

生物医用 Ti-Nb-(Ta)-Zr 合金的微观结构与性能

马秀梅, 孙 威, 杨永建

(北京工业大学 固体微结构与性能研究所, 北京 100124)

摘 要: 采用显微硬度测试、X 射线衍射分析和透射电子显微镜观察等方法, 研究不同热处理后生物医用 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金和 Ti-35Nb-7Zr 合金的显微硬度变化及微观组织特征, 揭示 Ta 元素的添加对合金微观结构、时效析出序列及性能的影响。结果表明: Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金比 Ti-35Nb-7Zr 合金具有更明显的时效强化效果; 固溶处理(ST)后经 300 和 600 °C 时效处理, Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金的时效析出顺序可以描述为 $\beta+\alpha''$ (ST) $\xrightarrow{300^\circ\text{C}} \beta+\alpha \xrightarrow{600^\circ\text{C}} \beta+\alpha$ +等温 ω , 而 Ti-35Nb-7Zr 合金的时效析出顺序为 $\beta+\alpha''$ +淬火 ω (ST) $\xrightarrow{300^\circ\text{C}} \beta+\alpha$ +等温 $\omega \xrightarrow{600^\circ\text{C}} \beta+\alpha$; Ta 元素的添加抑制固溶处理过程中淬火 ω 相的析出, 提高时效过程中等温 ω 相的析出温度。

关键词: 生物医用材料; 医用钛合金; Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金; Ti-35Nb-7Zr 合金; 时效; 微观结构; 显微硬度
中图法分类号: TG 146

Microstructures and properties of biomedical Ti-Nb-(Ta)-Zr alloys

MA Xiu-mei, SUN Wei, YANG Yong-jian

(Institute of Microstructure and Property of Advanced Materials, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract: The variations of microhardness and microstructures for the biomedical Ti-35Nb-5Ta-7Zr and Ti-35Nb-7Zr alloys subjected to different heat treatments were studied by microhardness test, X-ray diffractometry and transmission electron microscopy. The effects of alloying element Ta on these variations and aging precipitation sequences were revealed. The results show that the aging strengthening effect in the Ti-35Nb-5Ta-7Zr alloy is more prominent than that in the Ti-35Nb-7Zr alloy. For the solution-treated Ti-35Nb-5Ta-7Zr and Ti-35Nb-7Zr alloys (in ST state), the precipitation sequences during subsequent aging treatments at 300 and 600 °C can be described as $\beta+\alpha''$ (ST) $\xrightarrow{300^\circ\text{C}} \beta+\alpha \xrightarrow{600^\circ\text{C}} \beta+\alpha$ +isothermal ω for the former, and $\beta+\alpha''$ +quenched ω (ST) $\xrightarrow{300^\circ\text{C}} \beta+\alpha$ +isothermal $\omega \xrightarrow{600^\circ\text{C}} \beta+\alpha$ for the latter. The addition of Ta to the Ti-Nb-Zr alloy system can suppress the formation of quenched ω phase during the solution treatment and increase the precipitation temperature of the isothermal ω phase during subsequent aging treatments.

Key words: biomedical materials; biomedical titanium alloys; Ti-35Nb-5Ta-7Zr alloy; Ti-35Nb-7Zr alloy; aging; microstructure; microhardness

钛合金具有优良的力学性能、物理性能和生物性能, 其在生物医疗器件上的应用日益增加^[1]。其中, 用做股骨头、关节、牙齿等人造种植体的钛合金不但要求合金的组成元素无毒, 还必须要求合金具有与骨接近的弹性模量(10~40 GPa)^[2], 且具有高的抗疲劳强度和良好的耐磨性。人们通过添加无毒元素 Nb、Ta、

Zr 等, 已经开发出一系列的亚稳 β -钛合金, 如 Ti-13Nb-13Zr(质量分数, %, 下同)合金^[3], Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金^[4], Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 合金^[5]等。其中, Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金具有良好的生物相容性和抗蚀性, 其弹性模量为 55 GPa^[4], 被认为是最有应用前景的典型生物医用 β -钛合金之一。

基金项目: 北京市教育委员会科技计划面上资助项目(KM200810005029)

收稿日期: 2009-08-03; 修订日期: 2009-12-24

通信作者: 孙 威, 教授; 电话: 010-67396167; E-mail: weisun@bjut.edu.cn

在 β -钛合金中,通过合金化方法可以控制 β 相的相对稳定性以及随后的时效行为,这对于改善合金的力学性能和物理性能非常重要。例如,合金成分及热处理过程中的冷却速率会明显影响 Ti-Nb-Ta-Zr 四元合金的相转变,从而影响合金的弹性模量^[6]。很多文献报道了 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金的微观结构变化及强化机制^[7-11],微观结构与性能之间的关系^[12]等,但由于结构变化涉及分布在基体内纳米尺度析出相的形成和转变,使结构研究十分困难,尚存在很多有待确认的疑点问题,如 ω 析出相的形核长大机制及其对 α 相形成的影响。NAG 等^[11]讨论了 α 相的形成,包括 α 相在 ω/β 界面处的形核, α 相在 ω 相内部的析出或 α 相由 ω 相经固态相变形成等。特别是合金化元素 Ta,作为高熔点(3 014 °C)的稀有贵金属元素,它在 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金中对微观结构及性能变化的影响还不清楚,对其进行研究具有十分重要的理论价值和实际意义。为了揭示 Ta 元素合金化后的作用,本文作者制备了 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金和 Ti-35Nb-7Zr 合金,通过对比这两种生物医用合金在不同热处理后的显微硬度变化及析出序列特征,揭示 Ta 元素对合金结构演变与性能的影响,为改善合金性能以及开发新型生物医用钛合金提供参考。

1 实验

将高纯 Ti(99.995%)、Nb(99.9%)、Ta(99.91%)、Zr(99.9%)按照比例配料,在高真空钨极电弧炉中运用磁搅拌熔炼样品。为了得到均匀的合金样品,将每个样品经上下翻转后熔炼 6 遍,最后得到钮扣状的合金铸锭。合金的名义成分为 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 和 Ti-35Nb-7Zr,分别记作合金 1 和合金 2。得到的合金铸锭在管式电阻炉中进行均匀化处理(Ar 保护,1 000 °C,保温 24 h),随炉冷却;之后,在管式电阻炉中进行固溶处理(ST)(Ar 保护,1 000 °C,保温 2 h),水淬。然后在室温下,将合金在无中间退火状态下进行冷轧,厚度缩减率为 60%。冷轧后的合金重新在管式电阻炉中进行固溶处理(Ar 保护,1 000 °C,保温 2 h),水淬;之后,合金在有 Ar 保护的管式电阻炉中分别进行 300 °C,4 h 和 600 °C,4 h 的时效处理,水淬。

均匀化处理后的合金用 Magix PW 2403 X 荧光光谱分析仪和 IRO-I 型红外定氧仪分析其实际成分及氧含量,结果如表 1 所列。室温 X 射线衍射(XRD)分析在 D8 X 射线衍射仪上进行,采用 Cu K α 射线。合金的微观结构在 JEM 2010F 透射电子显微镜(TEM)

上进行观察,电压为 200 kV。用于 TEM 观察的样品采用电解双喷的方法制得,电解液为 2%(体积分数)HF+5% H₂SO₄+93%CH₃OH,电压为 35 V,温度为 -30 °C。用 HMV-1T 显微维氏硬度计测样品的显微硬度,载荷为 1 N,作用时间为 10 s,每个样品测 10 个点,取平均值。

表 1 制备合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of prepared alloys

Alloy No.	Mass fraction/%				
	Nb	Ta	Zr	O	Ti
1	33.8	4.6	7.8	0.56	Bal.
2	35.2	—	7.6	0.42	Bal.

2 结果与讨论

2.1 合金的 X 射线衍射分析

图 1 所示为合金 1 和合金 2 经固溶处理并分别经 300 °C 和 600 °C 时效 4 h 后的 XRD 谱。对比图 1(a)和 (b)可以看出,固溶处理后合金 1 和合金 2 均为单一的体心立方结构的 β 相。经 300 °C 时效 4 h 后,含 Ta 的

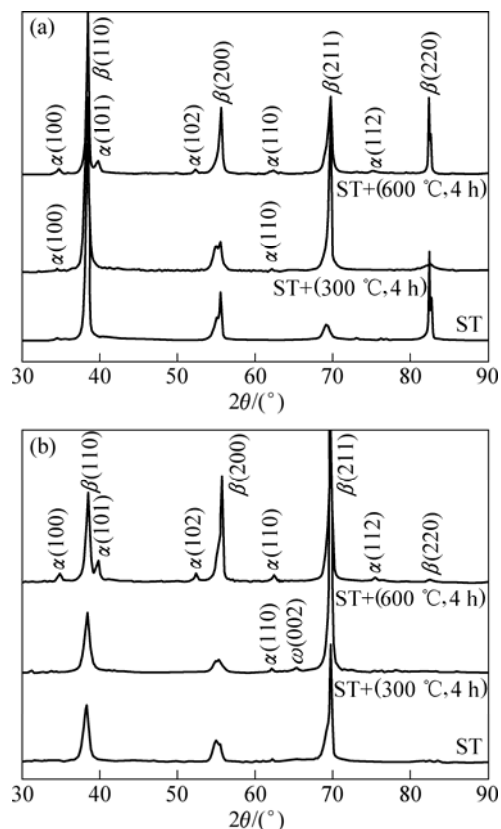


图 1 不同热处理状态合金的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of alloys in different heat treatment states:

(a) Alloy 1; (b) Alloy 2

合金1中析出少量的 α 相,而无Ta的合金2中除少量 α 相外,还出现少量的 ω 相;经600℃时效4h后,合金1和合金2中均明显析出 α 相。从总体的平均结构来看,两种合金在相同的热处理条件下的相组成无十分明显的差别,但性能却发生了明显的变化。

2.2 合金的硬度分析

图2所示为不同热处理后合金1和合金2的维氏硬度比较。从图2可以看出,固溶处理后合金1和合金2的硬度相差不大;300℃时效处理4h后,合金1的硬度比合金2的稍微高些;而600℃时效处理4h后,合金1的硬度明显比合金2的高很多。由此可见,经过相同的热处理后,含Ta合金1的显微硬度明显提高,时效强化效果显著,而无Ta合金2的显微硬度变化较小,时效强化效果较差。为了揭示不同热处理后的有Ta合金1和无Ta合金2显微硬度变化所对应的结构变化特征,利用TEM对不同热处理后的合金的相组成及显微组织结构进行了研究。

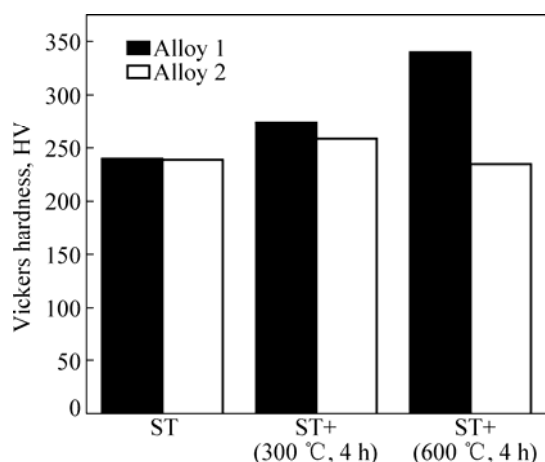


图2 不同热处理后的合金1和合金2的维氏硬度

Fig.2 Vickers hardnesses of Alloy 1 and Alloy 2 subjected to different heat treatments

2.3 合金的显微结构分析

图3所示为固溶处理后合金的TEM像及对应的选区电子衍射花样。由图3可知,合金1和合金2经1000℃,2h固溶处理后,除基体 β 相外,还观察到少量的淬火相。图3(a)和(c)所示分别为合金1和合金2固溶处理后 $[111]_{\beta}$ 方向的TEM明场像及对应的选区电子衍射花样。从选区电子衍射花样中可以看出,固溶处理后的合金1和合金2中除基体 β 相的主衍射斑点外,在 $1/2\{110\}_{\beta}$ 和 $1/2\{112\}_{\beta}$ 处还分布着附加的弱斑点,如图中白圈位置所示,这些衍射斑点可以标定为来自淬火马氏体的 α'' 相。从图3(a)和(c)所示的TEM

明场像中可以看出,淬火马氏体 α'' 相呈针状,沿 $\{112\}_{\beta}$ 面分布。另一方面,从 $[311]_{\beta}$ 方向的TEM暗场像及对应的选区电子衍射花样中还可以看出(见图3(d)),固溶处理后的无Ta的合金2中形成少量的不均匀分布的细小粒子,其电子衍射斑点分布在 $1/3\{112\}_{\beta}$ 和 $2/3\{112\}_{\beta}$ 处,这些细小粒子标定为淬火 ω 相,且存在两种取向的变体;而在含Ta的合金1中,在 $[311]_{\beta}$ 方向的TEM明场像及对应的选区电子衍射花样中没有观察到淬火 ω 相,结果如图3(b)所示。QAZI等^[13]曾研究报道,对于氧含量为0.46%(质量分数)和0.68%的Ti-35Nb-5Ta-7Zr合金,在 β 相区固溶处理后水淬可以使 β 相完全保留。在本研究中,含Ta的合金1和无Ta的合金2中的氧含量分别为0.56%和0.42%,与文献中报道氧含量相差不大,但两者都形成少量的淬火马氏体 α'' 相。值得指出的是,在无Ta的合金2中出现了淬火 ω 相,而在含Ta的合金1中没有出现淬火 ω 相,这说明合金1中由于添加了Ta元素,抑制了淬火 ω 相的析出。由于淬火马氏体 α'' 相和淬火 ω 相析出数量较少,故在XRD中无法检测出其存在。

图4所示为合金1和合金2在300℃时效处理4h后的TEM像及对应的选区电子衍射花样,入射电子束方向为 $[311]_{\beta}$ 。从图4(a)的TEM明场像及对应的选区电子衍射花样中可以看出,300℃时效处理4h后的合金1中析出极细小的 α 相。由于 α 相很细小,且受到应变衬度的影响,在TEM明场像中不能清楚地看到 α 相,但在电子衍射花样中可以看到 α 相微弱的附加斑点。而在300℃时效处理4h后的无Ta的合金2中除 α 相外,还观察到 ω 相的析出。从图4(b)的选区电子衍射花样及图中白圈位置所示的衍射斑点对应的TEM暗场像中可以明显地看出,无Ta的合金2中形成等温 ω 相。与固溶处理后形成的淬火 ω 相不同,等温 ω 相呈椭球状,在 β 基体中均匀分布,且其相对体积分数有所增加,在对应的X射线衍射谱上已经出现了 ω 相的衍射峰(见图1(b))。由于无法在结构上区分淬火 ω 相和等温 ω 相,所以对淬火 ω 相在300℃时效处理中的具体转变过程还不清楚。总之,从以上的TEM观察并结合2.1节所述的XRD结果可以看出,无Ta的合金2在300℃时效处理4h后明显形成了等温 ω 相。而含Ta的合金1在同样的热处理条件下,未见等温 ω 相的形成。另外,300℃时效处理4h后,再固溶处理后合金1和合金2中出现的淬火马氏体 α'' 相均已消失,这可能是因为时效过程中发生了 α'' 相到 β 相的逆转变,这类类似于在Ti-35Nb合金时效过程中存在的 α'' 相到 β 相的逆转变行为^[14-15]。

图5所示为合金1和合金2在600℃时效处理4h

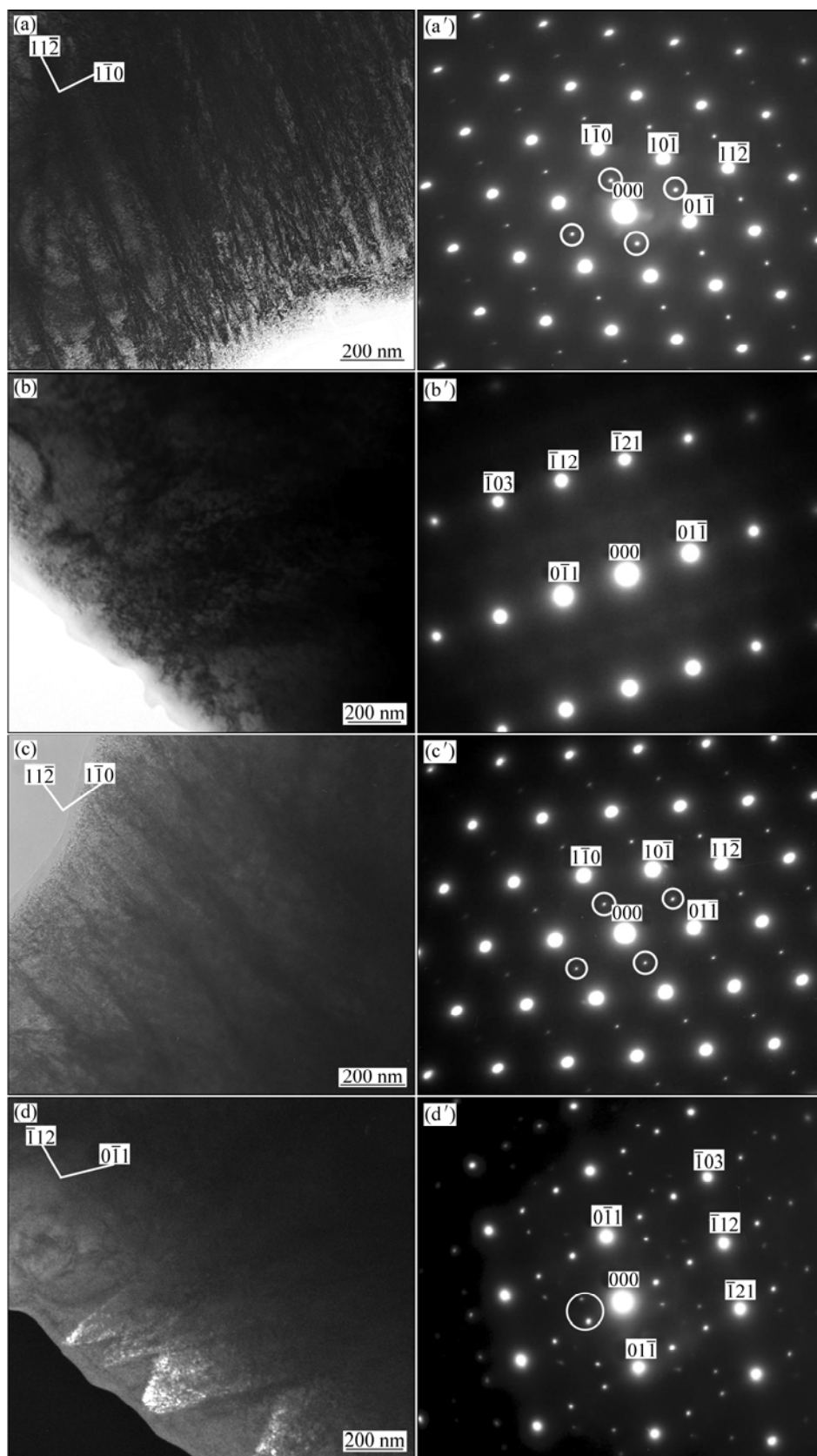


图 3 固溶处理后合金 1 和 2 的 TEM 像及对应的选区电子衍射花样谱

Fig.3 TEM images ((a), (b), (c), (d)) and corresponding selected area electron diffraction patterns ((a'), (b'), (c'), (d')) for solution-treated alloys: (a), (a') Alloy 1, viewed along $[111]_{\beta}$ direction; (b), (b') Alloy 1, viewed along $[311]_{\beta}$ direction; (c), (c') Alloy 2, viewed along $[111]_{\beta}$ direction; (d), (d') Alloy 2, viewed along $[311]_{\beta}$ direction

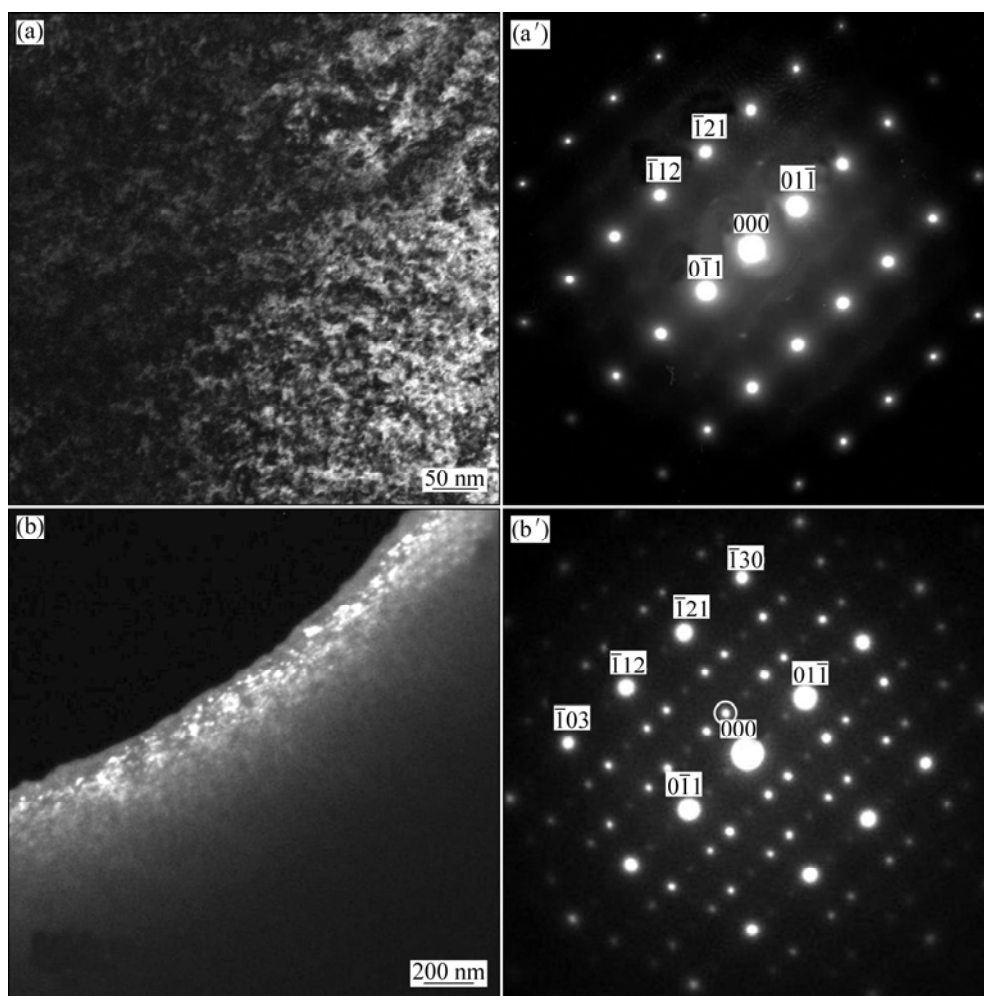


图 4 300 °C 时效处理 4 h 后合金 1 和 2 的 TEM 像及对应的选区电子衍射花样

Fig.4 TEM images and corresponding selected area electron diffraction patterns of Alloy 1 ((a), (a')) and Alloy 2 ((b), (b')) aged at 300 °C for 4 h

后的 TEM 像及对应的选区电子衍射花样, 入射电子束方向分别为 $[111]_{\beta}$ (见图 5(a)和(c))和 $[311]_{\beta}$ (见图 5(b)和(d))。经 600 °C 时效处理 4 h 的合金 1 不仅析出了板条状的 α 相(见图 5(a)), 还析出等温 ω 相。从图 5(b)中 $[311]_{\beta}$ 方向的选区电子衍射花样中可以清楚地看出等温 ω 相的存在。而对 300 °C 时效处理后已经出现 ω 相的无 Ta 的合金 2, 在 600 °C 时效处理 4 h 后除板条状的 α 相外, 没有观察到等温 ω 相的存在(见图 5(c)和(d))。

通过以上分析可以得到不同热处理后合金 1 和 2 的相组成(见表 2)。从表 2 可以看出, 在 300 °C 和 600 °C 时效处理过程中, 含 Ta 合金 1 和无 Ta 合金 2 的析出序列明显不同。值得一提的是, 含 Ta 的合金 1 的时效析出顺序为 $\beta+\alpha''(\text{ST}) \xrightarrow{300^{\circ}\text{C}} \beta+\alpha \xrightarrow{600^{\circ}\text{C}} \beta+\alpha+$ 等温 ω , 即时效过程中 α 相可以先于 ω 相形成, 这与以往报道的以钛合金中的等温 ω 相作为 α 相形核位置的说

法^[16-18]不同。无 Ta 的合金 2 的时效析出顺序为 $\beta+\alpha''+\text{淬火 } \omega(\text{ST}) \xrightarrow{300^{\circ}\text{C}} \beta+\alpha+\text{等温 } \omega \xrightarrow{600^{\circ}\text{C}} \beta+\alpha$ 。文献曾^[13]报道, 时效温度和氧含量(0.06%~0.68%)影响 Ti-35Nb-7Zr-5Ta 合金析出相的形成。在相同时效温度下, 氧含量的增加会抑制 ω 相的形成, 促进 α 相的形成。而在本研究中, 含 Ta 合金 1 和无 Ta 合金 2 都含较高的氧含量, 可以说 Ta 的存在对析出相的形成不能忽视。与无 Ta 合金 2 相比, 氧含量较高的含 Ta 合金 1 中等温 ω 相的析出温度较高, 这应该归因于 Ta 元素和氧含量的共同影响。

在 β 钛合金中, 主要的强化机理包括位错强化与加工硬化、固溶强化、细晶强化及析出强化与弥散强化, 且 β 钛合金固溶后的强度基本随合金元素含量的增加而增加^[19]。众所周知, 在钛合金中, ω 相的硬度高于其它析出相的硬度, 如马氏体相、 α 相或 β 相^[20]。固溶处理(ST)后, 含 Ta 合金 1 与无 Ta 合金 2 的显微

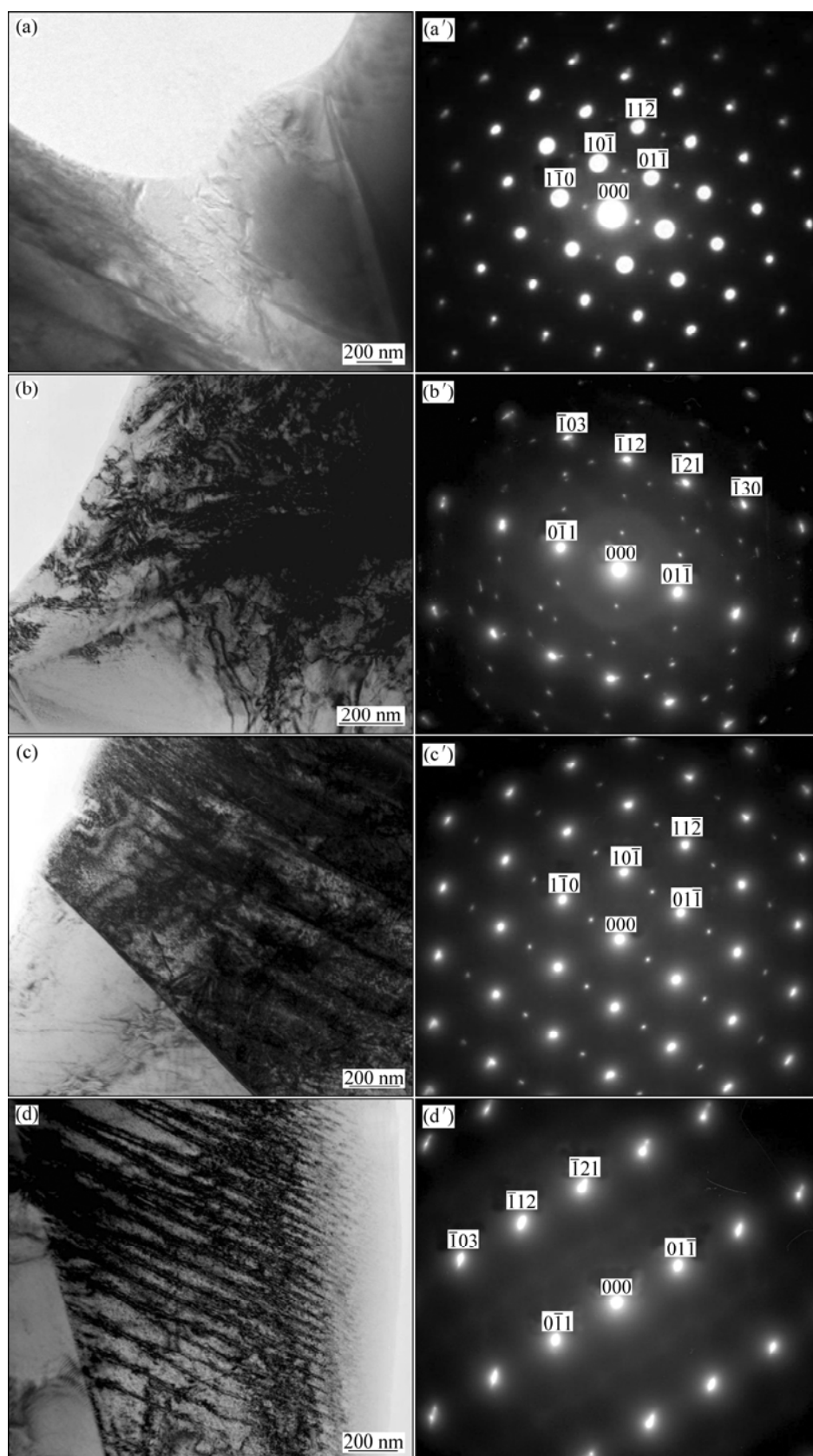


图 5 600 °C时效处理 4 h 后的 TEM 像及对应的选区电子衍射花样

Fig.5 TEM images ((a), (b), (c), (d)) and corresponding selected area electron diffraction patterns ((a'), (b'), (c'), (d')) for alloys aged at 600 °C for 4 h: (a), (a') Alloy 1, viewed along $[111]_{\beta}$ direction; (b), (b') Alloy 1, viewed along $[311]_{\beta}$ direction; (c), (c') Alloy 2, viewed along $[111]_{\beta}$ direction; (d), (d') Alloy 2, viewed along $[311]_{\beta}$ direction

表 2 不同热处理后合金 1 和 2 的相组成

Table 2 Phase formations in Alloy 1 and Alloy 2 subjected to different heat treatments

Heat treatment state of alloy	Ti-35Nb-5Ta-7Zr (Alloy 1)	Ti-35Nb-7Zr (Alloy 2)
ST	$\beta+\alpha''$	$\beta+\alpha''$ +quenched ω
ST+(300 ℃, 4 h)	$\beta+\alpha$	$\beta+\alpha$ +isothermal ω
ST+(600 ℃, 4 h)	$\beta+\alpha$ +isothermal ω	$\beta+\alpha$

硬度没有明显差别，这可以从以下两个方面理解：1) 由于合金 1 中实际 Ta 的含量不高(其在 Ti 中的临界浓度为 45%^[21])，且在合金 2 中淬火 ω 相的形成较少，所以前者中 Ta 的固溶强化效果和后者中的淬火 ω 相强化效果都不明显；2) 即使两种强化都有效果，所表现出的效果也不会有太大的差别。在 300 ℃时效处理 4 h 后，合金 1 和 2 中都明显析出 α 相，且无 Ta 合金 2 中析出 ω 相，但其硬度仍然低于含 Ta 合金 1 的硬度。这表明合金 1 中的 Ta 作为 β -钛合金中的置换式固溶元素，均匀分布在合金中，可以稳定 β 相，阻碍 α 相的快速长大，细小的 α 相弥散分布，弥散强化起了重要的作用，这与 TEM 观察的结果一致。在 600 ℃时效处理 4 h 后，有 Ta 合金 1 中析出了等温 ω 相，使得硬度进一步提高。与此相比，无 Ta 合金 2 中无等温 ω 相析出，而且由于 α 相长大、弥散度下降，导致合金硬度下降。可以看出，淬火 ω 相和等温 ω 相都能提高合金的硬度，但由于析出相较小，其结构与相应地性能差别还有待进行深入研究。通过以上对生物医用 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金和 Ti-35Nb-7Zr 合金显微硬度变化及对应的微观结构特征的研究，清楚地揭示了 Ta 合金元素的添加对 β 型生物医用合金的结构与性能调控的重要作用。

3 结论

- 1) Ta 元素的添加，使得相同热处理后的 Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金比 Ti-35Nb-7Zr 合金的显微硬度高，特别是在高温时效(600℃)时表现出更明显的时效强化效果。
- 2) Ti-35Nb-5Ta-7Zr 合金的时效析出顺序为 $\beta+\alpha''$ (ST) $\xrightarrow{300\text{℃}}$ $\beta+\alpha$ $\xrightarrow{600\text{℃}}$ $\beta+\alpha$ +等温 ω ，Ti-35Nb-7Zr 合金的时效析出顺序为 $\beta+\alpha''$ +淬火 ω (ST) $\xrightarrow{300\text{℃}}$ $\beta+\alpha$ +等温 ω $\xrightarrow{600\text{℃}}$ $\beta+\alpha$ 。Ta 元素的添加明显抑制了淬火 ω 相的析出，提高了时效过程中等温 ω 相的析出温度。

REFERENCES

[1] RACK H J, QAZI J I. Titanium alloys for biomedical applications[J]. Mater Sci Eng C, 2006, 26: 1269–1277.

[2] LONG M, RACK H J. Titanium alloys in total joint replacement —A materials science perspective[J]. Biomaterials, 1998, 19: 1621–1639.

[3] WANG K. The use of titanium for medical applications in the USA[J]. Mater Sci Eng A, 1996, 213: 134–137.

[4] AHMED T, LONG M, SILVESTRI J, RUIZ C, RACK H J. A new low modulus biocompatible titanium alloy[C]// BLEKINSOP P A, EVANS W J, FLOWER H M. Titanium 95— Science and Technology. London: The Institute of Metals, 1996: 1760–1767.

[5] NIINOMI M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 243: 231–236.

[6] TANG X, AHMED T, RACK H J. Phase transformations in Ti-Nb-Ta and Ti-Nb-Ta-Zr alloys[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35: 1805–1811.

[7] BANERJEE R, NAG S, STECHSCHULTE J, FRASER H L. Strengthening mechanisms in Ti-NbZr-Ta and Ti-Mo-Zr-Fe orthopaedic alloys[J]. Biomaterials, 2004, 25: 3413–3419.

[8] NAG S, BANERJEE R, FRASER H L. Microstructural evolution and strengthening mechanisms in Ti-Nb-Zr-Ta, Ti-Mo-Zr-Fe and Ti-15Mo biocompatible alloys[J]. Mater Sci Eng C, 2005, 25: 357–362.

[9] FERRANDINI P L, CARDOSO F F, SOUZA S A, AFONSO C R, CARAM R. Aging response of the Ti-35Nb-7Zr-5Ta and Ti-35Nb-7Ta alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 433: 207–210.

[10] BANERJEE R, NAG S, SAMUEL S, FRASER H L. Laser-deposited Ti-Nb-Zr-Ta orthopedic alloys[J]. Journal of Biomedical Materials Research Part A, 2006, 78: 298–305.

[11] NAG S, BANERJEE R, FRASER H L. Intra-granular alpha precipitation in Ti-Nb-Zr-Ta biomedical alloys[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44: 808–815.

[12] ELIAS L M, SCHNEIDER S G, SCHNEIDER S, SILVA H M, MALVISI F. Microstructural and mechanical characterization of biomedical Ti-Nb-Zr(-Ta) alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 432: 108–112.

- [13] QAZI J I, MARQUARDT B, ALLARD L F, RACK H J. Phase transformations in Ti-35Nb-7Zr-5Ta-(0.06-0.68)O alloys[J]. Mater Sci Eng C, 2005, 25: 389-397.
- [14] SEMBOSHI S, SHIRAI T, KONNO T J, HANADA S. In-situ transmission electron microscopy observation on the phase transformation of Ti-Nb-Sn shape memory alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2008, 39: 2820-2829.
- [15] MANTANI Y, TAJIMA M. Phase transformation of quenched α'' martensite by aging in Ti-Nb alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 438/440: 315-319.
- [16] LANGMAYU F, FRATZL P, VOGL G, MIEKELEY W. Crossover from ω -phase to α -phase precipitation in bcc Ti-Mo[J]. Physical Review B, 1994, 49: 11759-11766.
- [17] OHMORI Y, OGO T, NAKAI K, KOBAYASHI S. Effects of ω -phase precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$, α'' transformations in a metastable β titanium alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 312: 182-188.
- [18] PRIMA F, VERMAUT P, TEXIER G, ANSEL D, GLORIAN T. Evidence of α -nanophase heterogeneous nucleation from ω particles in a β -metastable Ti-based alloy by high-resolution electron microscopy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54: 645-648.
- [19] 葛 鹏, 赵永庆, 周 廉. β 钛合金的强化机理[J]. 材料导报, 2005, 19: 52-55.
- GE Peng, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. Strengthening mechanism of beta titanium alloys[J]. Materials Review, 2005, 19: 52-55.
- [20] 辛社伟, 赵永庆. 关于钛合金热处理和析出相的讨论[J]. 金属热处理, 2006, 31(9): 39-42.
- XIN She-wei, ZHAO Yong-qing. Discussion about the heat treatment and precipitated phase of titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(9): 39-42.
- [21] 辛社伟, 赵永庆, 曾卫东. 钛合金固态相变的归纳与讨论(I)——同素异构转变[J]. 钛工业进展, 2007, 24(5): 23-28.
- XIN She-wei, ZHAO Yong-qing, ZENG Wei-dong. Inductions and discussions of solid state phase transformation of titanium alloy (I)—Allotropic transformation[J]. Titanium Industry Progress, 2007, 24(5): 23-28.

(编辑 龙怀中)