

文章编号: 1004 - 0609(2005)01 - 0044 - 05

Ti-B20 钛合金的时效特征^①

葛 鹏^{1, 2}, 赵永庆², 周 廉²

(1. 西安交通大学 材料科学与工程学院, 西安 710049; 2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

摘 要: 研究了 Ti-B20 合金(以“临界钼当量条件下的多元强化”为原则设计的一种新型的高强度亚稳 β 钛合金)在不同热处理条件下的时效组织和拉伸性能。结果表明:同常见的亚稳 β 钛合金相比, Ti-B20 合金具有更快的时效响应及更高的时效强化效应,其析出相更加细小均匀;合金在 $\alpha\beta$ 区固溶后在 500~600 °C 时效时可以获得优良的强度和塑性匹配(抗拉强度: 1 200~1 500 MPa; 延伸率: 8%~18%),高温时效时没有发现无析出区;合金在 β 区固溶后的时效强度要大大高于 $\alpha\beta$ 区固溶后的时效强度,但却会导致拉伸塑性的急剧降低。所有的这些时效特征都来源于合金成分的独特性。

关键词: Ti-B20; 临界钼当量; 亚稳 β 钛合金; 时效

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Aging characteristics of Ti-B20 alloy

GE Peng^{1, 2}, ZHAO Yong-qing², ZHOU Lian²

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The aging microstructures and properties of Ti-B20 alloy, a new high strength metastable beta titanium alloy which was designed according to the principle of 'critical molybdenum equivalence and multi-components strengthening', were investigated under different heat treatment conditions. The results show that compared to traditional metastable β titanium alloys, Ti-B20 alloy has more rapid aging response, much higher aging strengthening effect and much finer but homogeneous depositions. After $\alpha\beta$ solution and 500 - 600 °C aging treatment, excellent strength and plasticity properties can be achieved(ultimate tensile strength: 1 200 - 1 500 MPa; elongation: 8% - 18%) and no precipitate-free regions have been found during high temperature aging treatment. Beside, the aging strength of alloy after solution treatment in β region is considerably higher than that in $\alpha\beta$ region. But β solution and aging treatment will lead to remarkable decrease of tensile ductility. All these aging characteristics of Ti-B20 alloy are responsible for its specific components.

Key words: Ti-B20; critical molybdenum equivalence; metastable β titanium alloy; aging

亚稳 β 钛合金具有冷热成形性好、比强度高、耐腐蚀、深淬透性等优良的综合性能,在航空工业、海洋工程、能源工程等方面获得了重要应用^[1-4]。为了使高温 β 相能够稳定地保留到室温,亚稳 β 钛合金要加入较多的 Mo、V、Cr、Fe 等 β 稳定元素,从而造成合金成本升高、熔炼困难、偏析加剧、时效响应慢等一系列缺点。为了有效降低大量

β 元素加入后造成的负面影响,西北有色金属研究院以“临界钼当量条件下的多元强化”为原则,设计了一种新型的 Ti-Mo-V-Cr-Fe-Sn-Zr-Al 系高强度亚稳 β 钛合金—Ti-B20^[5],获得了良好的效果。根据文献[4]中对 β 钛合金钼当量的计算公式,该合金的钼当量为 10.3,接近于亚稳 β 钛合金钼当量的下临界值。在研究 Ti-B20 合金的过程中发现,由于

① 基金项目: 总装备部预先研究资助项目(41312020306)

收稿日期: 2004 - 04 - 06; 修订日期: 2004 - 10 - 25

作者简介: 葛 鹏(1976 -), 男, 博士研究生。

通讯作者: 葛 鹏, 博士研究生; 电话: 029-86231078; E-mail: gepeng1976@sohu.com

其成分的独特性, 该合金具有不同于一般亚稳 β 钛合金的时效特征。

1 实验

实验材料为真空自耗电弧二次熔炼的 25 kg Ti-B20 合金铸锭, 经开坯、锻造、轧制得到直径为 12~20 mm 的棒材。用线切割的方式从合金棒材上切取拉伸、金相及硬度试样, 并分别在 $\alpha\beta$ 区和 β 区固溶处理后在不同温度下进行时效, TEM 试样坯料在热处理后切取。固溶态试样的腐蚀剂为 10% 氢氟酸+30% 硝酸+60% 水, 固溶时效态试样的腐蚀剂为 3% 氢氟酸+30% 硝酸+67% 乳酸。用机械减薄加电解双喷法制备 TEM 试样。

拉伸实验在 INSTRON1185 万能拉伸机上进行, 硬度测试采用 AVK 维氏硬度仪(负载 98 N)。OM、SEM 和 TEM 分析分别在 OLYMPUS PMG3、JSM-6700、JSM-6460 及 JEM-200CX 仪上进行。

2 结果与讨论

2.1 Ti-B20 合金固溶态的显微组织

为了获得所需的性能, 绝大多数 β 合金在时效处理前都要先进行固溶处理, 以便使成分、组织均匀化, 并强化时效响应。根据不同的目的, 固溶处理可以在合金的 β 相变点下进行, 也可以在合金的 β 相变点上进行。金相观测法测定该合金的 β 转变点在 810 $^{\circ}\text{C}$ 左右。

图 1 所示为 Ti-B20 合金在 780 $^{\circ}\text{C}$ 和 860 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 30 min, 然后在水中淬火后的显微组织。从图 1(a) 中可以看出, 合金试样经 780 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后, 晶粒细小而不规则, 在原始晶界及晶内有长粒状的析出相, TEM 衍射分析表明这些粒子为 α 相。合金试样经 860 $^{\circ}\text{C}$ 固溶淬火后的光学显微组织(图 1(b)) 呈现出较为均匀的等轴晶粒, 晶粒尺寸大约在 50~200 μm 之间, TEM 衍射分析显示粒子为单一的 β 相。

2.2 Ti-B20 合金 α - β 区固溶后的时效响应

图 2 所示为 Ti-B20 合金经 780 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后, 在不同温度时效的硬度曲线。由图可以看出, 当时效温度控制在 500~600 $^{\circ}\text{C}$ 时, Ti-B20 合金达到时效峰值的时间很短, 500 $^{\circ}\text{C}$ 时低于 4 h, 550~570 $^{\circ}\text{C}$ 时低于 2 h, 而 600 $^{\circ}\text{C}$ 时不到 1 h, 其时效响应速率

显著高于 BETA-C、Ti-15-3 等商用亚稳 β 钛合金^[6-8]。随着时效时间的延长, 较低的时效温度下硬度值在经过峰值后一定区间内变化幅度较小; 570 $^{\circ}\text{C}$ 时硬度有明显的下降趋势; 600 $^{\circ}\text{C}$ 时效时, 在前几个小时内, 硬度值快速跌落, 然后趋于平缓。显而易见, 时效温度越高, 合金时效后所能达到的硬度越低。

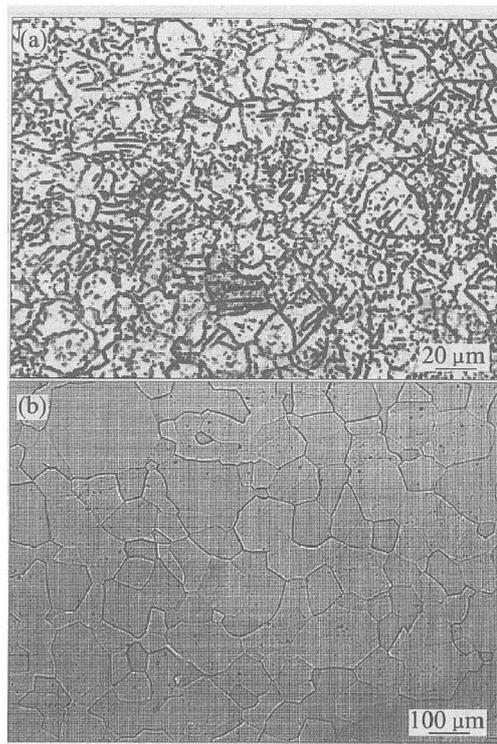


图 1 Ti-B20 合金固溶后的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Ti-B20 alloy after solution treatment

(a) -780 $^{\circ}\text{C}$, 0.5 h, water quenching;
(b) -860 $^{\circ}\text{C}$, 0.5 h, water quenching

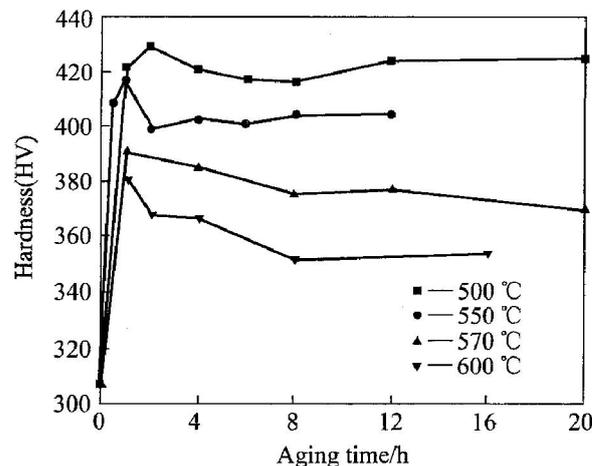


图 2 Ti-B20 合金经 780 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后的时效响应

Fig. 2 Aging response of Ti-B20 alloy after solution treatment at 780 $^{\circ}\text{C}$

表 1 所列为 Ti-B20 合金经 780 °C 固溶, 在不同温度时效 8 h 后的抗拉强度。由表中数据可以看出, 该合金的时效强化效应很高, 而且时效温度越低, 合金的强度越高, 这与图 2 中硬度值的变化是相符的。

表 1 Ti-B20 合金在不同温度时效后的强度

Table 1 Strength of Ti-B20 alloy aged at different temperatures

Aging temperature/ °C	500	550	570	600
Ultimate tensile strength/ MPa	1 551	1 429	1 317	1 222

图 3 所示为 Ti-B20 合金棒材经 780 °C 固溶, 在不同温度时效 8 h 后的高倍 SEM 像。为了获得更多的信息量, 图中试样取自棒材不同的方向。从图中可以看出, 在棒材的横截面(T)上, 初生 α 相较为均匀地析出, 并将基体分成尺寸在微米级的细小区域; 在棒材的纵向(L)上, 片状初生 α 相的长轴趋向于平行轧制方向, 这些初生 α 相的存在有效地限制了晶粒的长大。除了初生 α 相具有不同的形貌, 次生 α 相的体积密度及尺寸也明显不同。时效温度为 500 °C 时, 次生 α 相极其细密, 细小的片状 α 相厚度约为 100 nm, 这也是该温度下时效后具有高强度的原因。随着时效温度的提高, 二次 α 相的尺寸显著增大, 其体积比则呈减少的趋势, 并且在

600 °C 时有比较明显的粗化现象, 这与合金在 600 °C 时效时硬度随时效时间的延长而降低的现象是相符的。

2.3 Ti-B20 合金 β 区固溶后的时效响应

图 4 所示为 Ti-B20 合金经 β 区固溶处理后的时效硬度随时间的变化。从图可看出, Ti-B20 合金 β 区固溶后的时效响应同 αβ 区固溶时效时的情况类似, 硬度在较短的时间内就达到了峰值然后下降并渐趋平稳, 并同样遵循时效温度越高硬度越低的规律。但在相同的时效温度下, 该合金 β 区固溶加时效后的硬度明显高于 αβ 区固溶时效后的硬度, 这显然与合金 β 区固溶后亚稳 β 相的稳定性较低有关。实验表明, 进一步降低时效温度还能继续提高时效硬度, 但由于该合金 β 区固溶后的时效硬化效应极高, 在时效温度为 570 °C 时, 就相当于 αβ 区固溶后 500 °C 时效时的硬化效应, 而且 β 区固溶时由于晶粒快速长大, 晶界连续, 其塑性必然很低。这里仅列出了更有工程意义的较高时效温度下的硬度变化曲线。

图 5 所示为 Ti-B20 合金经 β 区固溶、600 °C 时效时微观组织的变化。从图中可以看出, 时效时间为 1 h 时, 析出的 α 相非常细小; 而时效时间达 8 h 时, α 粒子显著粗化, 晶界尤其明显。这与图 4 中合

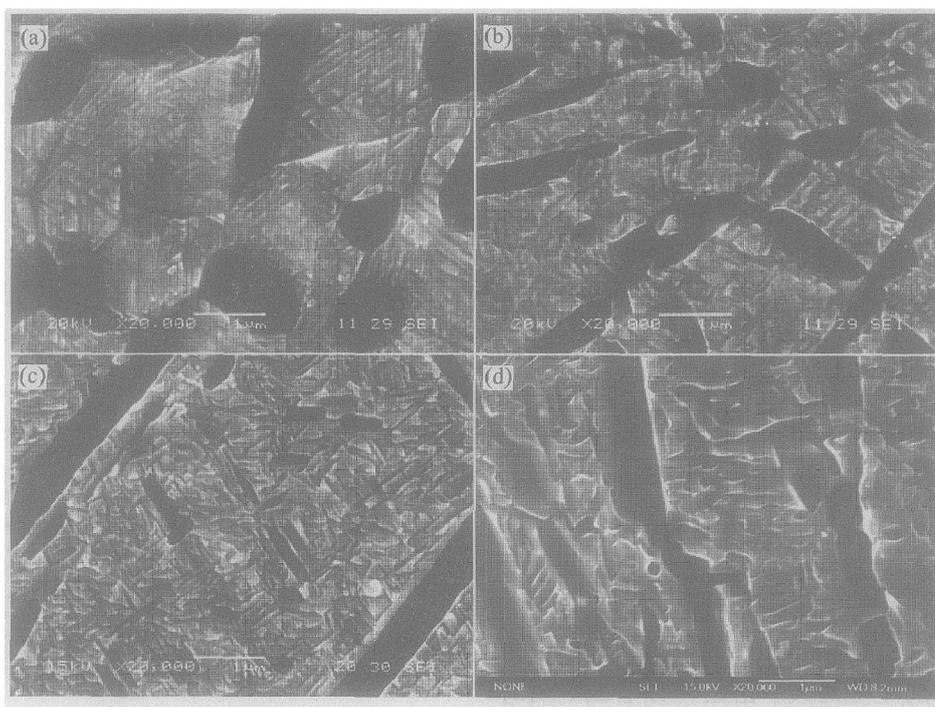


图 3 Ti-B20 棒材在不同温度时效 8 h 后的显微组织

Fig. 3 Microstructures of Ti-B20 bars after aging treatment at different temperatures
(a) —500 °C, T; (b) —550 °C, T; (c) —570 °C, L; (d) —600 °C, L

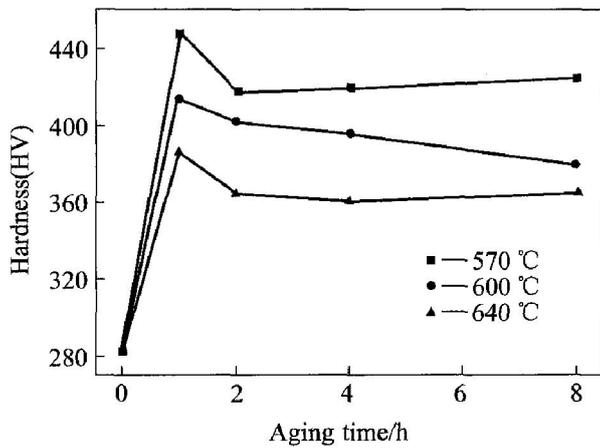


图 4 Ti-B20 合金经 860 °C 固溶后的时效响应

Fig. 4 Aging response of

Ti-B20 alloy after solution at 860 °C

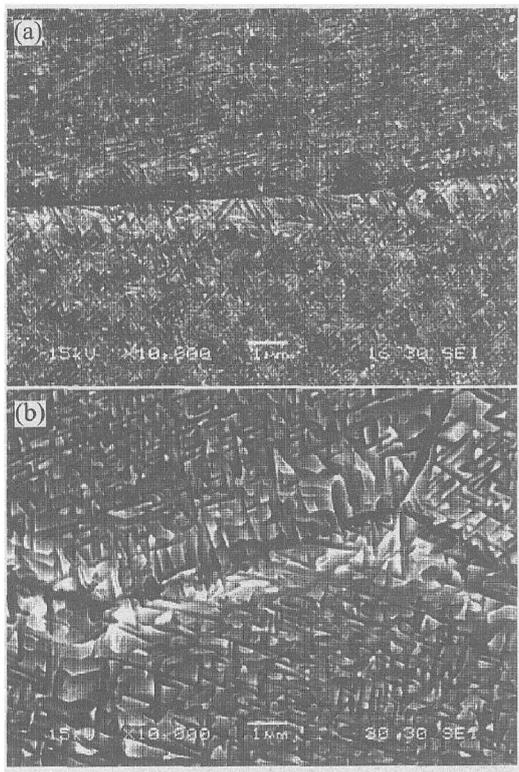


图 5 Ti-B20 试样经 860 °C 固溶后
600 °C 时效时的显微组织

Fig. 5 Microstructures of Ti-B20 samples aged at 600 °C after solution treatment at 860 °C
(a) -1 h; (b) -8 h

金在时效时硬度的变化是相符的。这是因为温度高时, 原子活动激烈, 细小的析出相造成了相界面大幅增加, 界面能也急剧升高。正是这较大的界面能为析出相的团聚及粗化提供了足够的驱动力^[9, 10]。合金在 570 °C 和 640 °C 时效时也存在类似的现象, 不过由于随着温度的升高, 析出相粗化明显, 因此

同 600 °C 时效相比, 显微组织随时间延长的变化在 570 °C 时效时较小, 但在 640 °C 时效时则相对显著, 但总体趋势相同。

一般商用亚稳 β 合金在 550 °C 以上的较高温度时效时容易产生局部析出现象, 显著降低材料的疲劳性能, 而 Ti-B20 合金由于亚稳 β 相较高的不稳定性, 在时效温度达 640 °C 时析出仍然十分均匀。

2.4 固溶温度对 Ti-B20 合金时效性能的影响

图 6 所示为 Ti-B20 合金经 780 °C 和 860 °C 固溶后在不同温度时效的性能比较。

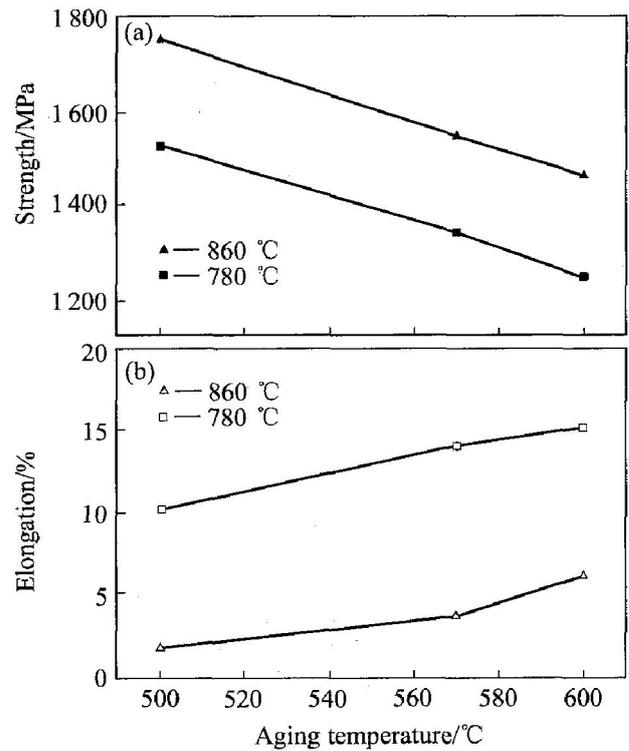


图 6 经 780 °C 和 860 °C 固溶后的 Ti-B20 试样的时效性能

Fig. 6 Aging properties of Ti-B20 samples after solution treatment at 780 °C and 860 °C

从图 6 可以看出, 无论试样的固溶温度选择在相变点下还是相变点之上, 合金时效后的强度都随时效温度的升高而降低, 而拉伸塑性随时效温度变化的趋势则基本相反。在相同的时效温度下, 合金在 β 区固溶后时效具有的强度值比 α - β 区固溶后时效高得多, 其差值达到了 200 MPa, 但这也带来了很大的负面效应, 即延伸率的急剧降低。虽然在 β 区固溶后时效的试样中没有发现平行于晶界的连续 α 片层, 但长而连续的平直晶界同样会造成合金拉伸塑性的急剧降低, 这种现象在高强度情况下尤其明显。

同现有的亚稳 β 钛合金相比^[11-15], Ti-B20 合

金的时效强化效应明显要高, 在相同的时效温度下, Ti-B20 合金典型强度值可超过同类合金 200(α β 固溶+ 时效) ~ 400 MPa(β 固溶+ 时效)。

3 结论

1) Ti-B20 钛合金具有一般亚稳 β 钛合金的时效特征, 即随着时效温度的升高, 强度降低, 塑性升高, 高温时效时易出现过时效等。

2) 由于采用了“临界钼当量条件下的多元强化”作为成分设计原则, Ti-B20 合金兼具近 β 钛合金的一些性能特点, 合金在 $\alpha\beta$ 区固溶后时效具有很好的强度与塑性的匹配。

3) 同常见的亚稳 β 钛合金相比, Ti-B20 合金的时效响应快, 时效强化效应高, 在相同的时效温度下, Ti-B20 合金固溶时效后的强度在亚稳 β 钛合金中最高。

REFERENCES

[1] Terlinde T, Fischer T. Beta Titanium Alloys [A]. Blenkinsop P A, Evans W J, Flower H M. Titanium'95 Science and Technology, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium [C]. London: The Institute of Materials, 1996. 2177 - 2194.

[2] Brewer W D, Bird R K, Wallace T A. Titanium alloys and processing for high speed aircraft [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243: 299 - 304.

[3] Bania P J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry [A]. Eylon D, Boyer R R, Koss D A. Beta Titanium Alloy in the 1990's [C]. Warrendale: TMS, 1993. 3 - 14.

[4] Ankem S, Greene C A. Recent developments in microstructure/property relationships of beta titanium alloys [A]. Titanium'98, Proceedings of Xi'an International Titanium Conference [C]. Beijing: International Academic Press, 1999. 487 - 494.

[5] 葛 鹏, 赵永庆, 周 廉, 等. 一种新型高强度高冲击韧性钛合金 [P]. 中国 02101192.3. 2002 - 08 - 19. GE Peng, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian, et al. A New High Strength High Impact Toughness Titanium Alloy [P]. CN 02101192.3. 2002 - 08 - 19.

[6] Ito K, Deguchi T, Morioka H. Tensile properties of cold-worked and high-low temperature duplex-aged Ti-15(V, Mo)-3Cr-3Sn-3Al alloys [A]. Titanium'95 Science and Technology, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium [C]. London: The Institute of

Materials, 1996. 1004 - 1010.

[7] Nwobu A I P, Flower H M, West D R F. The influence of microstructure on the tensile properties of high strength/high toughness Ti-V-Fe-Al alloys [A]. Blenkinsop P A, Evans W J, Flower H M. Titanium'95 Science and Technology, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium [C]. London: The Institute of Materials, 1996. 1243 - 1250.

[8] Suzuki T, Niwa N, Goto K, et al. Effect of aging on the mechanical properties of beta titanium alloys of Ti-13V-11Cr-3Al, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr [A]. Blenkinsop P A, Evans W J, Flower H M. Titanium'95 Science and Technology, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium [C]. London: The Institute of Materials, 1996. 1294 - 1301.

[9] 冯 端, 师昌绪, 刘治国. 材料科学导论—融贯的论述 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2002. 548 - 586. FENG Duan, SHI Chang-xu, LIU Zhiguo. Introduction to Materials Science—An Integrated Approach [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2002. 548 - 586.

[10] 哈森. 材料的相变 [M]. 刘治国译. 北京: 科学出版社, 1998. 198 - 267. Haasen P. Phase Transformations in Materials [M]. LIU Zhiguo transl. Beijing: Science Press, 1998. 198 - 267.

[11] Wagner L, Gregory J K. Improvement of mechanical behavior in Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr by duplex aging [A]. Eylon D, Boyer R R, Koss D A. Beta Titanium Alloy in the 1990's [C]. Warrendale: TMS, 1993. 199 - 209.

[12] Masahiko I, Komatsu S Y, Takashi S, et al. Effect of two phase warm rolling on aging behavior and mechanical properties of Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243: 140 - 145.

[13] Fanning J C. TMIETAL15-3 property data [A]. Eylon D, Boyer R R, Koss D A. Beta Titanium Alloy in the 1990's [C]. Warrendale: TMS, 1993. 411 - 437.

[14] Wood J R, Ferrero J G, Russo P A. Properties of BETA-CTM (Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr) [A]. Eylon D, Boyer R R, Koss D A. Beta Titanium Alloy in the 1990's [C]. Warrendale: TMS, 1993. 463 - 476.

[15] ZHOU Lian, DENG Ju. Current development of titanium science and technology in China [A]. Zhou L, Eylon D, Lutjering G. Titanium'98, Proceedings of Xi'an International Titanium Conference [C]. Beijing: International Academic Press, 1999. 52 - 64.

(编辑 李向群)