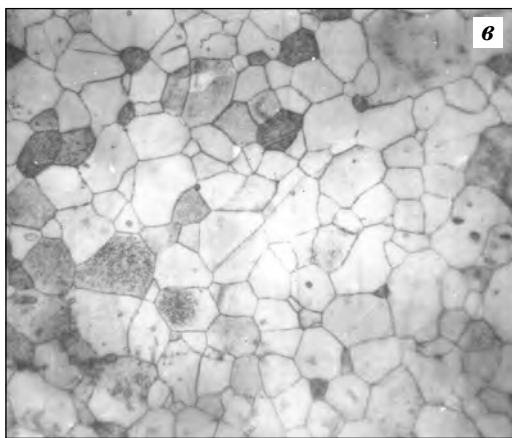
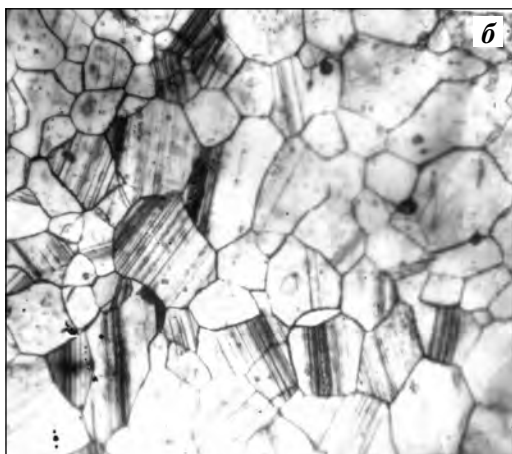
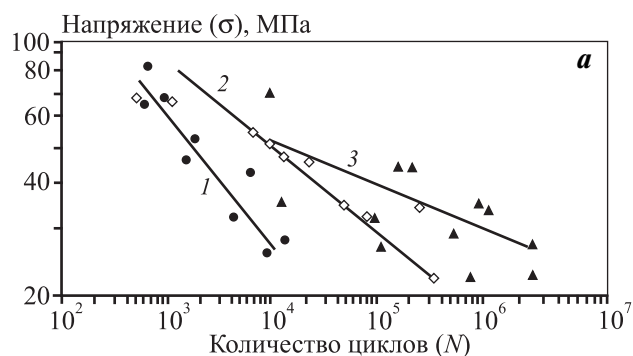


Рис. 2. Кривые усталости (а) и микроструктуры (б, в) кадмия при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

а – ω , Гц: 0,033 (1); 1,0 (2); 46,7 (3)
 б, в ($\times 600$) – $\sigma = 36$ МПа; $N = 10^3$; $\omega = 0,033$ Гц (б) и 46,7 Гц (в)
 1 – $\lg \sigma = 1,7324 - 0,3214 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,9322$
 2 – $\lg \sigma = 1,618 - 0,2303 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,985$
 3 – $\lg \sigma = 1,222 - 0,1274 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,5458$

увеличением частоты ($\omega = 46,7$ Гц) замечено наличие слабо развитого поперечного скольжения, которого не наблюдается при $\omega = 23,5$ Гц. Основным фактором, определяющим усталостную прочность цинка, является двойникование (см. рис. 3), которое с повышением частоты в связи с ростом скорости

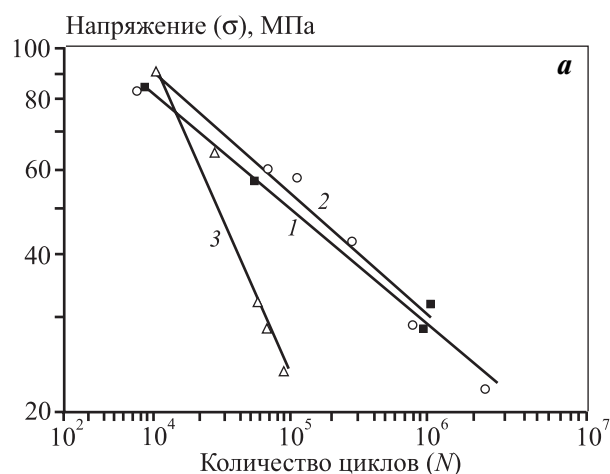


Рис. 3. Кривые усталости (а) и микроструктура (б) цинка при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

а – ω , Гц: 46,7 (1); 100,0 (2); 233,3 (3)
 б ($\times 450$) – $\sigma = 48$ МПа; $N = 8 \cdot 10^5$; $\omega = 46,7$ Гц
 1 – $\lg \sigma = 1,7987 - 0,2243 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,9921$
 2 – $\lg \sigma = 1,8316 - 0,2244 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,9788$
 3 – $\lg \sigma = 3,4953 - 0,6294 \lg N$; $K_{\text{кор}} = -0,9812$

деформации должно усиливаться, приводя к снижению усталостной прочности.

При анализе влияния частоты циклов можно применить температурно-скоростные зависимости сопротивления деформации металлов, так как при циклическом нагружении речь идет о пластической деформации [7, 11] в поверхностных слоях. Гомологическая температура определяется отношением

$$\theta = T_{\text{оп}}/T_{\text{пл}}, \quad (1)$$

где $T_{\text{оп}} = t_{\text{оп}} + 273$ – температура опыта, К; $T_{\text{пл}} = t_{\text{пл}} + 273$ – температура плавления металла, К.

Испытания проводили при комнатной температуре, поэтому, согласно (1), при одинаковой температуре эксперимента гомологическая температура различных металлов будет существенно отличаться.

У висмута и кадмия ($\theta = 0,5$) скоростной эффект

выражен сильнее (см. рис. 1, 2), чем у лантана ($\theta = 0,24$) (см. рис. 4). Однако следует иметь в виду, что при предплавленной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее, — это подтверждается при испытаниях галлия ($\theta = 0,96$) и индия ($\theta = 0,75$). В этом случае долговечность определяется ползучестью, которая связана, как известно, со временем, а не с числом циклов нагружения.

Поверхностный слой деформируется раньше массива твердого тела [12–16]. Чем легче деформируется поверхностный слой, тем сильнее повреждается поверхность материала (тем больше величина Φ). Повреждаемость активного слоя и собственно поверхности описывается выражением вида [11, 12]:

$$U_{п.с} = \frac{\tau B_{д.у} - U_{п.к} K_j}{K_j} \left[\frac{\tau B_{д.у}}{\tau B_{д.у} - U_{п.к} K_j} - e^{-K_y K_j j} \right], \quad (2)$$

где $U_{п.с}$ — параметр повреждаемости активного слоя поверхности; τ — напряжение, действующее на петлю дислокации; $B_{д.у}$ — площадь дефекта упаковки; $U_{п.к}$ — энергетический порог повреждаемости поверхностного слоя; K_j — параметр, связанный обратной зависимостью с поперечным размером (толщиной) поверхностного слоя j ; K_y — параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала поверхностного слоя.

Вследствие увеличения прочности (при $\omega_2 > \omega_1 \rightarrow \sigma_{\omega_2} > \sigma_{\omega_1}$) энергетический порог начала повреждаемости поверхностного слоя ($U_{п.к}$) повышается за счет роста сопротивления металла сдвиговой деформации

(K_y увеличивается) и параметра повреждаемости активного слоя поверхности ($U_{п.с}$):

$$U_{п.с} = U_{\sigma_{о.п}} + U_{о.д} + U_{S_{п.}/V} + U_{п.в}, \quad (3)$$

где $U_{\sigma_{о.п}}$ — энергия, зависящая от прочности окисной пленки; $U_{о.д}$ — энергия, связанная с величиной отрицательного давления (натяжением поверхности, удерживающим твердое тело как единое целое); $U_{S_{п.}/V}$ — энергия, определяемая отношением площади поверхности ($S_{п.}$) к объему (V); $U_{п.в}$ — энергия, зависящая от прочности вещества (имеется в виду материал тонкого поверхностного слоя).

Следствием этого являются уменьшение интенсивности поперечного скольжения и снижение величины $\text{tg}\alpha_w$.

Природа возникновения широких полос связана с поперечным скольжением, энергия активации которого обратна энергии дефекта упаковки (γ). Чем меньше γ , тем в большей степени материал способен к деформационному упрочнению, сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации становится выше. Узкая дислокация имеет более высокую энергию дефекта упаковки и движется в плоскости скольжения свободней, чем широкая дислокация с низкой γ . Узкая дислокация также более свободно совершает поперечное скольжение. Следовательно, чем выше энергия дефекта упаковки, тем более преобладают эффекты разупрочнения над эффектами упрочнения и тем меньшее сопротивление оказывает среда прохождению физического процесса пластической деформации путем скольжения расщепленных дислокаций. Параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала при скольжении расщепленных дислокаций обозначен как K_y (формула (2)). Стало быть, $K_{y1} > K_{y2}$ при $\gamma_1 < \gamma_2$. Зависимости повреждаемости поверхности (Φ) и наклона левой ветви кривой усталости ($\text{tg}\alpha_w$) некоторых чистых металлов от энергии дефекта упаковки при изменении частоты циклического нагружения подробно рассмотрены в работе [12].

Мерой повреждаемости поверхности является интенсивность образования полос скольжения. Испытания металлов и сплавов показали, что чем интенсивнее развиваются широкие полосы скольжения, тем круче наклоны кривых усталости, построенные в логарифмических координатах, т.е. тем больше величина $\text{tg}\alpha_w$.

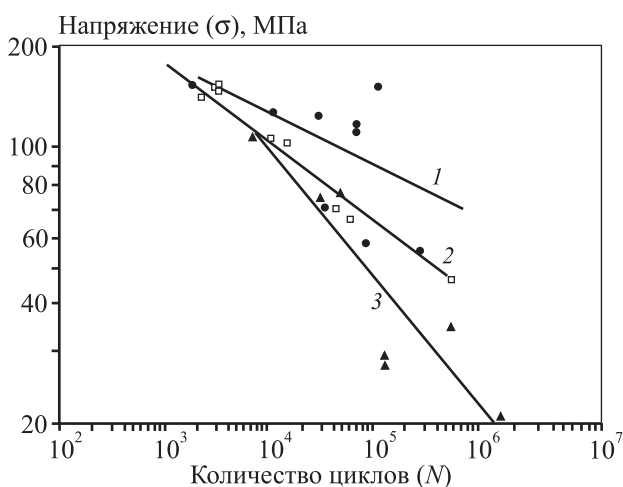


Рис. 4. Кривые усталости лантана при $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$
 ω , Гц: 46,7 (1); 100,0 (2); 233,3 (3)
 1 — $\lg\sigma = 1,723 - 0,1573\lg N$; $K_{кор} = -0,5888$
 2 — $\lg\sigma = 1,8942 - 0,2123\lg N$; $K_{кор} = -0,981$
 3 — $\lg\sigma = 2,3274 - 0,3391\lg N$; $K_{кор} = -0,9197$

Испытания медных образцов в условиях разных температур указывают на то, что полосы скольжения относительно прямолинейны [11, 12]. Кривая усталости имеет достаточно пологий наклон. Исследования микроструктуры выявили наличие «грубых» и глубоких полос, которые имеют вид субмикротрещин, даже при напряжениях ниже предела выносливости; однако следует иметь в виду, что они расположены на большом расстоянии друг от друга, и это расстояние тем больше, чем ниже напряжение. Катастрофическая трещина зарождается на границе зерна в месте соприкосновения с ней полос скольжения. Таким образом, разрушения, возникшие в теле зерна, передаются на границы. Наблюдения изменений микроструктуры показывают, что поперечное скольжение в меди развито относительно слабо, что согласуется со сравнительно низкой энергией дефекта упаковки у нее. Характер полос и интенсивность их образования сильно отличаются от таковых у металлов с высокой энергией дефекта упаковки. Кривая усталости у меди имеет значительно меньший наклон, чем у металлов с более сильной интенсивностью полос скольжения [12].

Из работ [11, 12] следует, что в цинке деформация происходит в основном двойникованием, разрушение носит межзеренный характер. Электронно-микроскопические исследования не обнаружили в нем поперечного скольжения [12]. В более чистом цинке все же полосы скольжения наблюдаются. Несмотря на то, что поперечное скольжение в нем маловероятно, при определенных благоприятных условиях оно становится возможным. Поперечное скольжение в цинке происходит одновременно с двойникованием; двойники образуются и при повышенных температурах. Одновременное действие двойникования и поперечного скольжения приводит к сильному увеличению наклона кривой усталости с ростом температуры.

В химически чистом кадмии с течением времени в подавляющем большинстве зерен возникают развитые полосы скольжения. Они имеют специфический внешний вид — прямолинейный — и расположены на небольшом расстоянии друг от друга; при разрушении полосы практически сливаются. Электронно-микроскопические исследования показали, что полосы скольжения в кадмии можно действительно трактовать как результат поперечного скольжения [11, 12]. Прямолинейность полос обуславливается кристаллической решеткой, в которой, как известно, мало систем скольжения. Хорошо наблюдаются

гребни и впадины типа экструзий и интрузий, что свидетельствует о наличии поперечного скольжения. Характер разрушения в кадмии смешанный.

Интенсивное поперечное скольжение в чистом титане ухудшает сопротивление усталостному разрушению, и наклон кривой усталости к оси числа циклов увеличивается [11]. Температурный фактор при этом является усугубляющим. Сильно развитого поперечного скольжения не наблюдается. Пластическая деформация при нормальной температуре происходит путем тонкого скольжения с участием поперечного скольжения, которое имеет вид мелких извилин. С ростом температуры наклон кривой усталости в титане растет, что подтверждается усилением интенсивности поперечного скольжения [11, 12]. Полосы скольжения можно трактовать как результат поперечного скольжения, это может быть связано с низким значением γ .

Было установлено [12], что сильно развитое поперечное скольжение и, в связи с этим, крутой наклон кривой усталости к оси абсцисс наблюдаются также у никеля.

В металлах с низким значением γ и малыми величинами $\text{tg}\alpha_w$ установлена слабая температурная зависимость сопротивления усталости, выражающаяся в близком (по оси ординат) расположении друг к другу кривых усталости, полученных при разных температурах; с другой стороны, в металлах с большими значениями γ и крутыми наклонами кривых усталости к оси N отмечается сильная температурная зависимость прочности и долговечности — кривые усталости при соответствующих температурах находятся на больших расстояниях друг от друга. Среди этой группы металлов никель [12] ведет себя аномально. Поперечное скольжение у него развито достаточно сильно — это следует из электронно-микроскопических снимков [10, 11]. Разрушение носит внутризеренный характер. Рост температуры не приводит к смене механизма, и температурная зависимость параметра сопротивления усталости выражена слабо. Поведение границ зерен у титана аналогично никелю. Однако у титана пограничное разрушение все же наблюдается, в этом смысле он ведет себя подобно меди.

Проведем анализ полученных нами ранее данных при исследовании показателей сопротивления усталости и микроструктуры при постоянной гомологической температуре (θ). Как уже было отмечено, величина энергии дефекта упаковки определяет интенсивность поперечного скольжения, которое

приводит к накоплению усталостных повреждений в полосах скольжения. Затем при остаточном разрыхлении полосы и ее соприкосновении с границей зерна в границе образуется надрыв как следствие сдвига; и чем больше полос, тем больше надрывов, тем интенсивнее развитие трещины по границе. Последнее обстоятельство снижает параметры сопротивления усталости материала в виде увеличения наклона кривой усталости, приводящего к уменьшению количества циклов до разрушения.

Сравнение кривых усталости металлов с одинаковой кристаллической структурой при $\theta = \text{const}$ показывает, что они имеют разный наклон к оси абсцисс. Например, $\text{tg}\alpha_w$ у титана меньше, чем у кадмия, а у кадмия меньше, чем у цинка. У титана при этой гомологической температуре наблюдаются редкие широкие и извилистые полосы скольжения, расстояние между которыми достаточно велико. Они глубокие и имеют рваные края [5, 6]. Все это свидетельствует о слабо развитом поперечном скольжении, т.е. о хорошем сопротивлении материала усталостному разрушению.

При $\theta = 0,14$ наклон кривых усталости разных металлов также оказывается разным [10]. Особенно большое значение $\text{tg}\alpha_w$ имеет у висмута, у которого поперечное скольжение развито достаточно сильно. Чистый титан в этом случае дает кривую усталости с большим наклоном к оси абсцисс. Средний наклон имеет кривая усталости иттрия. У левой ветви кривой усталости никеля более крутой наклон к оси абсцисс. Иттрий занимает некоторое среднее положение. Пологая кривая усталости индия может быть обусловлена его очень высокой пластичностью, т.е. $\text{tg}\alpha_w$ зависит и от пластичности [6].

По сравнению с титаном у лантана при гомологической температуре $\theta = 0,25$ значение $\text{tg}\alpha_w$ несколько больше. У меди $\text{tg}\alpha_w$ выше, чем у титана [11]. Наиболее крутой наклон к оси абсцисс выявлен у кривой усталости никеля.

При $\theta = 0,5$ [5] и кадмий, и цинк имеют крутые наклоны кривых усталости. Угол α_w у них практически совпадает (он незначительно больше у цинка).

При $\theta = 0,6$ разница в наклонах кривых усталости разных металлов довольно значительна, при этом наблюдается общее заметное увеличение угла α_w . Медь имеет наименьший угол, у кадмия он резко возрастает, у цинка он еще больше, чем у кадмия [11, 12]. Наклон кривой усталости галлия чуть больше, чем у меди.

При $\theta = 0,9$ значения $\text{tg}\alpha_w$ становятся еще более высокими: у кадмия $\text{tg}\alpha_w$ больше, чем у галлия.

Испытания металлов при частоте приложения нагрузки 100 Гц показали, что наклон кривой усталости изменяется по определенному закону [5]. Так, например, у титана, испытанного при $\theta = 0,15$, величина $\text{tg}\alpha_w$ значительно меньше, чем у иттрия. При $\omega = 100$ Гц и $\theta = 0,24$ значение $\text{tg}\alpha_w$ у меди меньше, чем у лантана.

Сопоставление величин энергии дефекта упаковки, изменений структур и наклона кривых усталости при одинаковой гомологической температуре показало, что чем выше γ , тем сильнее развито поперечное скольжение и тем круче наклон кривых усталости. Из этой зависимости не выпадает даже цинк (см. рис. 3). По-видимому, этот эффект объясняется высокой скоростью двойникования. Разрушение в цинке при нормальной и повышенной температурах обычно имеет межзеренный характер. При этом на границе двойника наблюдаются углубления, похожие на субмикроскопические надрывы. Трещина на границе зерна возникает там, где с ней встретились двойники. Высокая скорость роста двойников приводит к быстрому контакту с границами зерен, и в тех местах происходит надрыв границ. Двойникование в этом случае, вероятно, связано с охрупчиванием материалов. Быстрое двойникование в цинке обуславливает исчерпание пластической деформации, что уменьшает количество циклов до разрушения и приводит к возрастанию наклона. С ростом температуры плотность полос скольжения повышается (скоростной эффект усиливается), т.е. поперечное скольжение увеличивается. Наклон кривых усталости с повышением температуры растет.

Заключение

1. Скоростной эффект проявляется при условии $\omega_2 > \omega_1$, когда напряжение σ_{ω_2} всегда больше σ_{ω_1} , что и наблюдается у испытанных металлов, но в разной степени, за исключением случаев, относящихся к деформационному старению. Причем скоростной эффект выражен тем сильнее, чем выше гомологическая температура испытания (θ).

2. При сопоставлении металлов в условиях одинаковых гомологических температур (например, висмута и кадмия) (см. рис. 1, 2) скоростной эффект оказывается сильнее у металлов с большей энергией дефекта упаковки, что и наблюдается у висмута ($\gamma = 300$ мл·Дж/м²) по сравнению с кадмием ($\gamma = 150$ мл·Дж/м²), — это подтверждается характером и интенсивностью полос скольжения. Это согласует-

ся с теорией вопроса, так как $K_{y_{Bi}} < K_{y_{Cd}}$ и для интенсивности функции $U_{п.с}$ имеем $|K_y K_j|_{Bi} < |K_y K_j|_{Cd}$, что приводит к соотношению $U_{п.с_{Bi}} < U_{п.с_{Cd}}$.

3. При одинаковых значениях θ и γ скоростная зависимость усиливается в последовательности типов кристаллических структур: ГЦК — ГП — ОЦК — АК.

Литература

1. *Мак-Ивили А.Дж.* Анализ аварийных разрушений / Пер. с англ. Э.М. Лазарева, И.Ю. Шкадиной. Под ред. Л.Р. Ботвиной. М.: Техносфера, 2010.
2. *Романив О.Н., Яремы С.Я., Никифорчин Г.Н.* и др. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / Под. ред. В.В. Панасюка. Киев: Наук. думка, 1990.
3. *Иванова В.С., Шанявский А.А.* Количественная фратография. Усталостное разрушение. М.: Металлургия, 1988.
4. *Терентьев В.Ф.* Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2002.
5. *Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И.* Прогнозирование циклической прочности и долговечности конструкционных материалов. М.: Изд-во «Спутник +», 2013.
6. *Соколов Л.Д., Скуднов В.А., Соленов В.М.* и др. Механические свойства редких металлов. М.: Металлургия, 1972.
7. *Готтштайн Г.* Физико-химические основы материаловедения / Пер. с англ. К.Н. Золотовой, Д.О. Чаркина. Под. ред. В.П. Зломанова. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2011.
8. *Кольцун Ю.И., Мельников Б.Е., Хибник Т.А., Прохоров А.А.* Влияние частоты и нагрузки на волновые деформационные процессы при многоциклового усталости // Вестн. Самар. гос. аэрокосмического ун-та. 2009. No. 3(19). С. 274—282.
9. *Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Пронин А.И., Чернышов Е.А.* Прогнозирование прочности и долговечности материалов деталей машин и конструкций с учетом частоты циклического нагружения // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2012. No. 9. С. 32—37.
10. *Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И.* Связь параметров сопротивления усталости ряда конструкционных материалов с изменением частоты циклического нагружения // Заготов. пр-ва в машиностроении. 2012. No. 7. С. 41—45.
11. *Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A.* Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the frequency of loading cycles // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010. Vol. 51. No. 3. P. 237—242.
12. *Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A.* Investigation into the surface damage of pure metals allowing for the cyclic loading frequency // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2013. Vol. 54. No. 3. P. 229—233.

References

1. *Mak-Ivili A.J.* Analiz avariynih razrysheniy [Analysis for accidental damage]. Transl. E.M. Lazarev, I.Y. Shkadina. Ed. L.R. Botvina. Moscow: Technosfera, 2010.
2. *Romaniv O.N., Yaremy S.Ya., Nikiforchin G.N.* Mehanika razrysheniya i prochnost' materialov: Spravochnoe posobie. Vol. 4. Ustalost' i tsiklicheskaya treshchinostoikost' konstryktsionnyh materialov [Fracture mechanics and strength of materials. Vol. 4. Fatigue and cyclic crack resistance of structural materials]. Ed. V.V. Panasyk. Kiev: Naykova Dymka, 1990.
3. *Ivanova V.S., Shanyavskiy A.A.* Kolichestvennaya fraktografiya. Ustalostnoe razrushenie [Quantitative fractography. Fatigue failure]. Moscow: Metallurgiya, 1988.
4. *Terent'ev V.F.* Ustalostnaya prochnost' metallov i splavov [The fatigue strength of metals and alloys]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002.
5. *Mylnikov V.V., Chernyshov E.A., Shetulov D.I.* Prognozirovaniye tsiklicheskoj prochnosti i dolgovechnosti konstruksionnyh materialov [Prediction of fatigue strength and durability of structural materials]. Moscow: Izd-vo «Sputnik+», 2013.
6. *Sokolov L.D., Skudnov V.A., Solenov V.M.* Mehanicheskie svoystva redkih metallov [Mechanical properties of rare metals]. Moscow: Metallurgiya, 1972.
7. *Gottshain G.* Fiziko-himicheskie osnovy materialovedeniya [Physical and chemical bases of materials]. Transl. K.N. Zolotova, D.O. Charkin. Ed. V.P. Zlomanov. Moscow: BINOM. Laboratoriya znany, 2011.
8. *Kol'tsyn U.I., Mel'nikov B.E., Hibnik T.A., Prohorov A.A.* Vliyaniye chastoty i nagryzki na volnovye deformatsionnye processy pri mnogotsiklovoj ustalosti [The influence of frequency and load on the wave deformation processes in high-cycle fatigue]. *Vestnik Samarskogo Gos. Aerokosmicheskogo universiteta*. 2009. No. 3(19). P. 274—282.
9. *Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Pronin A.I., Chernyshov E.A.* Prognozirovaniye prochnosti i dolgovechnosti materialov detaley mashin i konstruksiy s uchetom chastoty ciklicheskogo nagryzheniya [Prediction of strength and durability of machine parts and materials designs, taking into account the frequency of cyclic loading]. *Izvestiya vyzov. Chernaya metallurgiya*. 2012. No. 9. P. 32—37.
10. *Mylnikov V.V., Chernyshov E.A., Shetulov D.I.* Svyaz' parametrov soprotivleniya ustalosti ryada konstruksionnyh materialov s izmeneniem chastoty tsiklicheskogo nagryzheniya [Communication parameters of the fatigue resistance of a number of construction materials with changing frequency cyclic loading]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. No. 7. P. 41—45.
11. *Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A.* Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the frequency of loading cycles. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2010. Vol. 51. No. 3. P. 237—242.
12. *Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A.* Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 3. P. 229—233.