

[文章编号] 1004-0609(2000)03-0378-05

## 双性能钛合金压气机盘的成形机理<sup>①</sup>

姚泽坤<sup>1</sup>, 郭鸿镇<sup>1</sup>, 刘建超<sup>1</sup>, 苏祖武<sup>1</sup>, 姜明<sup>2</sup>, 应志毅<sup>2</sup>, 刘建宇<sup>3</sup>, 崔健<sup>3</sup>

(1. 西北工业大学材料科学与工程系, 西安 710072; 2. 国营安大锻造厂, 贵州安顺 561005;

3. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

**[摘要]** 通过将两相钛合金毛坯组织改变为针状  $\alpha'$  相过饱和马氏体, 根据盘形零件各部位在工作环境下对组织形态的要求各不相同, 设计了能控制应变量的毛坯形状和规格, 制造出轮缘具有网篮状组织或魏氏组织, 而轮辐、轮毂具有等轴细晶组织的双重组织—双重性能的压气机盘, 以满足工作温度梯度、应力梯度较大的航空发动机内压缩机用盘形件的要求。

**[关键词]** TC11 钛合金; 双性能盘; 成形机理

**[中图分类号]** TG311

**[文献标识码]** A

两相钛合金在加热和冷却过程中存在相变, 从而使锻件最终组织形态和性能的影响因素增多。除温度和变形量外, 不同的锻造工艺、热处理制度对锻件的最终组织形态和性能影响较大, 范围也较宽。对于  $\alpha + \beta$  两相钛合金, 常用的锻造工艺路线有三种: 第一种是在  $\alpha + \beta$  两相区预锻和终锻, 通常获得球状  $\alpha$  组织, 这种组织的室温强度高、塑性好、低周疲劳寿命长; 第二种是在  $\beta$  相区预锻和终锻, 一般获得针状  $\alpha$  高倍组织, 具有魏氏组织图像特征, 其断裂韧性好、蠕变抗力和裂纹扩展抗力高; 第三种是在  $\beta$  相区预锻而在  $\alpha + \beta$  两相区终锻, 所得组织为网篮状组织或双态组织, 其综合性能较好<sup>[1,2]</sup>。对于那些在温度梯度和应力梯度较大条件下工作的锻件, 均匀单一的组织形态分布必然造成某些部位性能富余, 某些部位性能不足, 不能充分发挥材料的潜力, 缩短了锻件的使用寿命或降低了材料的使用温度。形变热处理和可控应变方法的使用, 为制造轮缘要求较高的高温断裂韧性和蠕变抗力, 而轮毂、轮辐要求较高的室温塑性、强度和较长的低周疲劳寿命的整体双性能压气机盘件奠定了基础<sup>[3,4]</sup>。

### 1 实验方法

#### 1.1 实验用原材料

实验用原材料为宝鸡有色金属加工厂生产的 TC11 钛合金, 规格分别为  $d$  40 mm,  $d$  75 mm,

$d$  150 mm,  $d$  230 mm; 化学成分(质量分数)分别为 6.10%~6.44% Al, 1.60%~1.94% Zr, 3.2%~3.6% Mo, 0.25%~0.33% Si, Ti 基;  $\alpha \rightarrow \beta$  转变温度为 1005 °C~1010 °C。

锻造前毛坯清洗干净后喷涂 FR11 玻璃防护润滑剂, 涂层厚度为 0.2~0.3 mm。

#### 1.2 实验方案

为使轮缘获得网篮状组织而轮毂、轮辐获得等轴细晶组织, 锻造整体双性能盘形件的工艺方案设计如下:

方案 I  $t_{\beta}(\alpha + \beta \rightarrow \beta$  转变温度) - 30 °C, 保温(时间按  $v_1 = 0.8$  min/mm 计算, 以下简作  $v_1$ ); 镦粗、拔长, 水冷  $\rightarrow t_{\beta} + 20$  °C,  $v_1$ ;  $\beta$  处理, 水冷  $\rightarrow t_{\beta} - 30$  °C,  $v_1$ ; 小变形(7%~22%), 空冷  $\rightarrow t_{\beta} - 30$  °C,  $v_1$ ; 压缩变形(模具温度 930 °C)  $\rightarrow t_{\beta} - 30$  °C, 保温 0.5 h; 空冷  $\rightarrow 560$  °C, 保温 6 h, 空冷

方案 II  $t_{\beta} - 30$  °C~50 °C,  $v_1$ ; 镦粗、拔长, 水冷  $\rightarrow t_{\beta} + 20$  °C~30 °C,  $v_1$ ; 水冷  $\rightarrow t_{\beta} - 30$  °C~50 °C, 保温(时间按  $v_2 = 0.5$  min/mm 计算, 以下简作  $v_2$ ); 等温或热模锻,  $\rightarrow t_{\beta} - 30$  °C~60 °C, 保温 0.5 h; 空冷  $\rightarrow 530$  °C~560 °C, 保温 6 h, 空冷

方案 III  $t_{\beta} - 50$  °C,  $v_2$ ; 镦粗、拔长, 水冷  $\rightarrow t_{\beta} + 30$  °C,  $v_2$ ; 水冷  $\rightarrow t_{\beta} - 50$  °C~80 °C,  $v_2$ ; 模锻  $\rightarrow$  标准双重退火

方案 I 是试图先获得网篮状组织的整体毛坯, 再以大变形量变形切断  $\alpha$  条, 即通过控制变形量和锻后再结晶退火达到同时获得网篮状组织和等轴细

① [收稿日期] 1999-08-20; [修订日期] 1999-12-21

[作者简介] 姚泽坤(1952-), 男, 副教授。

晶组织的盘锻件。方案 II 试图获得具有马氏体  $\alpha'$  组织的毛坯, 再控制毛坯各部位的变形量, 从而实现轮缘为网篮状, 轮毂、轮辐为球状的等轴组织的盘形锻件。设计方案 III 探索了普通模锻方法获得双重组织、双重性能盘形锻件的可能性。方案 I、II 在油压机上完成, 方案 III 在锻锤上完成。

### 1.3 试验用毛坯

无论是网篮状组织中的  $\alpha$  条还是马氏体组织中的  $\alpha'$  针, 都需要一定的剪切应力作用才能产生晶格畸变或断开, 再结晶退火时让  $\alpha$  相球化<sup>[5,6]</sup>。航空喷气发动机的压气机盘工作时, 轮毂、轮辐工作温度较低 ( $< 200\text{ }^\circ\text{C}$ ), 但承受较大的拉应力, 要求有较高的强度、塑性指标和较长的低周疲劳寿命, 需要获得等轴细晶组织; 而轮缘工作温度较高 (约  $500\text{ }^\circ\text{C}$ ), 承受的拉应力较小, 要求有较高的断裂韧性和蠕变抗力, 最好为网篮状或魏氏组织<sup>[7~9]</sup>。因此在毛坯经预处理获得马氏体组织后的预制坯形状设计时, 中部需要大于 50% 的变形量、其高度应大些, 边缘只需 20%~30% 的变形量、其高度可小些。工艺方案 I、II 的毛坯示意于图 1。普通方法模锻  $d\ 510\text{ mm}$  双性能压气机盘与等温模锻的  $d\ 420\text{ mm}$  双性能压气机盘用毛坯的设计, 按最终希望得到的组织而确定, 需要等轴组织处, 变形压下量应大于 50%, 需要网篮状组织处, 变形压下量应控制在 20%~30%。

## 2 结果与讨论

试验方案 I 模拟试样的边缘与中心均为网篮

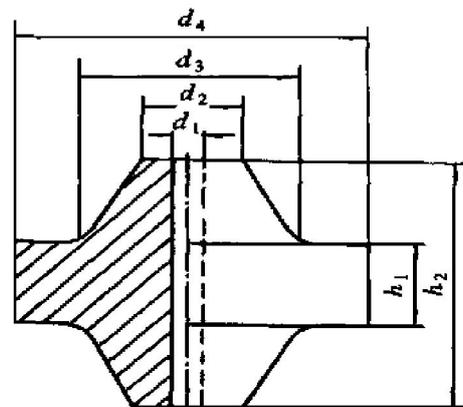


图 1 模拟用毛坯形状示意图

Fig. 1 Billet geometry used in modelling

状, 但中心部位的  $\alpha$  条较短、较粗。

试验方案 II、III 所得结果相似, 其中等温模锻的  $d\ 420\text{ mm}$  双性能压气机盘件的微观组织见图 2, 轮缘部位的晶粒为 7~8 级, 轮辐、轮毂部位的晶粒为 1~3 级。普通方法模锻的  $d\ 510\text{ mm}$  双性能压气机盘件低倍组织见图 3。由于模拟件尺寸较小未能取出性能试样, 采用方案 II 等温锻造的  $d\ 420\text{ mm}$  和采用方案 III 用普通方法模锻的  $d\ 510\text{ mm}$  TC11 钛合金压气机双性能盘的力学性能见表 1。

等温模锻双性能盘的轮缘在  $500\text{ }^\circ\text{C}$  和  $402\text{ MPa}$  应力水平下持续 100 h 的残余变形为 0.168% (三件平均值), 轮毂部位为 0.17% (二件平均值); 非等温模锻双性能盘的轮缘部位在  $500\text{ }^\circ\text{C}$  和  $345\text{ MPa}$  应力水平下持续 100 h 的残余变形为 0.0435% (二件平均值), 轮毂部位为 0.084% (二件平均值)。

等温模锻的双性能盘轮缘部位的室温断裂韧性  $K_{IC} = 81.125\text{ MN/m}^{3/2}$  (80.8, 79.7, 82.3 和 81.7

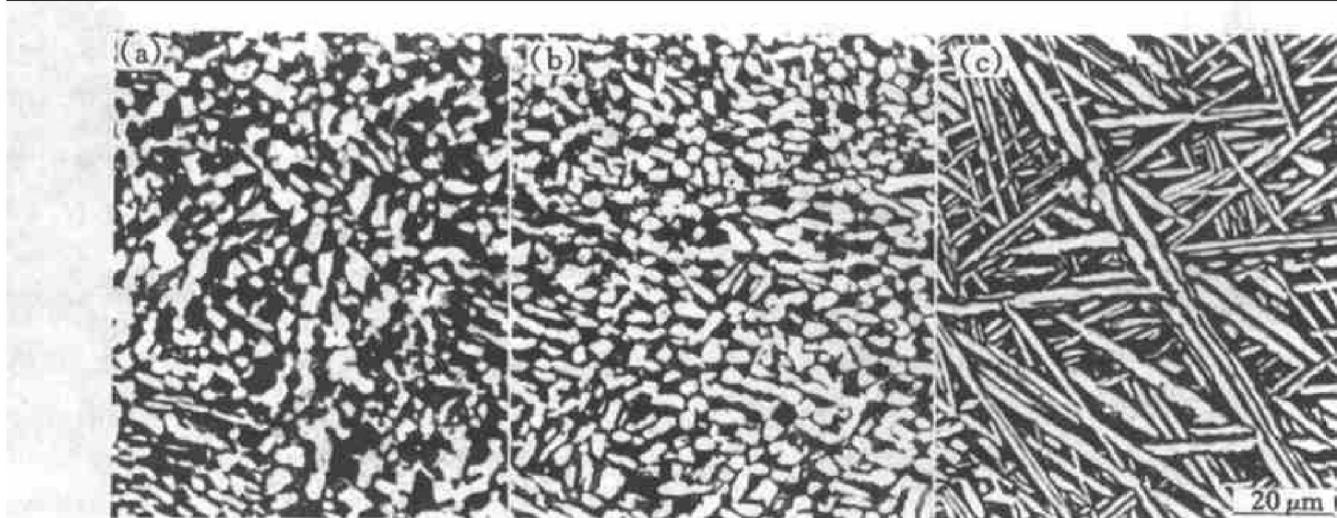


图 2 采用方案 II 等温模锻的  $d\ 420\text{ mm}$  盘件的显微组织

Fig. 2 Microstructures of  $d\ 420\text{ mm}$  disc gained by isothermal die forging

(a) —Hub; (b) —Web; (c) —Rim

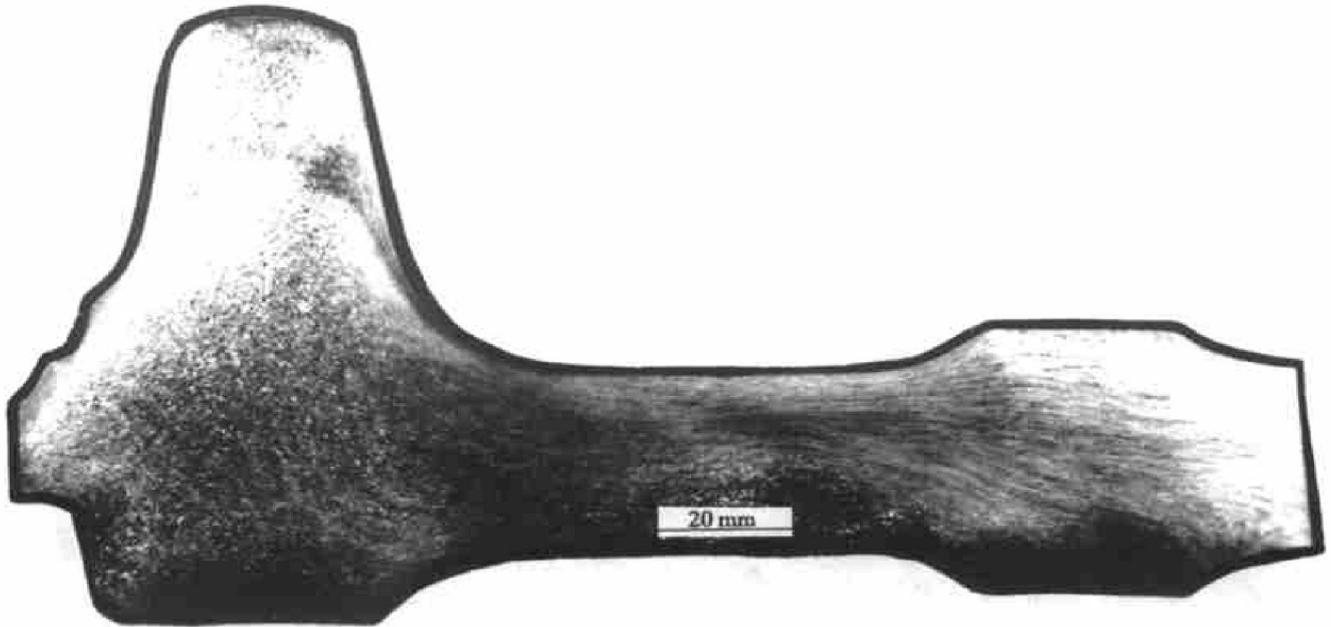


图3 按方案II用普通方法模锻的d 510mm 盘的组织形貌

Fig. 3 Morphology of d 510 mm disc forged by general die method

表1 等温和非等温锻造的双性能盘的力学性能

Table 1 Mechanical properties of dual-property disc prepared by isothermal and non-isothermal die forging

Locations	Forging method	Room temperature				500 °C				520 °C			
		UTS / MPa	0.2YS / MPa	El / %	RA / %	UTS / MPa	0.2YS / MPa	El / %	RA / %	UTS / MPa	0.2YS / MPa	El / %	RA / %
Rim	Isotherm (d 420 mm)	1051.0	980.0	15.4	36.5	685.0		20.4	56.5	680.0*		20.4*	54*
		1060.0	988.0	14.0	36.5								
Rim	Non isotherm (d 510 mm)	1055.9	940.8	14.8	23.6	740.6	527.5	18.0	51.2	728.7	524.8	18.4	53.7
		1038.0	905.0	14.4	23.6	755.8	542.8	15.6	51.1	726.1	511.3	18.0	53.5
Core	Isotherm	1069.0	1020.0	15.4	36.5	710.0		14.8	48.5				
		1087.0	1030.0	15.4	36.5	720.0		16.0	36.5				
Core	Non isotherm	1081.6	993.6	16.8	34.9	752.8	555.7	16.0	54.0	725.8	513.4	21.2	59.2
		1058.4	961.3	13.6	25.7	773.5	570.6	18.4	53.9	728.7	509.6	19.2	59.0

\* Experiment data at 530 °C

的平均值，以下类同)，轮毂部位的  $K_{IC} = 57.65 \text{ MN/m}^{3/2}$  (58.6, 53.6, 58.9, 59.5)；非等温模锻的双性能盘轮缘部位的室温断裂韧性  $K_{IC} = 98.025 \text{ MN/m}^{3/2}$  (98.5, 97.55)，轮毂部位的  $K_{IC} = 84.74 \text{ MN/m}^{3/2}$  (85.5, 84.0)。

等温模锻的双性能盘其轮毂部位在最大应力  $\sigma_{max} = 716 \text{ MPa}$ ，应力比  $R = 0.1$ ，温度为室温，频率  $f = 12 \text{ Hz}$  时的低周疲劳寿命  $N_f = 1.9985 \times 10^4$  次循环； $f = 30 \text{ Hz}$  时， $N_f = 2.63 \times 10^4$  次循环； $f = 60 \text{ Hz}$  时， $N_f = 8.25 \times 10^4$  次循环；轮缘部位当  $f = 30 \text{ Hz}$ ， $N_f = (1.3423 \sim 4.9318) \times 10^4$  次循环。非等温模锻的双性能盘轮毂部位在  $716 \text{ MPa}$  应力水平，应力比  $R = 0.1$ ，室温，频率  $f = 12 \text{ Hz}$  时的低周疲劳寿命  $N_f = (1.2756 \sim 1.3437) \times 10^4$  次循环，轮

辐的  $N_f = (1.185 \sim 3.055) \times 10^4$  次循环，轮缘的  $N_f$  为  $(1.1369 \sim 1.1445) \times 10^4$  次循环；在  $500 \text{ °C}$ ， $\sigma_{max} = 490 \text{ MPa}$ ， $f = 10 \text{ Hz}$  条件下，轮毂的  $N_f = (5.681 \sim 10.813) \times 10^3$  次循环，而轮缘  $N_f = (4.1 \sim 14.964) \times 10^3$  次循环。

从图 2~ 4 可以看出，通过设计合理的工艺方案，采用合适的预制坯组织和毛坯形状、规格，无论是采用普通模锻还是采用等温或热模锻造均可获得轮缘部位的低倍组织为粗晶、高倍组织为网篮状；轮毂部位低倍组织为细晶、高倍组织为等轴  $\alpha$  相的整体双性能压气机盘。性能数据也反映出了这一点，轮缘部位的室温断裂韧性、高温蠕变性能均高于轮毂部位，而低周疲劳寿命正相反。实施工艺方案 II 和 III 要能获得双重组织—双重性能的盘形锻

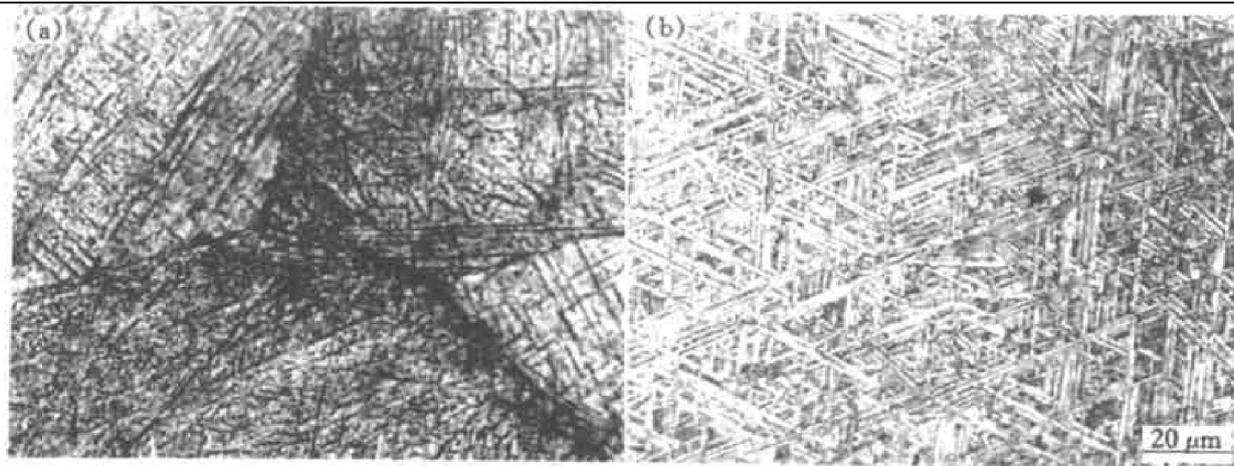


图 4 预制毛坯的显微组织( $d$  230 mm × 110 mm)

Fig. 4 Microstructures of preform

(a) —Core; (b) —Rim region

件, 必须具备两个条件, 一是预制坯组织须为马氏体(见图 4), 因为马氏体没有平衡的合金成分, 极不稳定, 细长的针状  $\alpha'$  相在大的切变应力作用下晶格极易发生位错而断开, 当变形体内储存的晶格畸变能较大时, 在两相区温度范围, 动态和静态再结晶过程中易发生  $\alpha' \rightarrow (\alpha + \alpha')$  或  $\alpha' \rightarrow (\alpha' + \beta)$  分解, 再结晶成核几率大, 成核址分布也较均匀, 最后长大成新的等轴晶<sup>[10]</sup>。变形量小的边缘, 受到的切变应力较小, 针状  $\alpha'$  相晶格畸变被切断的百分比降低, 变形体内储存的畸变能也大大下降, 使动态再结晶和静态再结晶时成核的几率下降, 最后只能形成网篮状  $\alpha + \beta$  组织。工艺方案 II、III 中将锻造的坯料在  $\beta$  相区加热, 然后水冷的目的就是要获得过饱和马氏体, 避免在  $\beta$  相区锻造得到魏氏组织而不利于在其后两相区大变形量锻造时获得等轴细晶。二是要根据盘形件服役时的温度梯度和应力梯度对组织和性能的要求, 需要等轴组织的部位, 毛坯的变形量必须大于 50%, 因此高度尺寸必须大些; 变形量大小还与针状  $\alpha'$  的粗细有关,  $\alpha'$  短粗即宽长比只有几分之一至十几分之一时需要大于 70% 的变形量,  $\alpha'$  细长即宽长比为几十分之一至几百分之一时变形量可小些, 通常在 40% ~ 60% 之间。TC11 钛合金的淬透性较差, 毛坯尺寸较大时不易淬透, 得到的  $\alpha'$  针也较粗, 变形量应取上限。

实施工艺方案 I 未能获得双重组织, 究其原因这是由于预制毛坯组织为网篮状。网篮状组织中的  $\alpha$  条的宽长比比马氏体中的  $\alpha'$  针的宽长比大得多, 在外力作用下只发生弯曲、皱折和少量切变(见图 5 和图 6)。外力撤除后, 在两相区退火弯曲的  $\alpha$  条要平直化。又由于  $\alpha$  条在长大过程中, 紧邻的  $\beta$  相稳定元素浓度不断增加, 为  $\beta$  相长大提供了条件。皱

折处及切变处的  $\alpha$  条断开后, 退火过程中随着  $\alpha$  长大的同时, 相邻的  $\beta$  相也并排长大,  $\alpha$  相与  $\beta$  相形成稳定交叉排列, 因而很难使  $\alpha$  相球化。这就是为

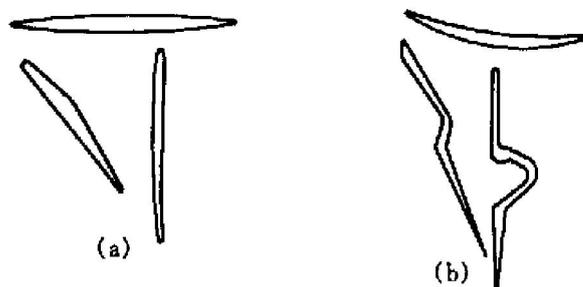


图 5 网篮状组织中  $\alpha$  条变形示意图

Fig. 5 Deformation scheme of  $\alpha$  bar in net shape microstructure

(a) —Before deformation; (b) —After deformation

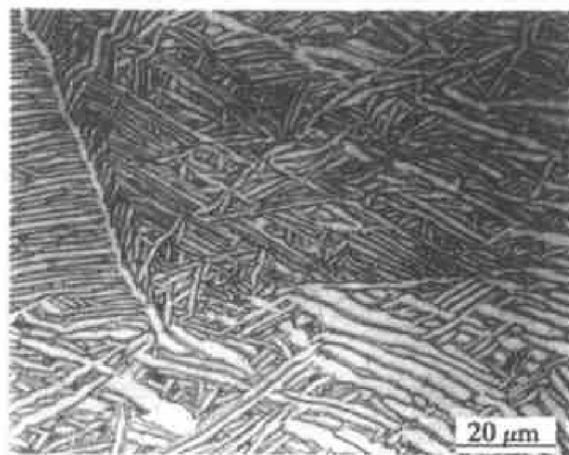


图 6 网篮状组织毛坯变形水冷后的显微组织

Fig. 6 Microstructure of deformed billet with net shape after water cooling

何具有网篮状组织的毛坯虽然给予很大的变形量却

仍不能获得等轴  $\alpha$  组织的原因。

### [ REFERENCES ]

- [ 1 ] Chen C C. An overview on titanium forging technology [ A ]. Froes F H and Eylon D eds. Titanium Net Shape Technologies [ C ]. America: AIME 1984. 253– 258.
- [ 2 ] Robertson D G and Mcshane H B. Isothermal hot deformation behaviour of (  $\alpha$ +  $\beta$  ) titanium alloy Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si ( IMI550 ) [ J ]. Materials Science and Technology, 1997, 13(7): 459– 468.
- [ 3 ] Williams J C and Starke E A. The role of thermomechanical processing in tailoring the properties of aluminum and titanium alloys [ A ]. George K. Deformation, Processing and Structure [ C ]. ASM, 1982. 301– 348.
- [ 4 ] SU Zu-wu ( 苏祖武 ), YAO Ze-kun ( 姚泽坤 ), GUO Hong-zhen ( 郭鸿镇 ), et al. TC11 钛合金双性能盘研究 [ J ]. Acta Metallurgica Sinica ( 金属学报 ), 1996, 32 ( 4 ): 377– 381.
- [ 5 ] YAO Ze-kun ( 姚泽坤 ), SU Hua ( 苏 华 ), SU Zu-wu ( 苏祖武 ), et al. 热加工工艺参数对 TC11 钛合金叶片显微组织细化球化的影响 [ J ]. Hot Working Technology ( 热加工工艺 ), 1995, ( 1 ): 6– 10.
- [ 6 ] Borradaile J B and Jeal R H. Mechanical properties of titanium alloys [ A ]. Kimura H, Izumi O, Titanium' 80 Science and Technology [ C ]. America: AIME, 1980, 1. 141– 149.
- [ 7 ] SU Zu-wu ( 苏祖武 ), MENG Guo-wen ( 孟国文 ), GUO Hong-zhen ( 郭鸿镇 ), et al. TC11 合金等轴晶粒的细化处理 [ J ]. Acta Metallurgica Sinica, 1992, 5 ( 2 ): B299– 302.
- [ 8 ] Malcor J G, Montneillet F and Champin B. Mechanical and microstructural behavior of Ti-6% Al-4% V alloy in the hot working range [ A ]. Titanium Science Technology [ C ]. German: Deutsche Gesellschaft Fur Metallkunde, 1985, 3. 1495– 1502.
- [ 9 ] WANG Jin-you ( 王金友 ) and ZHOU Yan-bang ( 周彦邦 ). Titanium Alloy Used Aviation ( 航空用钛合金 ) [ M ]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1984. 151– 158.
- [ 10 ] Yotoro M. Phase transformation and heat treatment [ A ]. Kimura H and Izumi O eds. Titanium' 80 Science and Technology [ C ]. America: AIME, 1980, 3. 153– 166.

## Forging mechanism of two-phase Ti alloy compressor disc with dual property

YAO Ze-kun<sup>1</sup>, GUO Hong-zhen<sup>1</sup>, LIU Jian-chao<sup>1</sup>, SU Zu-wu<sup>1</sup>  
JIANG Ming<sup>2</sup>, YING Zhi-yi<sup>2</sup>, LIU Jian-yu<sup>3</sup>, CUI Jian<sup>3</sup>

( 1. Department of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University,  
Xi'an 710072, P. R. China;

2. Anda Forging Plant, Anshun, Guizhou 561005, P. R. China;

3. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China)

**[ Abstract ]** The mechanism of forging a dual property compressor disc using two-phase titanium alloy was studied. In order to fabricate the dual property compressor disc, the microstructure of billet must be changed to martensite through forging in  $\alpha$ +  $\beta$  two phase region and heating in  $\beta$  phase region, followed by water cooling. According to the requirement of microstructure on different locations of the disc due to great temperature and stress gradients under given conditions, the deformation extent and the size of billet were designed. TC11 Ti alloy dual property compressor disc of  $d$  420 mm and  $d$  510 mm were forged by isothermal, or conventional die forging method. The disc core is of equiaxed microstructure with high strength, ductility and low-cycle fatigue life and the rim is of net microstructure with high resistance to high temperature creep and high fracture toughness.

**[ Key words ]:** TC11 Ti alloy; dual property compressor disc; forging; deformation mechanism

( 编辑 龙怀中 )