

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。

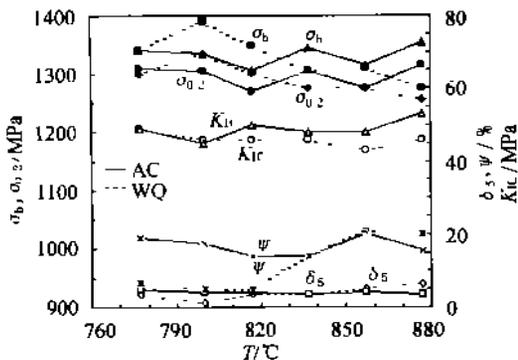


图 1 锻造温度与力学性能的关系

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 ~ 1390MPa 之间变化, $\sigma_{0.2}$ 在 1215 ~ 1335MPa 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。

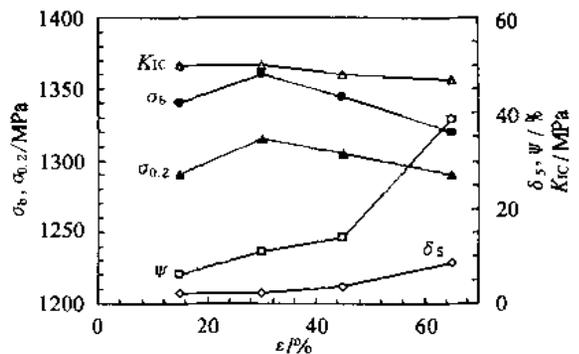


图 2 变形程度与力学性能的关系

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, $\delta_s = 2.2\%$, $\psi = 6.2\%$ 。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 +

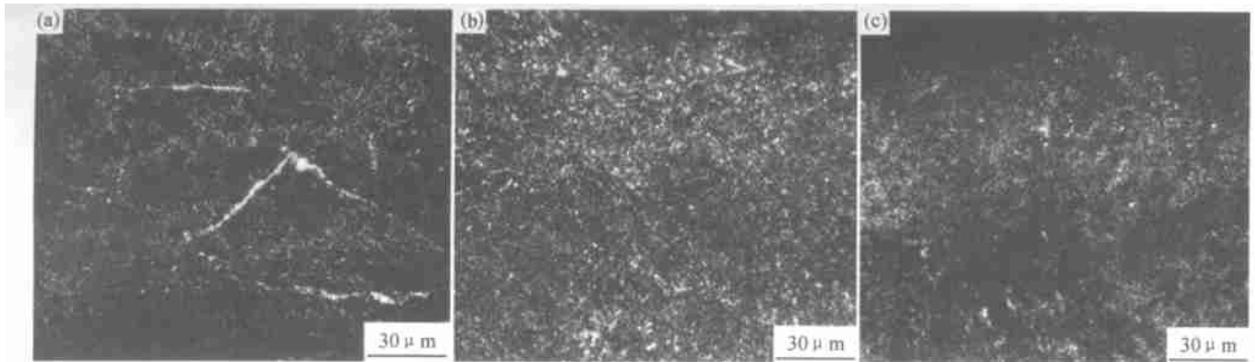


图3 β 锻 ($T_{\beta} + 20$) 不同变形程度下的高倍组织 (a) $\epsilon = 15\%$; (b) $\epsilon = 30\%$; (c) $\epsilon = 65\% \sim 70\%$

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]。

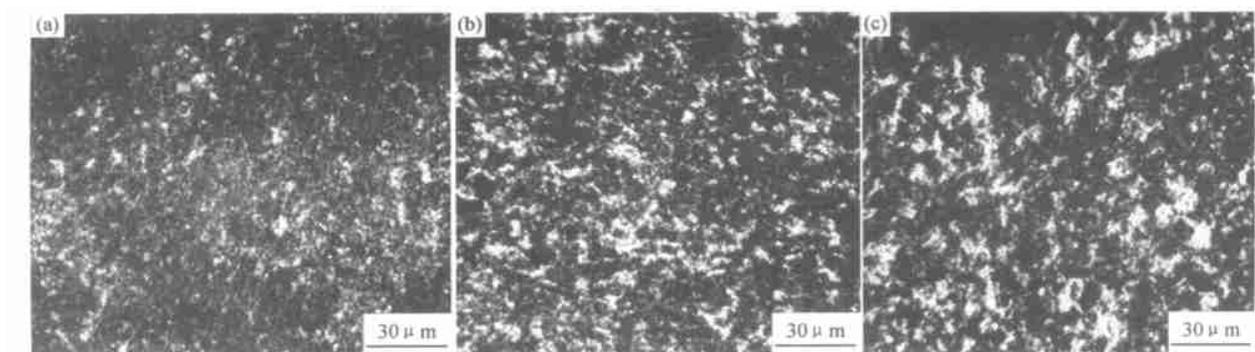


图4 β 锻 ($T_{\beta} + 20$) 不同热处理制度下的高倍组织

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 benzobisthiazole)/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 Claflén, 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 benzobisthiazole)/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.

基金项目: 广东省自然科学基金团队项目 (20003038); 广东省教育万
 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)。

(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-Dimension-
 al 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. Microstruc-
 ture 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 Processes, 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
 原航空锻造工业公司技术中心 (713801)。