

Ti60 钛合金大棒材的显微组织及力学性能

石卫民¹, 魏寿庸¹, 王鼎春¹, 李渭清¹, 王青江², 刘建荣²

(1. 宝钛集团有限公司, 宝鸡 721014; 2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘要: 研究 2 种不同工艺制备的 Ti60 高温钛合金 d300 mm 棒材的显微组织及力学性能。结果表明: Ti60 合金大棒材的显微组织靠近外表面的区域变形比较充分, 显微组织均匀性较好, 靠近心部区域 α 相的等轴化程度低, 显微组织均匀性相对表面区域较差, 这种差别会遗传到两相区的热处理态显微组织中; 不同变形程度的大棒材显微组织尤其是 α 相的形貌略有差异, 但除 600 °C 轴向拉伸性能外, 室温拉伸、蠕变性能差别很小, 这主要是由于初生 α 相体积分数较低的缘故。

关键词: Ti60 合金; 高温合金; 大规格棒材; 显微组织; 力学性能

中图分类号 : TG146.2 文献标志码 : A

Microstructures and mechanical properties of Ti60 Ti alloy large-section bars

SHI Wei-min¹, WEI Shou-yong¹, WANG Ding-chun¹, LI Wei-qing¹, WANG Qing-jiang², LIU Jian-rong²

(1. Baoti Group Co., Ltd., Baoji 721014, China;
2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The microstructures and mechanical properties of d300 mm large-section Ti60 high-temperature titanium bars prepared by two different forging processes were investigated. The results show that the near-surface region exhibits more sufficient deformation than the interior region. Accordingly, a more homogeneous microstructure is found at the near-surface region. While at the interior region, more strip-shaped α phases are found. This phenomenon will be passed down to the corresponding the heat-treated microstructure. Though large difference especially α phase morphology is found in the two different deformed Ti60 large-section bars, the difference of tensile and creep properties between them is not so apparent, except the tensile properties at 600 °C. This can be attributed to the less α phase volume fraction.

Key words: Ti60 Ti alloy; high-temperature titanium alloy; large section bar; microstructure; mechanical property

高温钛合金是一类设计使用温度在 400 °C 以上的合金。目前, 这类合金的最高使用温度为 600 °C, 主要用于航空发动机轮盘和叶片等部位, 以减轻发动机质量, 提高推重比。目前, 国内外有多种牌号的 600 °C 高温钛合金, 如英国的 IMI834、美国的 Ti-1100、俄罗斯的 BT18Y 和中国的 Ti60 合金。虽然合金牌号不同, 但这些高温钛合金都含有 Al、Sn、Zr、Mo、Si 这 5 种合金元素, 且都属于近 α 型高温钛合金。Ti60 高温钛合金是由中科院金属研究所和宝钛集团联合研制的一种 600 °C 高温钛合金。目前, 该合金已进入工程化应用研究阶段, 其力学性能与国外的 IMI834 合

金相当, 推荐的显微组织为含初生 α 体积分数在 10%~35% 的双态组织, 推荐的热处理制度为固溶+时效双重热处理制度。由于 600 °C 高温钛合金大都用于航空发动机的轮盘等转动件, 因此对材料显微组织的控制非常严格。目前, Ti60 合金的冶金质量控制难题已经解决, 正在进行轮盘用锻件的试制工作。为满足发动机转动件对材料显微组织的苛刻要求, 锻件生产单位要求材料供应厂提供高质量的大棒材, 用于锻件的生产试制。为此, 中科院金属所和宝钛集团进行了 Ti60 钛合金大规格棒材的研究工作。本文作者研究 2 种热加工工艺下 Ti60 合金 d300 mm 大规格棒材的显

微组织及力学性能，并对结果进行对比分析，为确定大规格棒材的热加工工艺提供参考。

1 实验

所用的试验材料为采用 2 种工艺锻造的规格为 $\varnothing 300\text{ mm}$ 的大规格棒材，合金成分见表 1。大棒材显微组织及力学性能取样方法如下：对于金相试样，沿大棒材半径方向，从外向里在 30 mm、90 mm 和 150 mm 3 个位置取样(见图 1)，进行锻态和热处理态金相组织观察。力学性能试样沿 $R/2$ 处取样，对应的金相组织见图 1 中 B 位置，沿轴向和弦向 2 个方向取样；然后，对试样毛坯进行热处理，热处理制度为($1015^{\circ}\text{C}, 2\text{ h}, \text{AC}$) $+(700^{\circ}\text{C}, 2\text{ h}, \text{AC})$ 。金相试样经 100#SiC 砂纸粗磨→精磨→机械抛光→化学腐蚀后，在德国生产的 MEF4A 光学显微镜上进行金相观察，拉伸试验所用设备为德国生产的 Zwick 万能拉伸试验机。

表 1 材料合金成分

Table 1 Composition of alloy(mass fraction, %)

Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb
5.2–6.2	3.0–4.5	2.5–4.0	0.2–1.0	0.2–0.8	0.2–0.7
Ta	C	H	O	N	
0.2–1.5	0.02–0.08	<0.012	<0.15	<0.05	

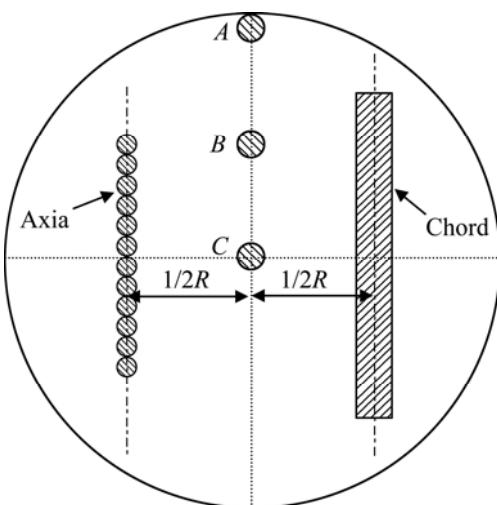


图 1 金相试样取样位置

Fig.1 Sampling location of metallographic specimens

2 结果与讨论

2.1 Ti60 大棒材的显微组织

研究 2 种热加工工艺下的大规格棒材，工艺编号分别为 K1 和 K2。图 2 和 3 所示分别为 K1 和 K2 条件下的金相组织。由图 2 可见，K1 大棒材显微组织形貌沿径向略有差别，靠近表面区域的变形比较充分(见图 2(a))；锻态组织基本已等轴化，对应的热处理态组

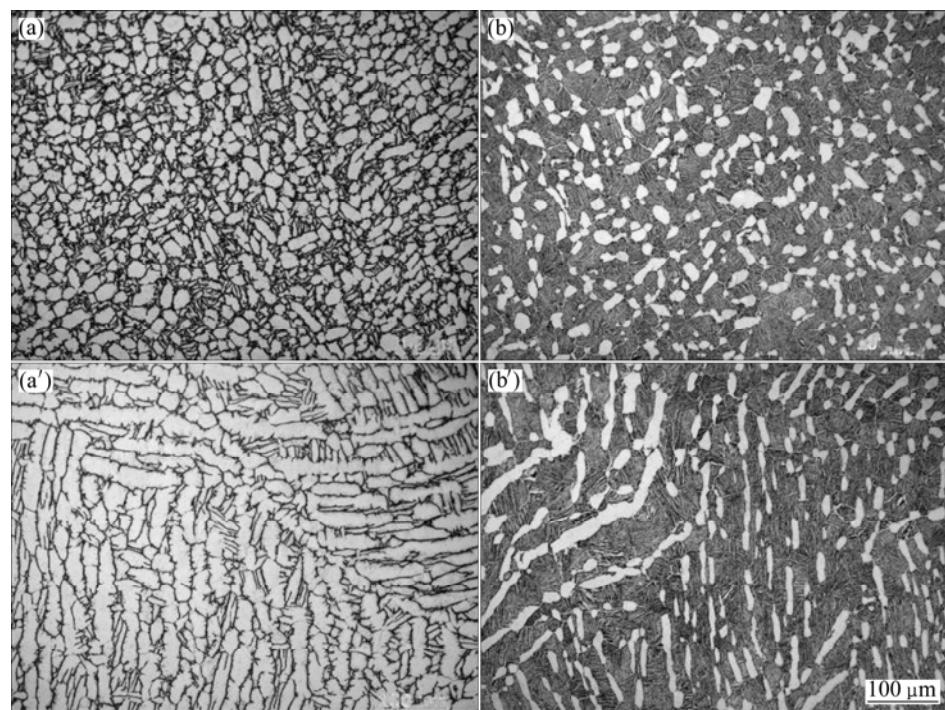


图 2 K1 大棒材不同位置取样的显微组织

Fig.2 Microstructures at different locations of K1 large-section bar: (a), (a') Forged condition; (b), (b') Heat treatment condition

织为典型的双态组织, 等轴初生相体积分数在20%~30%(见图2(b)); 在靠近心部, 由于变形不够充分, 有的区域尚存在未完全破碎的晶界 α 相, α 相多呈长条状, 在这些长条状 α 相之间, 有细小的次生 α 相存在。由于大棒材心部冷速较慢, 这些原本是细条状的 α 相发生了再结晶, 变成细棒状(见图2(a'))。对应的热处理态组织中初生 α 相长成条状(见图2(b'))。

图3所示为K2变形工艺下大棒材的沿横截面半径方向的显微组织。由图3可见, 在K2变形工艺下, 材料变形比较充分, 在图1所示的A、B、C3个取样位置, 大多数 α 相都已等轴化, 而且从A→C初生 α 相尺寸有变小的趋势, 但在棒材心部 α 颗粒大小和形状都略有差异(见图3(a)和(a'))。图3(b)和(b')所示分别是图3(a)和(a')所对应的热处理态组织。由图3(b)和(b')可见, 虽然图3(a)中 α 相尺寸较大, 但在热处理态下, 图3(b)和(b')中的初生 α 相尺寸相当, 而且图3(b')中初生 α 相的体积分数也比图3(b)的多, 类似现象文献[1~2]也有报道。在大棒材心部, 材料的组织遗传性在这里得到充分体现: 由于锻态组织中 α 相尺寸大小不同, 导致热处理态组织中初生 α 相的大小也有差异(见图3(a)和(b'))。

2.2 Ti60 大棒材的力学性能

表2~4所列为K1和K2条件下在大棒材R/2处所取样品的力学性能。由表2可见, 尽管显微组织尤其是 α 相形状略有差异, 但二者的室温拉伸性能相当。

表3所列为K1、K2条件下大棒材的600 °C拉伸性能。由表3可见, K1大棒材的弦向和轴向强度相当, 在轴向的塑性略优于弦向的; 而K2大棒材弦向的强度高于轴向的, 但塑性相当。K1和K2比较, 二者弦向性能相当, 但轴向强度K1高于K2。

表2 合金的室温拉伸性能

Table 2 Mechanical properties of alloys at room temperature

Billet	Direction	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%
K1	Chord	1 060	975	7.5	14.5
	Chord	1 040	955	8.0	13.5
	Axial	1 040	965	10.0	13.0
	Axial	1 060	975	8.0	12.0
K2	Chord	1 060	955	10.0	15.0
	Chord	1 050	970	11.5	16.5
	Axial	1 050	970	11.0	16.5
	Axial	1 030	930	9.0	14.5

表3 合金的600 °C拉伸性能

Table 3 Mechanical properties of alloys at 600 °C

Billet	Direction	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%
K1	Chord	645	530	13.5	26.0
	Chord	640	535	11.5	28.0
	Axial	675	570	16.0	30.5
	Axial	660	555	13.0	40.0
K2	Chord	625	515	13.5	28.5
	Chord	660	540	13.0	36.5
	Axial	590	485	16.0	35.0
	Axial	615	/	15.5	26.0

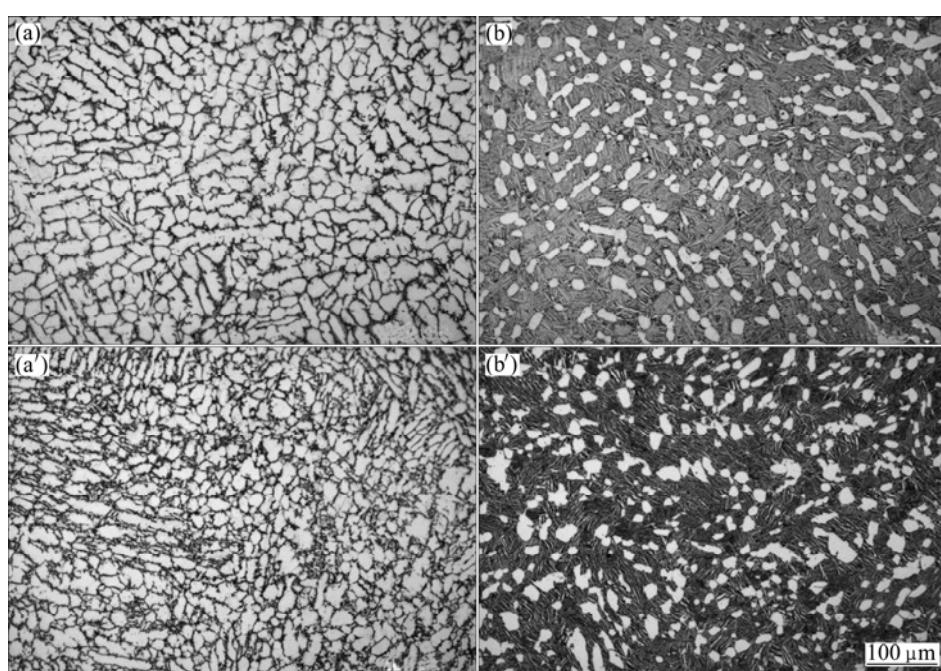


图3 K2大棒材不同位置取样的显微组织

Fig.3 Microstructures of different sampling locations of K2 large-section bar: (a), (a') Forged condition; (b), (b') Heat treatment condition

表4所列为K1、K2 2种不同变形工艺大棒材在600 °C, 160 MPa, 100 h条件下沿R/2、弦向取样的蠕变性能。由表4可见, 尽管在K1条件下条状初生 α 相数量较多, 但二者蠕变性能相当。这是因为控制这种合金蠕变性能的关键因素是合金成分微区分布与相界/晶界密度以及第二强化相^[3-5]。因为 β 转变组织内部Al元素含量偏低, 而且界面密度高, 蠕变变形主要产生在双态组织的 β 转变组织内, 因此, 在本研究条件下, 初生 α 相的形貌对蠕变性能没有产生明显影响。

表4 d300 mm 棒材弦向蠕变性能(600 °C, 160 MPa, 100 h)

Table 4 Creep properties of d300 mm bar at chordwise direction (600 °C, 160 MPa, 100 h)

Billet	Initial creep/%	Total creep/%	Elastic creep/%	Residual creep/%
K1	0.167	0.294	0.181	0.113
	0.180	0.314	0.192	0.122
K2	0.170	0.314	0.178	0.136
	0.174	0.313	0.195	0.118

从以上性能数据可以看到, 尽管K1的显微组织均匀性以及 α 相的等轴化程度都不及K2的, 但二者力学性能的差别并不特别明显。

3 结论

1) Ti60合金大棒材的显微组织靠近外表面的区域变形比较充分, 显微组织均匀性较好, 靠近心部区域 α 相等轴化程度相对较低, 显微组织均匀性略差, 这种差别会遗传到两相区热处理态显微组织中。

2) 2种不同变形程度大棒材尽管其显微组织尤其是 α 相的形貌略有差别, 但除600 °C轴向拉伸性能略有差别外, 室温拉伸、蠕变性能差别很小, 这主要归因于在初生 α 相体积分数较低的情况下, 这些性能受 β 转变组织影响较大, 受 α 相形貌影响较小。

REFERENCES

- [1] 张尚洲. 碳对Ti60高温钛合金组织演变的影响[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2004.
- [2] FLOWER H M. Microstructural development in relation to hot working of titanium alloys[J]. Mater Sci Tech, 1990, 6: 1082-1092.
- [3] ES-SOUNI M. Creep deformation behavior of three high-temperature near α -Ti alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2001, 2A: 285-293.
- [4] EVANS W J. Optimizing mechanical properties in alpha+beta titanium alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 243: 89-96.
- [5] DOWSON A L, HOLLIS A C, BEAVERS C J. The effect of the alpha-phase volume fraction and stress ration on the fatigue crack growth characteristics of the near-alpha IMI 834 Ti alloys[J]. Int J Fatigue, 1992, 14: 261-270.

(编辑 杨华)