

TB8 超高强度钛合金热工艺参数研究

Thermo-mechanical Processing Parameters of TB8
Super-high Strength Titanium Alloy

周晓虎¹, 马文革¹, 俞汉清², 朱知寿³

(1 陕西红原航空锻铸工业公司, 陕西三原 713801;

2 西北工业大学, 西安 710072; 3 北京航空材料研究院, 北京 100095)

ZHOU Xiao-hu¹, MA Wen-ge¹, YU Han-qing², ZHU Zhi-shou³

(1 Hongyuan Aviation Forging and Casting Industry Company,

Shaanxi Sanyuan 713801, China; 2 Northwestern Polytechnical University,

Xi an 710072, China; 3 Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 采用对比的方法研究了锻造温度、变形程度、锻后冷速对 TB8 钛合金组织性能的影响。试验结果表明, 相变点以上 30 ~ 50 的 β 锻造方法、30% ~ 65% 的较大变形程度、锻后采用空冷, 并采用合适的固溶时效热处理制度, 可获得强度-塑性-韧性的最佳匹配。

关键词: TB8 钛合金; β 锻造; 组织; 性能

中图分类号: TG335.5; TG146.23 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2003) 08-0037-03

Abstract: The effect of forging processing parameters such as forging temperature, deformation and post-forging cooling rate on microstructure and mechanical properties of TB8 titanium alloy was studied. The results show that, after β forging by 30% to 65% at $T_{\beta} + 20$ and by post-forging air cooling way, optimum mechanical properties can be obtained with proper heat treatment processing.

Key words: TB8 titanium alloy; β forging; microstructures; properties

TB8 合金是新型亚稳定 β 型钛合金, 该合金具有优良的高温强度和抗蠕变性能、优异的成形性、深的淬透性、高的抗氧化性和良好的抗腐蚀能力等特性, 可用于制作有温度要求的飞机结构件或发动机结构件、蜂窝、紧固件和液压管材等, 还可用作金属基复合材料的基体、铸件等^[1]。

为适应我国航空工业发展的需要, 提高飞机结构用钛合金的强度与塑性的匹配关系^[2,3], 开展了 TB8 超高强度钛合金的锻造工艺参数研究, 为进一步研制高强度航空锻件打下理论基础。本工作着重研究变形温度、变形程度、锻后冷却速度及热处理制度等热工艺参数与该合金的强度、塑性和韧性的关系, 以求寻找使强度-塑性-韧性得到最佳配合的热加工工艺。

1 原材料和试验方法

1.1 原材料

试验用原材料的化学成分见表 1。用金相法测定的合金相变点为 817 。

1.2 试验方法

$\phi 100\text{mm}$ 棒材的锻造变形在 3t 自由锻锤和 1600t 水压机上进行。锻造和热处理加热均用高温电阻加热

炉。在放料前用九点测温法校验炉温, 以保证炉温的精度。用 NEOPHOT 21 金相显微镜观察金相组织, 并拍摄金相照片。

表 1 原材料的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of raw material TB8 (mass fraction, %)

Ti	Mo	Al	Nb	Si	Fe	C	N	O	H
Bal	14.5	2.9	2.85	0.19	0.07	0.02	0.02	0.09	0.002

为了寻求使强度-塑性-韧性得到最佳配合的热工艺参数, 试验选用 6 种锻造方法、2 种锻后冷却速度、4 种变形程度、5 种热处理制度进行探索研究, 具体方案如下。

1.2.1 锻造方法

(1) 常规锻造: 加热温度为相变点以下 40 ($T_{\beta} - 40$)、相变点以下 30 ($T_{\beta} - 30$)。

(2) 近 β 锻造: 加热温度为相变点以下 15 ($T_{\beta} - 15$)、相变点以下 20 ($T_{\beta} - 20$)。

(3) 正 β 锻造: 加热温度为相变点 T_{β} 附近。

(4) 常规 β 锻造: 加热温度为相变点以上 20 ($T_{\beta} + 20$)、相变点以上 40 ($T_{\beta} + 40$)、相变点

以上 60 ($T_{\beta} + 60$)。

(5) 常规 β 锻+ 常规锻: 第一火加热温度在相变点以上 20 ($T_{\beta} + 20$)、第二火加热温度在相变点以下 20 ($T_{\beta} - 20$)。

(6) 常规 β 锻+ 常规锻: 第一火加热温度在相变点以上 25 ($T_{\beta} + 25$)、第二火加热温度在相变点以下 55 ($T_{\beta} - 55$)。

1.2.2 锻后冷却速度

锻后冷却速度选用空冷和水冷两种。

1.2.3 变形程度

变形程度选用 15%、30%、45%、65% (包括 70%)。

1.2.4 热处理制度

热处理制度 5 种选用 800 / 40min, WQ + 560 / 8h, AC; 800 / 1.5h, WQ + 570 / 8h, AC; 800 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC; 780 / 40min, WQ + 560 / 8h, AC; 800 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC。

2 试验结果与讨论

2.1 锻造温度与性能的关系

在 45% 相同的变形程度下, 选取 4 种锻造方法和 6 种加热温度, 即 777 常规锻造, 802 近 β 锻造, 817 正 β 锻造, 以及 837, 857, 877 的不同温度 β 锻造。锻后冷却除正 β 锻造锻后只采用空冷外, 其余均采用空冷和水冷。热处理制度均采用 800 / 1h, WQ (固溶) + 560 / 8h, AC (时效)。上述不同热工艺参数试验性能测试结果见图 1 所示。

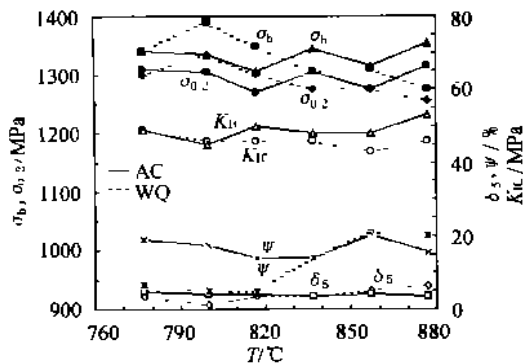


图 1 锻造温度与力学性能的关系

Fig. 1 The relationship between forging temperature and mechanical properties

从图 1 可知, 提高加热温度, 强度有提高的趋势, 但有波动。加热温度从相变点以下 40 的常规锻造到相变点以上 60 的 β 锻造, 强度 σ_b 在 1260 ~ 1390 MPa 之间变化, $\sigma_{0.2}$ 在 1215 ~ 1335 MPa 之间波

动, 可满足技术条件提出的要求。而塑性随加热温度的升高有下降的趋势, 但锻后水冷的塑性随加热温度的升高却有上升的趋势。断裂韧性随着锻造温度的提高同样有提高的趋势, 但仍需要进一步提高, 这可通过进一步提高原材料的冶金质量和原始组织状态来改善。

2.2 变形程度与性能的关系

选取 15%、30%、45%、60% 四个变形量在锤上进行 β 锻造 ($T_{\beta} + 20$), 锻后采用空冷, 热处理制度均为 800 / 1h, WQ (固溶) + 560 / 8h, AC (时效)。上述热工艺参数试验所测得的性能数据见图 2。

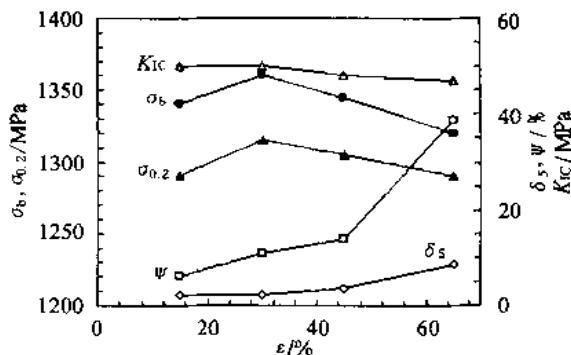


图 2 变形程度与力学性能的关系

Fig. 2 The relationship between forging deformation and mechanical properties

由图 2 表明, β 锻造 ($T_{\beta} + 20$) 时, 拉伸强度看来并不依赖于变形量。在相同的热处理条件下, 变形程度从 15% 提高到 65%, σ_b 同属于高强度水平。断裂韧性 (K_{IC} 值) 也有同样的情况。这是由于不同变形量经同一热处理 (固溶+ 时效) 后, 其高倍组织均为在 β 基体上析出较为细小的等轴 α (见图 3) 所致。而塑性随变形程度的增加有提高的趋势, 这是由于随变形程度的增加, 原始 β 晶粒 (包括晶界) 破碎程度加大, 最后可得到较为细小的晶粒, 使塑性提高。图 3a 为 $\epsilon = 15\%$ 的高倍组织, 从图 3a 可看出, 由于变形程度较小, 晶界 α 没有得到充分破碎, 故塑性较低, $\delta_5 = 2.2\%$, $\psi = 6.2\%$ 。因此, 对 TB8 合金宜采用大变形程度。

2.3 热处理制度与性能的关系

在相同的 β 锻造温度 ($T_{\beta} + 20$)、相同的变形程度 ($\epsilon = 70\%$) 下, 选取了 4 种热处理制度, 即 800 / 1h, WQ + 560 / 8h, AC; 800 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC; 780 / 40min, WQ + 560 / 8h, AC; 780 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC, 结果见表 2。

由表 2 可知, β 锻造 ($T_{\beta} + 20$) 时, 采用 800 / 1h, WQ + 560 / 8h, AC 或 800 / 40min, WQ +

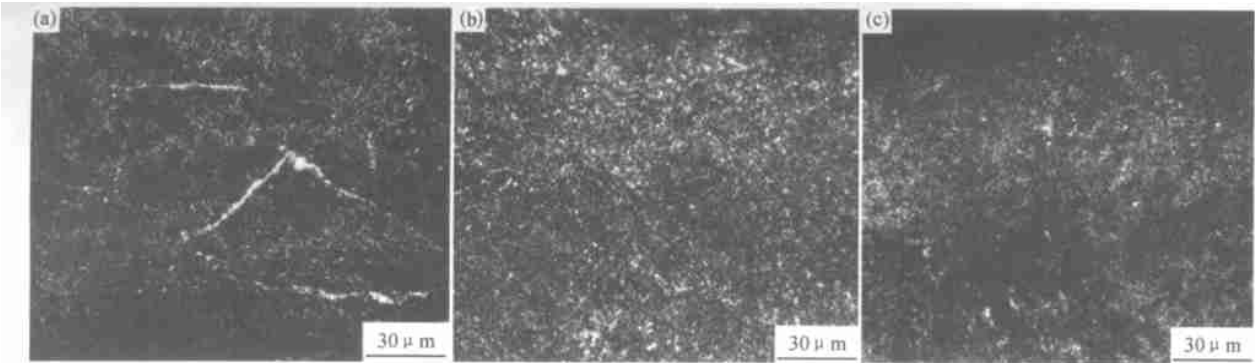


图 3 β 锻 ($T_{\beta} + 20$) 不同变形程度下的高倍组织 (a) $\epsilon = 15\%$; (b) $\epsilon = 30\%$; (c) $\epsilon = 65\% \sim 70\%$
Fig. 3 Microstructures obtained after different forging deformation degrees at $T_{\beta} + 20$

表 2 β 锻造 ($T_{\beta} + 20$) 时不同热处理制度下的力学性能

Table 2 Mechanical properties after different heat treatments forging at $T_{\beta} + 20$

Deformation / $\%$	Cooling rate	Heat treatment	Room temperature tensile properties				Toughness (C-R) $K_{IC} / (MPa \cdot m)$
			σ_b / MPa	$\sigma_{0.2} / MPa$	$\delta / \%$	$\psi / \%$	
65	AC	800 / 1h, WQ + 560 / 8h, AC	1320	1290	8.7	38.8	47
70	WQ	800 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC	1245	1205	10.5	55.0	46
70	WQ	780 / 40min, WQ + 560 / 8h, AC	1420	1375	3.8	16.5	45
70	WQ	780 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC	1360	1340	4.7	22.9	40

Note: K_{IC} is obtained on C-R direction of processing experimental materials, not the final forgings.

580 / 8h, AC 的热处理制度, 能使强度-塑性-韧性得到较好的匹配。从组织形态上看, 上述 4 种热处理制度下的高倍组织均为在 β 基体上分布有大小不等的球状 α (见图 4), 没有十分明显的差别。只是 800 / 1h, WQ + 560 / 8h, AC 及 800 / 40min, WQ +

580 / 8h, AC 所得到组织, 球状 α 大小均匀程度 (图 4c) 相对比另两种热处理制度下的组织 (图 4a, b) 要好一些。前面已分析, 由于这种组织状态的原因, K_{IC} 值偏低。因此, 调整热处理制度可在一定程度上进一步优化强度-塑性-韧性之间的匹配关系^[4]。

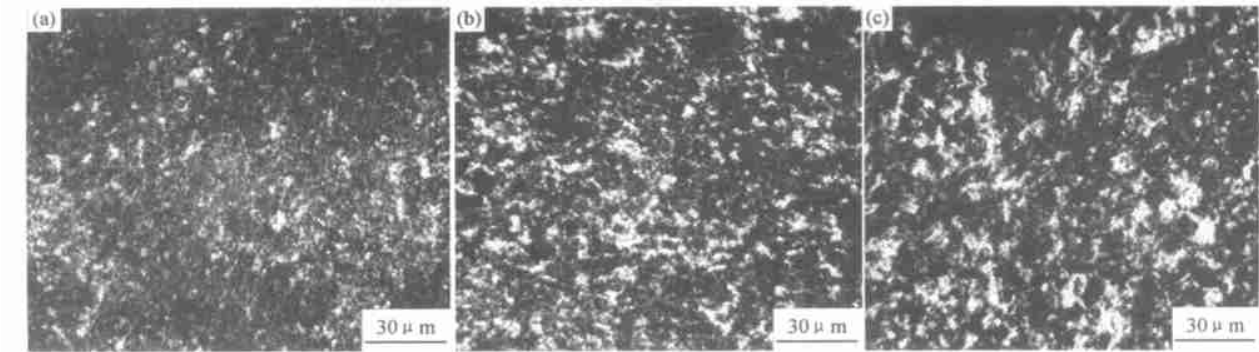


图 4 β 锻 ($T_{\beta} + 20$) 不同热处理制度下的高倍组织

Fig. 4 Microstructures obtained after different heat treatments forging at $T_{\beta} + 20$

(a) 780 / 40min, WQ + 560 / 8h, AC; (b) 780 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC; (c) 800 / 40min, WQ + 580 / 8h, AC

molecules, 1978, 11: 1126.

- [22] P J Flory, L L Chapoy. Recent Advances in Liquid Crystalline Polymers [M]. London: Elsevier, 1985. 99.
- [23] M. Ballauff. Phase equilibria in rodlike systems with flexible side chains [J]. Macromolecules, 1986, 19: 1366.
- [24] S Trohalaki, et al. Molecular dynamics simulation of a single-component molecular composite: poly (p-phenylene benzo-bisthiazole) / meta-poly (aryl ether ketone) block copolymer [J]. Polymer, 1996, 37: 1841.
- [25] P J Flory. Statistical thermodynamics of mixtures of rodlike particles: 6 rods connected by flexible joints [J]. Macromolecules, 1978, 11: 114.
- [26] M Ballauff. Soluble polyesters: an approach to molecular reinforcement [J]. Polym Adv Techn, 1990, 1: 109.
- [27] H.T. Land et al. Synthesis of arylsubstituted monomers for high-performance polymers [J]. Makromol Chem 1990, 191: 2005.
- [28] K Bhowmik, et al. Crystalline and liquid crystalline properties of polyesters of phenyl-substituted 4, 4'-biphenols and 1, 1'-binaphthyl-4, 4'-diol with either 2-bromoterephthalic acid or 2-phenyl-terephthalic acid [J]. Macromolecules, 1993, 26: 440.
- [29] S Claflen, et al. Integration of Fundamental Polymer Science and Technology IV [M]. P Lemstra ed, London: Elsevier Appl Publish, 1990.
- [30] W Huh, et al. Phase Behavior of Rod/Coil/Solvent Ternary Systems with Rod/Coil Interaction [J]. Polymer, 1992, 33: 789.
- [31] P C Painter, et al. Free volume in hydrogen bonding polymer blends [J]. Polym Prepr, 1990, 31 (1): 537-538.
- [32] M M Coleman, et al. Functional group accessibility in hydrogen bonded polymer blends [J]. Macromolecules, 1996; 29: 6820.
- [33] W Brostow, et al. Polydisperse polymer liquid crystals near the anisotropic-isotropic transition [J]. J Chem Phys, 1996, 105 (10): 4367.
- [34] H H Chuah, et al. Scaling analysis in the phase separation of poly (p-phenylene benzo-bisthiazole) / Nylon 66 rigid-rod molecular composites [J]. Polymer, 1989, 30: 1591.
- [35] W F Hwang, et al. Composites on a molecular level: phase relationships, processing, and properties [J]. J Macromol Sci Phys, 1988, B22 (2): 231.
- [36] J Clauss, et al. Determination of Domain Sizes in Heterogeneous Polymers by Solid-State NMR [J]. Acta Polym, 1993, 44: 1.
- [37] Y K Dai, et al. Molecular composites [J]. Pure Appl Chem, 1995, 67: 1991.
- [38] J W MacLachlan, et al. Characterization of rigid-rod molecular composites by photothermal and ultrasonic imaging [J]. Polymer Com, 1987, 28: 326.

(上接第 27 页)

- [10] 李才伟, 吴金平. 岩石中结晶颗粒竞争生长的随机元胞自动机模拟 [J]. 地球科学—中国地质大学学报, 1996, 21 (6): 593 - 595.
- [11] Stephen Wolfram. CA as models of complexity [J]. Nature, 1984, 311 (4): 419- 424.
- [12] Stephen Wolfram. Theory and application of Cellular Automaton [C]. Singapore: World Scientific, 1986: 126- 170.
- [13] Ch-A Gandin, J-L Desbriolles, M Rappaz. A Three-Dimensional Cellular Automaton-Finite Element Model for the Prediction of Solidification Grain Structure [J]. Metall Mater Trans A, 1999 (30A): 3153- 3165.
- [14] FENG Weiming, Xu Qingyan and LIU Baicheng. Microstructure simulation of aluminum alloy using parallel computing technique [J]. ISIJ International, 2002, 42 (7): 702- 707.
- [15] 柳白成, 荆涛. 铸造工程的模拟仿真与质量控制 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2001.

基金项目: 江西省自然科学基金项目 (0250006)

收稿日期: 2003-02-21; 修订日期: 2003-05-08

作者简介: 郭洪民 (1977-), 男, 博士, 联系地址: 南昌大学机电工程学院杨湘杰转 (330029)。

(上接第 39 页)

3 结论

(1) 在所研究的锻造温度范围内, 强度随加热温度的升高有提高的趋势, 且易满足技术条件要求。而塑性随加热温度的升高有下降的趋势, 且塑性值普遍偏低。锻后水冷下的塑性比空冷好。断裂韧性随加热温度的升高也有提高的趋势, 但 K_{IC} 值也普遍偏低。

(2) 拉伸强度和断裂韧性并不依赖于变形量, 而塑性随变形量的增大有提高的趋势, 因此, TB8 合金宜采用大变形程度。

(3) 宜采用相变点以上 20~40 的 β 锻造加常规锻造, 锻后采用水冷, 并选 800 /1h, WQ (固溶) + 560~580 /8h, WQ (时效) 的热处理制度, 可使强度-塑性-韧性得到较好的匹配。

参考文献

- [1] Ronald T M F. J Adv Mater Processess, 1993, 9: 24.
- [2] 周义刚, 张宝昌. 钛合金近 β 锻造研究 [J]. 航空学报, 1989, 10 (1): A60.
- [3] 俞汉清, 曾卫东, 等. Ti-17 合金 β 锻造研究 [J]. 西北工业大学学报, 1995, 13 (3): 341.
- [4] 朱知寿. Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si 钛合金强度与韧性匹配关系研究 [J]. 金属学报, 1999, 35 (Suppl 1): S159.

收稿日期: 2003-05-20

作者简介: 周晓虎 (1976-), 男, 助理工程师, 联系地址: 陕西三原红原航空锻铸工业公司技术中心 (713801)。

基金项目: 广东省自然科学基金团队项目 (20003038); 广东省教育万
优秀人才培养基金项目 (Q02014); 中山大学青年教师启动基金项目。

收稿日期: 2003-01-06; 修订日期: 2003-03-10

作者简介: 张艺 (1974-), 女, 讲师, 博士, 主要从事含芳香结构聚合物的合成及聚合物多相复合材料体系结构与性能的研究, 联系地址: 广东广州中山大学材料科学研究所 (510275)。