

Рис. 5. Изменение усилия пресса во времени при штамповке

пониженных значениях  $\dot{\epsilon}$ , отвечающих оптимальному интервалу скорости сверхпластической деформации. Однако в промышленных штамповочных прессах они не попадают в диапазон скоростей рабочего хода пресса. Поэтому для снижения величины  $\dot{\epsilon}$  целесообразно использовать такой прием, как остановка рабочего хода пресса и выдержка при постоянном давлении до полного оформления рельефа. Это важно особенно тогда, когда требуемое для полного заполнения штампа усилие приближается к номинальному усилию используемого пресса, как, например, в нашем случае, описанном выше, где применялся пресс с номинальным усилием 20 МН.

Программа позволяет также показывать в динамике картину изменения таких параметров про-

цесса, как интенсивность скоростей и деформаций, распределение скоростей деформации и температуры по объему поковки и т.д., что также очень важно для своевременной корректировки технологического процесса штамповки.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, показано, что компьютерная программа DEFORM-3D корректно описывает реальный технологический процесс объемной изотермической штамповки алюминиевого сплава АМгб, что позволяет рекомендовать ее для проектирования технологий получения штампованных поковок сложной формы из алюминиевых сплавов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А. Сверхпластичность: материалы, теория, технологии (Синергетика: от прошлого к будущему). М.: КомКнига, 2005.
2. Константинов И.Л., Белокопытов В.И., Горохов Ю.В., Катрюк В.П. // Сб. матер. 7-й Междунар. науч.-техн. конф. / Под ред. В.Е. Кислякова. Красноярск: ИПК СФУ, 2009. Ч. 2. С. 221.

УДК 669.715

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛИТОГО СПЛАВА Al-0,55 мас.% Zr

© 2013 г. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.А. Яковлев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

С использованием программы Thermo-Calc изучено влияние температуры на фазовый состав литого алюминиевого сплава, содержащего 0,55 % Zr, 0,23 % Fe и 0,06 % Si, с целью обоснования оптимальных режимов отжига. Определен фазовый состав и рассчитаны равновесные значения состава алюминиевого твердого раствора в сплаве Al-0,55%Zr-0,23%Fe-0,06%Si при  $t = 200 \div 650$  °С. Показано, что при использовании многоступенчатого отжига максимальные значения твердости и электропроводности достигаются при  $t = 400 \div 450$  °С.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, термическая обработка, электропроводность, фазовый состав.

**Белов Н. А.** – докт. техн. наук, директор ИЦ «ИЛТМ» НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 951-19-28. E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

**Алабин А. Н.** – канд. техн. наук, начальник отдела стратегических исследований ИЦ «ИЛТМ» НИТУ «МИСиС». E-mail: alex\_alabin@mail.ru

**Яковлев А. А.** – магистрант кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС». E-mail: yakovlevalexandr@mail.ru.

The effect of temperature on phase composition of cast aluminum alloy containing 0,55 % Zr, 0,23 % Fe and 0,06 % Si has been investigated with the use of Thermo-Calc program for the purpose of support of optimum annealing modes. The phase composition is determined and the equilibrium values of the composition of aluminum solid solution in alloy Al-0,55%Zr-0,23%Fe-0,06%Si are calculated at  $t = 200\div 650$  °C. In using multistage annealing, the maximal values of hardness and electric conductivity are shown to be reached at  $t = 400\div 450$  °C.

**Key words:** aluminum alloys, heat treatment, electric conductivity, phase composition.

## ВВЕДЕНИЕ

Для существующих в настоящее время литейных алюминиевых сплавов, предназначенных для эксплуатации при воздействии нагрева (свыше 150–200 °C), в частности на базе системы Al–Cu (типа AM5), обязательно требуется термообработка отливок, которая включает операцию закалки [1–3]. В качестве альтернативы в работе [4] было предложено создавать материалы нового поколения с повышенным содержанием переходных металлов, прежде всего циркония. Упрочнение в этом случае достигается за счет формирования наночастиц фазы  $L1_2$  ( $Al_3Zr$ ) в процессе отжига при относительно невысоких температурах (до 450 °C). Операция закалки при этом полностью исключается, что позволяет расширить области применения алюминиевых сплавов. Например, существенный экономический эффект может быть получен при использовании новых сплавов вместо сталей и чугунов для производства ступеней погружных насосов, применяемых в нефтедобыче [5].

Согласно данным работы [6] оптимальная концентрация циркония в предлагаемых литейных сплавах составляет от 0,4 до 0,6 %<sup>1</sup>. При более высоком его содержании возникает опасность появления первичных кристаллов фазы  $Al_3Zr$ . Для формирования наибольшего количества наночастиц фазы  $L1_2$  за сравнительно короткое время требуется оптимизировать режим отжига. Обоснование последнего с использованием количественного анализа фазовой диаграммы Al–Zr и было главной целью данной работы.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Основными объектами исследования были слитки двух алюминиевых сплавов: без циркония (нелегированный алюминий) и с 0,55 % Zr. Экспериментальные образцы готовили в электрической печи сопротивления в графитошамотном тигле на осно-

<sup>1</sup> Если не указано иное, то здесь и далее концентрации компонентов приводятся в мас. %.

ве отходов катанки марки А5Е, содержащей 0,23 % Fe и 0,06 % Si (концентрация остальных примесей не превышала 0,01 %). Анализ химического состава проводили на эмиссионном спектрометре ARL 3560B-1583. Цирконий вводили в виде лигатуры Al–Zr. Круглые слитки диаметром 44 мм и высотой около 240 мм получали литьем в стальную изложницу. Из их центральных частей были вырезаны темплеты высотой 20 мм, которые и были предметом изучения. Отжиг темплетов выполняли по многоступенчатому режиму в интервале  $t = 200\div 650$  °C с шагом 50 °C и 3-часовой выдержкой на каждом этапе (табл. 1). Для каждого режима электроиндуктивным методом измеряли удельную электропроводность и твердость по Бринеллю.

Металлографические исследования осуществляли с помощью электронного сканирующего микроскопа JSM-35CF. Для приготовления шлифов использовали сначала механическую, а затем электролитическую полировку. Изучение тонкой структуры (прежде всего, наночастиц Zr-содержащей фазы) проводили на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения JEM2100. В качестве объектов исследования в данной работе применялись фольги, которые готовили методом электролитического утонения.

Для расчета фазового состава сплавов (в частности, концентрации циркония в алюминиевом твердом растворе и объемной доли частиц фазы  $Al_3Zr$ ) использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5).

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

По микроструктуре экспериментальные сплавы мало отличаются друг от друга, поскольку цирконий при кристаллизации полностью вошел в состав алюминиевого твердого раствора (Al). В обоих образцах в небольшом количестве выявляются включения Fe-содержащих фаз. Согласно расчету в сплаве Al–0,23%Fe–0,06%Si при  $t \leq 400$  °C в равновесии

Таблица 1  
Режимы отжига слитков

Обозначение	Режим отжига
S200	200 °С, 3 ч
S250	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч
S300	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч
S350	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч
S400	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч
S450	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч + 450 °С, 3 ч
S500	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч + 450 °С, 3 ч + 500 °С, 3 ч
S550	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч + 450 °С, 3 ч + 500 °С, 3 ч + 550 °С, 3 ч
S600	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч + 450 °С, 3 ч + 500 °С, 3 ч + 550 °С, 3 ч + 600 °С, 3 ч
S650	200 °С, 3 ч + 250 °С, 3 ч + 300 °С, 3 ч + 350 °С, 3 ч + 400 °С, 3 ч + 450 °С, 3 ч + 500 °С, 3 ч + 550 °С, 3 ч + 600 °С, 3 ч + 650 °С, 3 ч

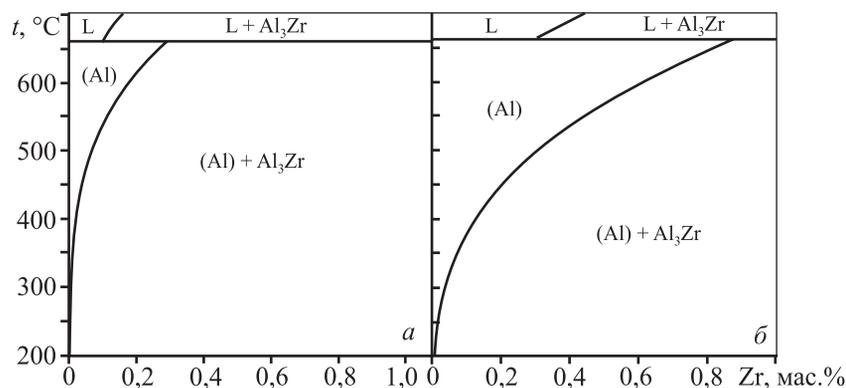


Рис. 1. Рассчитанные линии сольвуса системы Al–Zr для стабильного (а) и метастабильного (б) равновесий

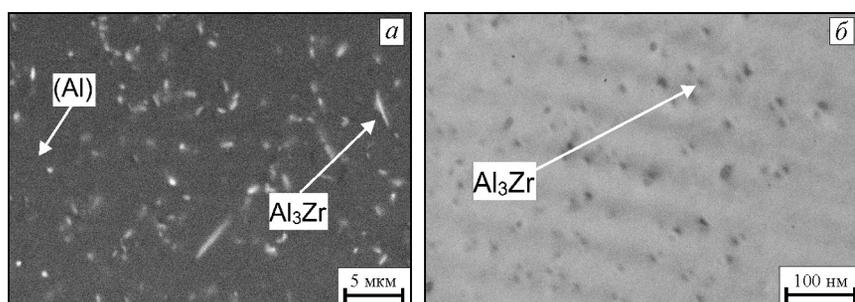


Рис. 2. Типичная морфология вторичных выделений фаз D0<sub>23</sub> (а) и L1<sub>2</sub> (б) в сплаве с Al–0,55%Zr после отжига  
а – режим S650 (СЭМ), б – S450 (ПЭМ)

с (Al) должны находиться фазы Al<sub>3</sub>Fe и Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, а при более высоких температурах только — Al<sub>3</sub>Fe (табл. 2). Следует отметить, что содержание железа в (Al) во всем температурном диапазоне не превышает 0,046 %. С учетом низкой концентрации кремния в сплаве, а следовательно, и в (Al), влиянием

этих примесей на формирование Zr-содержащих частиц в данной работе пренебрегали.

Трудность расчета фазового состава алюминиевых сплавов с добавкой циркония состоит в том, что в них процесс формирования структуры может происходить по двум сценариям: с выделением стабильной фазы D0<sub>23</sub> или метастабильной — L1<sub>2</sub> [6–9]. Из рис. 1, на котором показаны обе линии сольвуса, следует, что для метастабильного варианта предельная растворимость циркония в (Al) существенно больше, особенно при повышенных температурах.

С учетом накопленных данных весь температурный диапазон можно разбить на 3 части. В низкотемпературной области (примерно до 350–400 °С) реализуется метастабильный вариант, поскольку даже после длительных нагревов (до 500 ч включительно) фиксируются только наночастицы фазы

L1<sub>2</sub> [10]. С другой стороны, в высокотемпературной области (выше 550 °С) заведомо осуществляется стабильный вариант [9]. При этом образуются достаточно крупные частицы фазы D0<sub>23</sub>, которые легко выявляются в сканирующем микроскопе (рис. 2, а). В промежуточной области (а именно она представ-

ляет наибольший практический интерес) ситуация наиболее сложная. Поэтому расчет фазового состава сплава Al–0,55%Zr, результаты которого приведены в табл. 3, проводили для обоих вариантов.

С точки зрения получения наибольшего упрочнения весь цирконий должен быть связан в нано-

Таблица 2

**Равновесные значения состава алюминиевого твердого раствора в сплаве Al–0,23%Fe–0,06%Si при разных температурах (расчет)**

<i>t</i> , °C	Концентрации в (Al), мас.%		Фазы в равновесии с (Al)
	Si	Fe	
200	< 0,001	< 0,001	Al <sub>3</sub> Fe, Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
250	0,002	< 0,001	Al <sub>3</sub> Fe, Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
300	0,006	< 0,001	Al <sub>3</sub> Fe, Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
350	0,015	< 0,001	Al <sub>3</sub> Fe, Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
400	0,032	0,002	Al <sub>3</sub> Fe, Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
450	0,059	0,004	Al <sub>3</sub> Fe
500	0,059	0,008	Al <sub>3</sub> Fe
550	0,060	0,016	Al <sub>3</sub> Fe
600	0,060	0,028	Al <sub>3</sub> Fe
650	0,060	0,046	Al <sub>3</sub> Fe

Таблица 3

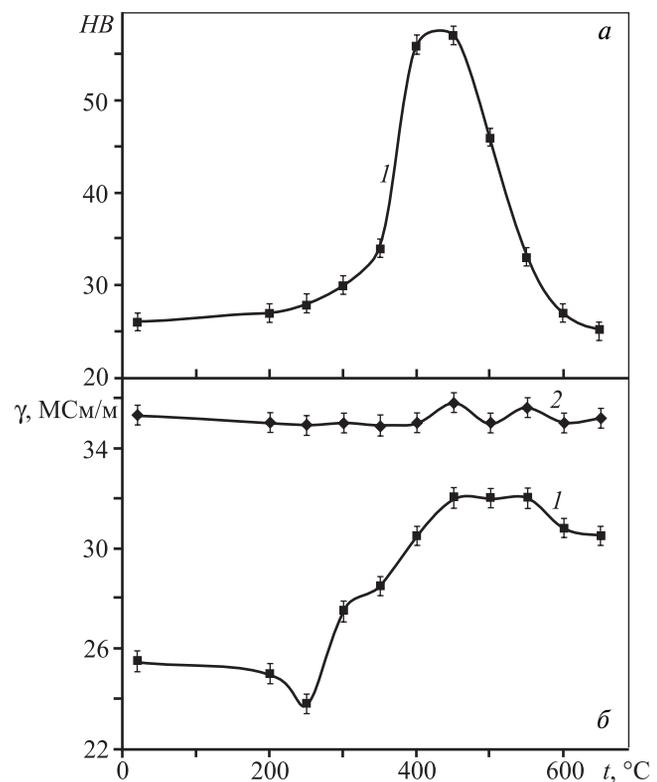
**Равновесные значения фазового состава сплава Al–0,55%Zr при разных температурах (расчет)**

<i>t</i> , °C	Стабильное равновесие (D0 <sub>23</sub> )		Метаустойчивое равновесие (L1 <sub>2</sub> )	
	<i>C</i> <sub>Zr-(Al)</sub> , мас.%	<i>Q</i> <sub>V</sub> , об.% <sup>2</sup>	<i>C</i> <sub>Zr-(Al)</sub> , мас.%	<i>Q</i> <sub>V</sub> , об.%
200	< 0,001	0,68	0,007	0,67
250	0,001	0,68	0,017	0,66
300	0,003	0,68	0,037	0,63
350	0,009	0,67	0,072	0,59
400	0,019	0,66	0,126	0,52
450	0,038	0,64	0,204	0,37
500	0,068	0,60	0,309	0,30
550	0,113	0,54	0,445	0,13
600	0,178	0,46	0,550	0,00
650	0,267	0,35	0,550	0,00

Примечание. *C*<sub>Zr-(Al)</sub> – концентрация циркония в алюминиевом твердом растворе; *Q*<sub>V</sub> – объемная доля фазы Al<sub>3</sub>Zr.

частицы фазы L1<sub>2</sub>, а для этого температура отжига должна быть наименьшей, поскольку тогда равновесные значения *C*<sub>Zr-(Al)</sub> минимальны (табл. 3). Однако при низких температурах диффузия циркония в алюминиевом твердом растворе настолько мала, что процесс полного распада последнего потребует огромного времени: по данным [10] даже 500-часовой отжиг при *t* = 300 °C недостаточен. Очевидно, что для практического применения этот путь неприемлем. Кроме того, необходимо принять во внимание, что термостойкие сплавы следует подвергать стабилизирующей термообработке при величине *t*, превышающей максимальную рабочую температуру (~ 350 °C).

Как следует из экспериментальных данных, при 3-часовой выдержке заметное упрочнение наблюдается при *t* > 350 °C, достигая максимума при 400–450 °C (см. рис. 3, а). Анализ тонкой структуры в этом состоянии (S450, см. табл. 1) выявляет наночастицы фазы L1<sub>2</sub> (см. рис. 2, б). Температурная зависимость удельной электропроводности (*γ*) также показывает максимум при *t* = 450 °C (см. рис. 3, б), что свидетельствует о минимальном значении *C*<sub>Zr-(Al)</sub> в состоянии S450. С повышением температуры вели-



**Рис. 3.** Влияние температуры отжига на твердость (а) и удельную электропроводность (б) изучаемых слитков 1 – A5E + 0,55%Zr, 2 – A5E

чины  $HB$  и  $\gamma$  снижаются, что является результатом нескольких процессов: формирования стабильной фазы  $D0_{23}$ , огрубления частиц и повышения концентрации. Следует отметить, что в работе [9], в которой изучали влияние температуры отжига на твердость и электропроводность сплава  $Al-0,1at.\% Zr$  (0,34 мас.%), наибольшие их значения также наблюдались при  $t = 400\div 450$  °С.

Из полученных данных можно сделать следующий вывод: наилучших значений  $HB$  и  $\gamma$  для  $Al-Zr$ -сплавов можно добиться, если температура термообработки находится в пределах  $400-450$  °С. Отжиг по режиму S450 (см. табл. 1) позволяет повысить твердость сплава более чем в 2 раза. При этом его удельная электропроводность всего на 15 % выше, чем у технического алюминия марки А5Е. Однако более длительная термообработка может привести к уменьшению этого показателя.

Первичное ухудшение величины  $\gamma$  при низких температурах ( $200-250$  °С), вероятно, связано с образованием кластерных зон, обогащенных цирконием, которые, как известно, снижают данное свойство. При более высоких температурах начинается формирование наночастиц фазы  $Al_3Zr$ , что приводит к уменьшению значения  $C_{Zr-(Al)}$ , поэтому электропроводность начинает повышаться (см. рис. 3, б).

Как следует из работы [10], при полном вхождении  $Zr$  в  $(Al)$  зависимость между электросопротивлением и  $C_{Zr-(Al)}$  имеет линейный характер, и влияние частиц  $Al_3Zr$  на порядок меньше. Исходя из данной закономерности разницу между значениями

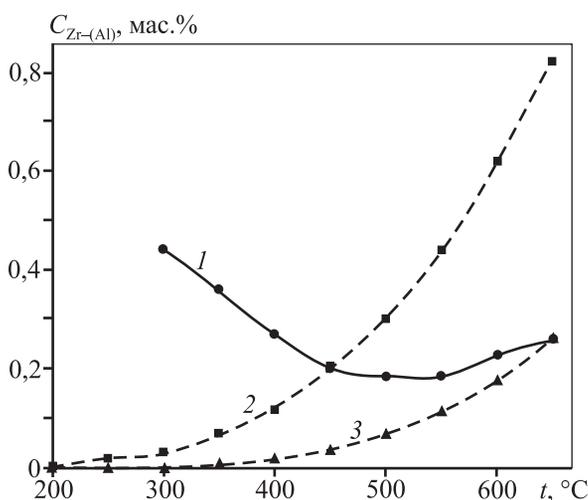


Рис. 4. Влияние температуры отжига сплава А5Е + 0,55 % Zr на расчетное значение  $C_{Zr-Al}$  (1) и растворимость циркония в (Al) по метастабильной (2) и равновесной (3) диаграммам состояния

электропроводности литого сплава с 0,55 % Zr и алюминия А5Е можно в первом приближении связать с величиной  $C_{Zr-(Al)}$ . При этом 1 % циркония, находящегося в алюминиевом твердом растворе, уменьшает удельную проводимость сплава на  $\sim 17,5$  МСм/м. Приняв это значение в качестве константы, можно оценить  $C_{Zr-(Al)}$  после различных режимов отжига (рис. 4, кр. 1). Сопоставляя полученную таким образом зависимость  $C_{Zr-(Al)}(t)$  с метастабильным и равновесным сольвусами диаграммы  $Al-Zr$  (см. рис. 4, кр. 2 и 3), можно увидеть, что полный распад (Al) по метастабильному варианту (в условиях эксперимента) реализуется при  $t = 450$  °С. С другой стороны, растворимость циркония в (Al) по стабильному варианту диаграммы состояния достигается при температуре отжига 650 °С.

## ВЫВОДЫ

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучено влияние температуры отжига на фазовый состав литого алюминиевого сплава, содержащего 0,55 % Zr, 0,23 % Fe и 0,06 % Si.

2. Показано, что при использовании многоступенчатого отжига максимальные значения твердости и электропроводности достигаются при  $t = 400\div 450$  °С, что можно объяснить полным распадом алюминиевого твердого раствора по метастабильному варианту фазовой диаграммы  $Al-Zr$  с образованием наночастиц фазы  $L1_2$  ( $Al_3Zr$ ).

3. Обнаружено заметное снижение электропроводности при  $t = 250$  °С, что предположительно может быть связано с формированием кластеров, обогащенных цирконием. Вероятно, что именно они объясняют больший эффект упрочнения при использовании многоступенчатых режимов отжига.

4. Обоснована нецелесообразность нагрева литых заготовок (фасонных отливок и слитков)  $Al-Zr$  сплавов выше 450 °С, поскольку при таких температурах повышается концентрация этого элемента в алюминиевом твердом растворе и происходит огрубление  $Zr$ -содержащих частиц, что отрицательно сказывается на упрочнении. С другой стороны, режимы термообработки, в которых максимальный нагрев не превышает 400 °С, также нецелесообразны из-за резкого возрастания длительности отжига.

Статья подготовлена в рамках выполнения государственного контракта № 14.527.12.0015 от 13.10.2011 по заданию Минобрнауки.

## 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.: Metallurgy, 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.