Вестник научно-технического развития Bulletin of Science and Technical Development

Номер 4 (128), апрель 2018 г.

DOI: 10.18411/vntr2018-128

Издается с 2007 года

Издание зарегистрировано в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств массовых коммуникаций.

Свидетельство о регистрации Эл. № ФС77-29768.

ISSN 2070-6847

*Журнал выпускается под научным руководством Федерального государственного
бюджетного учреждения науки Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН*

ОГЛАВЛЕНИЕ № 4 (128), 2018

Людмила Яковлевна Банах, Ольга Владимировна Бармина Колебания плавающих элементов роторной системы при их обегании вокруг ротора.....стр. 3 - 11

Валерий Владимирович Кириловский Исходные материалы для разработки компьютерной базы данных по рациональному оформлению конструкторской документации. Часть 5. Посадки с натягом.....стр. 12 - 24

Владимир Николаевич Перевезенцев, Александр Сергеевич Пупынин Анализ влияния параметров микроструктуры на аномальный рост зерен в субмикрокристаллических металлах и сплавах. Часть 2. Результаты численных расчетов.....стр. 25 - 30

A. Amigó, C.R.M. Afonso, V. Stolyarov, D.Gunderov, V.Amigó Study of powder metallurgy B-Ti alloy processed through high-pressure torsion.....стр. 31 - 38

*Издание зарегистрировано в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации Эл. № ФС77-29768.*

ISSN 2070-6847

УДК 534.1, 621.1

КОЛЕБАНИЯ ПЛАВАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ РОТОРНОЙ СИСТЕМЫ ПРИ ИХ ОБЕГАНИИ ВОКРУГ РОТОРА

© Людмила Яковлевна Банах, Ольга Владимировна Бармина

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия

banl@inbox.ru

Аннотация. Рассматриваются колебания роторной системы при вращении ротора внутри легких подвижных элементов, например, внутри плавающих уплотнительных колец, внутри гидростатических подшипников с плавающей втулкой. При этом возникают колебания кольца, во время которых оно вращается вокруг ротора, а в случае постоянного контакта с ним «обегает» ротор в режиме прямой прецессии (колебания типа «хула-хуп»). Исследуются колебания в системе «ротор - плавающее кольцо» с учетом сил, действующих в зазоре между ротором и кольцом: гидродинамических сил в зазоре, а также контактных сил сухого трения. Получено уравнение движения кольца в режиме обегания, найдено его решение в аналитическом виде. Показано, что скорость прямой прецессии кольца при обегании близка к его собственной частоте. Построены траектории движения кольца.

Ключевые слова: ротор, плавающее кольцо, режим обегания, прямая прецессия.

OSCILLATIONS OF FLOATING ELEMENTS IN THE ROTOR SYSTEM WHEN THEY ARE RUNNING AROUND THE ROTOR

© Banakh L.Ya., Barmina O.V.

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of RAS, Moscow, Russia

banl@inbox.ru

Abstract. The oscillations of the rotor system are considered when the rotor rotates inside lightweight movable elements, for example, inside the floating sealing rings, inside the hydrostatic bearings with floating sleeves. In this case, there are oscillations of the ring, during which it rotates around the rotor, and in the case of constant contact with it, the rotor "runs around" in the regime of forward whirling ("hula-hoop" type oscillations). The oscillations in the "rotor-floating ring" system are studied taking into account the forces acting in the clearance between the rotor and the ring: hydrodynamic forces and also the contact forces of dry friction. The equation of motion of the ring at "running" regime is obtained, its solution is found in an analytical form. It is shown that the speed of the ring forward whirling during its running is close to its natural frequency. The ring motion trajectories constructed.

Keywords: rotor, floating ring, running mode, forward whirling.

Постановка задачи. В роторных системах нередко возникают такие опасные режимы, как обкатка ротора по неподвижному статору в режиме обратной прецессии, что нередко приводит к аварийным ситуациям. Такие режимы рассматривались в работах [1-7]. Однако не менее опасными могут быть колебания роторной системы при вращении ротора внутри легких подвижных элементов. При постоянном контакте с ними происходит «обегание»

кольца вокруг ротора в режиме прямой прецессии (типа хула-хуп) [2,8-10]. В [11] исследована кинематика таких режимов, возникающих при вращении неуравновешенного ротора внутри плавающего кольца, но без учета силовых факторов, действующих в системе; найдена скорость вращения кольца и его прецессии. В данной статье проводится динамический анализ таких режимов с учетом динамических нагрузок, а именно (рис.1а):

- гидродинамических сил, возникающих в зазоре между ротором и уплотнениями, так как ротор, как правило, вращается в упруго-вязкой среде;
- силы сухого трения в случае контакта кольца с ротором.

Гидродинамические силы включают в себя следующие составляющие:

гидростатическую силу $\mathbf{P}_1$, демпфирующую силу $\mathbf{P}_2$, циркуляционную силу $\mathbf{P}^* = -\frac{\omega}{2} \mathbf{P}_2(\omega)$.

Гидростатическая сила зависит от скорости вращения среды и в нашем случае определяется разностью между скоростями вращения ротора и кольца. Эту силу можно определить из уравнения Рейнольдса. Коэффициент гидростатической жесткости зависит от степени турбулентности течения среды в зазоре и от перепада давления $\Delta U = U_1 - U_2$ на уплотнительном кольце [12]. Перепад давления пропорционален квадрату частоты вращения

ротора: $\Delta U = \Delta U_n \frac{\omega^2}{\omega_n^2}$, поэтому зависимость гидродинамических коэффициентов от угловой

скорости можно принять следующей:

$$P_{10} = P_{1n} \frac{\omega^2}{\omega_n^2}, P_{20} = P_{2n} \frac{\omega}{\omega_n}, P_a = P_{an} \frac{\omega^2}{\omega_n^2}, \quad P = P'_n \frac{\omega^2}{\omega_n^2} = P_n \omega^2, \quad P_n = \frac{P'_n}{\omega_n^2} \quad (1)$$

P_{1n}, P_{2n}, P_{an} - гидродинамические коэффициенты при номинальной скорости вращения.

Гидродинамические силы в линейном приближении пропорциональны относительному смещению и относительной скорости вращения между ротором и кольцом.

При контакте ротора с кольцом в точке Р возникает также сила сухого трения $F = f N$, где N - нормальная реакция, что приводит к проскальзыванию кольца при его вращении вокруг ротора.

Рис.1. Вращение ротора внутри плавающего уплотнительного кольца:

а) общий вид системы «ротор - плавающее уплотнительное кольцо», б) динамическая расчетная модель режима обегания плавающего уплотнительного кольца по ротору

Динамическая модель системы. Уравнение движения. Динамическая модель для анализа колебаний в системе «ротор-кольцо» представлена на рис.1б: O_1 – геометрический центр ротора, O_2 - геометрический центр кольца, O – центр вращения. Гидростатическая сила представлена в виде пружины O_1O_2 , кольцо предполагается достаточно жестким. Для вывода уравнений движения запишем векторное равенство, описывающее положение центра кольца (рис.1б):

$$\mathbf{O}_1\mathbf{O}_2 = \mathbf{OO}_1 + \mathbf{OO}_2$$

$$z_{O_2} = x_{O_2} + iy_{O_2} = \delta_0 e^{i\varphi} + ae^{-i\omega t}$$

$$\dot{z}_{O_2} = i\dot{\varphi}\delta_0 e^{i\varphi} - i\omega a e^{-i\omega t}, \quad \ddot{z}_{O_2} = -i\ddot{\varphi}\delta_0 e^{i\varphi} - \dot{\varphi}^2 \delta_0 e^{i\varphi} + \omega^2 a e^{-i\omega t} \quad (2)$$

a - величина дисбаланса, φ - угол между прямой $\mathbf{O}_1\mathbf{O}_2$ и вертикалью, он описывает смещение от вертикали относительного перемещения оси «центр ротора - центр кольца», $\delta_0 = R - r$ - величина зазора, R - радиус кольца, r - радиус ротора. Из (2) имеем:

$$\operatorname{Re}(\ddot{z}_{O_2} e^{-i\varphi}) = \ddot{\varphi}\delta_0 + a\omega^2 \sin(\omega t - \varphi), \quad \operatorname{Im}(\ddot{z}_{O_2} e^{-i\varphi}) = -\dot{\varphi}^2 \delta_0 - \omega^2 a \cos(\omega t - \varphi)$$

Уравнения движения с учетом гидростатической силы, гидродинамического демпфирования и силы сухого трения примут вид:

$$m\delta_0 \ddot{\varphi} + p_{20} \dot{\varphi} = -ma\omega^2 \sin(\omega t - \varphi) + f(m\delta_0 \dot{\varphi}^2 - p_{10}\delta_0 + ma\omega^2 \cos(\omega t - \varphi)) \quad (3)$$

$$N = m\dot{\varphi}^2 \delta_0 + ma\omega^2 \cos(\omega t - \varphi) - p_{10}\delta_0 \quad (4)$$

f - коэффициент сухого трения между ротором и кольцом, m - масса кольца, N - нормальное давление.

Условие безотрывного движения: $N > 0$. Как следует из (4), безотрывное движение может возникнуть только при достижении определенного соотношения между скоростью вращения и скоростью прецессии:

$$a/\delta_0 + p_{1n}/m < \dot{\varphi}^2 / \omega^2,$$

$\omega_0^2 = p_{10}/m = p_{1n}\omega^2/m$ - собственная частота кольца, обусловленная действием гидростатической силы. При отсутствии контакта ротора с кольцом в уравнении (3) пропадает член с коэффициентом f , описывающий, сухое трение.

Уравнения движения (3) отличаются от уравнений, описывающих режим обкатки [2,3] только знаком при φ , поэтому используем для их решения методы, примененные в [2].

Определение скорости прецессии кольца.

В уравнении (3) первый член правой части входит с малым коэффициентом трения f , однако второй член, несмотря на то, что a мало, может и не быть малым, так как отношение a/δ_0 , вообще говоря, не мало. Поэтому уравнение (3) существенно-нелинейное. Но, тем не менее, его удастся свести к уравнению с малым параметром при нелинейных членах с помощью ряда замен переменных.

Обозначим: $\omega t = \tau$, $\psi = \varphi + \gamma$, γ - угол трения, $\operatorname{tg} \gamma = f$. Так как $\gamma = \text{const}$, то $\dot{\varphi} = \dot{\psi}$. Положим далее

$$\tau - \psi = u, \quad \frac{d\psi}{d\tau} = \frac{du}{d\tau} - 1, \quad \frac{d^2\psi}{d\tau^2} = \frac{d^2u}{d\tau^2},$$

Тогда уравнение (3) примет вид:

$$\frac{d^2u}{d\tau^2} + p_2 \left(\frac{du}{d\tau} - 1 \right) = f \left(\left(\frac{du}{d\tau} - 1 \right)^2 - \frac{p_{10}}{m\omega^2} \right) - \frac{a}{\delta} \sin u, \quad \delta = \delta_0 \sqrt{1 + f^2}, \quad p_2 = \frac{p_{20}}{m\delta\omega}$$

Полагая $\frac{du}{d\tau} = w$, получим: $\frac{d^2u}{d\tau^2} = w \frac{dw}{du} = \frac{1}{2} \frac{d(w^2)}{du}$, откуда

$$\frac{1}{2} \frac{d(w^2)}{du} + p_2(w-1) = f\left((w-1)^2 - \frac{p_{10}}{m\omega^2}\right) - \frac{a}{\delta} \sin u \quad (5)$$

Обозначая $w^2 = s$, получим из (5):

$$\frac{ds}{du} + 2p_2(\sqrt{s}-1) - 2f\left((\sqrt{s}-1)^2 - \frac{p_{10}}{m\omega^2}\right) = -2\frac{a}{\delta} \sin u \quad (6)$$

Уравнение (6) теперь квазилинейное, так как нелинейные члены, относящиеся к новой переменной s , входят в (6) с малыми коэффициентами p_2, f . Поэтому его можно решать методом малого параметра, полагая решение в виде:

$$s = s_0(u) + 2\mu s_1(u) + (2\mu)^2 s_2(u) + \dots, \quad \mu = \max(p_2, f) \quad (7)$$

Порождающее решение:

$$s_0(u) = 2\frac{a}{\delta} \cos u + K, \quad (8)$$

постоянная K определяется из условий периодичности первого приближения $s_1(u)$. Так как $s = (1 + \psi^2) > 0$, то для существования решения $s(u)$ необходимо иметь:

$$K > 2\frac{a}{\delta} \quad (9)$$

Подставляя (7), (8) в (6) и приравнявая члены при первых степенях μ , получим уравнение для $s_1(u)$:

$$\begin{aligned} \frac{ds_1(u)}{du} &= -(\sqrt{s_0(u)} - 1) + \left[(\sqrt{s_0(u)} - 1)^2 - \frac{p_1}{m\omega^2} \right] = \\ &= 2\frac{a}{\delta} \cos u + K - 3\sqrt{2\frac{a}{\delta} \cos u + K} + 2 - \frac{p_1}{m\omega^2} \end{aligned}$$

Интегрируя, находим:

$$s_1(u) = 2\frac{a}{\delta} \sin u + (K + 2 - \frac{p_1}{m\omega^2})u - 3 \int \sqrt{2\frac{a}{\delta} \cos u + K} du + L \quad (10)$$

L – произвольная постоянная, которую можно найти из условия периодичности второго приближения. Интеграл в правой части (10) сводится к эллиптическому. Действительно:

$$\begin{aligned} \int \sqrt{2\frac{a}{\delta} \cos u + K} du &= \int \sqrt{K + 2\frac{a}{\delta} (1 - \sin^2 \frac{u}{2})} du = \\ &= \sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}} \int \sqrt{1 - \frac{4a/\delta}{K + 2a/\delta} \sin^2 \frac{u}{2}} du = 2\sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}} \int \sqrt{1 - k^2 \sin^2 q} dq, \end{aligned} \quad (11)$$

$$q = \frac{u}{2}, \quad k^2 = \frac{4a/\delta}{K + 2a/\delta} < 1 \quad \text{так как } K > 2\frac{a}{\delta}$$

$\int \sqrt{1 - k^2 \sin^2 q} \, dq = E(q, k)$ - эллиптический интеграл II рода. Условия периодичности $s_1(u)$ найдем, разлагая $E(q, k)$ в ряды [13]:

$$E(q, k) = E_1 q + E_2 \sin 2q + E_3 \sin 4q + \dots = E_1 \frac{u}{2} + E_2 \sin u - E_3 \sin 2u + \dots$$

$$E_1 = 1 - \left(\frac{1}{2}\right)^2 k^2 - \frac{1 \cdot 3}{2 \cdot 4} \frac{k^4}{3} - \left(\frac{1 \cdot 3 \cdot 5}{2 \cdot 4 \cdot 6}\right)^2 \frac{k^6}{5} - \dots = (1 - 0.25k^2 - 0.0469k^4 - 0.0195k^6)$$

$$E_n = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{\infty} \frac{(i+1) \cdots (i+n)}{(i+n+1) \cdots (i+2n)} \left(\frac{1 \cdot 3 \cdots (2i+2n+1)}{2 \cdot 4 \cdots (2i+2n)} \right)^2 \frac{k^{2(i+n)}}{2i+2n-1}$$

Откуда:

$$s_1(u) \cong 2\frac{a}{\delta} \sin u + \left(K + 2 - \frac{p_1}{m\omega^2}\right) u - 6\sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}} \left(E_1 \frac{u}{2} + E_2 \sin u - E_3 \sin 2u\right)$$

Из условия периодичности $s_1(u)$, ограничиваясь двумя первыми членами в разложении E_1 , получим уравнение для определения постоянной K :

$$\left(K + 2 - \frac{p_1}{m\omega^2}\right)^2 \approx 9K, \quad (12)$$

Порождающее решение (6) имеет вид:

$$\left(\frac{du}{d\tau}\right)^2 = s_0(u) = 2\frac{a}{\delta} \cos u + K \cdot \frac{du}{d\tau} = \sqrt{2\frac{a}{\delta} \cos u + K} = \frac{d\psi}{d\tau} + 1$$

Интегрируя это уравнение, находим:

$$\tau + C_0 = \int \frac{du}{\sqrt{2\frac{a}{\delta} \cos u + K}} = \int \frac{du}{\sqrt{2\frac{a}{\delta} (1 - 2\sin^2 \frac{u}{2} + K)}} = \frac{2}{\sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}}} \int \frac{dq}{\sqrt{1 - k^2 \sin^2 q}} \quad (13)$$

C_0 – некоторая постоянная, означающая начало отсчета времени, положим ее равной нулю. Интеграл в правой части - эллиптический интеграл 1-го рода. Разлагая его в ряд [13], получим:

$$\int \frac{dq}{\sqrt{1 - k^2 \sin^2 q}} = P_0 q - P_1 \sin 2q + P_2 \sin 4q - \dots$$

$$P_0 = 1 + 0.25k^2 + 0.1406k^4 + 0.0976k^6, \quad P_1 = 0.125k^2 + 0.0937k^4 + 0.0244k^6$$

Из (13), пренебрегая малыми членами, получим:

$$\frac{2}{\sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}}} \left[(1 + 0.25k^2) \frac{u}{2} - 0.125k^2 \sin u \right] = \tau$$

или

$$\tau = Au + A\varepsilon \sin u, \quad A = \frac{1 + 0.25k^2}{\sqrt{K + 2\frac{a}{\delta}}}, \quad \varepsilon = -\frac{0.25k^2}{1 + 0.25k^2} \quad (14)$$

Величина $\varepsilon \ll 1$, поэтому ищем решение (14) в виде:

$$u = B\tau + \alpha B \sin B\tau, \quad \alpha^2 \ll 1$$

Из (14) с точностью до малых второго порядка получим:

$$\tau = AB\tau + AB\alpha \sin B\tau + \varepsilon A \sin(B\tau + \alpha B \sin B\tau) \approx AB\alpha \sin B\tau + \varepsilon A \sin B\tau + AB\tau$$

Откуда:

$$AB = 1, \quad AB\alpha + \varepsilon A = 0$$

$$u = \frac{\tau}{A} - \varepsilon \sin \frac{\tau}{A}$$

$$\frac{du}{d\tau} = 1 + \frac{d\psi}{d\tau} = \frac{1}{A} - \frac{\varepsilon}{A} \cos \frac{\tau}{A}$$

Отсюда искомая относительная скорость вращения кольца вокруг ротора:

$$\dot{\phi} = \omega \left(\frac{1}{A} - 1 \right) - \frac{\varepsilon \omega}{A} \cos \frac{\omega t}{A}, \quad (15)$$

Как следует из (15), эта скорость – периодическая функция, представляющая собой наложение малых колебаний с периодом $2\pi A/\omega$ на среднюю скорость $\dot{\phi}^*$:

$$\dot{\phi}^* = \omega \left(\frac{1}{A} - 1 \right), \quad A = \frac{K + 3a/\delta}{(K + 2a/\delta)^{3/2}} > 1. \quad (16)$$

Рассмотрим более подробно следующие основные режимы движения кольца:

1. Постоянный контакт с ротором, малое гидродинамическое демпфирование (идеальная жидкость): $f \neq 0, p_2 = 0$. Из (12):

$$\left(K + 1 - \frac{p_1}{m\omega^2} \right)^2 = 4 \left(K + 2\frac{a}{\delta} \right) E_1 \approx 4 \left(K + 2\frac{a}{\delta} \right) \frac{K}{K + 2\frac{a}{\delta}}$$

$$K = \left(1 \pm \frac{p}{m\omega^2} \right)^2 \quad (17)$$

Поскольку $s_0(u) = (\dot{\phi} + 1)_0^2$, то в (17) необходимо брать знак «+», чтобы было $\dot{\phi} > 0$ при $a=0$, так как при $a=0$: $\dot{\phi} + 1 = \sqrt{K}$.

Покажем, что, при установившейся обкатке скорость центра кольца (скорость обегания) близка к критической скорости ротора, и, как следует из (16), зависит от отношения a/δ (Рис. 2). Как видно из рис.2, при достаточно широком диапазоне изменения величины $0.1 < a/\delta < 2$ при изменении скорости вращения в диапазоне $0.2 < \omega/\omega_0 < 1.3$ скорость

обегания близка к критической скорости кольца при данной скорости вращения $\omega_0 = \sqrt{p/m}$:
 $1 < \dot{\varphi} / \omega_0 < 1.25$:

$$\dot{\varphi}^* \cong \omega_0. \quad (18)$$

Рис.2. Скорость обегания кольца в зависимости от величины a/δ : 1-0.1, 2-0.5, 3-1, 4-1.5, 5-2.

В этом случае нормальная реакция N колеблется вблизи нуля. Действительно из (4) и (18):

$$N = m\dot{\varphi}^2 \delta + ma\omega^2 \cos(\omega t - \varphi) - p\delta = ma\omega^2 \cos(\omega t - \varphi)$$

Следовательно, происходят постоянные микро-отрывы кольца от ротора. С увеличением скорости вращения амплитуда колебаний нормальной реакции $ma\omega^2$ возрастает, и режим обегания сменяется виброударным режимом.

Прецессия центра кольца является прямой. Кроме того, в отличие от режима обкатки, отношение средней скорости прецессии $\dot{\varphi}^*$ к скорости вращения $n = \omega / \dot{\varphi}^*$, как следует из (2), (18), - постоянная величина, она определяется собственной частотой кольца на номинальной скорости вращения:

$$n = \sqrt{p'_n / \omega_n^2 m}.$$

Это условие очень важно для работы роторной системы. Действительно, в [14] показано, что при условии:

$$\sqrt{p'_n / m} \approx 1.1\omega_n, \quad (19)$$

происходит широкополосное гидродинамическое гашение колебаний ротора с помощью плавающего кольца.

2. Отсутствие контакта кольца с ротором ($f = 0$, $p_2 \neq 0$). Тогда из (12):

$$K = 1, \quad A = \frac{1 + 3a/\delta}{(1 + 2a/\delta)^{3/2}}$$

$$\dot{\varphi}^* = \omega \left(\frac{(1 + 2a/\delta)^{3/2}}{1 + 3a/\delta} - 1 \right)$$

Таким образом, средняя скорость вращения центра кольца при отсутствии его контакта с ротором зависит от скорости вращения ротора и от отношения величин эксцентриситета ротора и зазора.

Траектории кольца при «обегании». Заметим вначале, что угловая скорость $\dot{\varphi}^*$ (18), а также и соответствующий угол, описывают положение центра кольца относительно центра

ротора. Чтобы получить траектории точек кольца в абсолютном движении относительно центра вращения системы, необходимо еще учесть траекторию центра ротора, которая по предположению является окружностью с амплитудой a_1 и частотой вращения ω . Тогда траектория кольца в установившемся режиме ($\varphi = \varphi^* = \text{const}$) примет вид:

$$x = (R - r) \sin \dot{\varphi}^* t - a_1 \sin \omega t$$

$$y = (R - r) \cos \dot{\varphi}^* t - a_1 \cos \omega t, \quad a_1 = a / (1 - (\omega / \omega_0)^2)$$

Вид траектории определяется соотношениями a/δ и ω/ω_0 . Полагая $a/\delta \approx 1$ и учитывая (18), получим следующую траекторию для точек кольца вдали от резонанса (рис. 3).

Рис. 3. Траектория точек кольца вдали от резонанса: $\omega < \omega_0$, $a/\delta \approx 1$.

Траектория точек кольца – эпитрохоида, что означает прямую совпадение направления скорости прецессии ротора и кольца. Траектория образована последовательно закручивающимися и раскручивающимися спиральными кривыми.

Выводы

- При постоянном контакте ротора с легкими подвижными элементами роторной системы, например, с плавающим уплотнительным кольцом, возникает режим обегания кольца по ротору (типа хула-хуп).
- Скорость прецессии кольца близка к собственной частоте кольца, обусловленной действием гидростатических сил, действующих в зазоре между ротором и кольцом. При этом отношение скорости прецессии кольца к скорости вращения ротора остается постоянным при изменении скорости вращения.

Список литературы

1. Banakh L. Ya. Contact problems in rotor systems.//Vibroengineering. Procedia. - October 2016. - ISSN 2345-0533. - Vol.8. P.90-96.
2. Rozhdestvensky Yu, Boyarshinova A. and etc. Dynamics Analysis of Rotor with Floating Rings Package Bearing//8-th IFToMM Int.Conf. on Rotor Dynamics. - 2010. – Seoul, Korea.
3. Блехман И.И. Вибрационная механика. - М.: Наука, 1994. - 398 с.
4. Банах Л.Я. Некоторые явления, возникающие при движении вала в подшипнике с зазором//Машиноведение. – 1965. - №1. - С.70- 79.
5. Shatochin V.F. Vibrations of turbo-generator rotors with rolling of rotor to stator. Modeling techniques and software tools. - Lap Lambert Academic Publishing, 2016. - 308 p.

6. Костюк А.Г., Шатохин В.Ф., Волоховская О.А. Особенности движения ротора с задеванием о статор. //Теплоэнергетика. 2013г. № 9. С. 21-27.
7. Волоховская О.А., Бармина О.В. Анализ процесса переходных колебаний ротора при задевании о статор. //Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2015. - №3. - С. 15-23.
8. Банах Л.Я., Бармина О.В. Устойчивость вращения ротора с плавающими уплотнительными кольцами// Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2015. - №1. - С.9-15.
9. Никифоров А.Н. Обобщенная математическая модель ротора Джеффкотта-Лавалья с учетом проскальзывания при контактах и несоосности со статором//Вестник научно-технического развития. – 2012. - №5(57). - С.41-56.
10. Belyakov A.O. and Seyranian A.P. The hula-hoop problem. //Doklady AN, Physics. - 2010. - Vol. 55, No. 2. - P. 99-104.
11. Банах Л.Я., Бармина О.В., Кельнер М.С. Кинематика движений в роторной системе при постоянном контакте ротора с плавающими элементами //Проблемы машиностроения и надежности машин (в печати)
12. Марцинковский В.А. Бесконтактные уплотнения роторных машин. – М.: Машиностроение, 1982. - 200 с.
13. Журавский А.М. Справочник по эллиптическим функциям. - Изд. АН СССР, 1949.
14. Банах Л.Я., Никифоров А.Н., Воздействие аэрогидродинамических сил на быстро вращающиеся роторные системы// Механика твердого тела. – 2006. - №4. - С.130-139

Дата поступления: 20 марта 2018 г.

УДК: 006.062

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ КОМПЬЮТЕРНОЙ БАЗЫ ДАННЫХ ПО РАЦИОНАЛЬНОМУ ОФОРМЛЕНИЮ КОНСТРУКТОРСКОЙ ДОКУМЕНТАЦИИ. ЧАСТЬ 5. ПОСАДКИ С НАТЯГОМ

© Валерий Владимирович Кириловский

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)» (МГТУ им. Н.Э. Баумана), Москва, Россия
proekt.33@yandex.ru

Аннотация. Настоящая работа посвящена разработке исходных материалов для компьютерной базы данных по профессиональному оформлению конструкторской документации в соответствии с ЕСКД. Эти материалы основаны на обширном опыте большого количества практических инженеров-конструкторов и включают в себя сложные или нетривиальные моменты, которые могут встретиться в практической работе. Как предполагается, в дальнейшем, исходные материалы будут использованы для разработки компьютерной базы данных и программного обеспечения, которые, в свою очередь, будут работать совместно с графическими редакторами при разработке графических и текстовых конструкторских документов, блокируя ошибочные действия конструктора, а также, информируя его о рациональных вариантах выхода из сложной ситуации.

Ключевые слова: ЕСКД (единая система конструкторской документации), оформление конструкторской документации, текстовые конструкторские документы, база данных по оформлению конструкторской документации.

SOURCE MATERIALS FOR THE DEVELOPMENT OF COMPUTER DATABASES FOR THE RATIONAL PREPARATION OF DESIGN DOCUMENTS. PART 5. LANDING WITH A PULL

©Valery Vladimirovich Kirilovsky

Federal state budgetary institution of higher professional education Bauman Moscow State Technical University (National research university of technology) (BMSTU), Moscow, Russia
proekt.33@yandex.ru

Abstract. The present work is devoted to the development of source materials for a computer database for professional preparation of design documentation in accordance with ESKD. These materials are based on extensive experience of a large number of practical design engineers and include complex or non-trivial moments that can meet in the practical work. It is assumed that in the future, the source materials will be used for the development of a computer database and software, which, in turn, will be used in conjunction with graphics editors in the development of graphic and text design documents, blocking erroneous actions of the designer, as well as informing him about rational options for overcoming the difficult situation.

Keywords: ESKD (unified system for design documentation), preparation of design documents, text design documents, database on registration of design documentation.

Введение. Целью настоящей работы является подготовка исходных данных для разработки компьютерной базы данных по рациональному оформлению в соответствии с ЕСКД конструкторской документации соединений с натягом.

Соблюдение требований, норм и правил ЕСКД при оформлении конструкторской документации является важным показателем профессионализма и компетентности конструктора. Несмотря на то, что в последние годы некоторые специалисты считают ЕСКД и вообще любые стандарты не обязательными, а рекомендательными материалами, следует отметить необходимость детального и точного соблюдения ЕСКД в повседневной работе конструктора.

По поводу исключительной важности ЕСКД в общей системе организации разработки и обращения конструкторской документации привожу выдержку из пунктов 3.1 и 3.2 ГОСТ 2.001–93 «ЕСКД. Общие положения».

Здесь и далее выдержки из ГОСТ, а также примеры записей в технических требованиях к чертежам приведены со смещением вправо, выделены курсивом и отчерчены вертикальной линией вдоль левой границы текста.

Цитирую:

«3.1. ЕСКД – комплекс стандартов, устанавливающих взаимные правила, требования и нормы по разработке, оформлению и обращению конструкторской документации, разрабатываемой и применяемой на всех стадиях жизненного цикла изделия (при проектировании, разработке, изготовлении, контроле, приемке, эксплуатации, ремонте, утилизации).

3.2. Основное назначение стандартов ЕСКД состоит в установлении единых оптимальных правил, требований и норм выполнения, оформления и обращения конструкторской документации...».

Конец цитаты.

Подчеркнем еще одну важную особенность ЕСКД. Данная система является основой для разработки нормативных документов по организации работы всех структурных подразделений предприятий, участвующих в жизненном цикле конструкторской документации, а также документов, определяющие порядок взаимодействия друг с другом подразделений внутри предприятия. Необходимо помнить, что на основе конструкторской документации разрабатывается технологический процесс изготовления продукции, который, в свою очередь, является основополагающим документом для организации работы не только цехов-изготовителей, но и многих других служб предприятия – плановых, диспетчерских, экономических, финансовых, транспортных, складских и т.п. Отсюда понятно, что на конструктора ложится большая ответственность по рациональному оформлению конструкторской документации, так как даже небольшое непрофессиональное нарушение требований ЕСКД, может, в ряде случаев, дезорганизовать работу крупных структурных подразделений предприятия.

Особую актуальность имеет соблюдение ЕСКД и исключение ошибок в конструкторской документации при проектировании соединений с натягом. Как мы увидим ниже, обеспечение работоспособности собранных соединений даже при профессионально оформленной конструкторской документации часто связано с необходимостью проведения большого количества дополнительных организационно-технических мероприятий.

Настоящая работа посвящена подготовке исходных материалов для разработки компьютерной базы данных, включающей, главным образом, сложные и нетривиальные ситуации, встречающиеся в реальной конструкторской практике. Как предполагается, в дальнейшем, будет разработано программное обеспечение, которое будет использоваться совместно с графическими редакторами для блокирования ошибочных действия конструктора, а также для информирования его о рациональных вариантах выхода из сложной ситуации.

Работа является **Частью 5** цикла статей, направленных на совершенствование оформления конструкторской документации в соответствии с ЕСКД. В предыдущих частях были рассмотрены вопросы рационального оформления графических и текстовых конструкторских документов, а также текстовой части графических документов. (**Часть 1** – см. [1], **Часть 2** – см. [2], **Часть 3** – см. [3], **Часть 4** – см. [4]).

В настоящей статье будут рассмотрены вопросы рационального оформления конструкторской документации соединений с натягом.

Общие сведения об особенностях проектирования и сборки соединений с натягом.

Соединение с натягом – это соединение вала с отверстием, когда размер вала больше размера отверстия. ЕСДП (Единая система допусков и посадок) дает такое определение посадки с натягом (привожу выдержку из ГОСТ 25346-89 «Основные нормы взаимозаменяемости. ЕСДП. Общие положения, ряды допусков и основных отклонений»).

Цитирую:

«1.1.31. Посадка с натягом – посадка, при которой всегда образуется натяг в соединении, т.е. наибольший предельный размер отверстия меньше наименьшего предельного размера вала или равен ему. При графическом изображении поле допуска отверстия расположено под полем допуска вала».

Конец цитаты.

В соответствии с тем же ГОСТ 25346–89 термины «вал» и «отверстие» трактуются следующим образом.

Цитирую:

«1.1.19. Вал – термин, условно применяемый для обозначения наружных элементов деталей, включая и нецилиндрические элементы.

1.1.20. Отверстие – термин, условно применяемый для обозначения внутренних элементов деталей, включая и нецилиндрические элементы».

Конец цитаты.

В производственной практике наиболее часто встречаются соединения с натягом по цилиндрическим поверхностям. В данной работе мы будем понимать под термином «вал» любую деталь, имеющую наружный цилиндрический элемент, образующий с сопряженной деталью (отверстием) соединение с натягом, а под термином «отверстие» – любую деталь, имеющую внутренний цилиндрический элемент, устанавливаемый на вал и образующий с ним соединение с натягом.

Расчет соединения с натягом сводится к выбору стандартной посадки с натягом, обеспечивающей работоспособность соединения. Следует выбирать предпочтительные посадки из числа рекомендованных ГОСТ 25347–82 «Основные нормы взаимозаменяемости. ЕСДП. Поля допусков и рекомендуемые посадки».

Условием прочности соединения с натягом является несдвигаемость деталей под действием внешней нагрузки. Например, при нагружении соединения осевой силой F_a прочность будет обеспечена, если сила трения $F_{Tp} = f p \pi d l$, возникающая на контактной поверхности деталей, будет в S раз больше осевой сдвигающей силы:

$$F_{Tp} = S F_a, \quad (1)$$

где: f – коэффициент трения на контактной поверхности; p – контактное давление; d – номинальный диаметр соединения; l – длина запрессовки; $S=2...3$ – коэффициент запаса сцепления [5], в некоторых литературных источниках рекомендуются еще более высокие значения S . Параметр S вводят для компенсации колебаний радиального натяга в пределах полей допусков на размеры соединяемых деталей и возможного рассеяния значения коэффициента трения f .

Из условия несдвигаемости конструктор определяет величину минимального измеренного натяга $N_{II\ min}$ (его еще называют действительным натягом). Это минимально допустимая разность действительных размеров вала и отверстия до сборки, которая может быть получена путем измерения окончательно обработанных годных деталей и которая обеспечивает работоспособность собранного соединения с натягом.

Используя значение $N_{II\ min}$, подбирают стандартную посадку, обеспечивающую несдвигаемость деталей под действием заданной внешней нагрузки. Если нет специальных требований к проектируемому соединению, назначают посадку в системе отверстия.

Особенности оформления конструкторской документации, содержащей сборочные чертежи соединений с натягом, а также рабочие чертежи деталей, образующих такое соединение, связаны с особенностями выбора стандартной посадки и особенностями сборки соединений. Существуют четыре основных способа выбора стандартной посадки и сборки соединений:

- способ №1 – обеспечение работоспособности всех собранных соединений с натягом;
- способ №2 – использование вероятностного метода;
- способ №3 – селективная сборка;
- способ №4 – индивидуальная подгонка размеров.

В настоящей **части 5** будут рассмотрены способы №1 и №2, способы №3 и №4 будут рассмотрены при последующем рассмотрении.

Способ №1. Обеспечение работоспособности всех собранных соединений с натягом. Для того, чтобы была обеспечена работоспособность всех 100% собранных соединений, необходимо соблюдение двух условий.

Условие №1. Условие прочности всех собранных соединений. Данное условие выражается следующим образом: минимальный натяг в выбранной стандартной посадке N_{min}^{cm} (рис. 1, а), должен быть больше или равен требуемому минимальному измеренному натягу $N_{II\ min}$,

$$N_{min}^{cm} \geq N_{II\ min},$$

где: $N_{min}^{cm} = ei - ES$; ei (мкм) – нижнее отклонение поля допуска вала в выбранной стандартной посадке, ES (мкм) – верхнее отклонение поля допуска отверстия в выбранной стандартной посадке.

Условие №2. Условие прочности деталей, образующих соединение. Согласно данному условию детали, образующие соединение, должны сохранять прочность при максимальном натяге, который может быть получен в выбранной стандартной посадке, то есть N_{max}^{cm} должен быть меньше или равен максимальному допустимому для данного соединения натягу $[N]_{max}$:

$$N_{max}^{cm} \leq [N]_{max},$$

где $N_{max}^{cm} = es - EI = es$ – максимальный натяг в стандартной посадке; es – верхнее отклонение поля допуска вала; $EI = 0$ – нижнее отклонение поля допуска отверстия в системе отверстия; $[N]_{max}$ – максимальный допустимый для данного соединения натяг с точки зрения отсутствия разрушения или пластической деформации соединенных деталей.

При сборке соединений по данному способу может быть собран любой вал из партии изготовленных годных валов с любым отверстием из партии изготовленных годных отверстий. Детали считаются годными, если их действительные размеры находятся в пределах выбранных полей допусков вала и отверстия.

Достоинствами данного способа являются простота осуществления и низкие затраты, поскольку не требуется проведение каких-либо дополнительных организационных, технических или технологических мероприятий. Благодаря своим достоинствам способ нашел наибольшее распространение в промышленности.

Недостатком способа являются повышенные натяги и, соответственно, высокое рассеяние натягов во всей партии собранных соединений. Максимальный натяг в выбранной стандартной посадке $N_{max}^{cm} = es$ может в несколько раз превышать минимальный натяг этой

посадки N_{min}^{cm} . Например, в посадке $\varnothing 25 \frac{H7}{s6} \begin{pmatrix} +0,021 \\ +0,048 \\ +0,035 \end{pmatrix}$ минимальный натяг составляет

$N_{min}^{cm} = ei - ES = 35 - 21 = 14 \text{ мкм}$, а максимальный $N_{max}^{cm} = es = 48 \text{ мкм}$, то есть приблизительно в 3,5 раза больше. Повышенные натяги и, в наибольшей степени, натяги, близкие к максимальному N_{max}^{cm} , могут привести к повреждению соединенных деталей, а рассеяние натягов – к рассеянию нагрузочной способности собранных соединений. Соединения с повышенными натягами составляют значительную часть партии собранных соединений.

Минимальные же натяги, близкие к требуемому измеренному натягу $N_{H\min}$, маловероятны и составляют лишь малую часть от партии собранных соединений, так как такие натяги формируются только в случае сборки отверстия, действительный размер которого выполнен вблизи верхнего отклонения поля допуска отверстия стандартной посадки, с валом, действительный размер которого выполнен вблизи нижнего отклонения поля допуска вала стандартной посадки.

Способ №1 применим, когда расчетом подтверждено сохранение прочности соединяемых деталей при максимальном натяге $N_{\max}^{cm} = es$.

Следует признать, что иногда бывает невозможно подбором стандартной посадки обеспечить одновременное соблюдение условий №1 и №2. Эта ситуация встречается, например, когда необходимо на валу установить с натягом тонкостенную втулку. В этом случае минимальный измеренный натяг $N_{H\min}$ имеет относительно близкое значение к максимальному допустимому $[N]_{\max}$.

В технически и экономически обоснованных случаях ГОСТ 25347–82 допускает применение посадок, не входящих в число рекомендованных, а также внесистемных посадок, то есть не относящихся ни к системе отверстия, ни к системе вала. Поля допусков, не относящиеся к числу рекомендованных, ГОСТ 25347–82 называет специальными.

Пример применения нестандартной посадки. Исходные данные:

- номинальный диаметр соединения $\varnothing 25$ мм;
- минимальный измеренный натяг $N_{H\min} = 9$ мкм;
- максимальный допустимый натяг, при котором сохраняется прочность относительно тонкостенной втулки $[N]_{\max} = 26$ мкм.

Перебор посадок со стандартными полями допусков отверстия $H6$, $H7$, $H8$ и стандартными полями допусков вала r , s , t в 6, 7 и 8 квалитетах показал, что прочность втулки при максимальных натягах в стандартных посадках не будет обеспечена. Например, в стандартной посадке $\varnothing 25 \frac{H7}{s6}$ (рис. 1, а):

$$N_{\max}^{cm} = 48 \text{ мкм} > [N]_{\max} = 26 \text{ мкм}.$$

Переход к нестандартной посадке $\varnothing 25 \frac{(+0,009)}{(+0,026) \atop (+0,018)}$ (рис. 1, б) со специальными полями допусков вала $\varnothing 25 \frac{(+0,026)}{(+0,018)}$ и отверстия $\varnothing 25 \frac{(+0,009)}{(+0,018)}$ позволил обеспечить оба условия.

Условие №1. Минимальный натяг в специальной посадке $N_{\min}^{спец}$ равен минимальному измеренному натягу $N_{H\min}$:

$$N_{\min}^{спец} = ei - ES = 18 - 9 = 9 \text{ мкм} = N_{H\min}.$$

Условие №2. Максимальный натяг в специальной посадке $N_{\max}^{спец}$ равен максимальному допустимому $[N]_{\max}$:

$$N_{\max}^{спец} = [N]_{\max} = 26 \text{ мкм}.$$

Подчеркнем еще раз. Специальные поля допусков допускается назначать только, когда стандартной посадкой невозможно обеспечить одновременное соблюдение условий №1 и №2. Необходимо также учитывать экономическую целесообразность такого назначения, так

как возможное уменьшение допуска на размер детали приведет к повышению стоимости ее изготовления.

Оформление конструкторской документации при выборе посадки по способу №1.

1. На сборочном чертеже соединения (рис.2, а) указывают справочный размер, отражающий выбранную стандартную посадку (здесь и далее конкретные значения номинальных размеров, полей допусков и числовые значения других параметров указаны условно), а в технических требованиях не приводят никаких требований, предъявляемых к сборке соединений. Отсутствие записи о требованиях к сборке означает, что допускается производить сборку в произвольном сочетании валов и отверстий, а натяг, образующийся в соединении, может быть любым от $N_{min}^{cm} = ei - ES$ до $N_{max}^{cm} = es$ в пределах возможных натягов данной стандартной посадки.

2. На чертежах вала (рис. 2, б) и отверстия (рис. 2, в) указывают их номинальные размеры с полями допусков соответственно вала и отверстия в выбранной стандартной посадке (это исполнительные размеры), а также допуски формы и расположения поверхностей и шероховатость обрабатываемых поверхностей.

Способ №2 выбора стандартной посадки. Вероятностные натяги N_p . Способ №2

основан на вероятностном принципе распределения действительных размеров в партии изготовленных деталей. В соответствии с этим принципом очень мала вероятность того, что действительные размеры изготовленных деталей будут близки к наибольшему или наименьшему предельным размерам. Но еще меньше вероятность того, что вал и отверстие с такими маловероятными действительными размерами окажутся собранными в одном соединении.

Метод, фактически, заключается в том, что в стандартной посадке по ГОСТ 25347–82 пренебрегают некоторыми областями, расположенными вблизи верхних и нижних предельных отклонений полей допусков вала и отверстия, попадание в которые действительных размеров деталей маловероятно. Это позволяет назначить более мягкую посадку, чем вытекает из **способа №1**. В качестве примера на схеме расположения полей

допусков вала и отверстия в стандартной посадке $\varnothing 25 \frac{H7}{s6}$ (рис. 3) области полей допусков, которыми, как считается, можно пренебречь, заштрихованы. При таком подходе максимальные и минимальные натяги, вычисленные с использованием математического аппарата теории вероятностей, называются максимальными и минимальными вероятностными натягами N_{Pmax} и N_{Pmin} . Значения N_{Pmax} и N_{Pmin} для основных рекомендованных посадок сведены в специальную таблицу [6], [7].

Рис. 3. Схема расположения полей допусков вала и отверстия при выборе стандартной посадки по способу №2 (вероятностные натяги)

Если используется способ №2, стандартную посадку выбирают из указанной таблицы так, чтобы соблюдались два условия.

Условие №1. Требуемый минимальный вероятностный натяг должен быть больше или равен требуемому минимальному измеренному натягу $N_{II min}$:

$$N_{Pmin} \geq N_{II min}.$$

Условие №2. Максимальный допустимый натяг в соединении $[N]_{max}$ должен быть больше или равен максимальному вероятностному натягу:

$$[N]_{max} \geq N_{Pmax}.$$

Вероятностный подход декларирует, что если не принимать во внимание валы и отверстия, которые попадают в заштрихованные диапазоны, натяги в партии собранных соединений будут изменяться от N_{Pmin} до N_{Pmax} .

Следует отметить, что при этом минимальный натяг стандартной посадки $N_{min}^{cm} = ei - ES$ будет меньше минимального вероятностного натяга N_{Pmin} :

$$N_{min}^{cm} < N_{Pmin}.$$

А максимальный натяг стандартной посадки $N_{max}^{cm} = es - EI = es$ будет больше максимального вероятностного натяга N_{Pmax} :

$$N_{max}^{cm} > N_{Pmax}.$$

Достоинства способа №2. Главным достоинством вероятностного подхода является возможное уменьшение максимального вероятностного натяга N_{Pmax} по сравнению с максимальным натягом стандартной посадки N_{max}^{cm} .

$$N_{Pmax} < N_{max}^{cm}.$$

Для соединенных деталей это, с одной стороны, снижает вероятность возможного повреждения, которое может быть вызвано воздействием максимального натяга после сборки, а, с другой, уменьшает рассеяние натягов в партии собранных соединений.

Недостатки способа №2. Основным недостатком является игнорирование некоторого количества деталей, попадающих в заштрихованные области.

Поясним. В конструкторской документации указывают выбранную из таблицы вероятностных натягов стандартную посадку, например, $\varnothing 25 \frac{H7}{s6}$, а это означает, что любое

отверстие, действительный размер которого находится в пределах поля допуска $\varnothing 25H7$, и любой вал, действительный размер которого находится в пределах поля допуска $\varnothing 25s6$, должны быть признаны годными, в том числе и неблагоприятные валы и отверстия, находящиеся в заштрихованных зонах.

Таким образом, в партии изготовленных деталей всегда могут присутствовать и неблагоприятные детали, из которых, если не будут приняты специальные меры, могут быть получены бракованные соединения. Это произойдет, в случае сборки годных валов из области Δei с годными отверстиями из области ΔES . В таких соединениях действительный натяг N_{∂} может оказаться меньше требуемого минимального измеренного натяга $N_{II min}$:

$$N_{\partial} < N_{II min}.$$

Отметим, что некоторая возможность выявить бракованные соединения имеется только в процессе их сборки (см. ниже), однако после окончания сборки сделать это будет крайне сложно.

Иногда высказывается мнение о том, что, в действительности, бракованных соединений не будет, так как введение в формулу (1) коэффициента запаса сцепления S приведет к увеличению в несколько раз действительных натягов в партии соединений. Однако это не совсем так. Вводя параметр S , увеличивают расчетное значение силы трения F_{TP} и компенсируют тем самым неопределенность реального значения коэффициента трения f на контактной поверхности и неопределенность действительной величины радиального натяга в пределах полей допусков на размеры соединяемых деталей, с учетом отклонений сопрягаемых поверхностей от идеальной цилиндрической формы в пределах их допусков формы.

Справедливости ради следует отметить, что при благоприятных сочетаниях указанных параметров введение коэффициента запаса сцепления S , действительно, снизит вероятность появления бракованных соединений, но при неблагоприятных параметрах исключить полностью брак, опираясь только на вероятностный подход, невозможно.

В условиях производства сознательное игнорирование даже маловероятных событий может обернуться выпуском заведомо бракованных изделий, а это может в дальнейшем в процессе их эксплуатации привести к тяжелым последствиям. Сознательное изготовление

бракованных изделий является недопустимым при любой вероятности получения брака. Исключение может быть сделано для примитивных изделий, в которых брак считается обычным явлением и его наличие не воспринимается как критичное событие. Однако эти изделия мы здесь не рассматриваем. Поэтому конструкторская документация и, соответственно, технологический процесс, построенный на ее основе, должны быть скорректированы таким образом, чтобы выпуск заведомо бракованных изделий был полностью исключен. Это может быть достигнуто, например, одним из трех перечисленных ниже методов.

Метод №1. Административно-технологический метод. В соответствии с этим методом можно, например, административным распоряжением по цеху или записью в технологической документации запретить станочникам изготавливать детали в заштрихованных зонах Δei и Δes , а также ΔEI и ΔES . Однако такой подход, фактически, означает переход к другой посадке, отличной от той, которая указана в конструкторской документации.

Метод №2. Контроль качества собранных соединений. Если сборка соединений осуществляется запрессовкой, наиболее простым методом контроля качества сборки является контроль усилия запрессовки. Соединения со слишком низкими или слишком высокими натягами, забракованные по усилию запрессовки, следует изъять из партии собранных изделий и утилизировать. В ряде случаев допускается разборка бракованных соединений, контроль параметров посадочных поверхностей, и, при получении положительного результата, – последующая сборка с другими деталями, действительные размеры которых обеспечат приемлемый натяг.

Метод №3. Метод разбивки полей допусков на группы. Данный метод предполагает целый комплекс мероприятий, который включает в себя следующее:

- измерение всех 100% изготовленных валов и отверстий и определение их действительных отклонений от номинального размера;
- разбивку всех изготовленных отверстий на две группы: О№1 и О№2 (сокращение «О» означает «отверстие»). В группу О№1 должны попасть отверстия, предельные отклонения которых находятся в диапазоне от 0 до $(ES - \Delta ES)$ (рис. 3), в группу О№2 должны попасть отверстия, предельные отклонения которых находятся в диапазоне от $(ES - \Delta ES)$ до ES (это заштрихованная зона ΔES);
- разбивку всех изготовленных валов на две группы В№1 и В№2 (сокращение «В» означает «вал»). В группу В№1 должны попасть валы, предельные отклонения которых находятся в диапазоне от $(ei + \Delta ei)$ до es , в группу В№2 – валы, предельные отклонения которых находятся в диапазоне от ei до $ei + \Delta ei$ (это заштрихованная зона Δei);
- размещение всех групп валов и отверстий в отдельных контейнерах и надежное хранение их до сборки, не смешивая друг с другом;
- сборку соединений. При этом сборку отверстий из группы О№1 можно производить с любым валом из группы В№1; сборку отверстий из группы О№2 можно производить только с валами из группы В№1; сборку валов из группы В№2 можно производить только с отверстиями из группы О№1. Сборка соединений в произвольном порядке недопустима, а также недопустима сборка без дополнительной сортировки отверстий из группы О№2 с валами из группы В№2.

В случае, если при максимальном вероятностном натяге не обеспечивается прочность любой из соединенных деталей, необходимо разбить группы О№1 и В№1 на две части каждую (О№1.1, О№1.2 и В№1.1, В№1.2) так, чтобы при избирательной сборке не превысить максимальный допустимый натяг $[N]_{max}$. В этом случае будут образованы, как минимум, три группы валов и три группы отверстий. Сборка усложнится.

В технических требованиях к сборочному чертежу должны быть даны указания о минимальном, а, при необходимости, и максимальном натягах, которые должны быть достигнуты при сборке. Отметим, указанные технические требования являются обязательными требованиями. Работоспособность проектируемого соединения будет обеспечена только при их соблюдении. Отсутствие указанных требований на сборочном чертеже будет означать, что сборка соединения допускается в произвольном сочетании годных валов и отверстий, но тогда часть изделий может оказаться бракованными.

При передаче изделия заказчику исполнитель гарантирует его работоспособность. Поэтому ответственность за выпуск заведомо бракованных изделий, а, главное, за любые последствия, к которым может привести эксплуатация такого заведомо бракованного изделия, ложится на конструктора, и других должностных лиц, подписавших данный конструкторский документ, допустивших, тем самым, в конструкторской документации возможность нерациональной сборки и не предусмотревших необходимость разработки мер, исключающих брак. Ответственность должностных лиц существенно усугубится, если предприятие выпускает технически сложные и ответственные изделия, неработоспособность которых может привести к тяжелым последствиям.

Оформление конструкторской документации при выборе посадки по способу №2.

1. На сборочном чертеже соединения указывают посадку, выбранную из таблицы с учетом вероятностных натягов, например, $\varnothing 25 \frac{H7}{s6}$

2. В технических требованиях к сборочному чертежу отмечают, что размер $\varnothing 25 \frac{H7}{s6}$ является справочным.

3. Дополнительно в технических требованиях к сборочному чертежу приводят запись:

| При сборке обеспечить натяг в соединении не менее 12 мкм.

Замечания к п.3:

– необходимо помнить, что технологический процесс сборки соединений разрабатывается на основе информации, приведенной в конструкторской документации, поэтому, если в технических требованиях к сборочному чертежу соединения не приведены сведения о таких важных параметрах, как минимальный измеренный натяг $N_{I \min}$ или максимальный допустимый натяг $[N]_{\max}$, эта информация может остаться неизвестной технологам;

– значение натяга $N=12 \text{ мкм}$, приведенное в примере записи в технических требованиях, указано условно, эта величина должна быть больше или равна значению требуемого минимального измеренного натяга;

– если минимальный натяг в соединении (в нашем случае это 12 мкм) может быть обеспечен любым известным методом, конкретный метод достижения такого натяга не указывают в технических требованиях;

– если, по мнению конструктора, требуемое качество собранных соединений может обеспечить единственный из известных методов, допускается этот метод указывать в технических требованиях. Например:

| При сборке контролировать натяг по усилию запрессовки. Обеспечить натяг в соединении не менее 12 мкм.

Последняя рекомендация (о единственном методе) не является обязательной;

– если в технических требованиях не оговаривают значение максимального допустимого натяга $[N]_{\max}$, это означает, что величина натяга может быть любой, вплоть до $N_{\max}^{ст}$, максимально возможного в данной стандартной посадке;

– если же максимальный допустимый натяг $[N]_{max}$ должен быть меньше величины $N_{max}^{ст}$, конкретное значение $[N]_{max}$ также указывают в технических требованиях, например, в следующем виде:

При сборке обеспечить натяг в соединении не менее 12 мкм и не более 26 мкм.

Такая запись означает, что в технологическом процессе сборки соединений необходимо предусмотреть третью группу валов и третью группу отверстий.

Конец замечаний к п. 3.

Продолжим перечислять особенности оформления конструкторской документации при способе №2.

4. В сборочном чертеже соединения не приводят каких-либо других технологических указаний по рациональной организации сборки соединений. Последовательность такой сборки будет отражена в технологическом процессе, который разработает технолог, сопровождающий данное изделие.

5. На чертеже вала приводят исполнительный размер $\varnothing 25s6$ с указанием допусков формы и расположения поверхностей, а также шероховатости обрабатываемой поверхности. Исполнительный размер $\varnothing 25s6$ является критерием для оценки годности изготовленных валов.

6. На чертеже отверстия приводят исполнительный размер $\varnothing 25H7$ с указанием допусков формы и расположения поверхностей, а также шероховатости обрабатываемой поверхности. Исполнительный размер $\varnothing 25H7$ является критерием для оценки годности изготовленных отверстий.

При использовании вероятностного способа выбора стандартной посадки необходимо помнить, что вероятностный натяг это всего лишь математическая абстракция, теоретическая модель, а в реальной жизни есть партия валов и отверстий с предельными отклонениями, неблагоприятные сочетания которых могут привести к реальному браку. Для исключения брака необходимо принять реальные, не виртуальные меры.

Список литературы

1. Кириловский В.В. Совершенствование оформления курсового проекта по дисциплине «Детали машин» в соответствии с ЕСКД (Часть 1) // Инженерный вестник: электронный научно-технический журнал МГТУ им. Н.Э. Баумана. - 2015. - №8. Режим доступа: <http://engbul.bmstu.ru/doc/791721.html> (дата обращения 08.08.2015).
2. Кириловский В.В. Совершенствование процедуры разработки конструкторской документации // Инженерный вестник: электронный научно-технический журнал МГТУ им. Н.Э. Баумана. - 2015. - №9. Режим доступа: <http://engbul.bmstu.ru/doc/812892.html> (дата обращения 09.09.2015).
3. Кириловский В.В. Подготовка исходных материалов для компьютерной базы данных по рациональному оформлению конструкторской документации. Часть 3 // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. - Москва. – №2-1. – С. 25 – 32.
4. Кириловский В.В. Подготовка исходных материалов для компьютерной базы данных по рациональному оформлению конструкторской документации. Часть 4 // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. - Москва. – 2017. – № 3-3. – С. 62 – 66.
5. Л.А. Андриенко, Б.А. Байков, М.Н. Захаров, С.А.Поляков, О.А. Ряховский, В.П. Тибанов, М.В. Фомин. Детали машин / под ред. О.А. Ряховского. 4-е изд., перераб и доп. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. - 465 с.

6. Б.А. Байков, А.В. Клыпин, О.П. Леликов, И.К. Ганулич, В.И. Зворыкин, Л.П. Варламова, Л.П. Соболева, Л.А. Андриенко, П.К. Попов, В.А. Финогенов, М.В. Фомин, В.М. Зябликов, В.П. Тибанов, Л.И. Смелянская, Е.А. Язева, В.Н. Богачев, П.А. Соколов, Д.С. Блинов, В.П. Варламов, В.А. Верещака, В.В. Гудков, В.Е. Богачев. Атлас конструкций узлов и деталей машин /под ред. О.А. Ряховского, О.П. Леликова. 2-е изд. перераб. и доп. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. - 400 с.
7. П.Ф. Дунаев, О.П. Леликов. Конструирование узлов и деталей машин. - М.: Академия, 2009. - 496 с.

Дата поступления: 12 марта 2018 г.

УДК 539.219.3:620.186.8

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ЗЕРЕН В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ Часть 2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННЫХ РАСЧЕТОВ

© Владимир Николаевич Перевезенцев, Александр Сергеевич Пупынин
Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального исследовательского
центра «Институт прикладной физики Российской академии наук»,
Нижний Новгород, Россия
pupynin.as@gmail.com

Аннотация. В рамках предложенной в части 1 данной статьи физической модели проведено исследование влияния различных параметров структуры (исходного разброса зерен по размерам и объемной доли частиц второй фазы) на закономерности аномального роста зерен в процессе низкотемпературного отжига субмикрокристаллических материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации. Проанализированы условия, необходимые для аномального роста зерен и формирования в материале бимодальной зеренной структуры.

Ключевые слова: неравновесные границы зерен, субмикрокристаллические материалы, миграция границ, аномальный рост зерен.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401.

ANALYSIS OF INFLUENCE OF PARAMETERS OF MICROSTRUCTURE ON ANOMALOUS GROWTH OF GRAINS IN SUBMICROCRYSTALLINE METALS AND ALLOYS Part 2. RESULTS OF SIMULATION

© V.N. Perevezentsev, A.S. Pupynin
Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences,
Nizhny Novgorod, Russia
pupynin.as@gmail.com

Abstract. The influence of various parameters of the structure (initial grain size distribution and volume fraction of the second-phase particles) on the regularities of anomalous grain growth during low-temperature annealing of submicrocrystalline materials obtained by intensive plastic deformation is investigated within the framework of the physical model proposed in Part 1 of this article. The necessary conditions for the anomalous grains growth and the formation of a bimodal grain structure in the material are analyzed.

Keywords: nonequilibrium grain boundaries, submicrocrystalline materials, boundary migration, anomalous grain growth.

Acknowledgements. The work was carried out within the Russian state task of the Institute of Applied Physics for conducting fundamental scientific research for 2013-2020 on the topic No. 0035-2014-0401.

Введение. В работе [1] была предложена модель аномального роста зерен в субмикрокристаллических (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Согласно этой модели, по мере роста аномального зерна его границы переходят в сильнонеравновесное состояние, характеризующееся высокими скоростями зернограницной диффузии. Это связано с увеличением неравновесного избыточного объема мигрирующих границ за счет поглощения ими свободного объема примыкающих к нему участков границ зерен окружающего материала. Этот процесс приводит к увеличению подвижности границы и увеличению скорости миграции. Таким образом, чем быстрее движется граница, тем выше ее собственная подвижность. Однако, одновременно с этим происходят и другие процессы, приводящие к уменьшению скорости миграции границ. Один из них связан с уменьшением свободного объема путем эмиссии неравновесных избыточных вакансий из границ в объем зерен, а другой с увеличением плотности дислокаций, заметаемых мигрирующими границами из окружающего объема материала, что приводит к снижению их эффективной подвижности. Система уравнений, описывающая рост зерен с учетом всех вышеперечисленных факторов, имеет вид:

$$\dot{d} \approx V_m = \frac{M_{\perp} M_b}{M_{\perp} + M_b \rho_b \Delta b_t} (P_{\gamma} - P_Z), \quad (1)$$

$$\dot{\rho}_b = \varphi_1 \frac{V_m \cdot d \cdot \rho_{b0}}{d_0^2} - \frac{\rho_b}{t_R}, \quad (2)$$

$$\dot{\rho}_{b0} = - \frac{\rho_{b0}}{t_{R0}}, \quad (3)$$

$$D_b = D_b^* \exp(\alpha f), \quad (4)$$

$$\dot{f} = \varphi \frac{V_m}{d_0} f^* - \frac{\Omega_v}{\delta} [2A_0 \exp(\alpha f) - B(2C^* + \Delta C_1 + \Delta C_2)_{(r=d/2)}]. \quad (5)$$

где $M_{\perp} = (2\pi/\ln(d/b))(\bar{D}\Omega/kT\Delta b_t)$ - коэффициент подвижности дислокаций в границах зерен, $M_b = D_b \delta b/kT$ - собственная подвижность границ зерен, ρ_b - плотность дислокаций в границах, Δb_t - тангенциальная компонента вектора Бюргерса, $P_{\gamma} = \gamma_b/d_0 \Delta d/d_0(1 + \Delta d)$ - движущая сила миграции, обусловленная поверхностным натяжением границ, γ_b - удельная поверхностная энергия границы, $\Delta d = d - d_0$, d - размер аномально растущего зерна, d_0 - средний размер зерен матрицы; $P_Z = 3\gamma_b f_v/2R_p$ - сила торможения Зинера, действующая на мигрирующую границу со стороны частиц второй фазы, f_v и R_p - объемная доля и радиус частиц второй фазы, $\bar{D} = D_s + \beta \delta D_b/d$, D_s - коэффициент объемной самодиффузии, β - геометрический множитель, Ω - объем атома «матрицы», D_b - коэффициент зернограницной диффузии, D_b^* - коэффициент диффузии равновесной границы, f - неравновесный относительный избыточный объем, $A_0 = \omega_b/a^2 \exp(-(F_{vf} + \Delta F)/kT + \alpha f^*)$, $\alpha = K_b v_b^0/2kT$, K_b - модуль всестороннего сжатия, v_b^0 - объем зернограницного атома, $B = a \omega \exp(-\Delta F/kT)$, F_{vf} и ΔF - свободная энергия образования решеточной вакансии и энергия активации перескока атома из объема зерна в границу, соответственно; ω_b и ω - частота колебаний атомов в границе и в объеме зерна; a - межатомное расстояние; φ - геометрический множитель; d_0 - средний размер зерен матрицы; f^* - избыточный объем атома равновесной границы, Ω_v - объем вакансии; δ - ширина границы зерна, k - постоянная Больцмана; T - температура.

В выражении (5) величины ΔC_1 и ΔC_2 представляют собой концентрации неравновесных вакансий внутри растущего зерна и вне его; C^* - равновесная концентрация вакансий вблизи границы. Для их определения дополним систему уравнений (1)-(5) стандартными диффузионными уравнениями:

$$\begin{cases} \frac{\partial \Delta C_i}{\partial t} = \frac{D_v}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial \Delta C_i}{\partial r} \right), \\ -D_v \left(\frac{\partial \Delta C_i}{\partial r} \right)_{r=\frac{d}{2}} = J_i, \\ \left(\frac{\partial \Delta C_1}{\partial r} \right)_{r=0} = 0, \left(\frac{\partial \Delta C_2}{\partial r} \right)_{r=d} = 0, \\ \Delta C_i(r, 0) = 0, \end{cases} \quad (6)$$

где D_v - коэффициент объемной диффузии вакансий $J_1 = B(C^* + \Delta C_1)_{r=d/2} - A_0 \exp(\alpha f)$, $J_2 = A_0 \exp(\alpha f) - B(C^* + \Delta C_2)_{r=d/2}$.

В настоящей работе проведен анализ кинетики роста зерен, описываемой данной системой уравнений, исследована ее зависимость от исходного отклонения размера аномально растущих зерен $\Delta d/d_0$, исходной плотности дислокаций в границах зерен ρ_b и объемной доли частиц второй фазы f_v , и определены условия, необходимые для аномального роста зерен и формирования бимодальной структуры.

Результаты анализа кинетики аномального роста зерен и их обсуждение. Численные расчеты кинетики аномального роста зёрен проводились для квазиоднофазной субмикрористаллической меди при низкотемпературном отжиге ($T = 0.4T_m$), при следующих характерных значениях параметров: $d_0 = 2.5 \cdot 10^{-7} m$, $b = 2.56 \cdot 10^{-10} m$, $\delta = 2b$, $\Omega = b^3$, $\omega = 10^{13} s^{-1}$, $H_{vf}^{cr} = 10 kT_m$, $S_{vf}^{cr} = 4 k$, $H_{vm}^{cr} = 8 kT_m$, $S_{vm}^{cr} = 3 k$, $H_b^0 = 1.3 kT_m$, $S_b^0 = k$, $\Delta F = 8 kT_m$ [2], предэкспоненциальный множитель в выражении для коэффициента зернограницной диффузии $D_{b0} = 0.98 \cdot 10^{-7} m^2/s$ [3], энергия активации диффузии в равновесных границах зерен $Q_b = 9.6 kT_m$ [4]. Величина объемной доли частиц второй фазы f_v варьировалась в интервале от 0 до $2.5 \cdot 10^{-2}$, начальная плотность дислокаций $\rho_{b0} = 10^7 m^{-1}$. Для простоты предполагалось, что все частицы имеют одинаковый радиус $R_p = 50 nm$.

На рис. 1 приведены зависимости размера аномально растущих зерен от времени отжига для сплава Cu-Al₂O₃ с различной объёмной долей частиц второй фазы при заданном исходном отклонении $\Delta d/d_0$ размера аномально растущих зерен d от размера зёрен "матрицы" d_0 . Из рис. 1 видно, что аномальный рост зерен начинается после инкубационного периода t_L , протяженность которого зависит от величины $\Delta d/d_0$ и объемной доли частиц второй фазы f_v (рис. 2). Существование инкубационного периода в рассматриваемой модели связано с тем, что для СМК материалов, полученных методами ИПД, характерными являются высокие значения плотности дислокаций в границах зерен $\rho_{b0} \approx 10^7 \div 10^8 m^{-1}$, вследствие чего эффективная подвижность границ зёрен и скорость их миграции на начальной стадии отжига настолько малы, что заметного роста зерен не происходит. На этой стадии отжига плотность дислокаций в границах зерен уменьшается за счет процессов возврата, при этом подвижность и скорость миграции границ постепенно возрастают. При этом запускается процесс увеличения степени неравновесности границ за счет поглощения ими свободного объема участков границ зерен окружающего растущее зерно материала («матрицы»). Отметим, что существенное увеличение неравновесности границы возможно лишь при достаточно высоких скоростях миграции, когда скорость увеличения неравновесного избыточного объема границы за счет поглощения свободного объема «заметаемых» при ее движении участков соседних границ много больше, чем скорость его уменьшения за счет испускания вакансий в объем зерен. Очевидно, что это выполняется в том случае, когда скорость миграции границы по истечении инкубационного периода («стартовая» скорость) достаточно высока. Таким образом, аномальный рост зерен в СМК материалах возможен не всегда, а при соблюдении ряда условий, главным из которых является наличие больших движущих сил для роста зерен при одновременном ограничении подвижности границ за счет

высокой исходной плотности дислокаций, накопленных на границе в процессе предварительной пластической деформации.

Рис. 1. Зависимость размера anomalously растущих зерен от времени отжига сплава Cu- Al₂O₃ при различной объемной доле частиц второй фазы: 1 – $f_v = 0.5 \cdot 10^{-3}$, 2 – $f_v = 1.25 \cdot 10^{-2}$, 3 – $f_v = 2.5 \cdot 10^{-2}$, $\Delta d/d_0 = 1$, $\rho_{b0} = 10^7 m^{-1}$.

Рис. 2. Зависимость инкубационного периода anomalously роста зерен от исходного относительного отклонения размера зерна $\Delta d/d_0$ для сплава Cu-Al₂O₃ при различной объемной доле частиц второй фазы: 1 – $f_v = 0.5 \cdot 10^{-3}$, 2 – $f_v = 1.25 \cdot 10^{-2}$, 3 – $f_v = 2.5 \cdot 10^{-2}$, ($\rho_{b0} = 10^7 m^{-1}$).

Помимо рассмотренного процесса, приводящего к увеличению подвижности границ растущего зерна, осуществляется и другой процесс - увеличение плотности дислокаций в границах при «заметании» дислокаций мигрирующими границами из окружающего объема «матрицы». Этот процесс приводит к замедлению скорости миграции границ и роста зёрен. Как показывает анализ, это приводит к тому, что по истечению определённого времени отжига рост зёрен замедляется настолько, что скорость релаксации неравновесного избыточного объема границ зёрен за счёт испускания ими неравновесных вакансий начинает преобладать над скоростью его увеличения, подвижность границ падает и, наконец, становится сопоставимой с подвижностью границ зёрен «матрицы».

На рис. 3 представлены зависимости размера anomalously растущих зерен d по истечении заданного времени отжига ($t = 4 \cdot 10^2 s$) от исходного отклонения их размера от среднего размера зерен «матрицы» $\Delta d/d_0$ при различных значениях объемной доли частиц второй фазы f_v . Видно, что при увеличении величины f_v происходит уменьшение конечного размера anomalously растущих зерен. Вид представленных зависимостей указывает на то, что изначально крупные зерна растут медленнее на поздней стадии процесса роста зерен по сравнению с более мелкими anomalously растущими зёрнами. Такое поведение можно объяснить тем, что границы более крупных зерен на начальной стадии отжига обладают более высокой «стартовой» скоростью; в то же время возврат дефектной структуры в соседних зернах не успевает завершиться за время инкубационного периода, и мигрирующая граница эффективно замедляется за счет увеличения плотности дислокаций. Границы более мелких зерен вследствие их более низкой «стартовой» скорости миграции и более продолжительного инкубационного периода двигаются через объем поликристалла, в котором процесс возврата дефектной структуры привел к значительному понижению плотности дислокаций, в силу чего эффективный коэффициент подвижности этих границ оказывается выше. Вследствие этого, anomalously растущие зерна, «стартовавшие» в различные моменты времени, по истечении определённого времени отжига достигают близких по величине размеров. При этом в материале формируется бимодальная структура,

состоящая из относительно крупных близких по размерам зерен на фоне мелкозернистой «матрицы».

Рис. 3. Зависимость конечного размера зерна при заданном времени отжига от величины $\Delta d/d_0$ для сплава Cu-Al₂O₃ при различной объемной доле частиц второй фазы: 1 – $f_v = 0.5 \cdot 10^{-3}$, 2 – $f_v = 1.25 \cdot 10^{-2}$, 3 – $f_v = 2.5 \cdot 10^{-2}$, $\rho_{b0} = 10^7 m^{-1}$.

Рис. 4. Функция распределения зерен по размерам в меди ($f_v = 0$), полученной методом РКУП [5]. Средний размер зерна: 1 $d_0 = 2.5 \cdot 10^{-7} m$

Анализ кинетики изменения функции распределения аномально растущих зерен по размерам был проведен на примере СМК меди (со средним размером зерна $d_0 = 2.5 \cdot 10^{-7} m$), полученной методом равноканального углового прессования (РКУП) (число проходов 12, маршрут Вс) [5]. Исходная функция распределения зёрен по размерам f_i СМК меди показана на рис. 4. При анализе предполагалось, что в процессе отжига отсутствуют «столкновения» аномально растущих зерен между собой. Результаты численного анализа представлены на рис. 5. Как и следовало ожидать, при увеличении времени отжига происходит постепенное увеличение доли крупных зерен и формирование четко выраженной бимодальной структуры, содержащей крупные зерна на фоне мелкозернистой матрицы.

Рис. 5. Эволюция функции распределения аномально растущих зерен по размерам d в меди ($f_v = 0$). Начальная плотность дислокаций $\rho_{b0} = 10^7 m^{-1}$, N_i – число зерен с размером d_i , N – общее число зерен. $t_1 = 200 s$, $t_2 = 240 s$, $t_3 = 400 s$.

Выводы

1. Показано, что аномальный рост зерен в субмикрокристаллических материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации, обусловлен переходом границ растущего зерна в неравновесное состояние и, как следствие, резким повышением их миграционной подвижности.
2. Проанализирована кинетика аномального роста зерна в процессе отжига меди и квазиоднофазного сплава Cu-Al₂O₃ с субмикрокристаллической структурой при различных начальных значениях отклонения размера растущего зерна от размера зерен «матрицы» Δd и объемной доли частиц второй фазы f_v . Установлено, что увеличение Δd и уменьшение f_v приводит к уменьшению инкубационного периода аномального роста зерен.
3. На примере меди проанализирована эволюция функции распределения аномально растущих зерен по размерам. Показано, что возможность формирования в субмикрокристаллических материалах четко выраженной бимодальной структуры связана с тем, что аномально растущие зерна, «стартовавшие» в различные моменты времени, по истечении определенного времени отжига достигают приблизительно одинакового размера.

Список литературы

1. *Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С.* Анализ влияния параметров микроструктуры на аномальный рост зерен в субмикрокристаллических металлах и сплавах. Часть I. Физическая модель // Вестник научно-технического развития. - 2018. - № 3 (127). С.22-27.
2. *Perevezentsev V.N., Pupynin A.S., Svirina Yu.V.* Analysis of intragranular deformation influence on the grain boundary diffusive properties // Mater. Sci. Eng. A. - 2005. - Vol. 410-411. - P.273-276.
3. *Surholt T., Herzig Chr.* Grain boundary self-diffusion in Cu polycrystals of different purity / Acta Metall. Mater. – 1997. - Vol. 45, No. 9. - P. 3817-3823.
4. *Frost H. J., Ashby M. F.* Deformation-Mechanisms Maps (Pergamon, Oxford, 1982).
5. *Zhao Y.-H. et al.* Simultaneously increasing the ductility and strength of ultra-fine grained pure copper // Adv. Mater. - 2006. - Vol. 18. - P. 2949–2953.

Дата поступления: 23 марта 2018 г.

УДК 621.762:669.295(06)

STUDY OF POWDER METALLURGY B-TI ALLOY PROCESSED THROUGH HIGH-PRESSURE TORSION

© A. Amigó¹, C.R.M. Afonso², V. Stolyarov³, D.Gunderov⁴, V.Amigó¹¹Universitat Politècnica de València, València, Spain²Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil³Mechanical Engineering Research Institute of RAS, Moscow, Russia⁴Institute of molecule and crystal physics RAS, Ufa, Russiavlstol@mail.ru

Abstract. *Ti-β alloys have a low elastic modulus, relative good specific properties and high corrosion resistance to be used like biomaterials. Elements like Nb, Ta or Mo are used to obtain beta alloys. These elements have a better biocompatibility but, due to their refractory nature, difficult to obtain alloys. Powder metallurgy (PM) allows process new Ti-β alloys decreasing costs, but work with high element addition can involve some problems like lack of diffusion, grain growth or α-Ti phase formation. One method to refine the microstructure and improve the mechanical properties is severe plastic deformation technique through High-Pressure Torsion (HPT). This work studies the application of HPT using 5 turns under 6GPa of pressure in Ti-Nb-Ta-Fe alloys obtained by powder metallurgy. The initial microstructure is mainly β-Ti phase with some α-Ti phase in grain boundaries. The HPT process refines the microstructure and breaks the grain boundaries until few microns. An increase of hardness was obtained, but 2% porosity remains contained.*

Keywords: *powder metallurgy, Ti alloy, properties, severe plastic deformation.*

ИССЛЕДОВАНИЕ БЕТА ТИТАНОВОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА, ДЕФОРМИРОВАННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Аннотация. *Бета титановые сплавы обладают низким модулем упругости, относительно хорошими удельной прочностью и коррозионной стойкостью для применения в качестве биоматериалов. Для легирования сплава обычно используют ниобий, тантал и молибден. Эти элементы имеют высокую биосовместимость, но из-за высокой температуры плавления их трудно вводить в сплав. Метод порошковой металлургии позволяет уменьшить стоимость процесса, но большое количество добавок может затруднить диффузию, вызвать рост зерен или появление альфа титана. Одним из методов измельчения микроструктуры и улучшения механических свойств является интенсивная пластическая деформация, выполняемая кручением под давлением. В этой работе исследуется данный метод при давлении 5 ГПа и 5 оборотов в порошковом сплаве Ti-Nb-Ta-Fe. Исходная структура в основном является бета фазой с небольшим количеством альфа титана на границах зерен. Метод интенсивной деформации приводит измельчению зерен до нескольких микрон, увеличению микротвердости и уменьшению пористости до 2%.*

Ключевые слова: *порошковая металлургия, титановый сплав, свойства, интенсивная пластическая деформация*

Acknowledgement. *The authors would like to thank Universitat Politècnica de València (UPV) for the financial support by Researcher Training Program, Spanish Ministry of Economy and Competitiveness under the Research Project MAT2014-53764-C3-1-R, European Commission due to FEDER funds to acquire investigation equipment, Electron Microscopy Service of the Universitat Politècnica de Valencia (UPV), Spain and “Laboratório de Caracterização Estrutural” (LCE) of DEMa-UFSCar, Brazil.*

Introduction. Titanium alloys have been used in a variety of medical applications due to their excellent biocompatibility, osteosynthesis, corrosion resistance and mechanical behavior [1-2]. The commercial Ti alloy widely used is Ti-6Al-4V due to their bigger interest for other sectors industry. However, it has been reported to be potentially toxic due to the Al and V ion release and therefore may cause some clinical problems [3-4]. In an attempt to avoid this, more biocompatible elements can be used. However the effort in recent years has focused on the development of new β -type Ti alloys using biocompatible elements such as Nb, Mo, Ta or Zr [5]. The interest in β -Ti alloys as biomaterials was derived from the excellent combination of a high mechanical resistance with low elastic modulus (E) [6]. When Nb content is between 20 to 50 wt% the alloys show an elastic modulus around 60 GPa [7] in front of 110 GPa of Ti-6Al-4V alloy [4]. This kind of elements have a refractory character that hinder the diffusion in Ti during the sintering. Other β -stabilizer elements are the eutectoid type: Fe, Cr, Co or Mn [8]. These elements present a stronger effect in β -Ti phase stabilization, therefore have less biocompatibility. Addition of small amounts of Fe improves the β -phase stability, without sacrificing biochemical suitability of Ti alloys [9-11]. The manufacture process of β -Ti alloy is expensive; powder metallurgy can provide a good process technology to create customized alloys, although it has its own limitations as well as lack of diffusion, porosity or grain growth [12]. The use of powder metallurgy to obtain these β -type Ti alloys was previously studied by other authors, using uniaxial pressure [13], hydride powders [14] or high densification techniques [15].

High pressure torsion (HPT) is one of metalworking techniques involving very large strains. In crystalline materials it results in formation nanocrystalline (NC) structure ($d < 100$ nm) [16]; V.V. Stolyarov and R.Z. Valiev, Bulk Nanostructured Metastable Alloys Prepared by Severe Plastic Deformation, Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials, V 1 (1999) 185-190 [17]. However HPT processing to powder metallurgy β -Ti alloys until now has not been used.

The main objective of this work is study the effect of High-Pressure Torsion (HPT) process Ti35Nb10Ta3Fe in weight percentage.

Materials and methods. Powder metallurgy processing of elemental blend powders was used in order to obtain the alloys. Nominal compositions studied in this work are: Ti35Nb10Ta and Ti35Nb10Ta3Fe (wt.%). Commercial pure metal powders were supplied by Atlantic Equipment Engineers with high purity and different sizes: Ti (99.7% of purity and 55 μ m of average size), Nb (99.8%, 20 μ m), Ta (99.8%, 8 μ m) and Fe (99.9%, 34 μ m).

Compaction was made in floating die of 20 mm of diameter, Hydraulic press of 500kN (INSTRON model 1343) was used applying 600MPa of uniaxial pressure. Sintering was performed at 1250°C and 1300°C, during 3 hours in a high vacuum tubular furnace (Carbolite model 15-75-450). Cooling was performed in the furnace. The samples for HPT had an initial thickness of 1 mm. HPT test was performed using 6 GPa of pressure and 5 turns. The sample diameter was 20 mm.

For HPT processing, the sample was located between two anvils that apply a compressive pressure of 6 GPa and simultaneously produce a torsional strain. To estimate the strain different authors use alternative relationships, assuming that thickness of disk is independent to rotation angle or incorporating the decrease of thickness with the pressure [17] showing near a 20% of difference between the different conditions. Valiev et al. [16] use the following equation.

$$\epsilon = \ln(r \theta / h), \quad (1)$$

Where θ is the rotation, r is radius of sample, h is thickness. Using (1) to calculate the true strain for 5 whole revolutions, results in 7.1 of true strain.

To perform the mechanical and microstructural characterization, two positions on the sample were selected. One with higher true strain, calculated for $r=10$ mm, and the other one with a medium value, calculated for $r/2=5$ mm. To perform the microstructural characterization, samples were

grinded step by step and polished using 9 μm diamond suspension and colloidal silica as finishing step. Phase identification was studied using X-Ray diffraction (XRD) (Bruker D2 Phaser). The microstructure characterization of samples was performed with field emission (FEG) scanning electron microscope (SEM, Zeiss Ultra 55) using backscattering electrons (BSE) to reveal microstructure and obtain grain size measurements by analysis image. Additionally, selected specimens were investigated by (scanning) transmission electron microscopy (TEM/STEM) through a FEI Tecnai F20 G2 at 200 kV and field emission gun (FEG) with EDS detector EDAX. Mechanical characterization was performed by nanoindentation (MTS Nano 200G) using CSM mode with deep control, indenting 1600 μm of depth. The Poisson's ratio is required to calculate the values of hardness and elastic modulus by nanoindentation. This value was obtained by ultrasonic test (Karl Deutsch digital Echograph) on initial powder metallurgy samples. Before HPT process the porosity and the density was obtained by Archimedes test according to the standard UNE EN ISO 2738.

Results. The samples of Ti35Nb10Ta(3Fe) alloys obtained through PM present mainly β -Ti (bcc) grains in Nb-rich zones and a reduced fraction of α + β regions with α phase laths in Nb-poor zones, according to results of XRD (Fig. 1) and microstructure characterization. The microstructure of PM samples can be observed in Figure 2, where SEM micrographs in BSE mode of Ti35Nb10Ta alloy, sintered at 1250°C (Fig. 2.a) shows some Nb particles (due to lack of diffusion) surrounded by Nb-rich zones and α + β regions with precipitation of α phase laths in Nb-poor zones and 1300°C (Fig. 2.b) with reduced fraction of Nb particles, due to higher temperature imposed and more uniform β -Ti phase grains. Similar behavior is observed for the alloy with Fe addition Ti35Nb10Ta3Fe.

Figure 1. XRD for PM Ti35Nb10TaxFe (x = 0, 1.5, 3.0 and 4.5wt%Fe) alloys sintered at 1250°C.

Figure 2. SEM images in BSE mode of PM Ti35Nb10Ta alloy sintered at a) 1250°C and b) 1300°C

Table 1 shows results of grain size and porosity (%) measurements through image analysis for powder metallurgy PM Ti35Nb10Ta(3Fe) samples. The addition of 3%Fe to Ti35Nb10Ta alloy leads to grain growth of 33% and 38% for sintering temperatures of 1250°C (45 to 60 μm) 1300°C (50 to 69 μm), respectively.

Table 1. Grain size and porosity (%) for powder metallurgy PM Ti35Nb10Ta3Fe samples.

Samples	Grain size (μm)		Porosity %	
	1250°C	1300°C	1250°C	1300°C
Ti35Nb10Ta	45 $\pm$ 2	50 $\pm$ 2	5.1 $\pm$ 0.6	4.2 $\pm$ 0.1
Ti35Nb10Ta3Fe	60 $\pm$ 2	69 $\pm$ 4	9.2 $\pm$ 0.3	8.3 $\pm$ 0.2

Regarding the porosity, 3%Fe addition increased the volume fraction of pores (%P) significantly, reaching almost double of porosity for sintering temperature of 1300°C (%P = 4.2 to 8.3%) and 80% more pores for 1250°C (%P = 5.1 to 9.2%). The effect of Fe on porosity depends on the size of initial powder used [1], due to the stronger β -stabilization effect of Fe addition. The increment of sintering temperature (from 1250 to 1300°C) confirmed a decreasing of 17% and 10% of porosity for Ti35Nb10Ta and Ti35Nb10Ta3Fe alloys, respectively.

Samples obtained by PM of Ti35Nb10Ta(3Fe) alloys were submitted to severe plastic deformation through high pressure torsion (HPT). The SEM micrographs in Figure 3 show the microstructure of nanoscale β -Ti alloys with variations in composition and Nb-rich regions (light gray) left during PM processing due lack of diffusion. Figure 3.a illustrates SEM image in BSE of HPT for Ti35Nb10Ta3Ta alloy sintered at 1250°C and reveals the plastic deformation flux lines and more pronounced variation of composition of Nb. Darker regions seems to be blocky α -Ti particles and moreover all of porosity disappears during HPT processing, as can be confirmed in Fig. 3.b for Ti35Nb10Ta3Ta alloy sintered at 1300°C, and in Fig. 3.a as well. Higher sintering temperature of 1300°C leads to a more uniform microstructure of HPT sample resulting in less pronounced variation of Nb trough deformation lines.

Figure 3. SEM images in BSE of HPT Ti35Nb10Ta3Ta alloy sintered at a) 1250°C and b) 1300°C

TEM analysis confirms the presence of metastable ω -Ti phase in PM samples before HPT process of Ti35Nb10Ta alloy sintered at 1250°C (Figure 3.a). Select area diffraction pattern (SADP) performed in β -Ti (Nb-rich region) in white dotted square is showed in Figure 3.a (upper right corner inset), with $[113]_{\beta}$ zone axis and double diffraction of metastable ω phase spots. After HPT processing of PM sample, it is possible to confirm through TEM image (Fig. 3.b) the presence of nanometric grain size of β -Ti35Nb10Ta alloy obtained by severe plastic deformation.

TEM micrograph of PM sample in Fig. 4.a shows the presence of β -Ti, α -Ti laths and metastable nanometric ω inside a β phase grain. On the other hand, HPT sample micrograph confirms the reduction of grain size due to near ring shape selected area diffraction pattern, SAPD (figure 4, c). Such high deformations imposed by HPT reduce significantly the grain size in β -Ti phase, going from 45 microns to tens of nanometers after processing. Moreover, α -Ti phase (harder) showed lower grain size reduction than β -Ti soft matrix due to the differences of mechanical strength between phases.

Although the x-ray diffraction (XRD) patterns shows only α -Ti and β -Ti phases, without clear peaks of metastable ω phase, the TEM analysis coupled to EDS analysis shows that a variation in Nb content in the range of 27 to 35wt%Nb (and other alloying elements Ta and Fe) can present some metastable ω phase precipitation. Some works in the literature indicate that formation of metastable ω phase can be favored by lower cooling rates from the β phase field and similar compositions [19].

Figure 4. TEM image of Ti35Nb10Ta sintered at 1250°C. a) PM and respective SADP of β -Ti rich region in zone axis $[113]_{\beta}$ and double diffraction spots of ω phase, b) nanostructure of HPT sample with 5 turns under 6 GPa on a transversal section in R/2 with nanometric β -Ti phase grains after HPT processing together with respective SADP showing spots (d_{hkl}) of β -Ti and ω phases in the ring shaped SADP pattern.

Elastic modulus obtained by nanoindentation test showed an increasing of 19% with Fe addition (82 to 98 GPa) in PM samples, according to Table 2, and that results is in agreement with other authors that show an increment of modulus in Ti-Nb alloys due to small additions of Fe [20]. On the other hand, results shown in Table 2, present a variation with Fe addition of 16% when test was performed in $\alpha+\beta$ regions for PM samples and in the same way for HPT cases. This can be related to the mixture of phases in a nanometric microstructure, justifying the variation of elastic modulus from β to $\alpha+\beta$ regions. A variation of 5% was observed in regions with different true strength on the same HPT sample. The difference between these regions was about 6.4 for r/2 and 7.1 for r when true strength was calculated using equation 1.

Table 2. Hardness and Elastic Modulus (GPa), obtained by nanoindentation test, for PM samples study the differentiated zones indicated in figure 1.

Hardness (GPa)	PM alloys (1250°C)		HPT (1250°C)		HPT (1300°C)	
composition	β	$\alpha+\beta$ zone	R/2	R	R/2	R
Ti35Nb10Ta	3.7 ± 0.6	4.2 ± 0.6	5.1 ± 0.1	4.8 ± 0.1	5.0 ± 0.1	5.1 ± 0.1
Ti35Nb10Ta3Fe	3.3 ± 0.3	5.2 ± 0.5	6.1 ± 0.1	6.1 ± 0.1	6.4 ± 0.2	6.5 ± 0.1

E (GPa)	PM alloys (1250°C)		HPT (1250°C)		HPT (1300°C)	
composition	β	$\alpha+\beta$ zone	R/2	R	R/2	R
Ti35Nb10Ta	82 ± 8	91 ± 6	84 ± 2	79 ± 2	84 ± 1	84 ± 1
Ti35Nb10Ta3Fe	98 ± 3	106 ± 6	84 ± 1	92 ± 1	99 ± 2	98 ± 1

Values of nanoindentation hardness increased from 3.7 and 3.3 GPa for PM samples of Ti35Nb10Ta and Ti35Nb10Ta3Fe alloys, respectively, to around 5.0 up to 6.5 GPa for HPT samples of same alloys, respectively. Elastic modulus obtained by nanoindentation just varied significantly from PM sample of Ti35Nb10Ta3Fe alloy (98 GPa) down to 84 GPa for HPT sample (1250°C) at r/2.

Figure 5 clarifies the higher influence, on hardness variation, of Fe contents in the alloy than the sintering temperature. Moreover the variation induced HPT process due to the transformation on microstructure.

Figure 5 Graphic of hardness and elastic modulus (GPa), obtained by nanoindentation test, for PM samples (1250°C) in the different zones indicated in Figure 1, and HPT samples in radial distances (R and R/2) and different PM sintering temperature precursors.

Conclusions. The study performed in this work presents the following conclusions:

- Microstructure of Ti35Nb10Ta(3Fe) alloys present α -Ti laths dispersed through β -Ti matrix in regions with lower amount of β -stabilizers (Nb, Ta y Fe) (27wt%Nb), and stable β -Ti phase in regions rich in β -stabilizers (35wt%Nb). TEM analysis confirmed precipitation of metastable ω phase, and the higher stability of β -Ti phase, the lower the fraction of omega.

- Beta phase stabilization increases with Fe addition and sintering temperature for Ti35Nb10Ta(3Fe) alloys, and the subsequent HPT process applied on PM samples leads to nanostructure without porosity.
- Nanoindentation hardness of Ti35Nb10Ta(3Fe) improves with severe plastic deformation, and it is influenced more significantly by Fe addition than by sintering temperature variation.
- The application of HPT process leads to nanocrystalline structure β -Ti phase, besides that it homogenizes the elastic modulus obtaining low values similar to that of β -Ti alloys in PM samples (78 – 83 GPa). The Fe addition to Ti35Nb10Ta increases elastic modulus around 15 GPa in all instances.

References

- [1] R. Strietzel, A. Hosch, H. Kalbfleisch, D. Buch. In vitro corrosion of titanium// Biomaterials.- 19 (1998). - P. 1495-1499.
- [2] M. Koike, H. Fuji. The corrosion resistance of pure titanium in organic acids// Biomaterials.- 22 (2001). - P. 2931-2936.
- [3] W. Österle, D. Klaffke, M. Griepentrog, U. Gross, I. Kranz, Ch. Knabe. Potential of wear resistant coatings on Ti-6Al-4V for artificial hip joint bearing surfaces// Wear. - 264 (2008). - P. 505-517.
- [4] Y. Li, Ch. Yang, H. Zhao, S. Qu, X. Li, Y. Li. New developments of Ti-Based alloys for biomedical applications// Materials. - 7 (2014). - P. 1709-1800.
- [5] M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Gogia. Ti based biomaterials. the ultimate choice for orthopaedic implants // A review. Progress in Materials Science. - 54 (2009). - P. 397-425.
- [6] M. Bönisch, M. Calin, T. Waitz, A. Panigrahi, M. Zehetbauer, A. Gebert, W. Skrotzki, J. Eckert. Thermal stability and phase transformations of martensitic Ti-Nb alloys// Sci. Technol. Adv. Mater. - 14 (2013), 055004. - (9 pp).
- [7] A. Cremasco, W.R.Osório, C.M.A. Freire, A. Garcia, R. Caram. Electrochemical corrosion behavior of a Ti-35Nb alloy for medical prostheses// Electrochim. Acta. - 53 (2008). - P. 4867-4874.
- [8] R. Boyer, E.W. Collings, G. Welsch. Materials properties handbook: Titanium alloys. - ASM International. Ohio. EE.UU. - 1994. - P. 9-11.
- [9] I. Kopova, J. Stráský, P. Harcuba, M. Landa, M. Janeček, L. Bačáková. Newly developed Ti-Nb-Zr-Ta-Si-Fe biomedical beta titanium alloys with increased strength and enhanced biocompatibility// Mat. Sci. and Eng. C. - 60 (2016). - P. 230.
- [10] P. Xue, Y. Li, K. Li, D. Zhang, Ch. Zhou. Superelasticity, corrosion resistance and biocompatibility of the Ti-19Zr-10Nb-1Fe alloy// Mat. Sci. and Eng. C. - 50 (2015). - P.179-186.
- [11] A. Biesiekierski, J. Lin, Y. Li, D. Ping, Y. Yamabe-Mitarai, C. Wen. Investigations into Ti-(Nb,Ta)-Fe alloys for biomedical applications// Acta Biomater. - 32 (2016). - P. 336-347.
- [12] J. Teixeira, B. Appolaire, E. Aeby-Gautier, S. Denis, F. Bruneseaux. Modeling of the effect of the beta phase deformation on the alpha phase precipitation in near-beta titanium// Acta Mater. 54. - 16 (2006). - P. 4261-4271.
- [13] K.A. Nazari, A. Nouri, T. Hilditch. Mechanical properties and microstructure of powder metallurgy Ti-xNb-yMo alloys for implant materials// Mater. Des. - 88 (2015). - P. 1164-1174.
- [14] M.W.D. Mendes, C.G. Ágreda, A.H.A. Bressiani, J.C. Bressiani. A new titanium based alloy Ti-27Nb-13Zr produced by powder metallurgy with biomimetic coating for use as a biomaterial// Mat. Sci. and Eng. - C 63 (2016). - P. 671-677.

- [15] B. Sharma, S.K. Vajpa, K. Ameyama. Microstructure and properties of beta Ti-Nb alloy prepared by powder metallurgy route using titanium hydride powder// J Alloys Compd. - 656 (2016). - P. 978-986.
- [16] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev and I. V. Alexandrov. Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation// Progress in Materials Science. - 2000. - Vol 45. - P. 103-189.
- [17] V.V. Stolyarov and R.Z. Valiev, Bulk Nanostructured Metastable Alloys Prepared by Severe Plastic Deformation// Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials. - V 1 (1999). - P. 185-190.
- [18] J. O'Flynn, S.F. Corbin. The influence of iron powder size on pore formation, densification and homogenization during blended elemental sintering of Ti-2.5Fe// J Alloys Compd. - 618 (2015). - P. 437-448.
- [19] S.A. Souza, R.B. Manicardi, P.L. Ferrandini, C.R.M. Afonso, A.J.R. Londoño, R. Caram. Effect of the addition of Ta on microstructure and properties of Ti-Nb alloys// Journal of Alloys and Compounds. - 504 (2010). - P. 330-340.
- [20] D.C. Zhang, Y.F. Mao, Y.L. Li, J.J. Li, M. Yuan and J.G. Lin. Effect of ternary alloying elements on microstructure and superelasticity of Ti-Nb alloys// Mat. Sci. and Eng. A. - 559 (2013). - P. 706-710.

Дата поступления: 31 марта 2018 г.