

## Sn、Zr、Mo 对 Ti35Nb 基合金组织与力学性能的影响

陈 锋, 王 煜

(东南大学 材料科学与工程学院 江苏省先进金属材料高新技术研究重点实验室, 南京 211189)

**摘 要:** 根据钛合金相关设计理论, 采用无细胞毒性的合金元素 Nb、Sn、Zr 和 Mo 设计具有低弹性模量的近  $\beta$  型 Ti35Nb-Sn-Zr-Mo 五元钛合金, 研究 Sn、Zr 和 Mo 合金元素对合金显微组织与力学性能的影响。结果表明: 所设计合金在 800 °C 固溶后的组织均为单一  $\beta$  等轴晶组织; 平均晶粒尺寸随着 Sn 与 Zr 含量的增加而减小, 而随着 Mo 含量的增加先减小后增大。随着 Sn、Zr 和 Mo 合金元素的增加, 合金强度随之升高, 而伸长率逐渐下降, 弹性模量随着 Sn 和 Mo 含量的增加而升高, 而随着 Zr 含量的增加先下降后升高。固溶处理后, 具有最高容许应变的合金为 Ti35Nb2Sn6Zr3Mo, 其抗拉强度、屈服强度、弹性模量以及伸长率分别为 664 MPa、641 MPa、59 GPa 以及 12.5%。

**关键词:** 钛合金; Sn-Zr-Mo; 钛合金设计理论; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG 156

**文献标志码:** A

## Influence of Sn, Zr and Mo elements on microstructure and mechanical properties of Ti35Nb based alloys

CHEN Feng, WANG Yu

(Jiangsu Key Laboratory of Advanced Metallic Materials,

School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China)

**Abstract:** Metastable  $\beta$ -type Ti35Nb-based alloys containing non-toxic elements Nb, Sn, Zr and Mo and with relative low elastic moduli, were designed based on the relative design theories of titanium alloys. The influence of Sn, Zr and Mo alloying elements on the microstructure and mechanical properties of the alloys was investigated. The results show that the designed alloys are all composed of single  $\beta$  phase after solid solution treatment at 800 °C. The average grain sizes decrease with increasing Sn and Zr contents, while they decrease first and then increase with increasing Mo content. The strength of the alloys increases while the elongation decreases with increasing Sn, Zr and Mo contents. The elastic moduli of the alloys increase with increasing Sn and Mo contents, while they decrease first and then increase with increasing Zr content. The ultimate tensile strength, yield strength, elastic modulus and elongation of the Ti35Nb2Sn6Zr3Mo alloy with the highest allowable strain are 664 MPa, 641 MPa, 59 GPa and 12.5%, respectively.

**Key words:** titanium alloy; Sn-Zr-Mo; titanium alloy design theory; microstructure; mechanical properties

钛及其合金具有良好的生物相容性和力学性能, 广泛用作生物植入体材料。纯钛与 TC4(Ti6Al4V)是目前应用最广泛的生物体种植材料, 但弹性模量均在 110 GPa 左右, 远高于人骨的弹性模量(3~35 GPa)<sup>[1-2]</sup>; 而 TC4 中含有细胞毒性元素 V 和 Al, 生物相容性受

到限制。目前, 设计和开发具有低弹性模量的  $\beta$  钛合金成为医用钛合金材料开发的重点。大量实验表明, Nb、Sn、Zr 和 Mo 等元素具有较好的生物相容性, 对身体具有较小的毒性<sup>[3]</sup>, 因而由这些元素构成的低弹性模量  $\beta$  钛合金具有较大的应用潜力。作为植入体的

医用钛合金应满足以下条件: 1) 不含对人体有害的合金元素, 具有良好的生物相容性; 2) 具有与人体皮质骨更为匹配的许可应变和弹性模量, 具有很好的生物力学相容性, 力学性能如下<sup>[4]</sup>:  $\sigma_b \geq 600$  MPa、 $\delta \geq 10\%$ 、 $E \leq 90$  GPa。

目前, 在钛合金设计中 d 电子合金设计理论应用比较广泛, 该理论引进两个参量: 键级  $B_o$  和 d 电子轨道能级  $M_d$ 。 $B_o$  反映了两原子的共价键的强弱或结合能的大小,  $M_d$  就是电负性本身。一般来说, 较低的  $M_d$  值有利于相稳定, 较高的  $B_o$  值有利于提高固溶强化效果。KURODA 等<sup>[5]</sup>利用 d 电子合金设计理论设计了高强度低弹性模量 Ti29Nb13Ta4.6Zr 合金。ABDEL-HADY 等<sup>[6]</sup>将  $B_o$ — $M_d$  图扩展到了  $B_o > 2.84$  的部分(见图 1), 发现在  $\beta$  相区内, 弹性模量随  $B_o$  和  $M_d$  值的增加而降低, 而  $\beta$  稳定性最弱的合金, 即在  $\beta$  相区内靠近  $\beta/\beta+\omega$  相分界的合金, 其弹性模量最低。LAHEURTE 等<sup>[7]</sup>指出当  $\beta$  钛合金为二元系合金时, 弹性模量能够很好地符合 d 电子理论; 当设计多元系合金时, 弹性模量并不随着  $B_o$  与  $M_d$  值的增大而降低, 不能将  $B_o$  与  $M_d$  值作为唯一的设计参数。所以在低弹性模量钛合金设计时还应该考虑其他参数, 例如  $\beta$  稳定系数  $K_\beta$ 、Mo 以及电子浓度  $e/a$  等<sup>[8]</sup>。研究表明, 具有较低弹性模量的钛合金的  $K_\beta$  值一般为 1.0~1.5。部分学者对已有橡胶金属(属于  $\beta$  型钛合金)进行整理研究, 发现合金的电子浓度  $e/a$  接近 4.24 时其弹性模量达到最小值<sup>[9]</sup>。

本文作者通过总结相关文献[5-6, 10-13]以及本文作者所在课题组前期所研究的 43 种 Ti-Nb 系医用钛合金, 统计出具有高强低弹 Ti-Nb 系合金的  $B_o$ 、 $M_d$ 、 $e/a$  以及  $K_\beta$  的范围分别为 2.85~2.88、2.43~2.47、4.20~4.27、1.0~1.6、8~13。在此, 采用钛合金相关设计理论以及上述 Ti-Nb 系合金相关设计参数的经验值, 设计高强低弹 Ti35Nb-Sn-Zr-Mo 五元系钛合金, 并研究 Sn、Zr 和 Mo 合金元素含量对其组织和性能的影响。

## 1 实验

### 1.1 合金设计

所设计合金以 Ti35Nb 为基础, 同时加入不同含量的 Sn、Mo 和 Zr 3 种合金元素(质量分数, %), 其成分、 $B_o$ 、 $M_d$ 、 $e/a$ 、 $K_\beta$  值如表 1 所列。

10 种不同成分钛合金的  $B_o$ 、 $M_d$ 、 $e/a$  以及  $K_\beta$  的取值范围分别为 2.860~2.879、2.432~2.452、4.246~4.337、

1.323~1.885, 这与上述统计的具有高强低弹的 Ti-Nb 系合金的相关设计参数相吻合。合金的  $B_o$  与  $M_d$  值绘在  $B_o$ — $M_d$  图上<sup>[6]</sup>, 可以预测所设计合金的弹性模量在 60~70 GPa 之间。另外, 采用表 1 中所列合金成分的另一个重要目的是通过构成 Ti35Nb(0,2,4,6)Sn6-Zr3Mo、Ti35Nb4Sn(2,4,6,8)Zr3Mo 和 Ti35Nb4Sn6Zr-(1,3,5,7)Mo 3 组合金, 可以分别研究 Sn、Zr 和 Mo 含量对合金组织与性能的影响。

表 1 10 种钛合金的  $B_o$ 、 $M_d$ 、 $e/a$ 、 $K_\beta$ 、 $M_{o[eq]}$  等相关设计参数  
Table 1  $B_o$ ,  $M_d$ ,  $e/a$  and  $K_\beta$  values of ten designed titanium alloys

| Alloy           | $B_o$ | $M_d$ | $e/a$ | $K_\beta$ |
|-----------------|-------|-------|-------|-----------|
| Ti35Nb0Sn6Zr3Mo | 2.878 | 2.452 | 4.267 | 1.505     |
| Ti35Nb2Sn6Zr3Mo | 2.874 | 2.449 | 4.272 | 1.505     |
| Ti35Nb4Sn6Zr3Mo | 2.870 | 2.445 | 4.276 | 1.505     |
| Ti35Nb6Sn6Zr3Mo | 2.866 | 2.441 | 4.280 | 1.323     |
| Ti35Nb4Sn2Zr3Mo | 2.860 | 2.432 | 4.269 | 1.505     |
| Ti35Nb4Sn4Zr3Mo | 2.865 | 2.438 | 4.272 | 1.505     |
| Ti35Nb4Sn8Zr3Mo | 2.875 | 2.452 | 4.279 | 1.505     |
| Ti35Nb4Sn6Zr1Mo | 2.865 | 2.451 | 4.246 | 1.323     |
| Ti35Nb4Sn6Zr5Mo | 2.875 | 2.493 | 4.306 | 1.687     |
| Ti35Nb4Sn6Zr7Mo | 2.879 | 2.432 | 4.337 | 1.885     |

### 1.2 试验方法

以高纯 Ti、Nb、Sn、Zr 和 Mo 为原料, 根据所设计合金成分配比, 经真空非自耗电弧炉熔炼得到扭扣状铸锭。将合金加热至 800 °C 锻造成 4 mm 厚板材, 经打磨及线切割后得到 3 mm 厚板材拉伸试样, 如图 1 所示。将合金加热到  $\beta$  相区, 在 800 °C 固溶 30 min, 水淬。

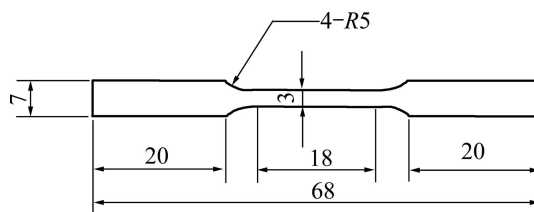


图 1 板材拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sheet tensile specimen (Unit: mm)

试样经打磨、机械抛光和浸蚀处理, 用金相显微镜观察固溶处理后试样的显微组织, 用 XD-3A X 线衍射仪分析合金的相结构, 并由衍射图谱计算出晶胞

体积。

用 CMT 5105 电子万能试验机进行拉伸性能测试, 得到合金的抗拉强度  $\sigma_b$ 、屈服强度  $\sigma_{0.2}$ 、伸长率  $\delta$ 、弹性模量  $E$  等力学性能。

## 2 结果与分析

### 2.1 固溶处理后的显微组织

图 2 和 3 所示分别为不同成分合金的固溶态金相组织及其 XRD 谱, 可见合金经 800 °C 固溶处理后均

获得等轴的亚稳  $\beta$  相组织(为了便于比较 Sn、Zr 和 Mo 元素含量对晶粒大小的影响, 图 2(c)、(g)、(j)所示均为 Ti35Nb4Sn6Zr3Mo 同一合金的金相组织)。这是因为合金中添加元素的  $\beta$  稳定化能力较强( $K_\beta \geq 1.323$ ), 马氏体转变开始温度  $M_s$  低于室温, 水淬时可避免形成马氏体而保留单一的亚稳  $\beta$  相。

Sn、Zr 和 Mo 元素对晶粒尺寸的影响可能是两种机制竞争的结果<sup>[13]</sup>: 一方面是随着合金元素的增加, 合金的再结晶温度升高, 使得合金在形变再结晶后  $\beta$  晶粒长大的驱动力降低, 晶粒得到细化; 另一方面所添加合金元素均具有  $\beta$  稳定化能力, 能降低  $\alpha/\beta$  转

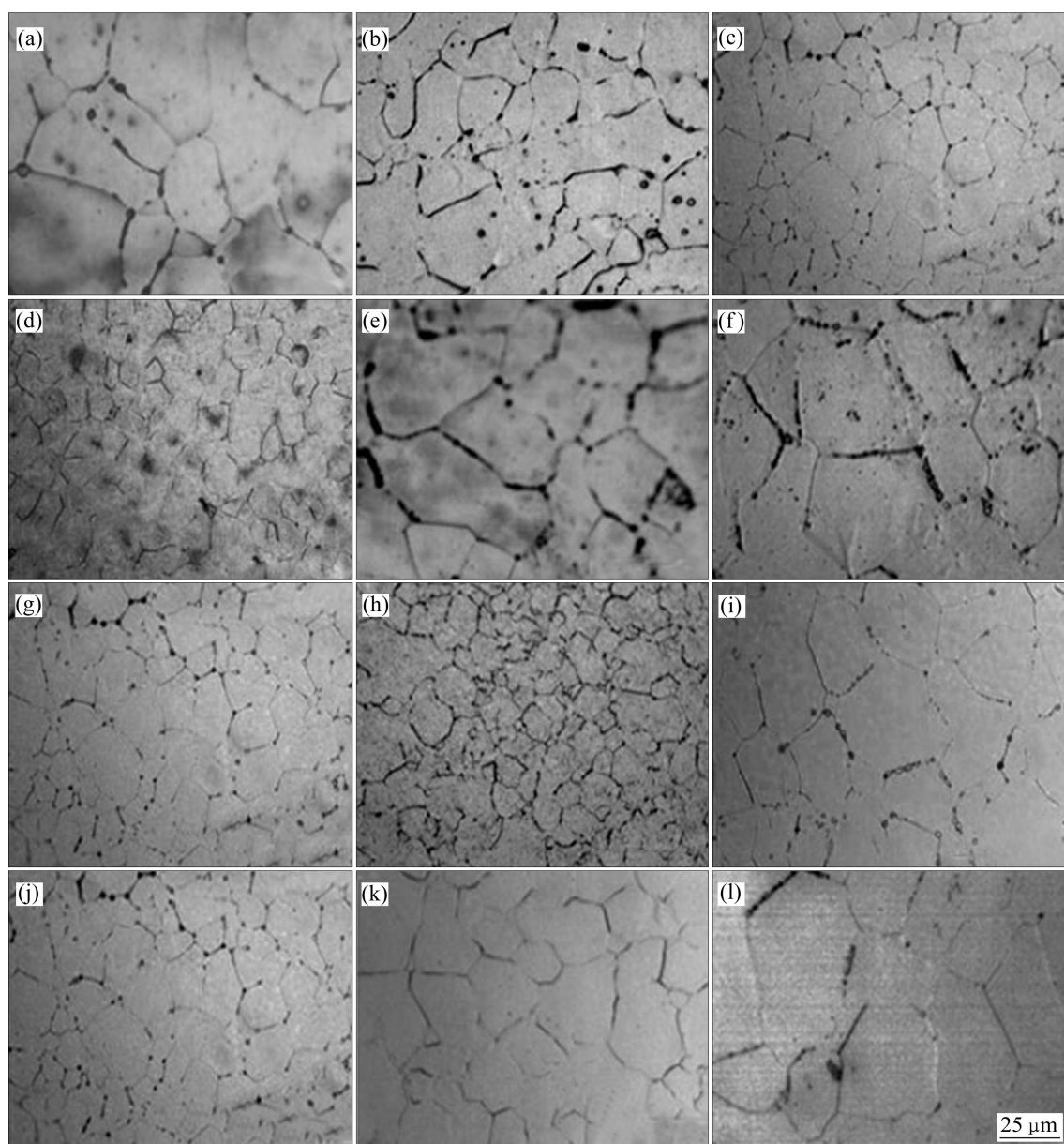


图 3 不同成分合金固溶后的金相组织

**Fig. 3** OM images of designed alloys after solution treatment: (a)–(d) Ti35Nb(0,2,4,6)Sn6Zr3Mo; (e)–(h) Ti35Nb4Sn-(2,4,6,8)Zr3Mo; (i)–(l) Ti35Nb4Sn6Zr(1,3,5,7)Mo

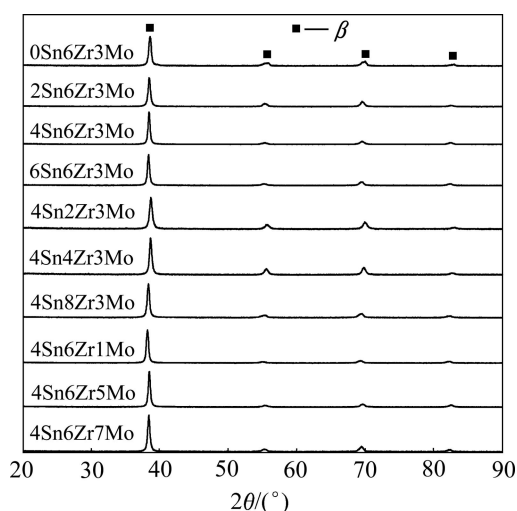


图 3 所设计合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of designed alloys

变点, 使合金固溶处理时“过热度”增加(固溶处理温度一定), 促使晶粒长大。

由图 2(a)~(d)及图 2(e)~(h)可知, 随 Sn 与 Zr 元素的增加, Ti35Nb(0,2,4,6)Sn6Zr3Mo 合金以及 Ti35Nb4-Sn(2,4,6,8)Zr3Mo 合金固溶后,  $\beta$  晶粒逐渐减小。添加 Sn 与 Zr 元素会使钛合金的再结晶温度升高, 原因可能是在凝固过程中合金中低熔点的 Sn 倾向于在晶界处偏聚以及少量溶质 Zr 原子与晶界间存在交互作用<sup>[14]</sup>, 阻碍再结晶时晶界的迁移<sup>[15]</sup>。另一方面 Sn 与 Zr 元素的加入又会使钛合金的  $M_s$  以及  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点降低<sup>[10, 16-17]</sup>, 从而使固溶处理时“过热度”增加。但莫畏<sup>[15]</sup>指出, 当 Sn 含量小于 18% 时, 1%Sn 仅使  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点降低 1 °C; 当 Zr 元素含量较低时(<10%), 1%Zr 仅使  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点降低 2 °C。在本试验条件下, Sn( $\leq 6\%$ )与 Zr( $\leq 8\%$ )的含量较少, 对“过热度”的影响很小, 此时 Sn 和 Zr 元素主要起晶粒细化的作用。

由图 2(i)~(l)可知, 随着 Mo 含量的增加, Ti35Nb4Sn6Zr(1,3,5,7)Mo 合金的晶粒尺寸先减小后增大。Mo 熔点很高(2 883 K), 因此, 合金的再结晶温度会随 Mo 含量的增加而显著提高。另一方面, Mo 是 Ti 的强  $\beta$  稳定化元素, 通过淬火得到全  $\beta$  相组织 Mo 含量仅为 11%<sup>[18]</sup>。Mo 的加入可使合金的  $\alpha+\beta/\beta$  转变点显著降低<sup>[15]</sup>, 使固溶处理时“过热度”增加。Mo 含量对晶粒尺寸的影响是应该上述因素的共同作用结果: 当 Mo 含量较低时, 对“过热度”的影响较小, 此时 Mo 对晶粒细化起主导作用; 当 Mo 含量较高时(约 5%), 对“过热度”的影响显著增强, 促使晶粒迅速长大。

## 2.2 固溶处理后的力学性能

图 4 所示为 Sn、Zr 和 Mo 元素含量对合金力学性能和晶胞体积的影响。

### 2.2.1 Sn 含量对合金力学性能的影响

Ti35Nb(0,2,4,6)Sn6Zr3Mo 合金的强度、伸长率以及弹性模量如图 4(a<sub>1</sub>)和 4(a<sub>2</sub>)所示。由图 4 可知, 随着 Sn 含量的增加, 合金的强度和弹性模量升高而塑性下降。Sn 原子的半径为 1.55 Å, 大于 Ti 的(1.47 Å), 由图 4(a<sub>3</sub>)可见, 随着 Sn 元素的增加,  $\beta$  相的晶格畸变加剧, 晶胞体积增大(这与 HAO 等<sup>[16]</sup>的研究结果是一致的), 产生固溶强化效果。另外, Sn 的晶粒细化作用亦使强度升高。

$\beta$  钛合金的弹性模量主要取决于结合键的本性和原子间距。原子间距越大或原子间结合力越弱, 其弹性模量也就越低。由图 4(a<sub>2</sub>)可见, 随着 Sn 元素的增加, 原子间距变大, 但其弹性模量却随之升高, 意味着添加 Sn 能增加合金的原子间结合力。郝传璞等<sup>[19]</sup>指出, 合金元素 Sn、Zr、Mo 与 Ti 之间的混合焓分别为 -21、0、-4 kJ/mol。混合焓越负, 说明组元间的作用力越强, 亦即 Ti—Sn 原子间结合力较强。徐东等<sup>[20]</sup>和彭森等<sup>[21]</sup>指出, Ti—Sn 体系合金的态密度显示了成键电子主要是由 Ti 元素的 3p、3d 轨道电子和 Sn 元素的 5p 轨道电子贡献, 由于 Ti—Sn 键中 p—p 作用具有较强的方向性, 且 Ti—Sn 键中的 p—p 成分比 Ti—Ti 键中的大, 从而导致原子间交互作用增强。可能是由于 Ti—Sn 之间的原子结合力强于 Ti—Ti 的, 抵消了添加 Sn 导致的晶胞体积增大对弹性模量的影响, 使得合金的弹性模量随 Sn 含量的增加而升高。

### 2.2.2 Zr 含量对合金力学性能的影响

Ti35Nb4Sn(2,4,6,8)Zr3Mo 合金的强度、伸长率以及弹性模量如图 4(b<sub>1</sub>)和 4(b<sub>2</sub>)所示。由图 4(b<sub>1</sub>)和(b<sub>2</sub>)可见, 随着 Zr 含量的增加, 合金的强度随之升高, 而伸长率随之下降, 弹性模量先下降后升高。Zr 原子的半径为 1.6 Å, 大于 Ti 的半径(1.47 Å), 随着 Zr 元素的增加,  $\beta$  相的晶格畸变加剧, 使晶胞体积逐渐变大(见图 4(b<sub>3</sub>)), 产生固溶强化。由于 Zr 的加入具有细化晶粒的作用, 亦使合金强度升高。Zr 与 Ti 同属于 IVB 族, 能与 Ti 形成无限固溶体。Ti—Zr 之间的混合焓为 0, 意味着添加 Zr 不会影响 Ti—Zr 原子间的作用力。但 ABDEL-HADY 等<sup>[22]</sup>采用第一性原理计算的 Ti—Nb、Ti—Zr 和 Ti—Nb—Zr 合金的原子结合能分别为 4.80、4.80 和 4.97 eV, 由此说明在 Ti 合金中同时添加 Nb 和 Zr 元素可以提高合金中原子间的结合能, 从而增强

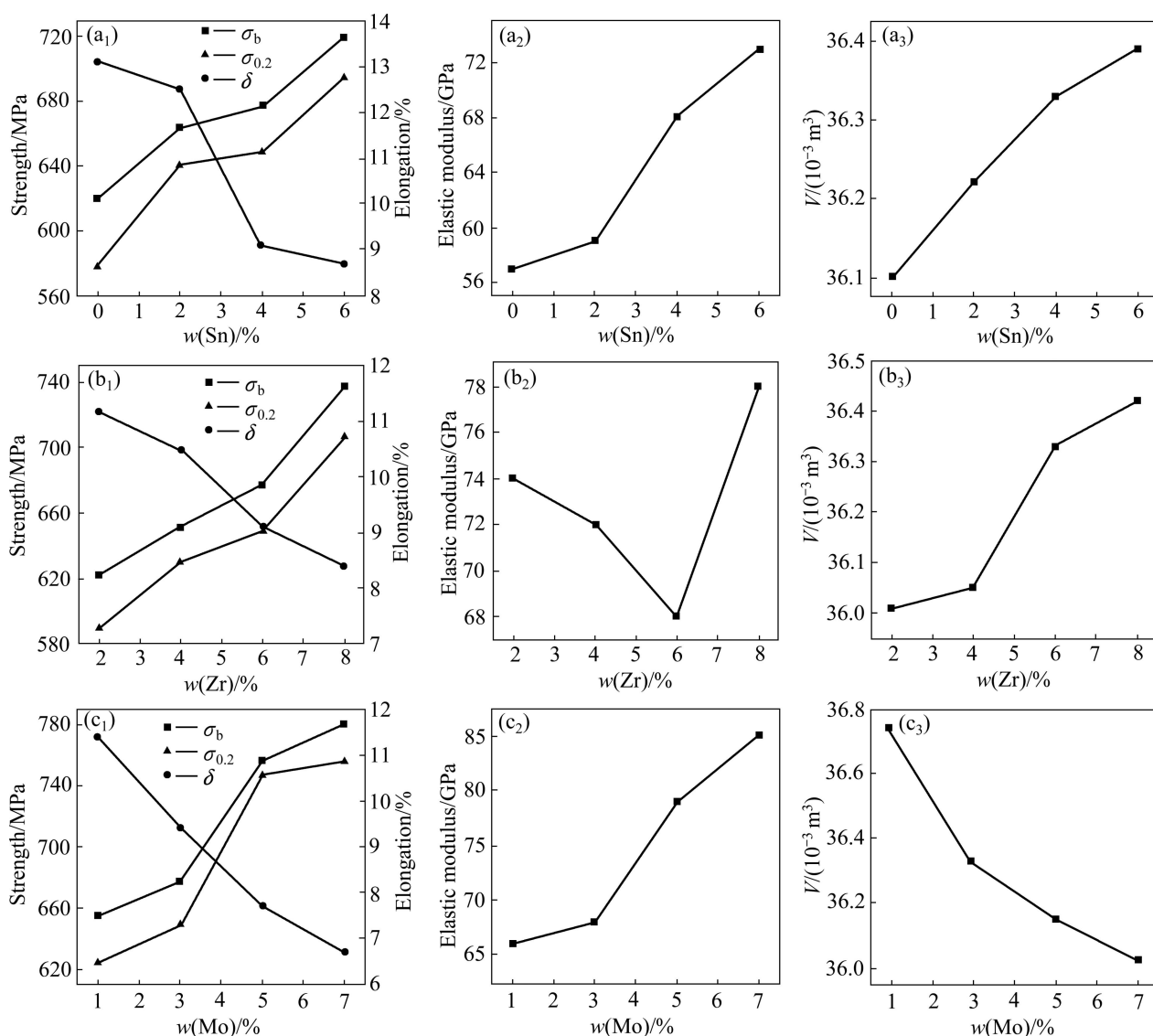


图4 合金元素含量对合金力学性能和晶胞体积的影响

Fig. 4 Effects of alloying elements on mechanical properties and lattice volume of  $\beta$  phases: (a<sub>1</sub>)–(a<sub>3</sub>), (b<sub>1</sub>)–(b<sub>3</sub>) and (c<sub>1</sub>)–(c<sub>3</sub>) corresponds to alloys of Ti<sub>35</sub>Nb(0,2,4,6)Sn<sub>6</sub>Zr<sub>3</sub>Mo, Ti<sub>35</sub>Nb<sub>4</sub>Sn(2,4,6,8)Zr<sub>3</sub>Mo and Ti<sub>35</sub>Nb<sub>4</sub>Sn<sub>6</sub>Zr(1,3,5,7)Mo, respectively

原子间结合力。根据本实验结果可以推测,在 Zr 含量小于 6% 时,原子间距对弹性模量的影响占主导因素(图 4(b<sub>3</sub>)亦显示 Zr 由 2% 增加到 6% 时晶胞体积增加幅度较大),所以 Zr 含量增加导致弹性模量下降。当 Zr 含量由 6% 增加至 8% 时,原子结合力增大占主导因素,使弹性模量上升。

### 2.2.3 Mo 含量对合金力学性能的影响

Ti<sub>35</sub>Nb<sub>4</sub>Sn<sub>6</sub>Zr(1,3,5,7)Mo 合金的强度、伸长率以及弹性模量如图 4(c<sub>1</sub>)和 4(c<sub>2</sub>)所示。由图 4(c<sub>1</sub>)和(c<sub>2</sub>)可知,随着 Mo 含量的增加,合金的强度和弹性模量升高而塑性下降,固溶强化是强度升高的关键因素。由于 Mo 的原子半径只有 1.40 Å,小于 Ti 的 1.47 Å,所以随着 Mo 含量的增加, $\beta$  相的晶胞体积逐渐减小(见

图 4(c<sub>3</sub>))。原子间距的减小以及 Ti—Mo 原子之间强的相互作用(Mo 与 Ti 之间的混合焓为 -4 kJ/mol)导致弹性模量随 Mo 的增加而增大。YAO 等<sup>[23]</sup>采用第一性原理赝势法计算了 Ti<sub>1-x</sub>Mo<sub>x</sub> 合金的晶胞常数和单个原子结合能,结果表明随着 Mo 含量的增加,晶胞常数减小,单个原子结合能的绝对值增大(原子结合力增强),从而进一步验证理论计算与实验值是相符合的。

本文作者所设计的 10 种合金的弹性模量在 57~85 GPa 之间,与利用  $B_0$ — $M_d$  相图所预测的弹性模量范围(60~70 GPa)基本吻合,其中 Ti<sub>35</sub>Nb(0,2)-Sn<sub>6</sub>Zr<sub>3</sub>Mo 两种合金的弹性模量仅分别为 57 和 59 GPa。这两种合金除具有较高的  $B_0$  值与  $M_d$  值外(见表 1),其电子浓度也最接近 4.24,且其  $K_\beta$  为 1.505。上述参数与低弹性

模量钛合金的各项设计参数的经验值范围吻合较好。

在本实验中,以容许应变(屈服强度与弹性模量的比值)来衡量合金的综合力学性能(见图5),该值越高,说明合金的高强低弹性能越优异。从图5可知,在所设计的10种合金中具有最高容许应变的合金为Ti35Nb2Sn6Zr3Mo,其抗拉强度、屈服强度、弹性模量以及伸长率分别为664 MPa、641 MPa、59 GPa和12.5%,适合用作生物体植入材料。

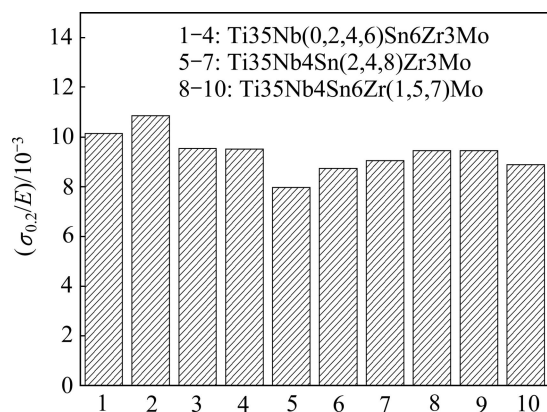


图5 所设计合金的屈服强度与弹性模量的比值

Fig. 5 Ratio of yield strength to elastic modulus for designed alloys

### 3 结论

1) 根据相关钛合金设计理论所设计的Ti35Nb-Sn-Zr-Mo合金,800℃固溶处理后的组织均为单一β等轴晶;平均晶粒尺寸随着Sn与Zr含量的增加而减小,随着Mo含量的增加先减小后增大。

2) 随着Sn、Zr、Mo合金元素含量的增加,合金的强度随之升高,而伸长率随之下降;弹性模量随着Sn和Mo含量的增加而升高,随着Zr含量的增加先下降后升高。

3) 固溶处理后具有最高容许应变的合金为Ti35Nb2Sn6Zr3Mo,其抗拉强度、屈服强度、弹性模量以及伸长率分别为664 MPa、641 MPa、59 GPa和12.5%,适合用作生物体植入材料。

### REFERENCES

[1] MITSUO N. Recent research and development in titanium alloys for biomedical applications and healthcare goods[J]. Science and Technology of Advanced Materials A, 2003, 243: 445-454.  
[2] WANG K. The use of titanium for medical applications in the

USA[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 134-137.  
[3] VAN N R. Titanium: the implant of today[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22(11): 3801-3811.  
[4] 浦素云. 金属植入材料及腐蚀 [M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1990: 1-20.  
PU Su-yun. Metal implant materials and corrosion[M]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics Press, 1990: 1-20.  
[5] KURDOA D, NIINOMI M, MORINAGA M, KATO Y, YASHIRO T. Design and mechanical properties of new type titanium alloys for implant materials[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 244-249.  
[6] MOHAMED A H, HINOSHITA K, MORINAGA M. General approach to phase stability and elastic properties of β-type Ti-alloys using electronic parameters[J]. Scripta Materialia, 2006, 55: 477-480.  
[7] LAHERUTE P, PRIMA F, EBERHARDT A. Mechanical properties of low modulus β titanium alloys designed from the electronic approach[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2010(3): 565-573.  
[8] 于振涛, 周 廉, 王克光. 生物医用β型钛合金的设计与开发 [J]. 稀有金属快报, 2004, 23: 5-10.  
YU Zhen-tao, ZHOU Lian, WANG Ke-guang. Design and development of biomedical β-Ti alloys[J]. Rare Metals Research, 2004, 23: 5-10.  
[9] 张小明, 田 锋, 殷为宏. 橡胶金属的塑性变形行为[J]. 钛工业进展, 2005, 22(3): 5-7.  
ZHANG Xiao-ming, TIAN Feng, YIN Wei-hong. Plastic deformation mechanism of multi-functional Ti alloy "gum metal"[J]. Titanium Industry Progress, 2005, 22(3): 5-7.  
[10] BANERGEE R, NAG S, TECHSCHULTE J. Strengthening mechanisms in Ti-Nb-Zr-Ta and Ti-Mo-Zr-Fe orthopaedic alloys[J]. Biomaterials, 2004(25): 3413-3419.  
[11] 赵 杰, 段洪涛, 李海涛. 低弹性模量 Ti-27Nb-8Zr 医用钛合金组织与力学性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010(39): 1707-1710.  
ZHAO Jie, DUAN Hong-tao, LI Hai-tao. Microstructure and mechanical properties of biomedical Ti-27Nb-8Zr alloy with low elastic modulus[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010(39): 1707-1710.  
[12] 顾桂月, 陈 锋, 余新泉. 热处理对 Ti30Nb5Ta6Zr 合金组织和力学性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010(4): 678-681.  
GU Gui-yue, CHEN Feng, YU Xin-quan. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti30Nb5Ta6Zr alloy[J]. Rare Metals Materials and Engineering, 2010(4): 678-681.  
[13] 楚 扬. 高强低弹近 β 型钛植入材料的组织和性能研究[D]. 南京: 东南大学, 2011: 8.

- CHU Yang. Research on the microstructure and properties of near  $\beta$  titanium alloy with low elastic modulus and high strength for human implant[D]. Nanjing: Southeast University, 2011: 8.
- [14] OKAZAKI Y. Effect of alloying elements on mechanical properties of titanium alloys for medical implants[J]. Materials Transactions, 1993, 12: 1217–1222.
- [15] 莫 畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 234.
- MO Wei. Metallurgy and heat treatment of titanium[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 234.
- [16] HAO Y L, LI S J, SUN S Y. Effect of Zr and Sn on Young's modulus and superelasticity of Ti-Nb based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 411: 112–118.
- [17] TAKAHASHI E, SAKURAI T, WATANABE S. Effect of heat treatment and Sn content on superelasticity in biocompatible TiNbSn alloys[J]. Material Transactions, 2002, 43: 2978–2983.
- [18] 章四琪, 黄劲松. 有色金属熔炼与铸锭[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 129–147.
- ZHANG Si-qi, HUANG Jin-song. Non-ferrous metal smelting and ingot[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 129–147.
- [19] 郝传璞, 王 清, 马仁涛, 王英敏, 羌建兵, 董 闯. 体心立方固溶体合金中的“团簇+连接原子”结构模型[J]. 物理学报, 2011, 60: 1161101.
- HAO Chuang-pu, WANG Qing, MA Ren-tao, WANG Yin-min, QIANG Jian-bing, DONG Chuang. Cluster-plus-glue-atom model in bcc solid solution alloys[J]. Acta Phys Sin, 2011, 60: 1161101.
- [20] 徐东生, 李 东, 胡壮麟. Ti3Sn 和 Ti3Sn-Nb 的电子结构与力学行为[J]. 材料科学进展, 1993(7): 497–501.
- XU Dong-sheng, LI Dong, HU Zhuang-lin. Electronic structure and mechanical behavior of Ti3Sn and Ti3Sn-Nb[J]. Material Science Progress, 1993(7): 497–501.
- [21] 彭 森, 吴孟强, 王秀锋, 张树人. Ti-Sn 体系合金稳定性及其电子结构的研究[J]. 材料导报, 2011, 24: 73–76.
- PENG Sen, WU Meng-qiang, WANG Xiu-feng, ZHANG Shu-ren. Study of structure stabilities and electronic characteristics of Ti-Sn intermetallic compounds[J]. Material Science, 2011, 24: 73–76.
- [22] MOHAMED A H, FUWA H, HINOSHITA K. Phase stability change with Zr content in  $\beta$ -type Ti-Nb alloys[J]. Scripta Materialia, 2007, 57: 1000–1003.
- [23] YAO Qiang, SUN Jian, XING Hui. Influence of Nb and Mo contents on phase stability and elastic property of  $\beta$ -type Ti-X alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17: 1417–1421.

(编辑 龙怀中)