

β 锻造应变对 TC18 钛合金织构及拉伸性能的影响机制

邓浩^{1,2}, 罗恒军¹, 马英杰², 尹卫东¹, 尹慧¹, 向伟¹

(1. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618000)

(2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: β 锻造应变分布对 TC18 钛合金锻件的显微组织和力学性能具有重要影响, 揭示相关影响机制对锻件的制造具有重要意义。在 $T_{\beta}+20$ °C 下锻造了 TC18 钛合金锻件, 分析了该锻件三个不同应变位置 (0.25~0.50、0.50~0.75 和 0.75~1.00) 的锻态和热处理态微观组织。结果表明, 随着 β 锻造应变的增加, 锻件的软化机制由动态回复过渡到动态再结晶, 并在应变为 0.50~0.75 的应变位置观察到了 $\beta(111)//FD+\beta(100)//FD$ 的混合织构, 在 0.75~1.00 的应变位置产生了严重的 $\beta(100)//FD$ 织构。此外, 随着 β 锻造应变的增加, TC18 钛合金的拉伸强度呈降低趋势并产生了严重的各向异性。合金强度降低是由于强变形织构的 β 相与 α 相之间的弹性模量差异过大, 导致变形不协调, 而拉伸性能各向异性是由于拉长形态的原始 β 晶粒所导致。本研究为 TC18 钛合金锻件的工程制造提供了理论支撑。

关键词: TC18 钛合金; β 锻造; 应变; 织构; 拉伸性能

中图分类号: TG316; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2025)03-001-07

Mechanism of β Forging Strain on Texture and Tensile Properties of TC18 Titanium Alloy

Deng Hao^{1,2}, Luo Hengjun¹, Ma Yingjie², Yin Weidong¹, Yin Hui¹, Xiang Wei¹

(1. China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd., Deyang 618000, China)

(2. Shi Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The strain distribution of β forging significantly impacts the microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy forgings, and revealing the relevant influencing mechanisms have great significance for the manufacturing processes. TC18 titanium alloy forging was forged at the temperature of $T_{\beta}+20$ °C. The microstructures of both as-forged and heat treated samples were investigated at three strain levels: 0.25–0.50, 0.50–0.75 and 0.75–1.00. The results show that with the increase of β forging strain, the softening mechanism of the forging transitions from dynamic recovery to dynamic recrystallization, and a mixed texture of $\beta(111)//FD+\beta(100)//FD$ is observed at strains of 0.50–0.75. The severe $\beta(100)//FD$ texture is generated at strains of 0.75–1.00. Furthermore, with the increase of β forging strain, the tensile strength of TC18 titanium alloy shows a decreasing trend and exhibits anisotropy. The decrease in strength is due to the large difference in elastic modulus between the β phase with strong deformation texture and the α phase, resulting in deformation incompatibility. The anisotropy of tensile properties is caused by the elongated prior β grains. This study provides theoretical support for the engineering manufacturing of TC18 titanium alloy forgings.

Keywords: TC18 titanium alloy; β forging; strain; texture; tensile property

TC18 钛合金是一种典型的近 β 钛合金, 其名义成分

为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 具有高强度、高韧性、耐腐蚀等优点。经组织调控后, TC18 钛合金抗拉强度可达 1080~1300 MPa, 且断裂韧性可以保持在 $60 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 被大量应用于飞机起落架和机身等关键部位^[1]。

收稿日期: 2024-11-26

基金项目: 四川省博士后科研项目 (TB2023007)

通信作者: 邓浩 (1993—), 男, 高级工程师。

在工程制造中,TC18 钛合金航空部件通常采用准 β 模锻成形,即在 β 相变点附近的 $T_{\beta}-30\text{ }^{\circ}\text{C}\sim T_{\beta}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度区间进行锻造。相较于传统 β 锻造,准 β 锻造通过更精确的温度控制,既利用了材料在 β 相区变形抗力低的特点,又避免了因温度过高导致的晶粒粗大问题^[2-3]。已有研究表明^[4-5],变形温度、应变及压制速率等参数对钛合金的显微组织和拉伸性能有着直接的影响。对于大型航空模锻件来说,其几何形状较为复杂,不同部位的厚度差异大,因此不同位置的应变分布不同。小应变位置往往会因为变形不充分产生连续的晶界 α 相,而大应变位置的原始 β 晶粒会发生严重拉长并形成动态再结晶^[6-7]。此外,在 β 相区大变形时,还会产生强的变形织构^[8-9]。Li 等人^[8]研究了 β 相区锻造变形量对 TC18 钛合金织构演变的影响,发现随着 β 相区锻造变形量的增加,热压缩后会形成以 $\beta\{100\}$ 和 $\beta\{111\}$ 为主的纤维织构。Lim 等人^[9]的研究得到了相似的结果。

在关于高强钛合金显微组织与拉伸性能对应关系的研究中,原始 β 晶粒的形貌、织构对拉伸性能具有重要影响。研究表明,大应变位置产生拉长形态的原始 β 晶粒,会导致拉伸性能产生严重的各向异性。这是由于当拉伸加载应力方向与拉长原始 β 晶粒的方向不同时,有效滑移距离存在明显差异,使得延伸率产生差异^[10]。而大应变位置产生的 $\beta\{100\}$ 和 $\beta\{111\}$ 织构,会导致高强钛合金的强度下降^[7]。

目前,虽有文献通过热压缩模拟实验对 TC18 钛合金在 β 相区变形过程中的软化机制和织构形成开展了系统研究,但大型模锻件应变-显微组织-拉伸性能的构效关系仍缺乏理论支撑。本研究采用准 β 锻造工艺制备 TC18 钛合金锻件,结合数值模拟确定了 0.25~0.50、0.50~0.75 和 0.75~1.00 三个应变分布位置,并分析了不同应变位置的锻态和热处理态组织,揭示了应变分布对锻件织构形成、变形机制、显微组织及拉伸性能的影响,以期对 TC18 钛合金大型模锻件的制造提供理论支撑。

1 实验

1.1 实验材料

实验材料为西部超导材料科技股份有限公司生产的 TC18 钛合金棒材,金相法测得棒材相变点为 $970\text{ }^{\circ}\text{C}$,其主要化学成分(质量分数): Al 5.10%, Mo 5.02%, V 4.96%, Cr 1.10%, Fe 1.10%, O 0.12%, 余量为 Ti。棒材在两相区经过 2 次制坯后,基于实验锻件的模具在 $T_{\beta}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行锻造,锻造完成后对半切割,一半用于锻态组织分析,另一半则热处理后用于组织性能分

析。采用双重退火制度进行热处理,即: TC18 钛合金锻件先在 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 2 h,随后随炉冷却至 $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h,空冷至室温;再将锻件在 $610\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 4 h,空冷至室温。

1.2 实验方法

采用 Deform-3D 软件对 TC18 钛合金实验锻件在 β 相区的锻造过程进行数值模拟,模拟参数如下:锻造温度为 $T_{\beta}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$,转运时间为 30 s,压制速率为 10 mm/s ;网格数设置为 20000;模具材质为 H13 钢,刚性设置。数值模拟所需的 TC18 钛合金热扩散系数、导热系数及比热容等热物性参数采用 Deform 数据库中的 BT22 钛合金数据(BT22 为 TC18 钛合金在俄罗斯的牌号)。数值模拟的结果如图 1 所示。经过 Deform 预测,该锻件 S1、S2、S3 位置的应变分布数值如表 1 所示。

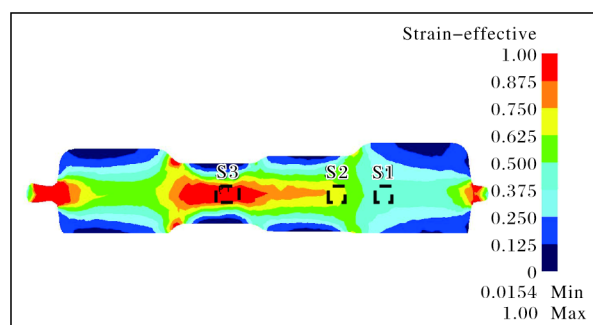


图 1 TC18 钛合金锻件应变分布图及取样位置

Fig.1 Strain distribution map and sampling location of TC18 titanium alloy forging

表 1 TC18 钛合金锻件不同位置的应变分布范围

Table 1 Strain distribution range in different locations of TC18 titanium alloy forging

Sample	Strain distribution range
S1	0.25~0.50
S2	0.50~0.75
S3	0.75~1.00

在 S1、S2 和 S3 位置分别切割 $5\text{ mm}\times 5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ 的方块,用于光学显微镜(OM, Leica-DMi8)、扫描电子显微镜(SEM, FEI-F50)以及电子背散射衍射(EBSD, Oxford NordlysNano)分析。将切割后的金相样品镶嵌并粗磨后,再依次用 800#和 2000#砂纸细磨,最后抛光至镜面。显微组织观察样品采用 Kroll 试剂腐蚀表面,腐蚀液用 $\text{HF}+\text{HNO}_3+\text{H}_2\text{O}$ 按体积比 1:4:95 配制。EBSD 样品采用电化学抛光去除表面应力层,电解抛光液用 $\text{HClO}_4+\text{C}_4\text{H}_{10}\text{O}+\text{CH}_3\text{OH}$ 按体积

比 5 : 10 : 10 混合配制, 抛光参数为: 电流 2 μ A, 电压 18~24 V, 全程在液氮环境下进行。EBSD 测试参数为: 电压 20 kV, 电流 2.3 mA, 步长 2 μ m。EBSD 数据采用 Channel 5 软件进行处理, 相含量和尺寸则采用 Image Pro Plus 软件统计。采用 D2700 型 X 射线衍射仪 (XRD) 测试样品热处理后的宏观织构。为了便于标记样品的方向, 将平行于锻造压制方向命名为 FD 方向 (Forging direction), 垂直于 FD 方向的横向命名为 TD 方向 (Transverse direction), 垂直于测试面的法线方向命名为 ND 方向 (Normal direction)。

拉伸试样为棒状, 尺寸和测试参数按照 GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》标准。采用 Instron 8801 万能力学试验机进行室温拉伸性能测试, 拉伸速率为 0.5 mm/min。

2 结果与分析

2.1 显微组织

为研究 β 锻造时 TC18 钛合金 β 晶粒的变形行为, 对锻造状态的 TC18 钛合金进行 EBSD 分析, 得到不同应变位置的 EBSD 晶粒取向分布, 结果如图 2a~2c 所示。从图 2 可以看出, 应变为 0.25~0.50 的 S1 位置,

原始 β 晶粒呈等轴形貌 (图 2a), 表明该区域未发生剧烈变形。应变增加至 0.50~0.75 时, 原始 β 晶粒发生变形, 沿 TD 方向被轻微拉长 (图 2b)。此外, 原始 β 晶粒的三叉晶界处可以观察到少量的动态再结晶晶粒。当应变增加至 0.75~1.0 时, 原始 β 晶粒发生剧烈变形, 沿 TD 方向严重拉长, 同时产生了严重的动态再结晶, 形成“项链”组织 (图 2c)。EBSD 结果表明, 在应变较小的位置, TC18 钛合金的软化机制为动态回复; 当应变增加时, TC18 钛合金还发生了非连续再结晶。

采用局部取向差 (KAM) 对 TC18 钛合金变形组织进行分析, 结果如图 2d~2f 所示。当 TC18 钛合金在 β 相区发生变形时, 原始 β 晶界优先发生变形, 位错在附近积累并逐渐形成高密度位错区 (图 2d)。随着应变的增大, 高密度位错区在晶界处产生锯齿状的弓弯, 高度不稳定的弓弯区域容易从原始 β 晶界上分离 (图 2e)。大应变区域由于变形程度大, 且变形时间相对小变形区域更长, 因此从原始 β 晶界分离出来的亚晶界与原始晶粒之间的取向差会随着应变量的增加而增大, 最终转变成大角度晶界, 产生细小的动态再结晶晶粒 (图 2f) [11]。

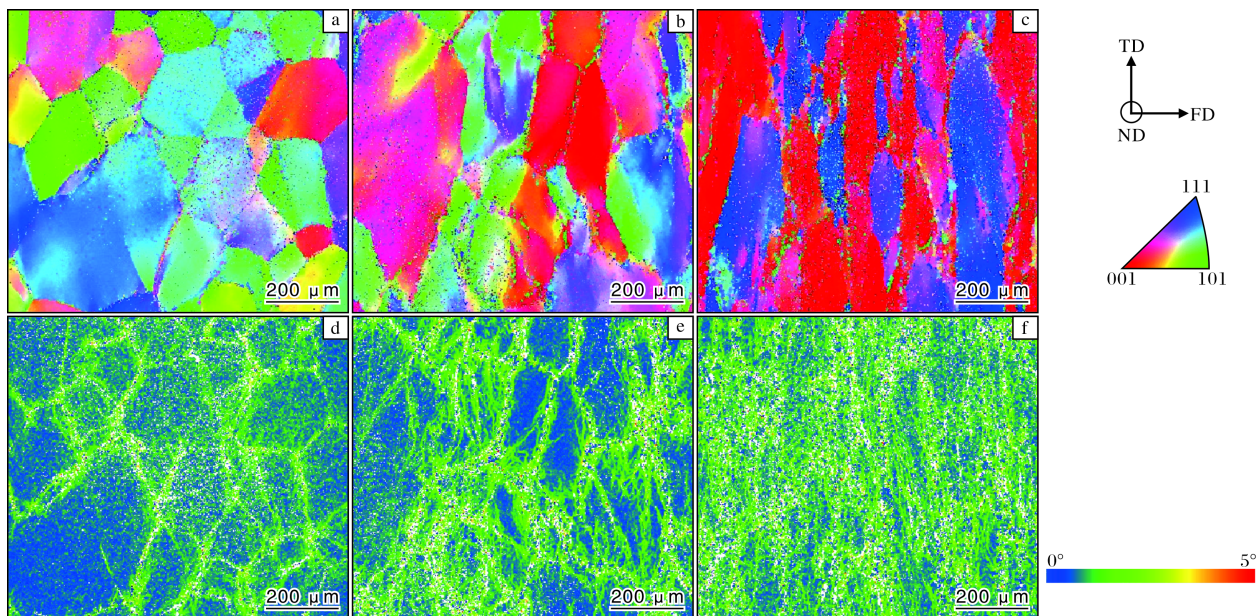


图 2 TC18 钛合金锻件不同应变位置的 EBSD 晶粒取向分布图和 KAM 图

Fig.2 EBSD grain orientation distribution maps (a-c) and KAM maps (d-f) at different strain positions of TC18 titanium alloy forging: (a, d) S1; (b, e) S2; (c, f) S3

图 3 为 TC18 钛合金锻件 S1、S2 和 S3 位置的反极图。在小应变的 S1 位置, TC18 钛合金的原始 β 晶粒没有发生择优取向, 晶粒取向分布较为随机。在 S2 位置, 沿 FD 方向观察到 $\beta(100) // FD$ 和 $(111)\beta // FD$ 的

混合织构, TD 和 ND 方向不存在择优取向。对于应变最大的 S3 位置, 沿 FD 方向只观察到 $\beta(100) // FD$ 的丝织构, 表明该应变下原始 β 晶粒发生了严重的择优取向, 即平行于 FD 方向均为 $\beta(100)$ 取向。对于体心立

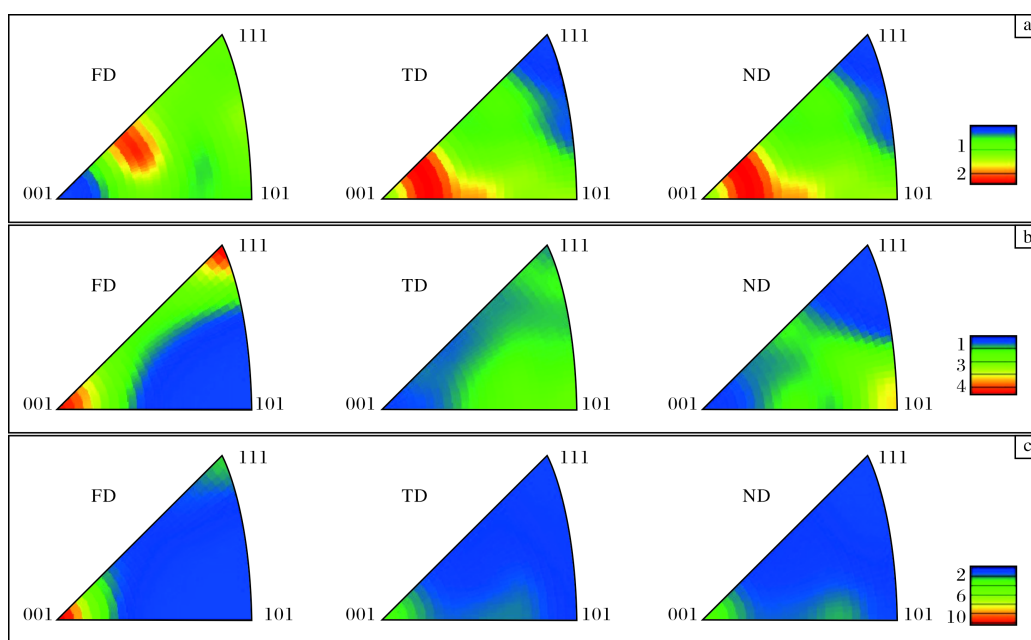


图3 TC18 钛合金锻件不同应变位置的反极图

Fig.3 Reverse pole figures of TC18 titanium alloy forgings at different strain positions: (a) S1; (b) S2; (c) S3

方结构的 β 相来说, 其在热变形过程中主要以位错滑移的形式参与变形。在变形过程中, 晶格通过位向旋转使得主滑移方向倾向于与加载方向平行, 以使得变形尽量协调^[10]。体心立方晶体中的位错滑移可在 $\{110\}$ 、 $\{112\}$ 和 $\{123\}$ 晶面族中的任一晶面上激活, 且滑移方向均沿最紧密排列的 $\langle 111 \rangle$ 方向。因此, 变形过程中部分 β 晶粒会在 $\langle 111 \rangle$ 方向上发生旋转以适应变形, 导致产生 $\beta\langle 111 \rangle$ 织构。此外, Li 等人^[8]的研究表

明, 随着变形的增加, 高强度钛合金的 $\beta\langle 111 \rangle$ 织构会逐渐向 $\beta\langle 100 \rangle$ 发生转变, 这与动态应变诱导的晶界迁移机制有关, 因为大变形过程中接近 $\langle 100 \rangle$ 取向的有核晶粒生长更为有利。因此, 在相对较高的储存能量的驱动下, 接近 $\langle 100 \rangle$ 取向的 β 晶粒将倾向于生长到 $\langle 111 \rangle$ 方向的晶粒中。

图4为TC18钛合金锻件经热处理后的显微组织。从图4可以看出, S1、S2和S3位置均为均匀的网篮

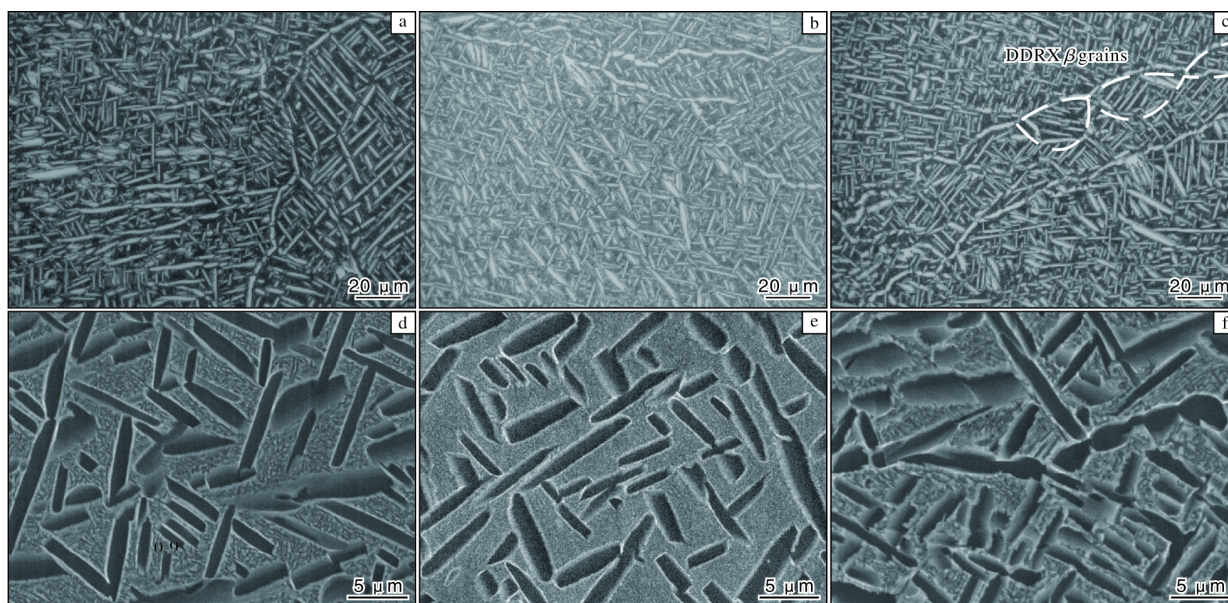


图4 TC18 钛合金锻件不同应变位置的显微组织

Fig.4 OM images (a-c) and SEM images (d-f) of TC18 titanium alloy forgings at different strain positions: (a, d) S1; (b, e) S2; (c, f) S3

组织, 由片层状的初生 α 相和 β 转变组织组成。图 4c 中可观察到非连续动态再结晶 (discontinuous dynamic recrystallization, DDRX) β 晶粒存在, 这与图 2 结果一致。对图 4d~4f 中的初生 α 相含量和宽度进行统计, 结果如表 2 所示。从表 2 可以看出, 采用双重退火处理的准 β 锻造 TC18 钛合金, 不同应变位置处初生 α 相的尺寸和相含量差异不大。这是因为准 β 锻造时, 变形过程中只有 β 相参与变形, 无 α 相存在。此外, 双重退

表 2 TC18 钛合金锻件不同应变位置的初生 α 相含量和宽度
Table 2 Statistics of primary α phase content and width of samples at different strain positions

Position	Primary α phase content/%	Width of primary α phase/ μm
S1	33.3	1.66
S2	32.6	1.68
S3	33.7	1.64

火过程中, 850 °C 向 740 °C 炉冷, 以及在 740 °C 下保温时可以促进 β 相的分解, 保证初生 α 相的充分析出和长大。因此, 应变不影响析出初生 α 相的尺寸和含量。

钛合金的 β 相与 α 相之间存在严格的伯格位向关系, 即: $\{0001\}\alpha // \{110\}\beta$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle\alpha // \langle 111 \rangle\beta$ 。因此, 在 β 相向 α 相转变时, 理论上会随机析出 12 种 α 变体^[12]。然而, 实际变形过程中会受到 β 相的取向、残余应力等因素影响, 使得某些取向的 α 相优先析出, 形成织构。为了研究 TC18 钛合金锻件热处理后不同应变位置的 α 相取向分布, 采用 XRD 进行宏观织构测试, 结果如图 5 所示。从图 5 可知, 在 S1 和 S3 位置, 3 个方向上的 MUD 值 (均匀密度的倍数) 最大在 2.5 左右, 表明 α 相的分布较为随机。在 S2 位置, FD 方向观察到 $(11\bar{2}0)\alpha // \text{FD}$ 的丝织构。图 3 结果中, S2 存在严重的 $\beta(111)$ 织构, 根据伯格位向关系 $\langle 11\bar{2}0 \rangle\alpha // \langle 111 \rangle\beta$, β 相的 (111) 织构可以主导 α 相的组织形成。

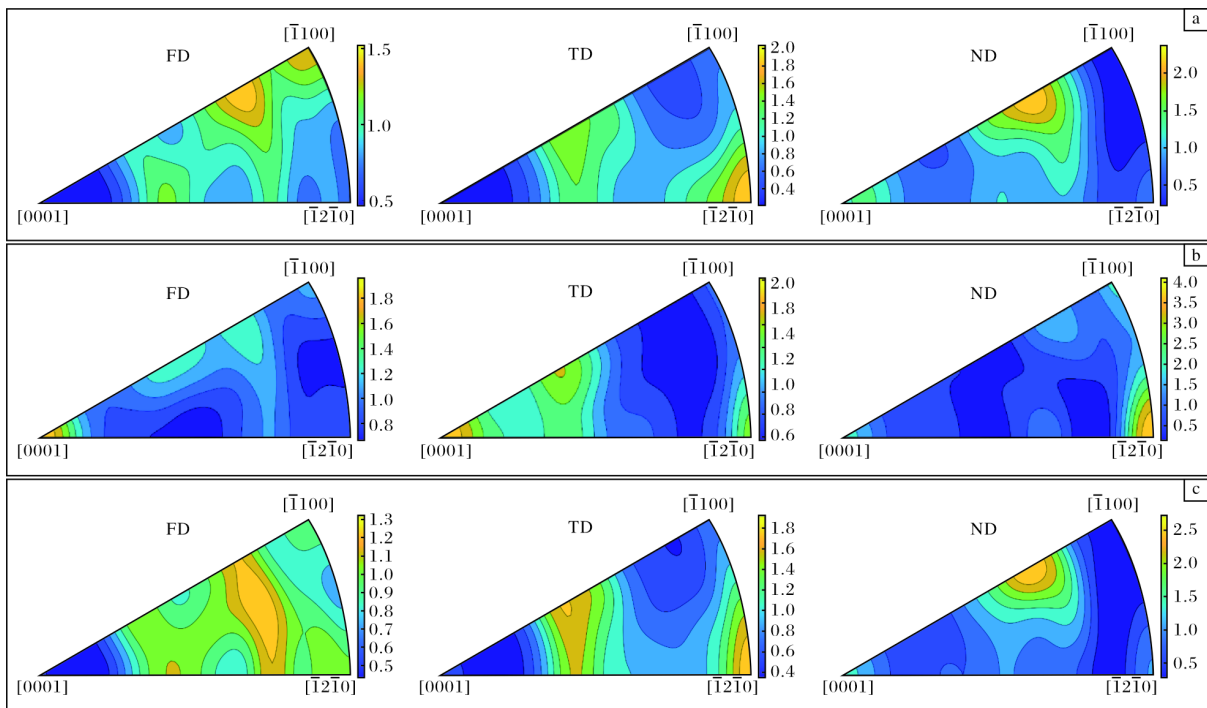


图 5 TC18 钛合金锻件不同应变位置的 XRD 反极图

Fig.5 XRD reverse pole diagrams of TC18 titanium alloy forgings at different strain positions: (a) S1; (b) S2; (c) S3

2.2 力学性能

表 3 为 TC18 钛合金锻件不同应变位置分别在 FD 和 TD 方向上的室温拉伸性能。基于表 3 数据, 绘制了抗拉强度和延伸率的变化趋势图, 如图 6 所示。从图 6 可以看出, 随着应变的增加, TC18 钛合金的强度呈下降趋势。此外, 应变的增加还导致强度和延伸率

在 FD 和 TD 方向上产生了各向异性, 即 TD 方向的抗拉强度高于 FD 方向。

钛合金的强度和塑性受 α 相尺寸、含量及织构等因素的影响。根据上述结果, 应变的增加并未对 α 相的尺寸和含量产生影响, 但对 β 晶粒的形貌和变形织构产生了严重影响。随着应变的增加, S2 位置沿 FD

表 3 TC18 钛合金锻件不同应变位置的室温拉伸性能
Table 3 Room temperature tensile properties of TC18 titanium alloy forgings at different strain positions

Sample	Direction	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%
S1	TD	1124	1036	14.8
	FD	1121	1041	15.4
S2	TD	1107	1033	15.3
	FD	1096	1022	12.1
S3	TD	1089	1017	12.5
	FD	1074	1001	11.2

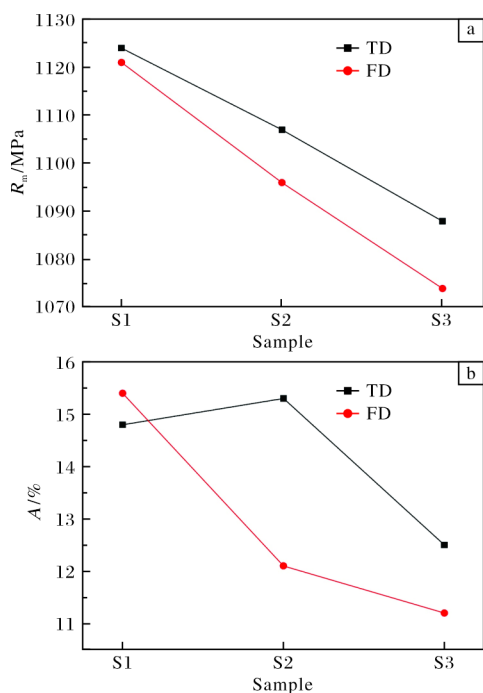


图 6 TC18 钛合金锻件不同应变位置沿 FD 和 TD 方向的室温拉伸性能

Fig.6 Tensile properties at room temperature of TC18 titanium alloy forgings at different strain positions in FD and TD directions: (a) tensile strength; (b) elongation

方向产生了严重的 $\beta\langle 111 \rangle$ 和 $\beta\langle 100 \rangle$ 织构, S3 位置则产生了体积分数更高的 $\beta\langle 100 \rangle$ 织构。织构的产生对强度有着较大影响, 这是因为 β 相在不同取向的弹性模量与 α 相存在较大的差异, 这种差异会导致变形不协调。对于 β 相, 其沿不同晶向的弹性模量分布范围在 67~121 GPa 之间, 且在 $\langle 100 \rangle$ 方向上的弹性模量最低, $\langle 111 \rangle$ 方向的弹性模量最高。不同晶向 α 相的弹性模量分布范围则为 104~143 GPa, 高于 β 相弹性模量的分布区间^[13]。当 β 相在 FD 方向上的取向集中在 $\langle 100 \rangle$ 方向上时, 其弹性模量大幅低于 α 相。在拉伸过程中, α

相与 β 相的弹性模量差异较大, 拉伸变形协调性较差, 会导致裂纹过早萌生和扩展, 进而使得强度偏低^[14-15]。因此, $\beta\langle 100 \rangle$ 织构的体积分数越高, 该现象越明显, 合金强度越低。

FD 和 TD 方向上存在的各向异性与原始 β 晶粒形貌有关。图 2 表明, 应变增大会使原始 β 晶粒发生严重的变形。S1 样品中, 趋近于等轴形貌的原始 β 晶粒, 其在 FD 和 TD 方向上承受加载力的晶粒数量和尺寸一致, 因此在拉伸变形过程中的协调性相似, 不会产生显著的各向异性。而在 S2 和 S3 样品中, 原始 β 晶粒拉长方向平行于 TD 方向, 此时晶粒在 FD 和 TD 方向的变形差异较大。当拉伸加载方向平行于 TD 方向时, 参与变形的原始 β 晶粒要多于 FD 方向, 因此其变形抗力要比在 FD 方向更大。而当拉伸加载方向平行于 FD 方向时, 此时加载力垂直于拉长晶粒的长边, 脆弱的晶界 α 相受力相对严重, 裂纹易于萌生与扩展, 因此其强度和延伸率均低于沿 TD 方向, 产生了显著的各向异性^[16]。

3 结 论

(1) 在 $T_\beta+20^\circ\text{C}$ 下锻造 TC18 钛合金, 随着 β 锻造应变的增加, 在应变为 0.25~0.50 的位置以动态回复为主, 在应变为 0.50~0.75 和 0.75~1.0 的位置则观察到了动态再结晶。

(2) 小应变的 S1 位置不存在 β 变形织构。随着应变增加, S2 位置出现 $\beta\langle 111 \rangle // \text{FD} + \beta\langle 100 \rangle // \text{FD}$ 的混合织构, S3 位置则产生了严重的 $\beta\langle 100 \rangle // \text{FD}$ 织构。

(3) 在双重退火热处理制度下, β 锻造应变不影响热处理后的初生 α 相含量和尺寸。

(4) 随着 β 锻造应变的增加, TC18 钛合金的拉伸强度呈降低趋势, 这是由于强变形织构的 β 相与 α 相之间的弹性模量差异过大, 导致变形不协调。

(5) 随着 β 锻造应变的增加, TC18 钛合金的拉伸强度沿 FD 和 TD 方向产生各向异性, 这是由拉长形态的原始 β 晶粒所导致的。

参考文献 References

- [1] 罗雷, 毛小南, 杨冠军, 等. BT22 钛合金简介[J]. 热加工工艺, 2009, 38(14): 14-16.
- [2] 黄定辉, 周俊, 洪鑫, 等. 准 β 锻造工艺对 TC18 钛合金组织与性能的影响[J]. 锻压技术, 2014, 39(8): 125-128.
- [3] 徐浩, 孙前江, 文超, 等. 固溶时效对 TC21 钛合金准 β 锻后组织性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(1): 178-187.

- [4] Weiss I, Semiatin S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 46-65.
- [5] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 等. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
- [6] Yin M, Luo H J, Deng H, et al. Thermomechanical processing of near- β Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloys: effect of deformation reduction on microstructures and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 853: 143786.
- [7] Sauer C, Lütjering G. Thermo-mechanical processing of high strength β -titanium alloys and effects on microstructure and properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 311-317.
- [8] Li K, Yang P. The formation of strong $\{100\}$ texture by dynamic strain-induced boundary migration in hot compressed Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Metals, 2017, 7(10): 412.
- [9] Lim C V S, Liu Y, Ding C, et al. Effect of supra-transus deformation conditions on recrystallization of beta Ti alloy[J]. Metals, 2021, 11(8): 1278.
- [10] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C, et al. The influence of soft, precipitate-free zones at grain boundaries in Ti and Al alloys on their fatigue and fracture behavior[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 468: 201-209.
- [11] Huang K E, Logé R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials[J]. Materials & Design, 2016, 111: 548-574.
- [12] Wang S C, Aindow M, Starink M J. Effect of self-accommodation on α/α boundary populations in pure titanium[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2485-2503.
- [13] Liu W H, Luo H J, Zhou L J, et al. In-situ investigating the heterogeneous tensile deformation behavior of near β titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2025, 921: 147569.
- [14] Huet A, Naït-Ali A, Giroud T, et al. Onset of plastic deformation and strain localization in relation to β phase in metastable β and dual phase Ti alloys[J]. Acta Materialia, 2022, 240: 118348.
- [15] Hémeury S, Villechaise P. Influence of β anisotropy on deformation processes operating in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr at room temperature[J]. Acta Materialia, 2017, 141: 285-293.
- [16] Lütjering G, Williams J C. Titanium[M]. Berlin: Springer Science & Business Media, 2007.

行业动态

日本大阪钛科技公司 2024 财年结算速报

日本大阪钛科技公司 2024 财年（2024 年 4 月 1 日至 2025 年 3 月 31 日）累计营业额为 519.14 亿日元，较 2023 财年的 553.22 亿日元下降了 6.2%；营业利润为 100.88 亿日元，较 2023 财年的 82.88 亿日元增长了 21.7%。钛事业部 2024 财年的销售额为 479.47 亿日元，较 2023 财年的 522.99 亿日元下降了 8.3%。

表 1 日本大阪钛科技公司各部门销售额统计（亿日元）

部 门	2024 财年	2023 财年	增加额	增长率	
钛事业部	国内	144.48	174.19	-29.71	-17.1%
	输出	334.99	348.80	-13.81	-4.0%
	合计	479.47	522.99	-43.52	-8.3%
高性能材料事业部	39.66	30.23	9.43	31.2%	
合 计	519.14	553.22	-34.08	-6.2%	

表 2 日本大阪钛科技公司各部门营业利润统计（亿日元）

部 门	2024 财年	2023 财年	增加额	增长率
钛事业部	99.01	84.14	14.87	17.7%
高性能材料事业部	1.87	-1.26	—	—
合 计	100.88	82.88	18.00	21.7%

（何蕾编译自大阪钛科技公司官网）