

## 热处理制度对 Ti-1300 合金组织和力学性能的影响

葛 鹏, 周 伟, 赵永庆

(西北有色金属研究院, 西安 710016)

**摘 要:** 研究了 Ti-1300 钛合金  $d160$  mm 棒材经  $\beta$  相变点下固溶时效及  $\beta$  退火加时效热处理的性能与组织演变。结果表明: 通过热处理, Ti-1300 合金在高的强度水平下具有良好的塑性及韧性, 并且显示出深淬透性的特征。当采用  $\beta$  相变点下固溶时效处理时, 可获得如下力学性能: 抗拉强度  $\geq 1\ 250$  MPa, 伸长率  $\geq 8\%$ 。当采用  $\beta$  退火随炉缓慢冷却加时效处理时, 尽管强度较低, 但可获得更高的韧性, 并且棒材的横向和纵向性能没有明显的差别, 通过调整热处理参数, 可获得如下力学性能: 抗拉强度  $\geq 1\ 100$  MPa, 伸长率  $\geq 8\%$ , 断裂韧性  $\geq 70\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

**关键词:** Ti-1300 合金; 固溶时效;  $\beta$  退火; 强度

**中图分类号:** TG 146.3

**文献标志码:** A

## Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-1300 alloy

GE Peng, ZHOU Wei, ZHAO Yong-qing

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The mechanical properties and microstructures of Ti-1300 titanium alloy rod with diameter of 160 mm after solution plus aging treatment and  $\beta$  annealing plus aging treatment were investigated. The results show that good ductility and toughness could be achieved for Ti-1300 rod at high strength level after heat treatment. The alloy also presents deep quenching characteristics. After solution plus aging treatment, such mechanical properties (ultimate tensile strength no less than 1 250 MPa, elongation no less than 8%) could be achieved. After  $\beta$  annealing plus aging treatment, the strength is relatively low; however, the toughness is improved and there is no obvious difference of properties between longitudinal and transverse directions. By adjusting the parameters of heat treatment, the ultimate tensile strength, elongation and fracture toughness no less than 1 100 MPa, 8% and  $70\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , respectively, could be achieved.

**Key words:** Ti-1300 titanium alloy; solution plus aging; beta annealing; strength

近  $\beta$  钛合金由于具有比强度高、淬透性好、热加工性能优良等特点在航空工业中获得了重要应用, 可用作大型飞机的大规格高强结构件。Ti-1023、VT-22 合金是其中应用最多的商业合金, 一般用于  $1\ 000\sim 1\ 200$  MPa 的强度水平, 断裂韧性大多在  $45\sim 60\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 很难进一步提高其强韧性匹配<sup>[1-4]</sup>。然而, 航空飞行器的发展对高强结构钛合金的韧性、疲劳性能及淬透性提出了更高的要求。近几年, 国外对新型高强韧结构钛合金的研究非常重视, 代表性的合金是

在 VT-22 合金的基础上改进设计开发出的 Ti-5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.4Fe)<sup>[5-7]</sup>。2005 年, 波音和空客分别宣布了关于 B-787 和 A350XWB 机身起落架组件的材料变化, 都计划用 Ti-5553 合金取代 Ti-1023 钛合金<sup>[8]</sup>。该类合金以飞机起落架高强结构件为应用目标时, 一般需在合金的  $\beta$  相变点下固溶加时效(STA)处理, 以保证合金的强塑性匹配<sup>[9-10]</sup>。出于提高结构服役可靠性和寿命的需要, 成功开发出另一种适用于 Ti-5553 合金的  $\beta$  退火后缓慢冷却时效热处理制度。该

状态的合金强度略低但具有更高的损伤容限特性<sup>[1]</sup>。Ti-1300 合金是西北有色金属研究院针对航空大型结构件应用开发的新一代深淬透性高强钛合金, 其应用目标同 Ti-5553 合金相似, 因此, 研究该合金热处理的组织与性能对其应用具有重要的意义。

1 实验

实验材料选用直径为 160 mm 的 Ti-1300 合金棒材。该棒材由真空自耗电弧 3 次熔炼的  $d$  440 mm 铸锭经  $\beta$  区开坯、 $\alpha+\beta$  区锻造后获得, 切取的棒样单段长度为 200 mm。棒材加工态的组织如图 1 所示, 原始晶界基本被破碎, 晶内有较多的析出相存在。热处理在箱式电阻炉中进行, 金相分析法表明: 合金的  $\beta$  相变点在 830  $^{\circ}\text{C}$  左右。

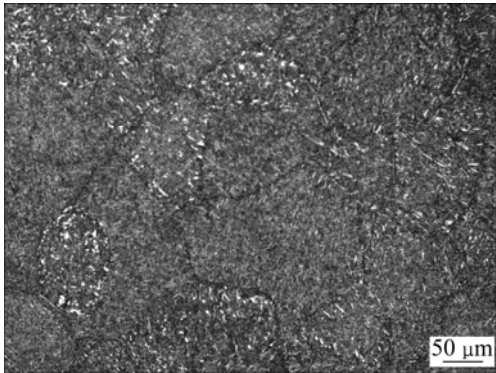


图 1 Ti-1300 合金的锻态组织  
Fig.1 Microstructure of as-forged Ti-1300 alloy

实验设定的  $\beta$  相变点下的固溶温度为 760  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\beta$  退火温度为 870  $^{\circ}\text{C}$ , 保温时间为 2.5 h。 $\alpha+\beta$  固溶处理的棒样采用空冷和水冷两种方式,  $\beta$  退火后的棒样采用随炉冷却的方式。为了观察合金随炉冷却过程中的组织演变, 从棒料上另切取金相试样用作分析。退火后的时效温度设定为 540~570  $^{\circ}\text{C}$ , 时效时间为 6 h。

金相样品的腐蚀剂为 10% HF+30%  $\text{HNO}_3$ +60%  $\text{H}_2\text{O}$ 。拉伸试样从热处理后的棒样上切取, 分别取纵向和横向, 其中横向样品取样位置在棒材  $R/2$  附近。拉伸试验在 INSTRON1185 万能拉伸机上进行。OM 和 SEM 分析分别在 OLYMPUS PMG3 金相显微镜和 JSML-6700 扫描电子显微镜上进行。

2 结果与讨论

2.1  $\beta$  相变点下固溶时效处理

表 1 列出 Ti-1300 合金棒材经 760  $^{\circ}\text{C}$  固溶加 540  $^{\circ}\text{C}$  时效后的拉伸性能。可以看出: 该合金在相变点下固溶时效处理后可获得很高的强度水平, 并且具有良好的塑性特征, 尽管固溶后空冷的时效强化效果同水冷时效相比要略低一些, 但其塑性更高。值得注意的是, 不管固溶处理是采用空冷还是水冷, 棒材各部位的强度差别都很小, 说明该合金具有良好的淬透性。

2.2  $\beta$  退火缓冷后时效处理

对于 Ti-1300 合金,  $\beta$  退火如果采用空冷, 尽管可以通过控制时效温度获得合理的强塑性, 但由于空冷速度对于构件的截面尺度有很大的依赖性, 而实际构件的形状及截面具有较大的可变性, 因此其适用范围较小; 另一方面, 飞行器对结构件的寿命及可靠性提出了越来越高的要求, 这就需要结构件具有高的损伤容限特征并且其组织与性能具有良好的均一性。对于  $\alpha+\beta$  型及近  $\beta$  型钛合金, 在  $\beta$  区退火往往可以得到具有高疲劳裂纹扩展抗力及高断裂韧性, 后随炉缓慢冷却可获得组织各向异性小、晶粒尺寸均匀的魏氏组织特征。这种状态的合金一般具有较高的断裂韧性, 但由于其强化效应弱且对塑性不利, 在现有的商业高强结构钛合金中尚未获得应用。Ti-1300 合金含有较高含量的  $\beta$  稳定元素, 因此具备了  $\beta$  退火缓冷后时效硬化的成分基础。图 2 中显示了 Ti-1300 合金试样以 0.7

表 1 Ti-1300 合金棒材经 760  $^{\circ}\text{C}$  固溶加 540  $^{\circ}\text{C}$  时效处理后的拉伸性能  
Table 1 Tensile properties of Ti-1300 rod after solution at 760  $^{\circ}\text{C}$  and aging at 540  $^{\circ}\text{C}$

Heat treatment	$R_m/\text{MPa}$	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A_5/\%$	$Z/\%$	Sampling location
(760 $^{\circ}\text{C}$ , 2.5 h, air cooling)+ (540 $^{\circ}\text{C}$ , 6 h, air cooling)	1 340	1 290	10.0	38	Rim
	1 320	1 270	11.0	35	1/2R
	1 320	1 270	11.0	32	Center
(760 $^{\circ}\text{C}$ , 2.5 h, water quenching)+ (540 $^{\circ}\text{C}$ , 6 h, air cooling)	1 400	1 370	8.0	24	Rim
	1 380	1 350	8.0	26	1/2R
	1 380	1 350	7.5	19	Center

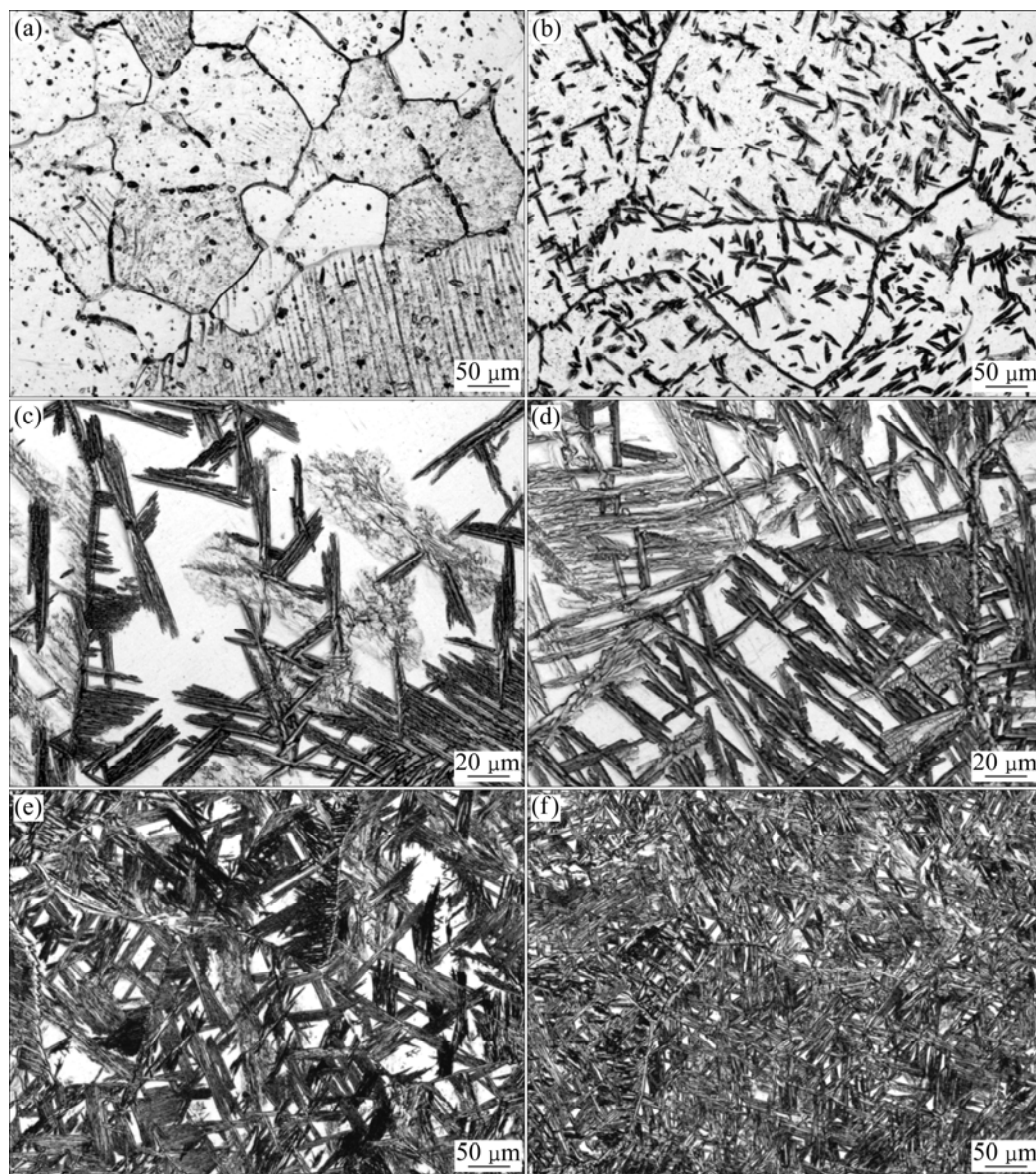


图 2 Ti-1300 合金经 870 °C, 2.5 h 炉冷到不同温度时的组织

**Fig.2** Microstructures of Ti-1300 alloy after being annealed at 870 °C for 2.5 h and cooled to different temperatures in furnace: (a) 810 °C; (b) 760 °C; (c) 720 °C; (d) 700 °C; (e) 690 °C; (f) 680 °C

°C/min 的冷却速度随炉冷却过程中的组织演变。当温度降低到 810 °C 时, 仅有少量的  $\alpha$  相沿晶界及晶内的一些加工缺陷析出; 当温度降低到 760 °C 时, 析出相明显增多并呈现针状, 尽管析出  $\alpha$  的比例不多但较均匀地分布于整个基体内; 当温度继续降低时,  $\alpha$  相的析出量进一步增多, 并且呈现局域束状特征, 无析出的区域越来越小。这种退火冷却过程中析出的  $\alpha$  相对晶界及晶粒起到了一定程度的分割作用, 可能有利于合金的塑性提高。

$\beta$  退火后的出炉温度和后续的时效温度都会对合金的强韧性产生影响。从表 2 中性能数据可以看出:

提高退火后的出炉温度或者降低后续的时效温度对于强化有利, 但对于塑性的影响则相反。如图 3 所示, 合金退火后保留的亚稳定  $\beta$  相在后续的时效过程中会析出次生  $\alpha$  相。显然, 出炉温度越高, 合金中保留的亚稳定  $\beta$  相的量越多, 时效后的强度就越高。而对于成分一定的亚稳定  $\beta$  相而言, 时效温度越低, 析出驱动力越大, 且扩散能力降低, 析出相的尺寸更加细小, 时效的硬化效应提高, 这符合钛合金时效强化的一般规律。对 680 °C 出炉后 550 °C 时效的样品进行了断裂韧性测试, 其  $K_{IC}$  值超过 70 MPa·m<sup>1/2</sup>, 显示出非常好的韧性特征。结合该韧性水平下的强度和塑性指标,

表 2 Ti-1300 合金  $\beta$  退火缓冷时效后的力学性能

Fig.2 Mechanical properties of Ti-1300 alloy after  $\beta$  annealing+slow cooling+aging treatment

Heat treatment	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A_5$ /%	$Z$ /%	$K_{IC}/(MPa \cdot m^{1/2})$	Direction
(870 °C, 2.5 h, FC)→	1 240	1 130	11	30	77	Longitudinal
(700 °C, AC)+(540 °C, 6 h, AC)	1 250	1 140	9	19		Transverse
(870 °C, 2.5 h, FC)→	1 180	1 090	13	38		Longitudinal
(700 °C, AC)+(570 °C, 6 h, AC)	1 180	1 090	10	23		Transverse
(870 °C, 2.5 h, FC)→	1 140	1 040	14	35		Longitudinal
(680 °C, AC)+(550 °C, 6 h, AC)	1 150	1 130	13	30		Transverse
(870 °C, 2.5 h, FC)→	1 110	1 020	15	38		Longitudinal
(680 °C, AC)+(570 °C, 6 h, AC)	1 130	1 060	13	30		Transverse

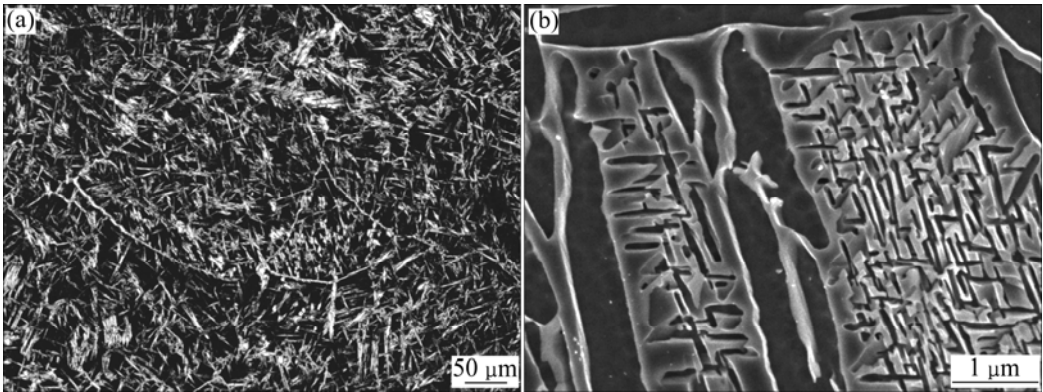


图 3 Ti-1300 合金  $\beta$  退火缓冷时效后的显微组织

Fig.3 Microstructures of Ti-1300 alloy treated by (870 °C, 2.5 h, FC)→ (700 °C, AC)+(570 °C, 6 h, AC)

该合金显示出比 Ti-1023 和 VT-22 合金更优的强韧性匹配。

下, 其强韧性匹配超过 Ti-1023 和 VT-22 合金, 与 Ti-5553 合金相当。

3 结论

Ti-1300 合金经  $\beta$  相变点下固溶时效处理后可在很高的强度水平下获得良好的塑性, 尤其是采用空气冷却可保证较大截面尺寸的构件获得 1 250 MPa 以上的强度并且在不同截面位置显示出较小的差异, 显示出合金深淬透性的特征。若采用  $\beta$  退火后随炉缓冷后时效处理, 冷却过程中会析出较为粗大的片状  $\alpha$  相, 这种  $\alpha$  相对晶界及晶内起到分割的作用, 从而导致合金具有良好的塑性, 而其强度则主要受出炉温度及附加时效温度控制, 出炉温度越高或时效温度越低, 合金的强度就越高。通过调节温度参数改变初生  $\alpha$  相的分布、转变  $\beta$  相的体积比或转变  $\beta$  中析出相的尺寸, 可以获得不同的性能组合。在 1 100 MPa 的强度水平

REFERENCES

[1] WILLIAMS J C, STARKE E A. Process in structural materials for aerospace systems [J]. Acta Materialia, 2003, 51: 5775–5799.

[2] BREWER W D, BIRD R K, WALLACE T A. Titanium alloys and processing for high speed aircraft [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 299–304.

[3] BOYER R R, COTTON J D, CHELLMAN D J. Titanium for airframe applications: Present status and future trends [C]// LÜTJERING G, ALBRECHT J. Ti-2003 Science and Technology. Germany: DGM, 2004: 2615–2626.

[4] BOYER R R. New titanium application on the Boeing 777 airplane [J]. Journal of Metals, 1992, 44(5): 23–25.

[5] FANNING J C, BOYER R R. Properties of TIMETAL 555—A new near-beta titanium alloy for airframes components [C]// LÜTJERING G, ALBRECHT J. Ti-2003 Science and Technology. Germany: DGM, 2004: 2643–2650.

- [6] JONES N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D.  $\beta$  phase decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57: 3830–3839.
- [7] JONES N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D. Development of chevron-shaped precipitates in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60: 571–573.
- [8] JONES N G, DASHWOOD R J, DYE D, JACKSON M. Thermomechanical processing of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490: 369–377.
- [9] FANNING J C, NYAKANA S L, PATTERSON K M. Heat treatment, microstructure, and properties of TIMETAL 555s [C]// NINOMI M, AKIYAMA A, IKEDA M. *Ti-2007 Science and Technology*. Tokyo: The Japan Institute of Metals, 2008: 499–502.
- [10] BOYER R R, SLATTERY K T, CHELLMAN D J, PHELPS H R. Recent titanium developments and applications in the aerospace industry. NINOMI M, AKIYAMA A, IKEDA M. *Ti-2007 Science and Technology*. Tokyo: The Japan Institute of Metals, 2008: 1255–1262.
- [11] BRIGGS R D. Tough, high-strength titanium alloys: Methods of heat treating titanium alloys: US 20040250932 [P]. 2004–12–16.

(编辑 杨 兵)