文章编号: 1004-0609(2013)06-1530-06

单级退火对 BTi-6431S 合金组织和力学性能的影响

张文婧1、宋晓云1、惠松骁1、叶文君1、王永玲1、王小翔2、王韦琪2

(1. 北京有色金属研究总院 有色金属材料制备与加工国家重点实验室,北京 100088;2. 宝钛集团有限公司,宝鸡 721014)

摘 要:采用光学显微镜、电子探针和拉伸实验研究单重退火处理对 BTi-6431S 合金显微组织和力学性能的影响。 结果表明:随退火温度的升高,合金中的初生α相粗化,趋于等轴状,体积分数逐渐降低;β 相和次生α相的体 积分数增加。随退火温度的升高,合金的室温强度先升高后降低,高温强度则逐渐升高;但是室温和高温塑性均 不断下降。经过 980 ℃退火处理后,BTi-6431S 合金获得良好的高温强度和室温塑性匹配,此时合金 650 ℃的抗 拉强度达到 600 MPa 以上,室温伸长率超过 8%。

 关键词:高温钛合金;BTi-6431S 合金;单重退火;显微组织;力学性能

 中图分类号:TG146.2

 文献标志码:A

Effect of single annealing on microstructure and mechanical properties of BTi-6431S titanium alloy

ZHANG Wen-jing¹, SONG Xiao-yun¹, HUI Song-xiao¹, YE Wen-jun¹, WANG Yong-ling¹, WANG Xiao-xiang², WANG Wei-qi²

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,
 General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China;
 2. Baoti Group Co., Ltd., Baoji 721014, China)

Abstract: The effects of single annealing on the microstructure and mechanical properties of BTi-6431S titanium alloy were studied by OM, EPMA and tensile test. The results show that, with increasing annealing temperature, the primary α phase becomes coarse, then changes into equiaxed shape, and its volume fraction decreases gradually, while the volume fractions of β phase and secondary α phase increase. With elevating the annealing temperature, the room temperature strength increases at first and then decreases, while the high temperature strength increases gradually, but the room-temperature and high-temperature ductility decreases. After annealing at 980 °C, BTi-6431S alloy acquires good strength at high-temperature and plasticity at room-temperature. The ultimate tensile strength at 650 °C can reach more than 600 MPa, and the room-temperature elongation is more than 8%.

Key words: high temperature titanium alloy; BTi-6431S alloy; single annealing; microstructure; mechanical properties

高温钛合金具有较高的比强度、良好的热强性和 优异的耐蚀性,广泛地应用在航空航天领域^[1]。目前, 国内外得到应用的高温钛合金的最高使用温度为 600 ℃,典型代表为英国的 IMI834^[2]、美国的 Ti-1100^[3]、 俄罗斯的 BT36^[4]以及中国的 Ti60^[5]和 Ti600^[6]。由于 使用温度的升高会大大降低高温钛合金的蠕变抗力和 高温抗氧化性能,因此,发展 600 ℃以上的高温钛合 金成了困难。

随着航天工业的快速发展,新型高性能飞行器的 研制工作受到了人们的高度重视,这要求壳体材料在

基金项目: 有研总院创新基金资助项目(23056)

收稿日期: 2012-08-27; 修订日期: 2013-01-10

通信作者: 宋晓云, 工程师, 博士; 电话: 010-82241162; E-mail: songxiaoyun82@126.com

650~700 ℃下具有良好的瞬时强度和持久的蠕变性 能。为了保证材料在严格工作环境下具有可靠的综合 性能,宝钛集团联合北京有色金属研究总院在 BT25y 的基础上,同时加入一定量的 Nb 和 W 两种高熔点 β 稳定元素,并将 Mo 元素的含量调整到 3%左右,研究 出一种新型 α+β 型钛合金 BTi-6431S,其名义成分为 Ti-6.5AI-3Sn-3Zr-3Mo-3Nb-1W-0.2Si。该合金具有良 好的室温强度、加工塑性和焊接性能,并且在高温下 显示出更高的瞬时强度以及大载荷持久和蠕变的良好 匹配^[7-8],可用于 650~700 ℃下短时应用的航空航天结 构件。热处理是一种改善钛合金力学性能的有效方法。 目前,关于热处理对 BTi-6431S 合金组织和性能影响 的研究工作甚少,因此,本文作者对 BTi-6431S 合金 进行单重退火处理,研究其对合金显微组织和力学性 能的影响,为该合金热处理制度的制定奠定基础。

1 实验

实验用 BTi-6431S 合金薄板由宝钛集团有限公司 提供,为了得到大尺寸的 3 mm 厚的薄板,保证合金 的加工工艺性能,适当降低了合金中β稳定元素含量。 经两相区温度退火处理后合金的原始组织如图 1 所 示。由图 1 可知,合金由块状和板条状的初生α相和 片层状的β转变组织(β_i)组成。采用淬火金相法测得该 合金的相变点为 990~1 000 ℃。根据相变点制定热处 理制度如表 1 所列。



图1 经两相区轧制后的原始组织

Fig. 1 Optical original microstructure rolled in $(\alpha+\beta)$ phase field

将热处理后的合金线切割成标距为 50 mm 的标 准拉伸试样,在AG-250 KNIS Ms 型万能拉伸实验机 上进行室温拉伸,拉伸速度为 3 mm/min;并在 Instron-5582 型高温拉伸试验机上进行高温拉伸,拉 伸速度为4mm/min;利用 Axiovert 200 MAT 型 Zeiss 光学显微镜观察分析热处理前后的显微组织;采用 JEOL JXA-8100 型电子探针测定了合金中元素含量。

表1 BTi-6431S 合金的热处理工艺

 Table 1
 Heat treatment of BTi-6431S alloy

	-					
Sample No.	Heat treatment	Heat treatment				
1	850 °C, 2 h, AC					
2	900 °C, 2 h, AC					
3	920 °C, 2 h, AC					
4	940 °C, 2 h, AC					
5	960 °C, 2 h, AC					
6	980 °C, 2 h, AC					
7	1 000 °C, 2 h, AC					

AC is air cooling.

2 结果与分析

2.1 热处理对合金显微组织的影响

图 2 所示为 BTi-6431S 合金单重退火后的金相组 织。样品经 850 ℃退火后,初生 α 相含量(体积分数) 高达 76%,呈板条状,提高退火温度,初生α相逐渐 趋于等轴化。由图2可知,随着退火温度的升高,初 生 α 相的体积分数有所变化, 经 850~940 ℃退火后, 初生α相体积分数约为70%,变化不明显,但在960~ 1 000 ℃下退火时,初生 a 相体积分数大幅减少,由 940 ℃时的 70%下降到 980 ℃时的 43%, 经 1 000 ℃ 退火后,在晶界处已观察不到初生α相。说明退火温 度越接近相变点,该合金的初生 α 相体积分数对温度 越敏感。而对于次生α相,在850~940℃下退火,转 变得到的 β 相体积分数少,空冷过程中转变的次生a相少且细小;而当退火温度升高到960和980℃时, 原子的扩散系数增加,初生α相向β相转变的数量增 多,使得 β 相中的Al含量升高,在随后空冷过程中, 退火温度高的 β 相中AI通过短程扩散生成次生 α 相, 次生 α 相优先在 α/β 界面上析出,通过界面迁移长大^[9]。

采用电子探针对热处理后的试样中各相进行成分 分析,如表 2 所列。试样中初生 α 相中的 Al 含量均高 于 β_t 的,而 Nb、Mo、W 的含量都明显低于 β_t 的。随 退火温度的升高, β_t 中 Al 含量升高,而 Nb、Mo 和 W 的含量降低。说明在退火过程中,原来固溶在 α 相中 的 Al 通过扩散进入 β 相中,温度越高则元素扩散系数 越大,初生 α 转变为 β 相的速率增加,得到更多的 β



图 2 不同条件下热处理后合金金相组织

Fig. 2 Optical micrographs of samples after annealing under different conditions: (a) 850 °C, 2 h, AC; (b) 920 °C, 2 h, AC; (c) 940 °C, 2 h, AC; (d) 960 °C, 2 h, AC; (e) 980 °C, 2 h, AC; (f) 1 000 °C, 2 h, AC

表2 不同热处理状态下各相元素的质量分数

Table 2 Mass fractions of elements in each phase after different heat treatment

Heat treatment	Phase	Mass fraction/%						
		Al	Sn	Zr	Мо	Nb	W	Si
900 °C, 2 h, AC	Primary α phase	6.549	2.933	2.460	0.547	0.938	0.110	0.088
	$eta_{ ext{t}}$	5.203	3.033	2.460	2.687	1.361	0.733	0.162
940 °C, 2 h, AC	Primary α phase	6.426	2.948	2.557	0.675	1.086	0.259	0.098
	$eta_{ ext{t}}$	5.392	3.120	2.616	1.834	1.278	0.544	0.135
960 °C, 2 h, AC	Primary α phase	6.790	2.896	2.590	0.39	0.716	0.022	0.139
	$eta_{ ext{t}}$	5.504	3.202	3.086	1.813	1.295	0.513	0.167
980 °C, 2 h, AC	Primary α phase	7.148	2.790	2.439	0.287	0.596	0.058	0.106
	$eta_{ ext{t}}$	5.621	3.229	2.927	1.675	1.265	0.467	0.160

相;同时β相中β稳定元素含量的减少降低了β相的 稳定性,有利于空冷过程中β相向次生α相转变,使 得次生α相体积分数增加,这与图2观察到的结果相 一致。

2.2 热处理对合金室温性能的影响

图 3 所示为 BTi-6431S 合金经 850~1 000 ℃退火 后室温拉伸性能随退火温度的变化曲线。由图 3 可知, 合金具有优异的室温性能,经 650 ℃和 980 ℃退火后, 抗拉强度(σ_b)大于 1 000 MPa, 屈服强度(σ_{0.2})大于 900 MPa, 伸长率(*δ*)在 10%左右。



Fig. 3 Relationships among annealing temperature and tensile properties of alloys at room temperature

由图 2 可知,合金在 850~960 ℃退火时,初生 α 相向 β 相发生转变,随着退火温度的升高,β 相体积 分数增加,使得 α 相与β 相之间的相界面数目增加, 有利于提高材料的界面强度;并且次生α相体积分数 增加,细小的次生α相起到了弥散强化的作用。但当 温度升高到 980 ℃后,晶粒尺寸发生长大,减少了相 界面的面积,合金强度降低。

室温塑性随退火温度的升高而降低,伸长率由 850 ℃退火后的 12%降低到 1 000 ℃退火后的 3%,这 主要由两个方面引起的。首先,双态组织的拉伸变形 是在初生 α 相的个别晶粒中以滑移开始的,随着变形 程度的增加,滑移占据越来越多的 α 晶粒,并向周围 的 β_t 扩展。退火温度越低,初生 α 相体积分数越多, 降低了初生 α 相间的平均自由程,减小滑移带间距, 位错分布均匀,减小了应力集中,对塑性有利^[10]。其 次,次生 α 相的影响。当退火温度超过 960 ℃时,片 状次生 α 相的体积分数增加。由于 β_t 中的变形先从 β 相开始,逐渐向次生 α 相进行。而 α/β 界面具有一定 的伯格斯位向关系,即(0001)_{α}//(101)_{β},[2110]_{α}// [111]_{β},只有当位错沿着(101)_{β}[111]_{β}滑移系方向 进行时,变形才会顺利地从 β 相向次生 α 相进行^[11], 这使得片状组织与初生 α 相相比塑性变形困难,所以 退火温度越高, β_t 体积分数越高,塑性越低。且 LÜTJERING^[12]认为减小片层 α 相的尺寸有利于提高 材料伸长率,所以,退火温度较低时,BTi-6431S 中 次生 α 相比较细小,塑性好。

2.3 热处理对合金高温性能的影响

图 4 所示为 BTi-6431S 合金的 650 和 700 ℃拉伸 性能与退火温度的关系曲线。该合金经简单的退火处 理后,650 ℃下的 σ_b 可达到 600 MPa 以上,与 Ti-1100 和 BT36 在 600 ℃下的 σ_b 相当(Ti-1100 的 σ_b 约为 630 MPa,BT36 的 σ_b 约为 640 MPa)^[13]。随退火温度的升 高,抗拉强度升高,塑性降低。虽然经 1 000 ℃退火 后合金高温强度最高,但此时合金为魏氏组织,室温 塑性很差,无法满足加工性能的要求,所以退火温度 选择在相变点以下。



图 4 单重退火温度与合金高温拉伸性能的关系

Fig. 4 Relationships among annealing temperature and tensile properties of alloys at 650 and 700 $^{\circ}$ C

合金的高温强度的变化与图 2 中 β_t 含量的变化趋势一致,即随退火温度的升高二者都增大。850~940 °C 退火时,由于退火温度较低, β_t 和次生 α 相体积分数较少,强度上升缓慢;而在较高温度(960~1 000 °C)下退火时,初生 α 相向 β 相转变速度加快, β_t 的尺寸增大,含量不断增加,次生 α 相体积分数增加,高温强度明显上升。可知,片层状 β_t 有利于提高 BTi-6431S 合金在 650 和 700 °C时的强度。电子探针结果表明,随退火温度的升高,初生 α 相中的 Al 元素含量增加,提高初生 α 相固溶强化的作用,使合金的高温强度上

升。 与室温拉伸不同的是,BTi-6431S 合金在 650 和 700 ℃拉伸过程中,强化机制发生了变化。室温下,

700 ℃拉伸过程中,强化机制发生了变化。室温下, 界面数量的增加可以有效提高合金的强度,但在高温 下其强化作用被削弱。这是因为一方面随变形温度的 升高,界面对变形的阻力大为减弱^[14];另一方面,对 BTi-6431S 合金而言,β 相稳定元素(Nb、Mo、W)的 加入强化了β相的同时,增加了β相的体积分数,使 *a*/β 相界面增加,而 *a*/β 相界面在 *a*/β、*a*/*a*、β/β 这 3 种相界面的强度中是最低的(相界变形抗力大小 *a*/β≪*a*/*a*≈β/β),即 *a*/β 相界易发生滑移^[15-18],此时 *a*/β 相界面数目的增加会降低合金高温强度。

退火温度升高时,初生α相和β,的尺寸增大,粗 大组织不利于合金塑性变形,导致 BTi-6431S 合金的 高温塑性随退火温度的升高而降低。

在本研究所选用的相变点以下热处理制度中,合 金经 980 ℃退火后,在片层状的 β,基体上分布着约 40%的初生α相,其室温抗拉强度为1060 MPa,屈服 强度为 900 MPa,伸长率大于 8%,并且在 650 和 700 ℃下的抗拉强度最高,塑性均大于 20%,具有良好的 室温塑性和高温强度匹配,可确定 BTi-6431S 合金的 最佳退火温度为 980 ℃。

3 结论

1) BTi-6431S 合金经两相区退火后,随着退火温度的升高,初生α相向β相转变速度增大,β相中的次生α相尺寸和体积分数增加。

2)随着退火温度的升高,由于初生α相与β相之间的相界面数目的变化和次生α相的生成与长大,使得BTi-6431S合金的室温强度先升高后降低,塑性逐渐降低。

3)随着退火温度的升高, β_t和次生α相的体积分数增加,初生α相固溶强化效果的增强,使得 BTi-6431S 合金在 650 和 700 ℃下的强度升高,塑性 下降;其在 650 ℃下的抗拉强度与 Ti-1100 和 BT36 在 600 ℃下的相当。

REFERENCE

 刘 莹, 曲周德, 王本贤. 钛合金 TC4 的研究开发与应用[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(5): 48-50.
 LIU Ying, QU Zhou-de, WANG Ben-xian. Research development and application of Ti6A14V alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2005, 28(5): 48-50.

- [2] WANJARA P, JAHAZI M, MONAJATI H, YUE S, IMMARIGEON J P. Hot working behavior of near-α alloy IMI834[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 396: 50–60.
- [3] MADSEN A, GHONEM H. Effects of aging on the tensile and fatigue behavior of the near-α Ti-1100 at room temperature and 593 °C[J]. Materials Science and Engineering A, 1994, 177: 63-73.
- [4] 郝孟一, 蔡建明, 杜 娟. 热处理对 BT36 高温钛合金组织及 性能的影响[J]. 航空材料学报, 2003, 23(2): 14-17.
 HAO Meng-yi, CAI Jian-ming, DU Juan. The effect of heat treatment on microstructure and properties of BT36 high temperature alloy[J]. Journal of Aeronautical Material, 2003, 23(2): 14-17.
- [5] JIA Wei-jun, ZENG Wei-dong, ZHOU Yi-gang, LIU Jian-rong, WANG Qing-jiang. High-temperature deformation behavior of Ti60 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 4068–4074.
- [6] NIU Yong, LI Miao-quan. Effect of 0.16 wt% hydrogen addition on high temperature deformation behavior of the Ti600 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 513/514: 228–232.
- [7] 王小翔, 王韦琪, 马红海. 700 ℃时高温高强 BTi-6431S 合金的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s792-s795.

WANG Xiao-xiang, WANG Wei-qi, MA Hong-hai. Microstructure and mechanical properties of high temperature and high strength BTi-6431S alloy at 700 °C[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s792–s795.

- [8] 杨 伟,王 俭,王红武,董振建,王小翔,王韦琪. 热加工 工艺对 BTi-6431S 钛合金厚板与组织的影响[J]. 中国有色金 属学报, 2010, 20(S1): s104-s106.
 YANG Wei, WANG Jian, WANG Hong-wu, DONG Zhen-jian, WANG Xiao-xiang, WANG Wei-qi. Effect of hot working process on microstructure and properties of BTi-6431S titanium alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s104-s106.
 [9] 王志辉,夏长清,彭小敏,陈志宏,李学雄. 热处理工艺对
- [9] 王志辉,夏长清,彭小敏,陈志宏,李学雄. 热处理工艺对 Ti62421s 高温钛合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金 属学报, 2010, 20(12): 2298-2306.
 WANG Zhi-hui, XIA Chang-qing, PENG Xiao-min, CHEN Zhi-hong, LI Xue-xiong. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti62421s high temperature titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(12): 2298-2306.
- [10] 段 锐, 蔡建明, 李臻熙. 初生 α 相含量对近 α 钛合金 TG6 拉伸性能和热稳定性的影响[J]. 航空材料学报, 2007, 27(3): 17-21.

DUAN Rui, CAI Jian-ming, LI Zhen-xi. Effect of primary α

phase volume fraction on tensile property and thermal stability of near-alpha TG6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Material, 2007, 27(3): 17–21.

- [11] WANG Tao, GUO Hong-zhen, WANG Yan-wei, PENG Xiao-na, ZHAO Yan, YAO Ze-kun. The effect of microstructure on tensile properties, deformation mechanisms and fracture models of TG6 high temperature titanium alloy [J]. Material Science and Engineering A, 2011, 528: 2370–2379.
- [12] LUTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of $(\alpha+\beta)$ titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 32–45.
- [13] 许国栋, 王风娥. 高温钛合金的发展和应用[J]. 稀有金属, 2008, 32(6): 774-780.
 XU Guo-dong, WANG Feng-e. Development and application on high-temperature Ti-based alloys[J]. Rare Metal, 2008, 32(6): 774-780.
- [14] 胡赓祥, 蔡 珣, 戎咏华. 材料科学基础[M].北京: 上海交通 大学出版社, 2000: 185.
 HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of material science[M]. Beijing: Shanghai Jiaotong University

Press, 2000: 185.

- [15] KIM J H, CHANG Y W, LEE C S. Quantitative analysis on boundary sliding and its accommodation mode during super plastic deformation of two-phase Ti-6AI-4V alloy[J]. Metallurgical and Material Transaction A, 1998, 29(1): 217–226.
- [16] KIM J H, SEMIATIN S L, LEE C S. High-temperature deformation and grain-boundary characteristics of titanium alloys with an equiaxed microstructure[J]. Material Science and Engineering A, 2008, 485: 601–612.
- [17] KIM J H, LEE Y T, PARK C G, LEE C S. Microstructural analysis on boundary sliding and its accommodation mode during super plastic deformation of Ti-6Al-4V alloy[J]. Material Science and Engineering A, 1999, 263: 272–280.
- [18] 王 永, 卢 斌, 杨 锐. 钼钨含量和热处理对一种高温钛 合金拉伸性能的影响[J]. 材料研究学报, 2010, 24(3): 283-288.
 WANG Yong, LU Bin, YANG Rui. Effect of (Mo, W) content and heat treatment on the tensile properties of high-temperature titanium alloy[J]. Chinese Journal of Material Research, 2010, 24(3): 283-288.

(编辑 龙怀中)