

# 热处理对 TiNbZrMo 合金显微组织和力学性能的影响

王 刚<sup>1</sup>, 王 微<sup>2</sup>, 黄仲佳<sup>1</sup>, 彭德林<sup>3</sup>

(1. 安徽工程大学, 安徽 芜湖 241000)

(2. 安徽机电职业技术学院, 安徽 芜湖 241002)

(3. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 采用水冷铜坩埚真空感应熔炼技术制备了名义成分为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo (质量分数, %) 的合金, 对获得的样品在真空热处理炉中进行热处理。采用 X 射线衍射 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 以及力学测试等技术对铸态和热处理后得到样品的显微组织和力学性能进行系统研究。结果表明: 铸态和退火状态下合金的组织均由  $\alpha$  和  $\beta$  相组成, 淬火状态下合金组织由  $\alpha'$  和  $\beta$  相组成。热处理有利于提高合金的强度, 而不改变合金的弹性模量。

**关键词:** TiNbZrMo 合金; 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG27

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)04-1067-07

Ti 合金由于高强度、低密度、良好的耐蚀性以及优良的生物相容性, 在医学领域中占据着越来越重要的地位<sup>[1-3]</sup>。近年来, 各国研究者们积极开展新型医用 Ti 合金的设计与研究, 目前已经证实的无细胞毒性的元素有 Zr、Mo、Nb、Ta、Sn 等, 添加这些元素得到的合金不仅无毒性, 弹性模量也大大降低, 提高了 Ti 合金力学性能及其生物相容性。美国、日本相继开发出 Ti-13Nb-13Zr、Ti-15Mo、Ti-Nb-Ta-Zr 等弹性模量较低的新型  $\beta$ -Ti 合金系<sup>[4]</sup>, 并且已经在临床上得到了应用。Javaid 等<sup>[5]</sup>总结了不同热处理对用于整形外科的几种典型的近  $\beta$  钛合金 Ti-12Mo-6Zr-2Fe、Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr、Ti-35Nb-7Zr-5Ta 的组织与力学性能的影响, 结果表明热处理会提高合金的力学性能, 诸如拉伸强度、耐磨性及其高周疲劳性能等。Laheurte 等<sup>[6]</sup>设计的 Ti-29Nb-11Ta-5Zr 合金, 在循环加载-卸载中该合金的弹性模量显著降低, 与人体骨骼的弹性模量相当。国内马秀梅等<sup>[7,8]</sup>设计出三元  $\beta$  型医用 Ti-25.6Nb-19.4Ta 合金, 同时对 Ti-Zr-(Ta)-Nb 系合金进行相应的研究, 发现 Ta 的加入使合金的显微硬度升高, 时效强化后样品的力学性能进一步提高。赵杰<sup>[9,10]</sup>等对 Ti-Nb-Zr 系近  $\beta$  型 Ti 合金热处理前后的显微组织和力学性能的变化做了系统的研究。于振涛<sup>[11,12]</sup>等

研究表明加入 Zr、Mo、Nb 元素可降低合金的弹性模量, 经过适当热处理可以达到高强度、低弹性模量和优良的塑韧性、疲劳性能的综合匹配。本实验在前人研究的基础上, 自行设计并制备了低弹性模量的 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金, 对其进行不同的热处理工艺, 旨在研究热处理对合金组织与力学性能的影响, 期望通过热处理进一步提高合金的性能, 为今后进一步优化材料的性能提供参考依据。

## 1 实 验

采用 d 电子设计理论<sup>[6,13]</sup>、相图理论以及其它已经报道的 Ti 合金成分, 自行开发出名义成分为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo (质量分数, %) 的合金。实验所采用的原材料分别为一级海绵钛、纯锆 (纯度 > 99.99%)、Ti-47%Nb 中间合金、Ti-50%Mo 中间合金。利用水冷铜坩埚真空感应炉熔炼合金。利用真空热处理炉对铸件分别进行 3 种热处理: 1) 730 °C/1 h 退火; 2) 780 °C/1 h 退火; 3) 830 °C/1 h 氮气淬火。利用日本理光 D/MAX-RB 型 X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD)、美国 FEI 公司型号为 Quanta 200FEG 的场发射扫描电子显微镜 (SEM) 和 Tecnai G<sup>2</sup> F30 的场发射透射电子显微镜 (TEM) 对试样进行显微组织

收稿日期: 2016-04-24

基金项目: 国家自然科学基金 (51205001); 安徽省高校省级自然科学重点项目 (KJ2014A023); 安徽工程大学科研启动基金 (2012YQQ006)

作者简介: 王 刚, 男, 1985 年生, 博士, 讲师, 安徽工程大学机械与汽车工程学院, 安徽 芜湖 241000, 电话: 0553-2871252, E-mail: gangwang@ahpu.edu.cn

分析。TEM样品采用电解双喷的方法制备，电解液采用体积分数为30%正丁醇+6%高氯酸+64%甲醇溶液。力学性能测试在WDW3100微机控制电子式万能试验机上进行，试样拉伸速率为0.5 mm/min。弹性模量使用静态拉伸法测量，弹性模量对应材料在弹性变形阶段内应力与应变的比值，因此拉伸得到的应力-应变曲线上弹性变形范围内两点之间连线的斜率即为弹性模量的值。试验温度依次为25、0、-25和-50 °C。显微硬度测试在HVS-1000A数显显微维氏硬度计上进行。实验前，样品表面经过抛光处理，实验所用的实验力为4.9 N，保压时间为15 s。

## 2 结果与讨论

图 1 为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态和经过不同热处理后的 XRD 谱。由图 1 可以看出，铸态、730 °C /1 h、780 °C /1 h 热处理（炉冷）后的 XRD 谱中均出现了  $\alpha$  相与  $\beta$  相特征峰，830 °C 热处理以后 XRD 谱中均出现了钛的马氏体  $\alpha'$  相与  $\beta$  相特征峰。铸态、热处理后 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的组织均为  $\alpha+\beta$  双相组织。与铸态 XRD 谱相比，随着热处理温度由 730 °C 向 780 °C 增加， $\alpha$  相特征峰的数量增加，同时一些特征峰的衍射强度增加，一些特征峰的衍射强度减小。这一方面说明热处理后  $\alpha$  相和  $\beta$  相的相对体积分数发生了变化，另一方面还反映出  $\alpha$  相和  $\beta$  相晶粒取向发生了变化。当采用氮气快速冷却时，合金组织中发现了马氏体  $\alpha'$  相衍射峰，这种  $\alpha'$  相是过饱和的  $\alpha$  相<sup>[14]</sup>。

图 2 所示的为铸态 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的 SEM 和 TEM 显微组织形貌。可以看出，在基体  $\beta$  相中分布着大量长短不同、取向不一、间距彼此约为 1~3  $\mu\text{m}$  的长针状  $\alpha$  相，这些针状  $\alpha$  相组织主要沿 3 个不

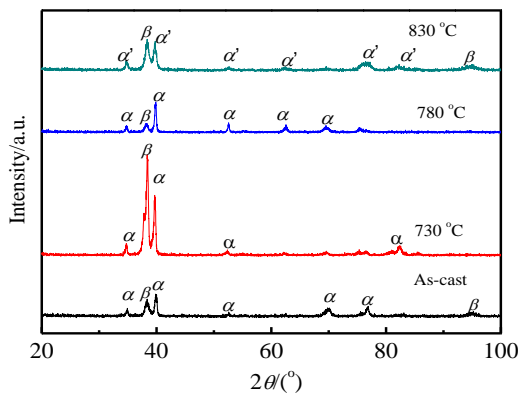


图 1 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 X 射线衍射图谱  
Fig.1 XRD patterns of Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy

同方向平行排列，互相之间的夹角为 30°~60°，如图 2a 所示。此外，在较长的针状  $\alpha$  相形成的大三角形内还分布着间距为 100~200 nm 的细针状组织，如图 2a 中插图所示，这些短而小的组织也是凝固过程中随着温度的降低由基体中转变而来。图 2b 为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金明场相形貌，从图中可以看出，该合金显微结构是由相互平行排列，明暗相间的板条状组织构成，类似于钢的珠光体中铁素体与渗碳体的排列方式，其中白色板条状析出相宽度为 100~200 nm，黑色板条状析出相宽度约为 300 nm。进一步对这 2 种析出相的衍射花样进行分析，经过标定发现该白色析出相为晶带轴[011]的  $\alpha$  相，如图 2c 所示；黑色析出相为晶带轴[100]的  $\beta$  相，如图 2d 所示，通过对铸态合金微观结构的分析可知，铸态合金的微观组织是由  $\alpha$  相和  $\beta$  相组成的两相混合组织。

图 3 为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 730 °C 热处理后的显微组织形貌，从图 3a 可以看出热处理后，铸态的长针状相已经逐步消失，取而代之的是大量分布不规则的细小针状析出相。图 3b 为该状态下合金的 TEM 组织形貌，从图中可以看出经过 730 °C 热处理以后合金的微观结构形貌发生了明显的变化。铸态下可以明显观察到的长条状的  $\alpha$  相基本上都细化了，仅留下板条状的析出相，如图 3b 中 A 区域所示。对 A 处进行衍射花样分析，析出相为晶带轴  $[\bar{1}11]$  的  $\beta$  相，晶面指数如图 3c 所示。B 处有细小针状组织析出，其衍射花样分析该组织为密排六方 hcp 结构的  $\alpha$  相，如图 3d 所示。

图 4 为经 780 °C 保温 1 h 热处理后 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的显微组织形貌，从图 4a 来看，该状态下的合金与 730 °C 热处理的合金组织形貌相似，基体上分布大量的针状析出相。从图 4b 中可以看出合金的微观结构是由呈现出宽板条状的  $\beta$  相和在板条之间析出的细针状  $\alpha$  相构成。 $\beta$  相板条的宽度在 500 nm 左右，针状  $\alpha$  相在板条组织之间弥散分布，这种结构有利于强化合金。对 A 处的衍射花样标定，该析出相为晶带轴方向平行于  $[10\bar{1}]$  的  $\alpha$  相，晶面指数如图 4c 所示。对 B 处的衍射花样标定，该析出相为晶带轴方向平行于  $[0\bar{1}1]$  的  $\beta$  相，晶面指数如图 4d 所示。

图 5 为 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 830 °C 保温 1 h 热处理后的显微组织形貌，可以看出，基体上分布着大量针状析出相，相比铸态组织，该状态下析出相的尺寸进一步减小。从图 5b 的明场像照片可以看出，针状析出相的宽度为 10~50 nm，如图 5b 中 A 区域所示，通过对衍射花样的标定确定该相为晶带轴[100]的马氏体相，即  $\alpha'$  相，如图 5c 所示。与此同时，进一步观

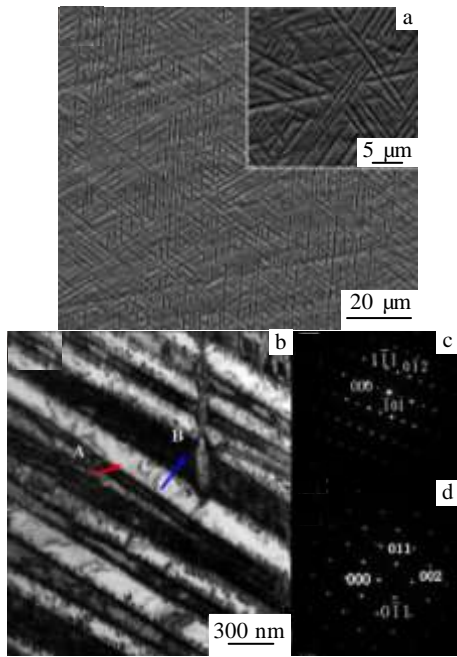


图 2 铸态 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金显微组织形貌

Fig.2 SEM (a) and TEM bright field (b) images of the as-cast Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy (inset is the enlarged figure); electron diffraction patterns corresponding to the area A (c) and B (d) in Fig.2b

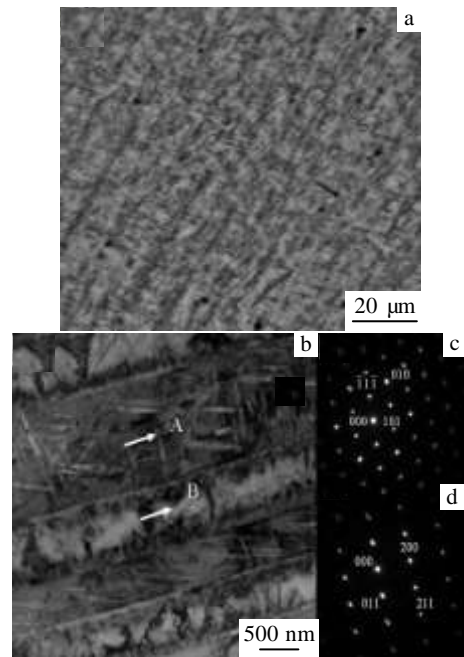


图 4 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 780 °C 热处理后显微组织形貌

Fig.4 SEM (a) and TEM bright field (b) images of the Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloys heat treated at 780 °C; electron diffraction patterns corresponding to the area A (c) and B (d) in Fig.4b

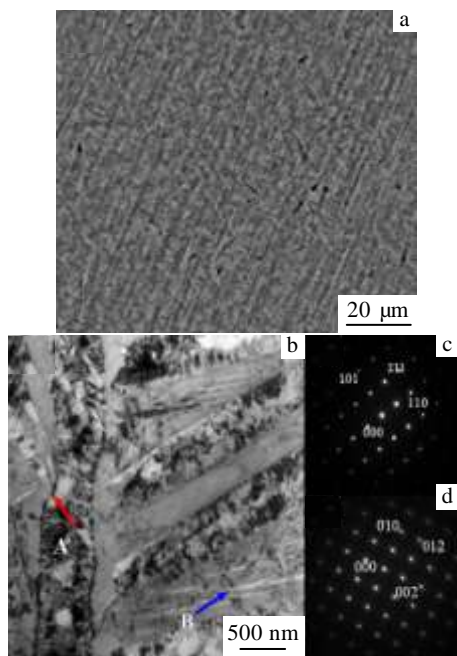


图 3 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 730 °C 热处理后显微组织形貌

Fig.3 SEM (a) and TEM bright field (b) images of the Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy heat treated at 730 °C; electron diffraction patterns corresponding to the area A (c) and B (d) in Fig.3b

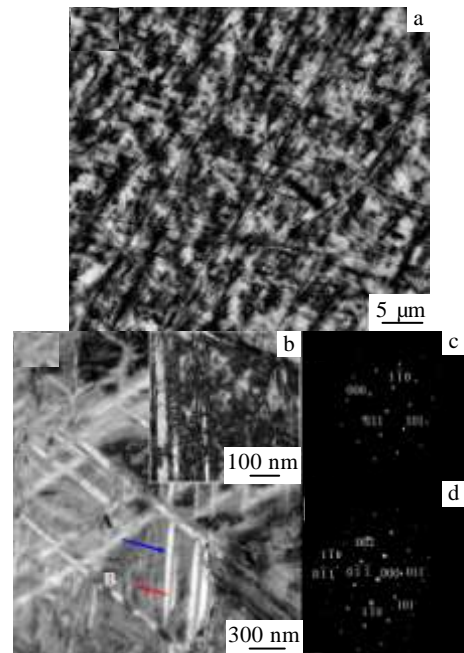


图 5 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金 830 °C 热处理后显微组织形貌

Fig.5 SEM (a) and TEM bright field (b) images of the Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy heat treated at 830 °C; electron diffraction patterns corresponding to the area A (c) and B (d) in Fig.5b

察 B 区域,发现该区域内部显示出不同衬度的析出相,如图 5b 插图所示,初步判断该区域可能含有多种析出相,对区域 B 的衍射花样进行分析时发现,该区域出现了 2 套衍射花样,如图 5d 所示,通过标定分析确定强衍射花样对应晶带轴为[111]的  $\beta$  相,弱衍射花样对应晶带轴为[100]的  $\alpha'$ 相。结合前面的 XRD 分析,可以确定该状态下的合金主要由  $\alpha + \beta$  两相构成,相比于铸态合金,显微组织发生了明显变化。

为了进一步了解各状态下合金的组织形貌,将各个状态下得到的  $\alpha$  相的显微结构进行对比,如图 6 所示,可以看出,在铸态、730 和 780 °C 热处理的  $\alpha$  相随着热处理温度的提高在细化。铸态时合金板条状组织 ( $\alpha$  相) 的宽度在 300~500 nm 左右,730 °C 热处理板条状组织宽度与铸态大致保持一致,但是形态发生了变化,由相互平行的长板条状分化为短树枝状,如图 6b 所示。780 °C 处理后,该析出相进一步细化,尺寸约为 100 nm,如图 6c。而在 830 °C 热处理后,  $\alpha$  相转变为  $\alpha'$  相,该析出相呈针状,弥散分布在基体中,如图 6d 所示。

综上所述,在 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金中加入的  $\beta$  稳定元素 Nb、Mo 在热处理过程中,未能阻止  $\beta$  相的转变。通常利用  $\beta$  相稳定系数  $K_\beta$  来判定 Ti 合金在热处理后的组织类型,其表达式如下<sup>[15]</sup>:

$$K_\beta = \sum_{i=1}^n \frac{C_i}{C_{ki}} \quad (1)$$

式中  $K_\beta$  为合金中  $\beta$  相稳定系数,  $C_i$  为合金中  $\beta$  相稳定元素  $i$  的浓度 (即元素  $i$  在合金中的质量分数, %),  $C_{ki}$  为合金中  $\beta$  相稳定元素  $i$  的临界浓度 (即从  $\beta$  相区淬火能将  $\beta$  相全部保留至室温时所需要的合金元素  $i$  的最小质量分数, %)。

周邦彦给出了常用的  $\beta$  相稳定元素的临界浓度  $C_k^{[16]}$ , 见表 1。从表 1 可查出中相应的 Nb、Mo 对应的临界浓度,由于 Zr 是中性元素,因此,不需要考虑其影响,将查到的值代入公式 (1) 可得:

$$K_\beta = \frac{12.67\%}{28.4\%} + \frac{1.9\%}{11\%} = 0.6188$$

一般而言,当  $K_\beta > 1$  时,所形成的 Ti 合金才有可能为  $\beta$  型 Ti 合金;当  $K_\beta = 0.23 \sim 1.0$  时会形成  $\alpha + \beta$  型 Ti 合金。根据本研究中计算得到的  $K_\beta = 0.6188 < 1$ , 因此不可能获得单一的  $\beta$  相,该结果与实验中得到双相的实际结果相符合,从理论上验证了该实验结果。

在 Ti 合金中,合金元素对于相转变点温度的影响十分明显。根据化学成分分析结果可知, Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金中 Ti 元素的原子分数为 84.88%, 而  $\beta$  相稳定元素的原子分数仅为 15.12%, 含量较小。对  $\alpha + \beta$  型 Ti 合金而言,当  $\beta$  相稳定元素含量少的时候,合金从  $\alpha + \beta/\beta$  相变点附近或是  $\beta$  相区冷却时,可不经中间斜方马氏体  $\alpha'$  相的转变,而直接通过晶格切变形成六方结构的马氏体  $\alpha'$  相。

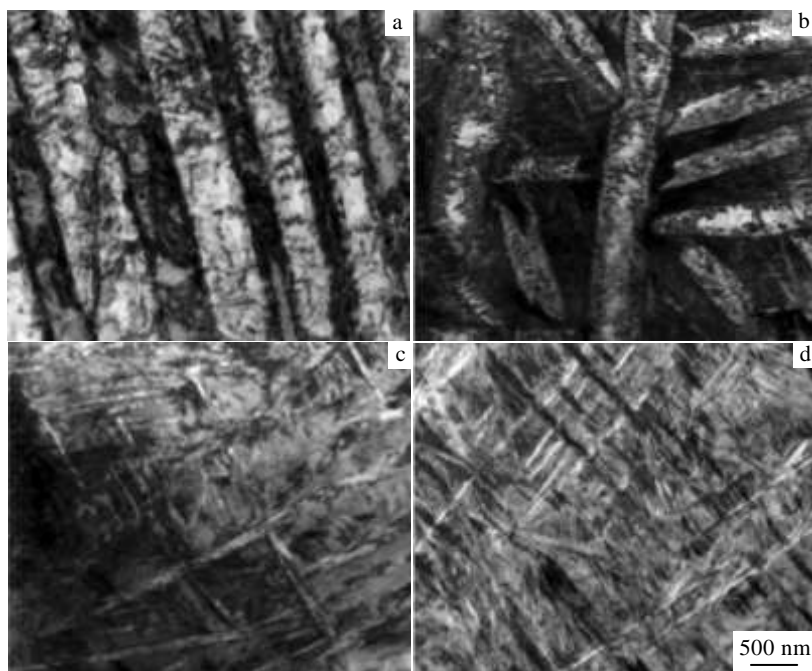


图 6 不同热处理下 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金显微组织对比

Fig.6 Microstructures of Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy under different heat treatments: (a) as-cast, (b) 730 °C, (c) 780 °C, and (d) 830 °C

表 1 常用  $\beta$  相稳定元素的临界浓度

Table 1 Critical content of stable elements for  $\beta$  phase<sup>[16]</sup>

Element	Mo	V	Nb	Ta	Mn	Fe	Cr	Co	Cu	Ni
$C_k$ (mass fraction/%)	11	14.9	28.4	40	6.5	5	6.5	7	13	9

图 7 为铸态和经过不同热处理工艺后 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的硬度。从图 7 中可以看出, Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态时的硬度最低, 热处理后的硬度高于合金铸态时的硬度。随着热处理温度的升高, 硬度逐渐增加, 730 和 780 °C 热处理后合金的硬度略微上升, 830 °C 热处理后合金的硬度上升比较明显, 硬度最高。从合金的 XRD 检测和组织结构的 SEM、TEM 检测结果来看, 铸态时组织为  $\alpha+\beta$  相的双相组织,  $\alpha$  相组织比较粗大。730 和 780 °C 热处理后也为  $\alpha+\beta$  相的双相组织, 其中  $\alpha$  相细化呈现针状, 比铸态分布得更加弥散, 这种细小的  $\alpha$  相与  $\beta$  相混合的显微组织会增加合金的强化效果<sup>[15]</sup>。经过 830 °C 热处理后组织为马氏体  $\alpha'+\beta$  相, 析出了分布弥散均匀的马氏体  $\alpha'$  相。一般情况下, Ti 合金中各相之间的硬度存在一定关系<sup>[15]</sup>:  $\omega>\alpha'\approx\beta''>\alpha\approx\alpha''>\beta>\beta''>\beta_0$ , 因此, 830 °C 热处理后合金的硬度最高, 较铸态时的硬度有很大的提升, 但是 Ti 合金中的马氏体强化效果不像其他合金强化效果那样明显, 这是因为 Ti 合金中的固溶通常情况

下都是置换固溶, 作为杂质的间隙原子含量很少, 只能产生有限的强化。

图 8 所示为铸态和 830 °C 热处理后的 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的室温和低温 (0、-25 和

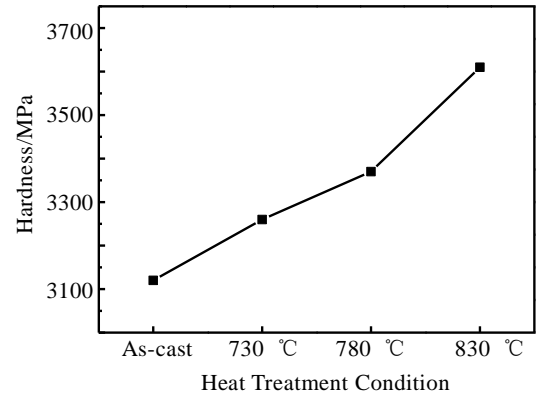


图 7 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态及热处理后的硬度

Fig.7 Hardnesses of as-cast and heat treated Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloys

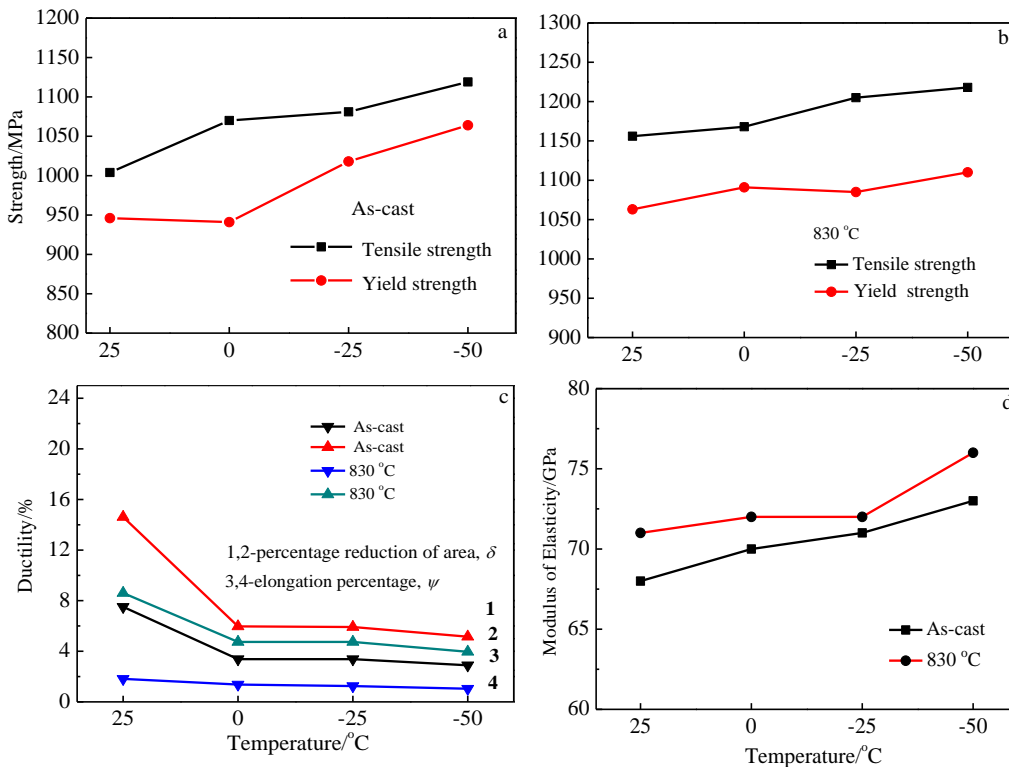


图 8 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态及热处理后的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of Ti-12Nb-12Zr-2Mo alloy as-cast and heat treated at 830 °C: (a, b) strength, (c) ductility, and (d) elastic modulus

-50 ℃) 下的力学性能数据, 从图 8a 和 8b 可以看出, Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态时的强度随着温度的降低而升高, 室温时强度为 1004 MPa, 在 -50 ℃ 时强度上升为 1119 MPa, 比室温时增加了 11.45%; 830 ℃ 热处理后抗拉强度和屈服强度的变化趋势也是随着温度的降低升高, 这显示出 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金在低温下仍具有很好的强度。Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金铸态时的强度在室温和低温下均低于 830 ℃ 热处理后的强度, 从室温到 -50 ℃ 的范围内 830 ℃ 热处理后的抗拉强度比铸态时的抗拉强度有所提高。图 8c 反映了铸态合金与热处理后合金的塑性指标  $\delta$  和  $\psi$  的变化规律, 可以看出该趋势与强度的变化相反。随着温度的下降, 合金在铸态和热处理后的  $\delta$  和  $\psi$  均下降。从室温 (25 ℃) 到 0 ℃,  $\delta$  和  $\psi$  的变化最大, 在试验温度为 0~-50 ℃ 之间时,  $\delta$  和  $\psi$  的下降趋势减缓。总体上, 合金铸态时的塑性在室温下和低温下均比热处理后的塑性要好。图 8d 为铸态和热处理后合金弹性模量变化情况。从图中可以看出, 合金的弹性模量在室温及低温下基本上保持一致, 大约维持在 70~75 GPa。

经过以上对比表明, 与铸态时 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的室温及低温拉伸性能相比, 热处理后材料的强度、硬度显著升高, 塑性下降, 弹性模量基本保持不变, 材料强度的上升是由于热处理后发生马氏体转变导致。830 ℃ 热处理后合金有细小的马氏体相的析出, 产生了弥散强化, 造成热处理后强度、硬度升高。然而, 热处理后发生再结晶, 晶粒长大, 伸长率和断面收缩率下降。热处理前后, 弹性模量变化不大, 说明热处理对弹性模量的影响较小。本研究在设计 Ti 合金时, 考虑到  $\beta$  相稳定元素 Nb、Mo 等是高熔点元素, 加入的含量少, 没有达到使  $\beta$  相保留到室温的临界值, 对合金的伸长率、断面收缩率等塑性指标的改善不甚明显, 但对弹性模量的降低起到了明显的作用。 $\alpha+\beta$  型 Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金的弹性模量比 Ti-6Al-4V 合金的弹性模量 110 GPa<sup>[4]</sup> 降低了 32%~36%, 该现象与合金中所添加的元素  $\beta$  相稳定元素有关, 弹性模量降低的具体机制有待进一步研究。

### 3 结 论

1) Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金中添加的  $\beta$  稳定元素偏少, 未能阻止  $\beta$  相转变。铸态、730 和 780 ℃ 热处理后合金的组织均由  $\alpha$  相和  $\beta$  相组成。830 ℃ 热处理后由马氏体  $\alpha'$  相和  $\beta$  相组成。

2) 随着热处理温度的增加, 板条  $\alpha$  相逐渐发生细化, 由铸态的板条状变为针状。在 830 ℃ 热处理后的马氏体相有两种形貌, 先转变出的马氏体为粗大的条

状, 后析出的马氏体呈现出针状。

3) Ti-12Nb-12Zr-2Mo 合金室温下的硬度在热处理后比铸态下升高。随着热处理温度升高, 合金的硬度增加。830 ℃ 热处理后合金的硬度最高, 比铸态时的硬度升高 12.5%。

4) 830 ℃ 热处理后合金强度较铸态时增加, 延伸率、断面收缩率相应地降低。热处理前后弹性模量相差很小, 约为 70 GPa。该合金的弹性模量比 Ti-6Al-4V 合金的弹性模量降低 36%。

### 参考文献 References

- [1] Chen Zhenhua(陈振华). *Titanium and Titanium Alloy*(钛与钛合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005
- [2] Zhang Fengshou(张丰收), Lai Yunjin(赖运金), Wang Kaixuan(王凯旋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(6): 1507
- [3] Zhu Jingchuan(朱景川), He Dong(何东), Yang Xiawei(杨夏炜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 382
- [4] Wang K. *Mater Sci Eng A*[J], 1996, 213(1-2): 134
- [5] Javiad I, Henry J R. *Adv Eng Mater*[J], 2005, 7(11): 993
- [6] Laheurte P, Prima F, Eberhardt A et al. *J Mech Behav Biomed*[J], 2010, 3(8): 565
- [7] Ma Xiumei(马秀梅), Sun Wei(孙威), Yang Yongjian(杨永建). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(6): 1195
- [8] Li J, Zhou L, Li Z C. *Int J Min Met Mater*[J], 2010, 17(2): 185
- [9] Zhao Jie(赵杰), Duan Hongtao(段洪涛), Li Haitao(李海涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(10): 1707
- [10] Duan Hongtao(段洪涛), Li Haitao(李海涛), Zhao Jie(赵杰) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2008, 32(8): 64
- [11] Yu Zhentao(于振涛), Zhang Yafeng(张亚峰), Liu Hui(刘辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(10): 1795
- [12] Zhang Yafeng(张亚峰), Yu Zhentao(于振涛), Niu Jinlong(牛金龙) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2010, 27(4): 30
- [13] Wang Qinjuan(王庆娟), Gao Qi(高颀), Wang Kuaishe(王快社) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(12): 14
- [14] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqin(赵永庆). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2006, 31(9): 39

- [15] Yang Yongjian(杨永建), Ma Xiumei(马秀梅), Sun Wei(孙威). *Chinese J Rare Metals*(稀有金属)[J], 2010, 34(2): 166
- Titanium Alloy*(钛合金铸造概论)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2000: 19
- [16] Zhou Bangyan(周邦彦). *Introduction to Casting of*

## Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TiNbZrMo Alloy

Wang Gang<sup>1</sup>, Wang Wei<sup>2</sup>, Huang Zhongjia<sup>1</sup>, Peng Delin<sup>3</sup>

(1. Anhui Polytechnic University, Wuhu 241000, China)

(2. Anhui Machine and Electricity College, Wuhu 241002, China)

(3. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Ti-12Nb-12Zr-2Mo (wt%) alloy was prepared by a water jacketed copper crucible induction melting furnace. The heat treatment was conducted using a vacuum furnace. Microstructure and mechanical properties of as-cast and heat treated alloy were investigated by XRD, SEM, TEM and mechanical test. Results show that microstructure of both the as-cast and the annealed alloy is composed of  $\alpha$  and  $\beta$  phase, while that of the quenched alloy is composed of  $\alpha'$  and  $\beta$  phase. Heat treatment is conducive to improve the strength while it changes the elastic modulus slightly.

**Key words:** TiNbZrMo alloy; heat treatment; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Wang Gang, Ph. D., Lecturer, School of Mechanical and Automotive Engineering, Anhui Polytechnic University, Wuhu 241000, P. R. China, Tel: 0086-553-2871252, E-mail: gangwang@ahpu.edu.cn