

## ЛИТЕРАТУРА

1. Энтони У.У., Элиот Ф.Р., Болл М.Д. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. изд. / Под ред. Дж. Е. Хэтча. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1989.
2. Polmear I.J. Light Metals: From Traditional Alloys to Nanocrystals. 4-th ed. Elsevier, 2006.
3. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005.
4. Belov N.A. // J. Advan. Mater. 1994. Vol. 1, № 4. P. 321–329.
5. Белов Н.А., Алабин А.Н. // Арматуростроение. 2010. № 2. С. 50–54.
6. Белов Н.А., Алабин А.Н. // Цв. металлы. 2007. № 2. С. 99–106.
7. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P. at al. // Acta Mater. 2010. Vol. 58. P. 5184–5195.
8. Lefebvre W., Danoix F., Hallem H. at al. // J. Alloys Compd. 2009. Vol. 470. P. 107–110.
9. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. // Acta Mater. 2008. Vol. 56. P. 114–127.
10. Belov N.A., Alabin A.N., Prokhorov A.Yu. // Proc. 12-th Inter. Conf. on Aluminium Alloys. (Yokohama, Japan, 5–9 Sep. 2010). Yokohama, Japan: Jap. Inst. of Light Metals. P. 1107–1112.

УДК 620.178.539.43

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ЧАСТОТЫ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

© 2013 г. В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов

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

Изложены результаты исследования повреждаемости поверхности чистых металлов, полученные при усталостных испытаниях. Выведены математические зависимости изменения показателя сопротивления усталости от частоты циклического нагружения при деформации изгиба вращающихся образцов. Приведены уравнения кривых усталости и показано изменение микроструктуры при циклических нагружениях.

**Ключевые слова:** повреждаемость поверхности, микроструктура, частота циклического нагружения, сопротивление усталости.

The research results of pure metal surface damaging have been obtained in the course of fatigue tests. Mathematical dependences of changing the fatigue resistance indicators on frequency of cyclic loading during bending deformation of rotating samples are deduced. Fatigue curve equations are given and changes in the microstructure at cyclic loading are shown.

**Key words:** surface damaging, microstructure, frequency of loading cycles, fatigue resistance.

Исследования причин разрушений деталей машин и конструкций представляют большой интерес, так как полученные результаты позволят предотвратить новые отказы оборудования, улучшить материалы и способы производства. Многочисленные работы по изучению усталости металлов и сплавов не дают достаточной информации о природе и

кинетики развития усталостного процесса. Математическое моделирование данного явления осложняется отсутствием необходимых эмпирических данных для «наполнения» аналитических зависимостей и адекватной процедуры учета межфакторных взаимодействий, усиливающих или, наоборот, ослабляющих индивидуальный вклад того или ино-

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

го фактора в итоговые значения показателей сопротивления усталости.

Анализ прочности и долговечности материалов и деталей выполняется с учетом многих факторов. Представляется перспективным накопление статистических данных по повреждаемости поверхности ( $\Phi$ ) в виде широких полос скольжения (ПС), ее количественная оценка, а также связь  $\Phi$  с показателем сопротивления усталости — тангенсом угла наклона кривой усталости к оси количества циклов:

$$\operatorname{tg} \alpha_w = \frac{d \lg \sigma}{d \lg N}, \quad (1)$$

где  $\sigma$  — циклическое напряжение,  $N$  — количество циклов.

Показатель повреждаемости поверхности представляется в следующем виде:

$$\Phi = \frac{n_{3_2} \cdot n_{3_4} \cdot n_{п_2} \cdot F_M}{n_{3_1} \cdot n_{3_3} \cdot n_{п_1} \cdot F_{обр}}, \quad (2)$$

где  $n_{3_1}$  — общее число зерен на фотографии микроструктуры;  $n_{3_2}$  — количество поврежденных зерен;  $n_{3_3}$  — разница между количествами целых зерен и поврежденных по всей площади зерна;  $n_{3_4}$  — доля зерен, поврежденных широкими (более 6 мкм) полосами скольжения;  $n_{п_1}$  — общее число ПС в поврежденных зернах;  $n_{п_2}$  — количество широких извилистых и прерывистых ПС;  $F_M$  — фактическая площадь микроструктуры;  $F_{обр}$  — площадь рабочей поверхности образца.

Показатели сопротивления усталости материалов зависят от различных факторов, одним из которых является частота циклов нагружения ( $\omega$ ).

Целью работы являлось получение новых математических зависимостей изменения показателя сопротивления усталости ( $\operatorname{tg} \alpha_w$ ) от частоты циклического нагружения на основе анализа изменения повреждаемости поверхностного слоя при деформации изгиба вращающихся образцов.

Поверхностный слой металлов деформируется раньше массива твердого тела [1], и чем легче происходит этот процесс, тем сильнее повреждается поверхность материала, т.е. тем больше величина  $\Phi$ . Энергетический порог повреждаемости активного поверхностного слоя описывается выражением [1–3]

$$U_{п.с} = \frac{\tau B_{д.у} - U_n K_j}{K_j} \left[ \frac{\tau B_{д.у}}{\tau B_{д.у} - U_n K_j} - \exp(-K_{д.у} K_j j) \right], \quad (3)$$

где  $\tau$  — напряжение, действующее на петлю дислока-

ции;  $B_{д.у}$  — площадь дефекта упаковки;  $U_n$  — энергетический порог повреждаемости собственно поверхности;  $K_j$  — параметр, связанный обратной зависимостью с поперечным размером (толщиной) поверхностного слоя  $j$ ,  $\text{мм}^{-1}$ ;  $K_{д.у}$  — параметр, описывающий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, или показатель упрочнения материала поверхностного слоя.

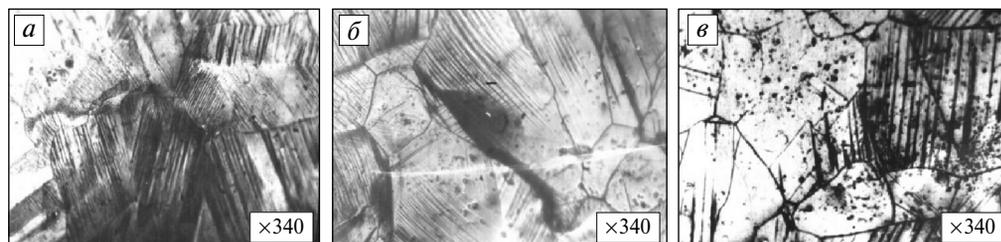
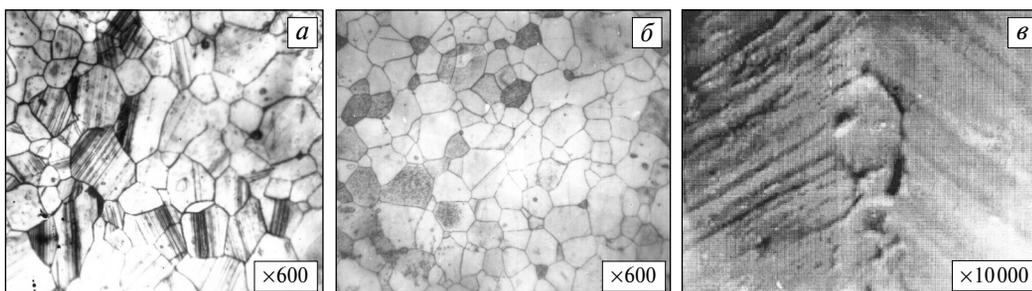
За характеристику материала можно принять энергию дефекта упаковки ( $\gamma$ ), которая определяет величину  $K_{д.у}$ . Торможение дислокаций у препятствий в плоскостях скольжения осуществляется тем эффективнее, чем ниже энергия  $\gamma$ . Следовательно, чем она выше, тем более превалируют эффекты разупрочнения над упрочнением и тем меньше сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации путем скольжения расщепленных дислокаций. И, наоборот, чем ниже  $\gamma$ , тем лучше материал способен к деформационному упрочнению и величина  $K_{д.у}$  выше. Стало быть,  $K_{д.у\gamma_1} > K_{д.у\gamma_2}$  при  $\gamma_1 < \gamma_2$ .

Кадмий и никель имеют высокую энергию дефекта упаковки. При деформации изгиба вращающихся образцов их поверхность сильно повреждается. Исследование изменений структуры кадмия показывает, что чем меньше частота, тем раньше возникают ПС на одинаковом уровне напряжений (рис. 1), а это приводит к тому, что при схожих  $N$  в случае  $\omega = 0,033$  Гц полос скольжения значительно больше и они развиты сильнее, чем при  $\omega = 46,7$  Гц. При большем увеличении в электронном растровом микроскопе отчетливо видны крупные извилистые экструзии и интрузии (см. рис. 1,  $\theta$ ).

Полосы скольжения в никеле прямолинейны и располагаются у границ соседних зерен согласованно. Зародившиеся на определенной стадии ПС распространяются сразу на весь поперечник зерна, и в дальнейшем их количество практически не увеличивается, но они становятся более развитыми (рис. 2). Для никеля характерно то, что при пониженной частоте ПС развиты более сильно, т.е. они расположены плотнее друг к другу по сравнению с испытаниями при более высокой величине  $\omega$  (см. рис. 2,  $a, б$ ). Так, например, при  $\sigma = 217$  МПа,  $\omega = 46,7$  Гц и  $N = 1 \cdot 10^4$  циклов широких ПС значительно больше, чем при почти таком же напряжении, но более высоких значениях  $\omega$  и  $N$ . У никеля с ростом частоты циклов нагружения повреждаемость поверхности (образование широких полос скольжения в

**Рис. 1.** Микроструктура кадмия после испытаний на усталость при  $t = 20^\circ\text{C}$  и  $\sigma = 36$  МПа

$a, б$  –  $N = 1 \cdot 10^3$ ,  
 $\omega = 0,033$  ( $a$ ) и  $46,7$  ( $б$ ) Гц  
 $в$  –  $N = 2,6 \cdot 10^3$ ,  $\omega = 0,033$  Гц



**Рис. 2.** Микроструктуры никеля после испытаний на усталость при  $t = 20^\circ\text{C}$

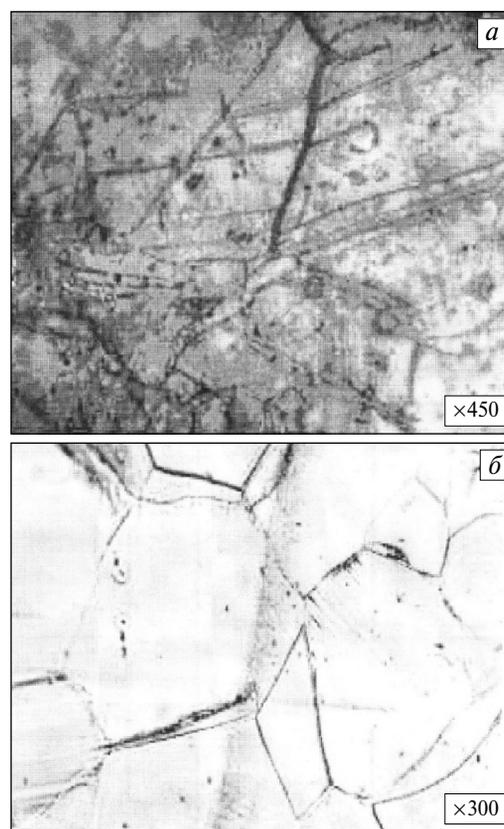
$a$  –  $\sigma = 217$  МПа,  $N = 1 \cdot 10^4$  циклов и  $\omega = 46,7$  Гц  
 $б$  –  $\sigma = 191$  МПа,  $N = 2 \cdot 10^5$ ,  
 $\omega = 100$  Гц  
 $в$  –  $\sigma = 183,9$  МПа,  $N = 5 \cdot 10^4$ ,  
 $\omega = 233,3$  Гц

зерна) уменьшается. При сравнении экспериментальных данных, полученных при мало различающихся напряжениях, достигается эквивалентная интенсивность ПС (см. рис. 2,  $a, б$ ), т.е. при более высокой частоте нагружения долговечность значительно больше, чем при низкой.

Цинк имеет тоже высокую энергию  $\gamma$ , но из-за особенностей атомной упаковки (ГПУ) пластическая деформация в нем идет двойникованием (рис. 3,  $a$ ), но в более чистом металле наблюдаются полосы скольжения (см. рис. 3,  $б$ ). С увеличением  $\omega$  за счет резкого возрастания  $\text{tg}\alpha_w$  при  $\omega = 233,3$  Гц также происходит уменьшение циклической прочности этого металла [4].

Медь по величине  $\gamma$  занимает как бы промежуточное место, и повреждаемость поверхности у нее соответствующая. Ее испытания показали обратную картину в сравнении с кадмием. Наблюдения изменений структуры показывают, что при более высокой частоте плотность полос скольжения больше (рис. 4). Медь повреждается сильнее с ростом частоты циклов нагружения, даже при циклических нагружениях, уменьшенных почти вдвое.

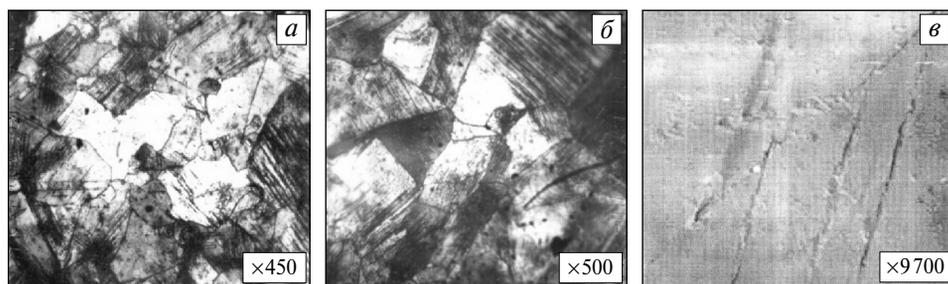
У висмута обнаружена сложная зависимость циклической прочности от частоты приложенной нагрузки [4]. Сравнение микроструктуры при  $\omega = 0,033$  и  $46,7$  Гц показывает, что в первом случае число ПС больше, они располагаются плотнее и охватывают большее количество зерен, наблюдаются микротрещины в полосах скольжения и трещины по границам зерен при  $N = 290$  циклов, в то время как во втором случае при  $N = 1000$  циклов картина совсем другая: ПС развиты слабо и расположены ме-



**Рис. 3.** Микроструктура цинка после испытаний на усталость при  $t = 20^\circ\text{C}$  и  $\omega = 46,7$  Гц

$a$  –  $\sigma = 48$  МПа и  $N = 8 \cdot 10^5$  циклов  
 $б$  –  $\sigma = 33$  МПа и  $N = 2,7 \cdot 10^4$  циклов

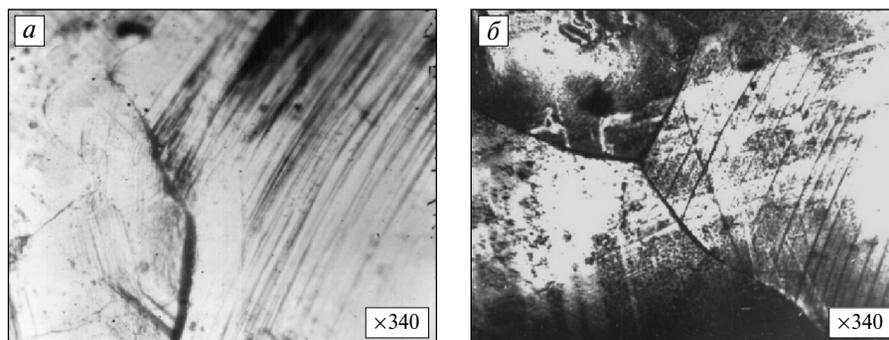
нее плотно друг к другу (рис. 5), т.е. число циклов больше, а повреждаемость меньше. В висмуте микроструктура в ходе испытаний изменяется аналогично никелю.



**Рис. 4.** Микроструктура меди после испытаний на усталость при  $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$

*a* –  $\sigma = 150\text{ МПа}$ ,  $N = 1 \cdot 10^4$  циклов,  $\omega = 46,7\text{ Гц}$   
*b* –  $\sigma = 76\text{ МПа}$ ,  $N = 1,7 \cdot 10^5$  циклов,  $\omega = 100\text{ Гц}$   
*v* –  $\sigma = 225\text{ МПа}$ ,  $N = 7 \cdot 10^3$  циклов,  $\omega = 46,7\text{ Гц}$

**Рис. 5.** Микроструктура висмута после испытаний на усталость при  $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$  и  $\sigma = 16,9\text{ МПа}$   
*a* –  $N = 290$  циклов,  $\omega = 0,033\text{ Гц}$   
*b* –  $N = 1000$  циклов,  $\omega = 46,7\text{ Гц}$



У лантана с ростом частоты приложения нагрузки обнаружено снижение циклической прочности, а у иттрия, наоборот, — ее увеличение, а значит, повреждаемость поверхности уменьшается.

С увеличением частоты циклов растет скорость деформации. Скоростной эффект, когда при  $\omega_2 > \omega_1$  напряжение  $\sigma_{\omega_2}$  всегда больше  $\sigma_{\omega_1}$  (за исключением случаев, относящихся к деформационному старению), наблюдается у всех испытанных металлов, но в разной степени, причем он должен быть выражен тем больше, чем выше гомологическая температура испытания ( $\Theta$ ). Так, у висмута и кадмия ( $\Theta \cong 0,5$ ) он проявляется сильнее, чем у лантана ( $\Theta \cong 0,24$ ). Однако следует иметь в виду, что при предплавильной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее. В этом случае долговечность определяется ползучестью, которая, как известно, связана со временем, а не с числом циклов нагружения.

При сопоставлении металлов в условиях одинаковых температур  $\Theta$  скоростной эффект оказывается сильнее у образцов с большей энергией дефекта упаковки ( $\gamma$ ), что и наблюдается при сравнении висмута ( $\gamma = 300\text{ мДж/см}^2$ ) и кадмия ( $\gamma = 150\text{ мДж/см}^2$ ) и подтверждается характером и интенсивностью полос скольжения. При одинаковых же значениях  $\Theta$  и  $\gamma$  скоростная зависимость усиливается в последовательности типов кристаллических структур: ГЦК—ГП—ОЦК—АК.

При увеличении скорости деформации сопротивление деформации повышается. Это означает, что сопротивление среды (материала)  $j$ -го слоя прохож-

дению физических процессов пластической деформации возрастает. В связи с этим увеличиваются параметр  $K_{Ay}$  и энергетический порог повреждаемости слоя с аномальными свойствами  $U_{п.с}$  (3), что снижает вероятность повреждений материала  $j$ -го слоя.

В связи с этим можно проанализировать повреждаемость  $\Phi$ , основу которой, согласно формуле (2), составляют три отношения:  $n_{32}/n_{31}$ ,  $n_{34}/n_{33}$  и  $n_{п2}/n_{п1}$ .

Частота циклов не влияет на число зерен на микроструктуре ( $n_{31}$ ), а количество поврежденных зерен ( $n_{32}$ ), наоборот, будет зависеть от  $\omega$  в связи с изменением скорости деформации, а следовательно, и способности материала сопротивляться прохождению физических процессов пластической деформации. Чем меньше  $\omega$ , тем ниже скорость деформации и параметр  $K_{Ay}$ , т.е. разупрочнение происходит легче, чем упрочнение. Вероятность повреждаемости повышается, а значит, увеличивается  $n_{32}$ . При этом возрастает и число зерен, поврежденных по всей площади микроструктуры ( $n_{33}$ ). Однако при прочих равных условиях процессы разупрочнения оказывают более сильное влияние на  $n_{34}$  — количество зерен, поврежденных широкими полосами скольжения. Таким образом, отношения  $n_{32}/n_{31}$  и  $n_{34}/n_{33}$  повышаются и повреждаемость  $\Phi$  увеличивается.

Общее количество полос скольжения в поврежденных зернах  $n_{п1}$  растет с уменьшением скорости деформации (или  $\omega$ ), приводящей к повышению вероятности разупрочняющих процессов. Но, как и в предыдущем случае, опережающее влияние будет оказано при этом на  $n_{п2}$  — количество широких,

извилистых и прерывистых полос скольжения. Отношение  $n_{п2}/n_{п1}$  тоже увеличится, повреждаемость  $\Phi$  возрастет.

Однако при исследовании вопроса о влиянии частоты циклов на величину  $\Phi$  нужно учитывать еще ряд факторов, таких как природа материала, температура и т.д. Если материал не способен накапливать достаточно большую суммарную деформацию ( $\epsilon_{\omega}$ ) по причине своей природы, или из-за условий деформирования, или по той и другой причинам одновременно, то даже при большой частоте нагружения, когда сопротивление деформации должно быть значительным и упрочнение должно превалировать над разупрочнением, мы можем получить обратный эффект. Он будет заключаться в том, что вместо ожидаемого опережающего уменьшения значений  $n_{32}$ ,  $n_{34}$  и  $n_{п2}$ , что должно приводить к снижению повреждаемости, мы будем наблюдать их увеличение, а значит, и рост  $\Phi$ .

Математическая обработка полученных результатов позволила вывести уравнения кривых усталости в логарифмических координатах, связывающих шкалу напряжений с количеством циклов нагружения (табл. 1). Анализ экспериментальных

Таблица 1  
Уравнения кривых усталости цветных металлов при  $t = 20^\circ\text{C}$  и изменении частоты циклов нагружения

Металл	$\omega$ , Гц	Уравнение
Лантан	46,7	$\lg\sigma = 1,723 - 0,1573 \lg N$
	100,0	$\lg\sigma = 1,8942 - 0,2123 \lg N$
	233,3	$\lg\sigma = 2,3274 - 0,3391 \lg N$
Цинк	46,7	$\lg\sigma = 1,7987 - 0,2243 \lg N$
	100,0	$\lg\sigma = 1,8316 - 0,2244 \lg N$
	233,3	$\lg\sigma = 3,4953 - 0,6294 \lg N$
Иттрий	46,7	$\lg\sigma = 1,285 - 0,1049 \lg N$
	100,0	$\lg\sigma = 1,984 - 0,2229 \lg N$
Висмут	0,033	$\lg\sigma = 1,145 - 0,3111 \lg N$
	1,000	$\lg\sigma = 0,891 - 0,1621 \lg N$
	46,7	$\lg\sigma = 0,835 - 0,1400 \lg N$
Кадмий	0,033	$\lg\sigma = 1,7324 - 0,3214 \lg N$
	1,0	$\lg\sigma = 1,618 - 0,2303 \lg N$
	46,7	$\lg\sigma = 1,222 - 0,1274 \lg N$
Никель	46,7	$\lg\sigma = 2,332 - 0,2179 \lg N$
	100,0	$\lg\sigma = 2,915 - 0,126 \lg N$
	233,3	$\lg\sigma = 2,007 - 0,1386 \lg N$
Медь	46,7	$\lg\sigma = 1,8944 - 0,1021 \lg N$
	100,0	$\lg\sigma = 1,7131 - 0,1161 \lg N$

Таблица 2  
Параметры сопротивления усталости в связи с изменением частоты циклического нагружения и пределом прочности материала

Материал	$\omega$ , Гц	$\text{tg}\alpha_{\omega}$	$\sigma_{N=10^6}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\chi = \sigma_{N=10^6}/\sigma_B$
Первая группа					
Медь	46,7	0,1021	195	430	0,500
	100,0	0,1161	105	430	0,266
Лантан	46,7	0,1573	63	—	—
	100,0	0,2123	42	—	—
	233,3	0,3393	22	—	—
Цинк	46,7	0,2243	29	170	0,170
	100,0	0,2244	31	170	0,180
	233,3	0,6294	10	170	0,160
Иттрий	46,7	0,1049	45	—	—
	100,0	0,2229	45	—	—
Вторая группа					
Висмут	0,033	0,3111	2	—	—
	1,0	0,1621	7,3	—	—
	46,7	0,1400	10	—	—
Кадмий	0,033	0,3214	—	150	—
	1,0	0,2303	20	150	0,133
	46,7	0,1274	30	150	0,200
Никель	46,7	0,2179	104	—	—
	100,0	0,1260	240	—	—
	233,3	0,1386	245	—	—

данных позволил сопоставить численные значения различных параметров с изменением величин  $\omega$  и  $\sigma_B$  (табл. 2).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследована повреждаемость поверхности чистых металлов при усталостных испытаниях. Экспериментальные данные обрабатывались следующим образом: при  $\omega = \text{const}$  определялись средние значения  $\text{tg}\alpha_{\omega}$ , затем строились зависимости  $\text{tg}\alpha_{\omega} = f(\omega)$ . После компьютерной обработки получены математические зависимости по первой и второй группам материалов соответственно:  $\text{tg}\alpha_{\omega} = 0,03561n\omega + 0,065$  и  $\text{tg}\alpha_{\omega} = 0,262\omega^{-0,1301}$ .

В первом случае с ростом частоты циклов нагружения наблюдалось увеличение параметра  $\text{tg}\alpha_{\omega}$ , а во

втором, наоборот, — его уменьшение. Однако надо иметь в виду, что показатель  $\text{tg}\alpha_w$  напрямую связан с повреждаемостью поверхности, и в обеих группах материалов рост  $\Phi$  приводит к повышению  $\text{tg}\alpha_w$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шетулов Д.И. // Изв. АН СССР. Металлы. 1991. № 5. С. 160.
2. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. // Заготовительные пр-ва в машиностроении. 2009. № 2. С. 33—36.
3. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. // Тр. III Междунар. конф. «Deformation & fracture of materials and nanomaterials». М.: ИМЕТ РАН, 2009. Т. 2. С. 180—181.
4. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2010. № 3. С. 40—45.

УДК 620.193

## ВЛИЯНИЕ pH СРЕДЫ НА АНОДНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Zn55Al, ЛЕГИРОВАННОГО СКАНДИЕМ

© 2013 г. З.Р. Обидов, А.В. Амонова, И.Н. Ганиев

Институт химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан (ИХ АН РТ), г. Душанбе

Исследовано анодное поведение сплава Zn55Al, легированного скандием. Установлен экстремальный характер зависимости потенциала коррозии этого материала от содержания в нем Sc и показано, что увеличение концентрации хлорид-ионов в электролите способствует уменьшению потенциала коррозии. Потенциалы питтингообразования и репассивации с ростом содержания легирующих элементов в сплавах смещаются в положительную, а с увеличением концентрации хлорид-ионов — в отрицательную область во всем интервале pH среды. Скорость коррозии Zn55Al уменьшается в 2–3 раза при добавке в него 0,005–0,05 мас.% Sc, что позволяет рекомендовать сплав такого состава в качестве анодного покрытия для защиты от коррозии стальных конструкций, изделий и сооружений.

**Ключевые слова:** сплав Zn55Al, скандий, электролит, HCl, NaCl, NaOH, pH среды, потенциодинамический метод, анодное поведение, защитные покрытия, гольфановый сплав.

The anodic behavior of Zn55Al alloy doped with scandium has been studied. The scandium content dependence of the Zn55Al alloy corrosion potential shows the extreme character. The increase in the chloride ion concentration in the electrolyte reduces the corrosion potential. When doping element content grows in the alloys, pitting and repassivation potentials are shifted to the positive area, and when chloride ion concentration grows, the potentials are shifted to the negative area over the entire range of environment pH. Zn55Al alloy corrosion rate decreases 2–3 times in doping 0,005–0,05 wt.% scandium. Thus the alloys of such composition can be recommended as anode coating for corrosion protection of steel structures, components, and constructions.

**Key words:** Zn55Al alloy, scandium, electrolyte, HCl, NaCl, NaOH, environment pH, potentiodynamical method, anodic behavior, protective coatings.

В последнее время на рынке все чаще стали появляться стальные конструкции с гальфановыми покрытиями, представляющими собой сплавы цинка с 5 и 55 мас.% алюминия (Гальфан I и II соответственно) [1]. Покрытия наносятся для катодной защиты стали, и повышение их коррозионной стойкости до-

стигается легированием третьим элементом. В частности, в работах [2, 4] показано положительное влияние щелочно-земельных металлов на коррозионную устойчивость указанных сплавов. Определяющим является компромисс между низкой поляризацией покрытия в области повреждения (что и определяет

**Обидов З.Р.** — канд. техн. наук, проф., ст. науч. сотр. ИХ АН РТ (734063, Республика Таджикистан, г. Душанбе, ул. Айни, 299/2). Тел.: 10 (992 37)93-421-82. E-mail: z.r.obidov@rambler.ru.

**Амонова А.В.** — аспирант ИХ АН РТ.

**Ганиев И.Н.** — докт. хим. наук, акад. АН РТ, проф., зав. лабораторией коррозионно-стойких материалов ИХ АН РТ.