

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2022.10.007

特邀论文

变形量对锻造 Ti-6Al-4V 组织、织构和力学性能的影响

黄磊, 陈逸维, 刘华秋, 李芳玲
(季华实验室 新型增材制造研究院 广东 佛山 528000)

摘要: 常用锻造 Ti-6Al-4V 的微观结构主要有等轴、层状和双峰结构, 这些结构与对应的晶粒尺寸分布等微观组织特征对 Ti-6Al-4V 的拉伸和疲劳等力学性能有着主要影响。然而在实际加工条件(如非等温条件, 非恒定应变率)下, 对微观组织与力学性能之间关联性的研究较少。基于此, 本文研究了在锻造实验中, 理论变形量对 Ti-6Al-4V 的显微结构、拉伸和疲劳性能的影响。起始材料由等轴和层状 α 相组成。在进一步的变形和退火中, 随理论变形量从 10% 增加到 50%, 球状初生 α 相的体积分数增加了约 20%, 抗拉强度和屈服强度增加了约 50 MPa, 伸长率保持不变。这归因于球状 α 相体积分数的增加和 α 相基面取向与外加拉伸载荷方向之间夹角的角度减小。疲劳强度也随理论变形量的增加而增加。根据 Ti-6Al-4V 锻造和退火后球状初生 α 的体积分数增加对双峰显微组织的影响, 讨论了这些观察结果的重要性。

关键词: Ti-6Al-4V; 退火; 力学性能; 球状初生 α

中图分类号: TG156.2

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2022)10-0889-08

Effect of Deformation Reduction on the Microstructure, Texture and Mechanical Properties of Forged Ti-6Al-4V

HUANG Lei, CHEN Yiwei, LIU Huaqiu, LI Fangling

(Advanced Additive Manufacturing of Jihua Laboratory, Foshan 528000, China)

Abstract: The microstructure of commonly used forged Ti-6Al-4V mainly includes equiaxed, lamellar and bimodal structures. These structures and corresponding microstructure characteristics, such as grain size distribution, have a major impact on the tensile and fatigue properties of Ti-6Al-4V. However, there are few studies on the correlation between microstructure and mechanical properties under actual processing conditions(e.g., nonisothermal conditions and nonconstant strain rates). Based on this, the effect of nominal reduction during forging on the microstructures, tensile and fatigue properties of Ti-6Al-4V has been investigated in this paper. The microstructure of the initial material is a combination of equiaxed and lamellar α phases. With further deformation and annealing, the volume fraction of globular primary α increases by approximately 20% as the nominal reduction increases from 10% to 50%. More notably, the ultimate tensile strength and yield strength increase by ~50 MPa with the ductility remaining constant, which is attributed to the increase in the globular α phase volume fraction and decreasing alignment of the α phase basal planes with the tensile direction. The fatigue strength also increases with more nominal reductions. The significance of these observations is discussed in terms of the effect of an increased volume fraction of globular primary α on the bimodal microstructure after forging and annealing in Ti-6Al-4V.

Key words: Ti-6Al-4V; anneal; mechanical properties; globular primary α

钛合金由于其比强度高、抗疲劳及耐腐蚀性能优异, 被广泛应用于航空航天工业中, 通常用于制造关键系统中的部件, 例如机翼、起落架部件和机身^[1-4]。在所有类型的钛合金中, Ti-6Al-4V 是一种在室温下以 α 相为主的典型两相合金, 也是航空航天工业

中发展度最高的合金^[5-6]。Ti-6Al-4V 的拉伸和疲劳性能等力学性能, 由合金的微观结构决定^[4,7-9]。在常用的锻造 Ti-6Al-4V 中, 等轴、层状和双峰 α 微观组织是最常见的。其中, 等轴和双峰微观结构因其在强度、延展性和疲劳寿命方面的平衡而成为首选^[1]。对于重载部件, 层状微观结构因其具有更好的断裂韧性和抗应力腐蚀开裂性成为首选。

此外, α 晶粒尺寸、球状 α 晶粒的体积分数和 α 相的织构等微观结构特征都对 Ti-6Al-4V 的机械性能有很大影响^[10-13]。具体来说, α 晶粒尺寸通常是等

收稿日期: 2022-08-08

基金项目: 季华实验室项目(X200041TM200)

作者简介: 黄磊(1986—), 硕士, 主要从事航空精密制造研究。

电话: 18616346552, Email: huanglei@jihualab.com

轴组织中的有效滑移长度,被认为是决定屈服强度和拉伸延展性的主要因素^[11,14]。由于滑移带的形成(也与裂纹萌生有关)通常受 Ti-6Al-4V 中的晶界限制,高周疲劳(High cycle fatigue, HCF)与低周疲劳(Low cycle fatigue, LCF)寿命也受 α 晶粒尺寸的影响^[15-16]。相比之下,具有层状微观结构的 Ti-6Al-4V 中滑移带的形成通常限制在明显大于 α 晶粒的 α 集束内^[1]。全等轴微结构中相对较短的滑移长度可以显著提高 HCF 阻力,这通常是飞机的设计限制特性。织构和微织构(也称宏区)对疲劳性能也有很大影响:由于 Ti-6Al-4V 中存在微织构,高周疲劳性能和驻留疲劳性能都会大大降低^[17-20]。这 3 种微观结构特征主导了具有等轴微观结构的 Ti-6Al-4V 的机械性能,而二次 α 等其他微观结构特征也有影响^[21]。

微观结构的调控是影响钛合金机械性能的关键,通常通过热机械加工来完成^[1,4]。具体而言,通过固溶处理和 β 锻造等初级加工处理的 Ti-6Al-4V 铸锭首先在 β 晶区上方变形,以破坏铸造微观结构,然后在接近 β 晶区温度(50~200 °C 以下)的两相 $\alpha+\beta$ 区变形,在随后的退火过程中引入应变以推进 α 相球状化^[22]。 $\alpha+\beta$ 变形的参数包括工作温度和变形量(塑性应变),这对于通过再结晶实现 α 晶粒球化非常重要^[23-24]。例如,通过将具有起始厚层状微观结构的 Ti-6Al-4V 变形到小于 80% 的变形量来实现完全的 α 球化是困难的^[25]。因此,定性研究微观结构和机械性能的关系将有助于微观结构的调控。

在实验室环境中,基于小样本和良好控制的加工条件,通过热机械加工(包括变形和热处理工艺)对 Ti-6Al-4V 的微观结构和机械性能的关系开展了大量研究工作^[26-29]。在等轴组织中,部件的强度与 α 晶粒尺寸严格符合 Hall-Petch 关系^[26],当晶粒的尺寸越小时,Ti-6Al-4V 的强度增加而延展性几乎不变^[27-28]。针对初生 β 相,较高的热锻变形速率(0.01 s⁻¹)会激活 β 细晶的瞬态超塑性机制,使合金获得高延展性^[29]。然而,在实际加工条件(如非等温条件,非恒定应变率)与机械性能的关联性方面的探究较少,并且大多数 Ti-6Al-4V 部件由锻件制成。在本研究中,详细研究了热锻改变理论变形量对 Ti-6Al-4V 最终双峰组织的微观结构和织构演变以及拉伸和疲劳性能的影响。通过定量分析,包括测定球状初生 $\alpha(\alpha_p)$ 的体积分数,表征了不同理论变形量下的微观结构和织构演变。在这项研究中,拉伸和疲劳性能随着理论变形量的提高而提高,这归因于球状 α 相所引起的屈服强度增加。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料为国外钛合金制造商提供的直径 420 mm,并经多火次形变预成型的坯料作为原材料。在 ASTM 标准实验室(氧和氮依据 ASTM E1409,氢依据 ASTM E1447,其他元素依据 ASTM E2371)内对起始材料的化学成分进行测量,如表 1 所示。通过在不同温度(985~1 000 °C,间隔 5 °C)水淬 10 min 后,测定 10 mm×10 mm×10 mm 薄样品中残留 α 相的面积分数,确定了该材料的 β 转变温度在 995~1 000 °C 之间。

表 1 坯料中的化学成分 w/%

Tab.1 Measured chemical composition of the provided billet

Elements	Al	V	Fe	O	N	H	Ti
Content	6.51	3.92	0.19	0.17	0.007	0.003	Bal.

1.2 变形及热处理

为了将坯料锻造出不同的理论变形量,选用了铸锭直径 $\phi 140\sim\phi 165$ mm,高度 56~100 mm 不等的初始坯料(图 1(a)和表 2)。将不同高度的坯料锻造至 50 mm 的最终高度,实现了 10%~50% 的理论变形量,如图 1(b)所示。锻造前,将坯料在 900 °C 温度下于大型熔炉中加热 1 h。坯料约在 10 s 内传送至锻压机,以将热损失降至最低。在 1 500 t 液压机的开放环境中,锻造速度控制在约 15 mm/s(即应变速率范围为 0.15 s⁻¹~0.30 s⁻¹),锻后空冷。所有锻造产品均在 730 °C 下退火 1 h,然后空冷。为了便于识别,以 P10(变形量 10%)、P30(变形量 30%)和 P50(变形量 50%)来标记不同理论变形量的材料。

表 2 锻造钛锭的初始尺寸

Tab.2 The initial dimensions of the ingots used for forging

理论变形量	10%	30%	50%
初始尺寸/mm	$\phi 165\times 56$	$\phi 160\times 71$	$\phi 140\times 100$

1.3 力学性能测试

从锻造薄饼的中心区域切下 3 个圆柱形拉伸试样和 12 个圆柱形疲劳试样(图 2)。依据 ASTM E8 中的测试方法,测得拉伸试样的测量截面尺寸为 $\phi 4$ mm×20 mm。疲劳试样的测量截面最小直径为 5 mm,连续半径为 41 mm。疲劳试验在 R0.1 下进行,频率约为 90 Hz。

1.4 微观结构表征

为了获得锻造坯料的纵向平面(图 2 中标记的“RZ”面)上的微观结构表征,通过放电加工对样品进行切片后,用碳化硅纸研磨,并用胶体二氧化硅溶液抛光。抛光样品使用 Kroll 试剂溶液(190 mL H₂O、

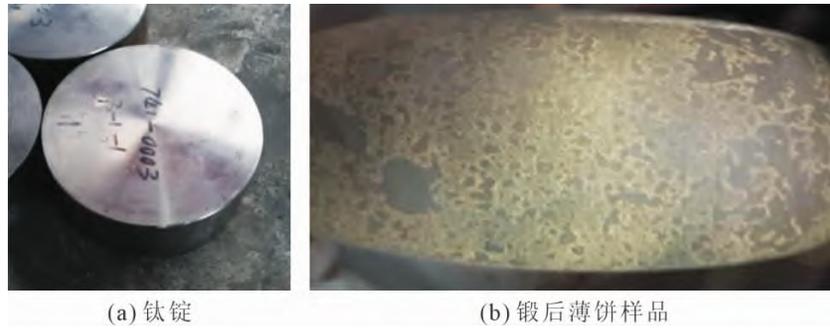


图1 热机械加工过程实物图
Fig.1 Pictures of the thermo-mechanical processing

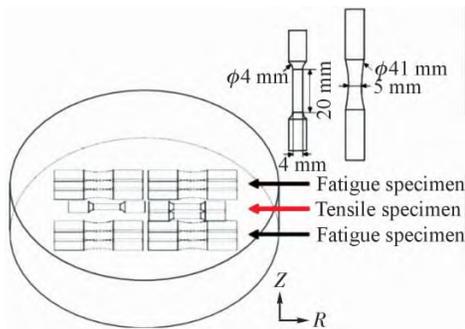


图2 从锻造的薄饼上切下的机械测试样品示意图(Z为锻造方向,R为径向)

Fig.2 Schematic of mechanical testing samples sectioned from the forged pancakes. (The forging direction Z and radial direction R of the billet were labelled)

8 mL HNO₃ 和 2 mL HF)进行蚀刻,以便使用 Olympus GX-51 显微镜进行光学微观结构表征。使用 MIPAR 图像分析软件对微观结构进行定量表征,以确定①初生 α 晶粒当量直径;②初生 α 晶粒长宽比;③晶界 α 的存在(如有);④球状化 α 面积分数。3:1 的长宽比被用作区分球状和层状 α 的标准^[12]。得益于抛光样品表面上带有的中心欧拉支架,使用 Bruker D8 Discover 衍射仪可以收集 X 射线衍射(XRD)织构数据。衍射图案以反射模式记录,步长为 5°,倾斜范围为 0°~70°,旋转范围为 0°~360°,用于收集(0002), (10 $\bar{1}$ 1), (10 $\bar{1}$ 2)和(11 $\bar{2}$ 0)衍射峰。原始 XRD 数据使用 Bruker DIFFRAC.TEXTURE 软件进行处理,并通过 MatLab 的 MTEX 工具箱进行分析,

以计算取向分布函数(ODF)^[30]。配备 HKL 电子背散射衍射(EBSD)检测器的 JOEL 7001 场发射电子显微镜(SEM)用于断口分析和 EBSD 表征。在 500 μm ×500 μm 的区域上以 0.5 μm 的步长进行 EBSD 数据采集。从大块样品中切割直径为 3 mm、厚度为 0.1 mm 的圆盘并研磨,然后使用 Gatan 精密离子抛光系统(PIPS II)进行低角度离子研磨,以便于进行透射电子显微镜(TEM)观察。在 Tecnai G2 T20 显微镜下检查 TEM 箔。

2 实验结果及讨论

2.1 一般微观结构

图 3 为在锻造实验之前收到的预成型坯料的微观结构。其中, α 相占主导地位,由层状和球状结构组成。随着热处理及应变的进一步施加,层状 α 相可能球状化并破碎,因为其边缘有许多凹槽(图 3(b))。这些凹槽的存在表明,完成预成型坯料的最后一个加工步骤后,坯料已从 $\alpha+\beta$ 相区的退火温度缓慢冷却。从图 3(a)可知,坯料中也观察到晶界 α 相。

图 4 为 Ti-6Al-4V 在锻造至不同理论变形量(10%、30%和 50%)并进行轧制退火后的光学显微结构。在 MIPAR 的测量结果中,这 3 个样品中的转化 α 相区(包含次生 α 相和保留 β 相)的体积分数和初生 α 相的体积分数约为 45%和 55%。由光学显微照片可知,P50 中球状初级 α 的体积分数明显高于 P10 和 P30(图 4)。在 P10 和 P30 中可以很容易地识

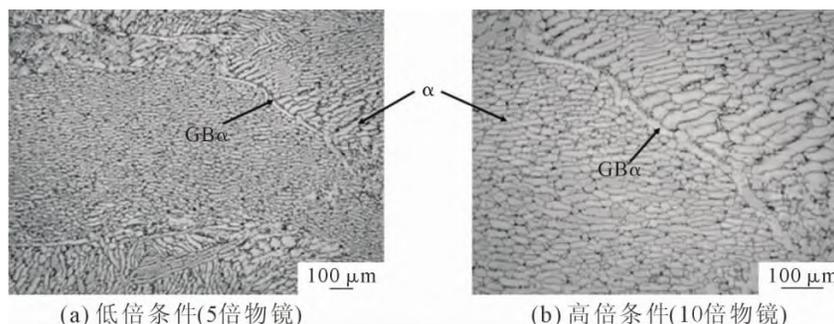


图3 Ti-6Al-4V 坯料的光学显微照片

Fig.3 Representative optical micrographs of as-received Ti-6Al-4V at low and high magnifications

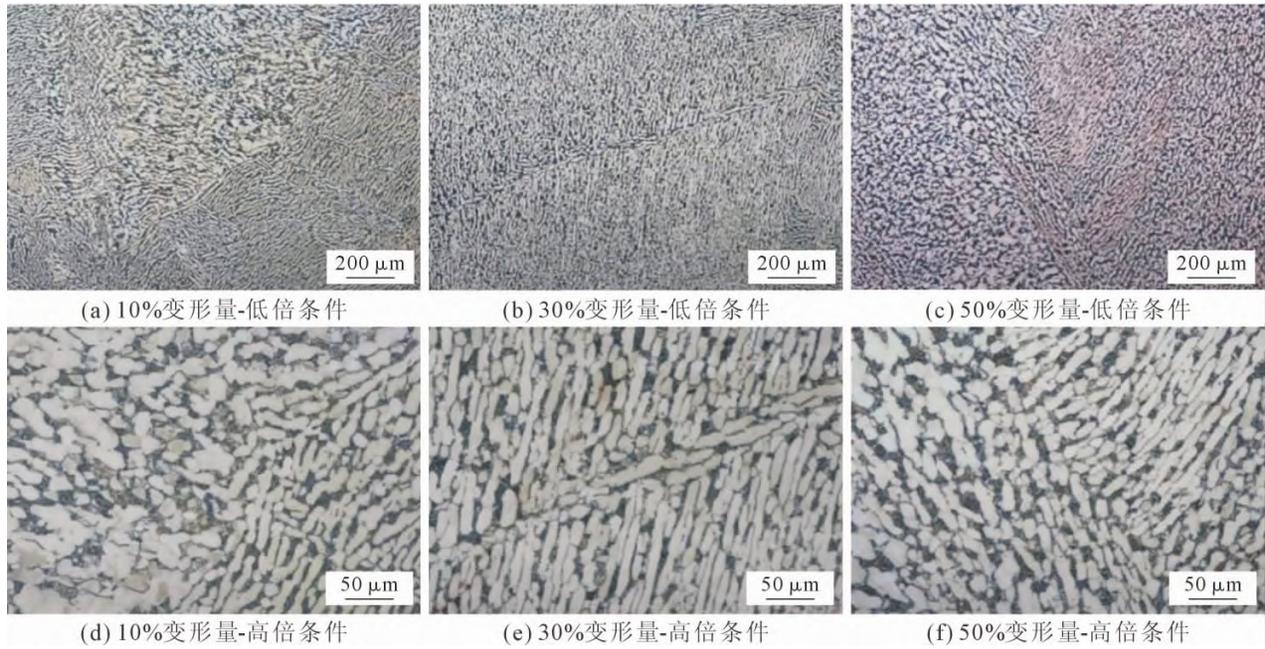


图 4 不同放大倍数下锻造和轧制退火 Ti-6Al-4V 的光学显微照片

Fig.4 Optical micrographs taken from different magnification of forged and mill annealed Ti-6Al-4V with different reduction at the longitudinal plane

别出晶界 α 的存在,而在 P30 中发现了更多的晶界 α 碎片(图 4(d~e))。相比之下,大多数晶界 α 在 P50 中断裂(图 4(f))。

锻造实验后,在 10%的变形量下, α 晶粒的平均当量直径从大约 19.5 μm 减少到 14.8 μm ,在 50%的变形量之下,减少到 13.3 μm ,同时可以识别出测量结果中的大散射(图 5a)。P50 中 α 晶粒的长宽比降低,而在 P10 和 P30 中, α 晶粒的长宽比与原材料预成型坯料中的长宽比相似(图 5a)。此外,在相同的最终退火温度下,初生 α 晶粒的球化率也从 P10 和 P30 中的不到 70% 急剧增加到 P50 中的 88%,而所有初生 α 相的数量在所有 3 个锻造样品中保持不变(图 5b)。可以看出,与 P10 和 P30 相比,P50 中的显微组织更精细。

2.2 织构和残余位错分析

由于在以不同理论变形量锻造的 Ti-6Al-4V 样品中 α 相均占主导地位,因此对 α 晶粒的织构演变进行了分析(图 6)。从图 6 中的 X 射线分析获得的极点图显示,(0002) 平面最初几乎平行于 P10 样品的锻造轴。当理论变形量增加到 50%时,(0002)平面从锻造轴旋转约 90° 。Lütjering^[4]也发现了类似的结构,并将其称为基底/横向结构。拉伸试样夹紧区域的 EBSD 结果(图 7~8)进一步证明了这一点,拉伸试样是沿着锻造薄饼的径向加工的(图 2)。

对于具有最大理论变形量(即 P50)的样品,发现(0002)平面几乎平行于拉伸载荷轴(从图 8(c)中的拉伸载荷轴测量为 20.8°),如在拉伸样品夹紧区域的 EBSD 结果所示(图 7)。由于 β 相通常被认为是热机

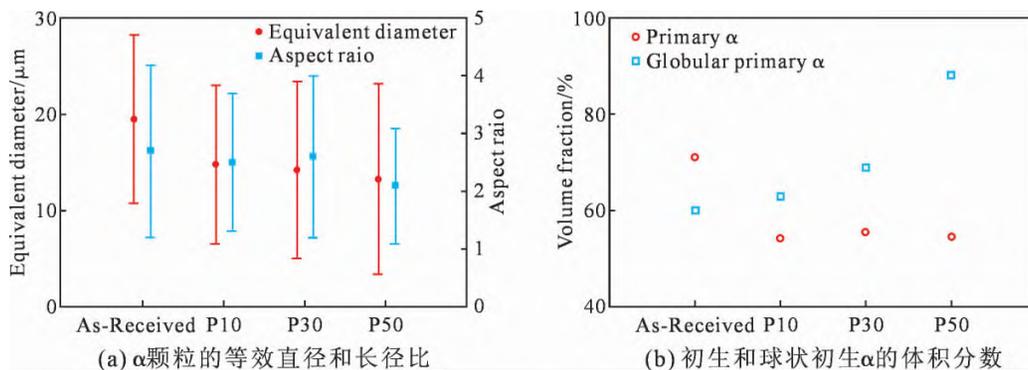


图 5 不同条件下 Ti-6Al-4V 样品中 α 颗粒的等效直径和长径比初生和球状初生 α 的体积分数 (球状初生 α 相为长径比小于 3:1 的初生 α , 球状初生 α 相的体积分数的计算方式为球状初级 α 在所有初级 α 中所占的比例分数)

Fig.5 Equivalent diameters and aspect ratios of α grains, and volume fractions of primary and globular primary α of the Ti-6Al-4V alloys under different conditions (the globular primary α phase refers to the primary α with aspect ratio smaller than 3:1, and volume fraction of globular primary α phase is calculated as the fraction of which among all the primary α)

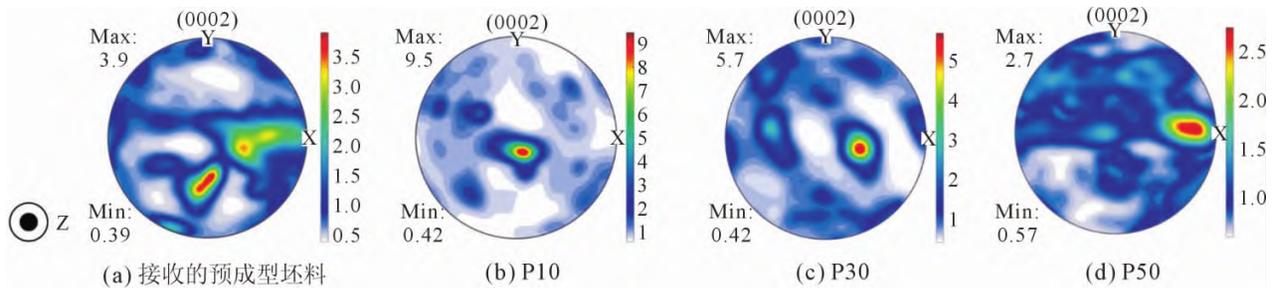


图 6 根据 XRD 结构分析计算出的 ODF 得出的“ZR”平面极图(0002),并在坐标中标记了锻造轴和径向轴。极图绕 X 轴旋转 90°,以便演示(0002)平面的方向,这使得 Z 轴(与 X 轴和 Y 轴垂直)与锻造轴相同

Fig.6 (0002) pole figures of the ‘ZR’ planes from the calculated ODFs from XRD texture analysis for as-received pre-form billet, P10, P30 and P50, with the forging axis and radial axis marked in the coordinate. The pole figures have been rotated 90° around X axis to conveniently demonstrate the orientation of (0002) plane, which makes the Z axis (perpendicular with the X and Y axis) same as forging axis

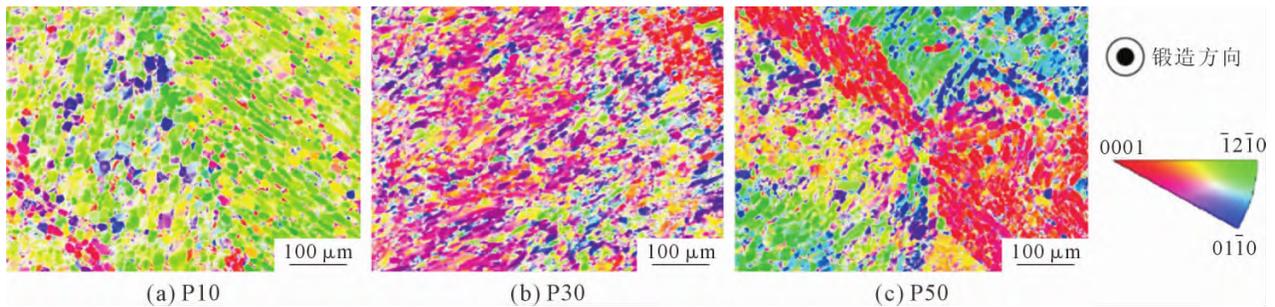


图 7 拉伸杆的夹紧处的反极图

Fig.7 Inverse pole figures of P10, P30 and P50 from the gripping sections of tensile bars. The tensile loading axis, which is along the radial direction of forged sample, is perpendicular to the orientation maps

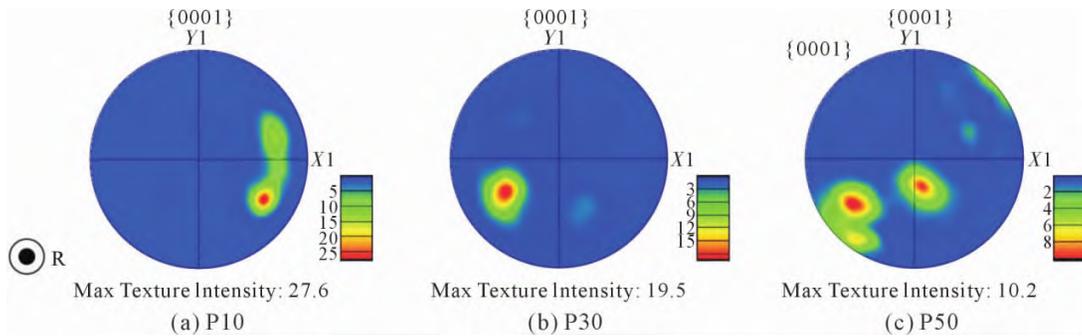


图 8 拉伸杆夹紧处的 α 相极图,沿锻件径向的拉伸载荷轴垂直于取向图(与取向图上的 Z1 方向平行)

Fig.8 Pole figures of α phase in P10, P30 and P50 from the gripping of tensile bars. The tensile loading axis, which is along the radial direction of forged samples, is perpendicular to the orientation maps (parallel with the Z1 direction on the orientation map)

械加工 Ti-6Al-4V 中的次要相^[1],因此 α 相是对机械性能影响最大的相。最大织构强度随着理论变形量的增加而降低^[4]。这是由具有相似晶粒取向的 α 晶粒的层状群落的破碎和再结晶导致的。观察具有不同理论变形量的反极图(IPF)、取向图(OMs)会发现,大片的具有相似取向的 α 晶粒区域(称为微织构区域或宏区^[17,31-32])也会随着理论变形量的增加而破碎。在 P10 中的宏区比在 P50 中的宏区更容易被识别(相似区域中具有相似取向颜色的晶粒)(图 7)。因此,需要将理论变形量增加 30%以上,以减少宏区。其他学者在近 α 钛合金系统的研究中,也提出了通过增大理论变形量以破坏宏区的建议^[31]。

尽管材料在 730 °C 的温度下进行了 1 h 的退火

处理,但根据 EBSD 结果计算的 α 相晶粒取向扩展(GOS)也表明,退火处理后 P10、P30 和 P50 中的残余位错密度相似(图 9),尽管 P30 中的 GOS 略高于其他两个。进一步的 TEM 检查显示,变形量为 10% 和 50% 的样品中,其微观结构中存在大量密集的位错(图 9(b-c))。大多数位错被证实为 a 型位错,且它们的数量密度几乎无法显示不同变形量样品之间的差异。

2.3 拉伸和疲劳性能

P10 和 P30 的拉伸性能(屈服强度(YS)和抗拉强度(UTS))比较相似,仅在理论变形量为 50% 时显著增加(图 10(a))。然而,与 P10 和 P30 相比,在 P50 中观察到 YS 和 UTS 均增加了约 50 MPa。P10 伸长

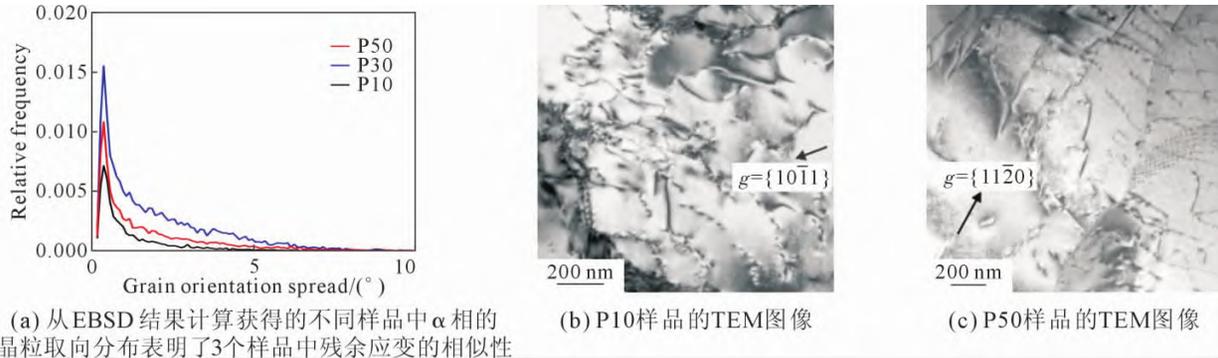


图9 不同样品中α相的晶粒取向分布及样品的TEM图像,显示a型位错为主要的位错形式
Fig.9 Grain orientation spread (GOS) of the α phase in different samples calculated from EBSD results indicating the similarity of the residual strain in all the three samples. TEM images of P10 and P50 showing the dominant presence of a-type dislocations

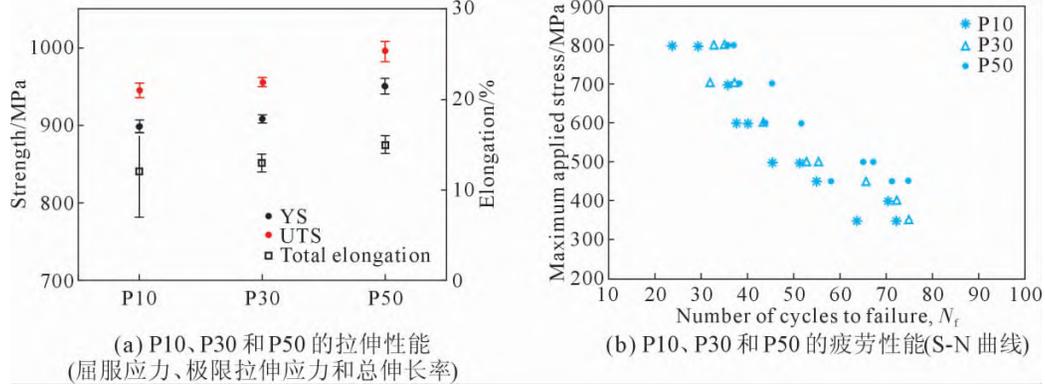


图10 P10、P30和P50的拉伸性能(以标准差为误差线)及疲劳性能(S-N曲线)
Fig.10 Tensile properties (with standard deviation as the error bars) and fatigue performance (S-N curves) of P10, P30 and P50

率约为12%,并且存在较大误差,P30的伸长率约为13%,而P50的总伸长率约为15%。由此可知,P50的拉伸性能(包括强度和延展性)优于P10和P30。此外,从这3种材料的S-N曲线可以看出,P50的疲劳性能也优于P10和P30(图10(b))。尽管拉伸性能相似,但P30的疲劳性能似乎略优于P10,要充分证明这一点还需补充更多的测试。

3种材料拉伸试样断裂表面的详细表征表明,这些断裂属于晶间和穿晶混合的韧性断裂。此外,在P10、P30和P50的断裂面(图11中用白色箭头标记)上,可以很容易地识别出韧性平脊的存在,表明层状α_p开裂。然而,P50中这些层状α_p开裂的数量明显少于P10和P30。

2.4 讨论

在本研究中,研究了在实际工业环境的条件下,Ti-6Al-4V坯料在不同锻造理论变形量下的微观结构和力学性能。对Ti-6Al-4V坯料采用不同的理论变形量,从而获得不同的最终微观结构。结果表明,理论变形量越大,晶粒越细化且α球化程度越高。此外,晶粒取向扩展分析(图9)显示,P30具有更多更高水平GOS的晶粒。这表明相较于P10、P30中的α晶粒具有更大的取向误差,且可能具有更多的位错。然而,从TEM分析中没有发现位错密度增加的明显证据。对于P50,即便随着变形量的增加,位错也没有增加,这可能是由于位错形成了高角度边界,这是应变增加时球化过程的一部分。显然,在

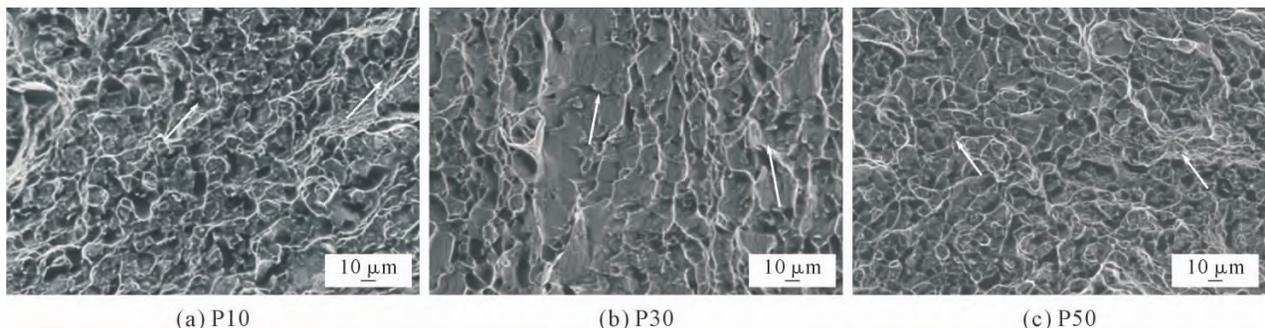


图11 拉伸失效样品的断裂表面
Fig.11 The fracture surfaces of the tensile failed samples from P10, P30 and P50

Ti-6Al-4V 的热机械过程中,要实现全球化则需控制应变至最小,这与报告的研究^[33-34]一致。应变阈值的大小取决于锻造过程中的应变率和温度控制。

对于观察到的拉伸性能的增加和疲劳性能的改善,最可能的解释是随着理论变形量的增加,球状初生 α 分数增加,而 α_p 晶粒尺寸减小。在 α_p 晶粒和转化 β 区之间,球状 α_p 组分的增加将导致有效滑移长度减少,同时 α 相界面的出现频率增加。结合上述研究,由于再结晶后这些 α 晶粒之间没有遵循 Burgers 取向关系(BOR)^[1,17,35-36],可以得出以下结论:初生 α 晶粒内的位错运动在初生 α 相和转化 β 区之间的界面处受阻。此外,在本研究中,微观织构的变形量导致相邻 α 晶粒之间更容易发生滑移转移的可能性较小^[17,37]。有效滑移长度的减少可能会导致应力积累减少以及更小的滑移带的形成,这也会增加生成疲劳裂纹的阻力^[15]。同时,有效滑移长度越小,短裂纹抗性也越高^[38]。在本研究中可以观察到,仅在球状 α 相的体积分数增加且平均 α_p 晶粒尺寸减小,理论变形量大于 30% 时,微观结构的强度和疲劳性能才会增加。

除了 α_p 晶粒尺寸的减小,拉伸性能的增加还可归因于织构的变化,如(0002)面相对于拉伸轴的对齐增加所致。当(0002)平面平行于加载轴时,与距加载轴 45°时相比,屈服强度可以增加 50~100 MPa^[1]。本研究中在变形后使用相同的退火工艺对 3 种材料进行处理,处理后的 3 种材料的 α_p 相的体积分数非常一致,约为 55%。这也表明,在本研究中,合金元素分配对机械性能的影响可能是相同的^[4]。

此外,P50 中总伸长率的增加也可归因于滑移长度的减少,这是由球状初生 α 体积分数的增加和晶粒尺寸的减小以及连续晶界 α 的断裂引起的。在理论变形量为 10%和 30%的试样拉伸断裂表面上,可以识别出更多的层状 α_p 裂纹,而在理论压下率为 50%的试样的断裂表面上,可以识别出更多的韧窝断裂特征。

3 结论

本文在非等温、900 °C 条件下锻造了具有等轴和层状 α 相微观结构组合的 Ti-6Al-4V 预成型坯料,得出以下结论:

(1)对于锻造至不同理论变形量并在 730 °C/1 h/AC 下退火的 Ti-6Al-4V 样品,其微观结构均为双峰结构,由 ~55%的初生 α 组成,其余为 β 相和次生 α 。变形量小于或等于 30%时,球状化 α_p 分数相似;当变形量增加至 50%时,球状化 α_p 分数增加 20%。

(2)最初与锻件轴线对齐的 α_p 的(0002)平面,随着理论变形量的增加而旋转偏离锻件轴线。在理论变形量为 50%时,锻造样品获得了近似横基织构,显微织构随着理论变形量的增加而减小。

(3)理论变形量为 10%和 30%时,拉伸性能(强度和延展性)相似;当理论变形量增加到 50%时,拉伸性能增强,疲劳性能也随之增加。拉伸和疲劳性能的改善归因于有效滑移长度的减少和界面密度的增加。(0002)平面与拉伸轴的重新对齐也归因于强度的增加。

参考文献:

- [1] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium(2nd Edition)[M]. Heidelberg: Springer, 2007.
- [2] BOYER R, COLLINGS E W, WELSCH G. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. Ohio: ASM International, 1994.
- [3] CAO S, ZHU S M, LIM C V S, et al. The mechanism of aqueous stress-corrosion cracking of $\alpha + \beta$ titanium alloys [J]. Corrosion Science, 2017, 125: 29-39.
- [4] LÜTJERING G, Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha + \beta$) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1-2): 32-45.
- [5] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 213(1-2): 103-114.
- [6] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61: 844-879.
- [7] IVASISHIN O M, SHEVCHENKO S V, SEMIATIN S L. Effect of crystallographic texture on the isothermal beta grain-growth kinetics of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 332(1-2): 343-350.
- [8] MA Y J, YOUSSEF S S, FENG X, et al. Fatigue crack tip plastic zone of $\alpha + \beta$ titanium alloy with Widmanstätten microstructure[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(11): 2107-2115.
- [9] XU L, GUO R P, BAI C G, et al. Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloy from atomized powder [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2014, 30(12): 1289-1295.
- [10] BOWEN A W. The influence of crystallographic orientation on the fracture toughness of strongly textured Ti-6Al-4V[J]. Acta Metallurgica, 1978, 26(9): 1423-1433.
- [11] ZHANG K, TIAN X, BERMINGHAM M, et al. Effects of boron addition on microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V manufactured by direct laser deposition[J]. Materials & Design, 2019, 184: 108191.
- [12] LIM S C V, YANG K V, YANG Y, et al. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651: 524-534.
- [13] YANG K V, LIM S C V, ZHANG K, et al. Microstructure and tex-

- ture evolution in double-cone samples of Ti-6Al-4V alloy with colony preform microstructure [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 5989-6002.
- [14] DIETER G E. *Mechanical metallurgy*[M]. Ohio: Mcgraw-Hill Education, 1986.
- [15] KRUPP U. *Fatigue crack propagation in metals and alloys*[M]. Hoboken: Wiley, 2007.
- [16] LIN M R, FINE M E, MURA T. Fatigue crack initiation on slip bands: Theory and experiment[J]. *Acta Metallurgica*, 1986, 34(4): 619-628.
- [17] ZHANG K, YANG K V, HUANG A, et al. Fatigue crack initiation in as forged Ti-6Al-4V bars with macrozones present[J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 80: 288-297.
- [18] ZHANG K, WU X, DAVIES C H J. Effect of microtexture on short crack propagation in two-phase titanium alloys [J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 104: 206-220.
- [19] PILCHAK A L, LU W J, WILLIAMS J C. Progress in understanding the fatigue behavior of Ti alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2012, 710: 85-92.
- [20] ZHANG K, YANG K V, LIM S, et al. Effect of the presence of macrozones on short crack propagation in forged two-phase titanium alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 104: 1-11.
- [21] LU Y, TANG H B, FANG Y L, et al. Microstructure evolution of sub-critical annealed laser deposited Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 37: 56-63.
- [22] FLOWER H M. Microstructural development in relation to hot working of titanium alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 1990, 6(11): 1082-1092.
- [23] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, et al. Current issues in recrystallization: A review[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 238(2): 219-274.
- [24] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys—an overview[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263(2): 243-256.
- [25] WEISS I, FROES F H, EYLON D, et al. Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1986, 17(11): 1935-1947.
- [26] ZHANG Z X, QU S J, FENG A H, et al. Achieving grain refinement and enhanced mechanical properties in Ti-6Al-4V alloy produced by multidirectional isothermal forging[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 692: 127-138.
- [27] ZHEREBTSOV S V, SALISHCHEV G A, GALEYEV R M, et al. Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51 (12): 1147-1151.
- [28] SEMIATIN S L, BIELER T R. The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(17): 3565-3573.
- [29] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, et al. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed α - β microstructure: Materials modeling considerations[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 284(1-2): 184-194.
- [30] BACHMANN F, HIELSCHER R, SCHAEFEN H. Texture analysis with MTEX- Free and opensource software toolbox [J]. *Solid State Phenomena*, 2010, 160: 63-68.
- [31] GEY N, BOCHER P, UTA E, et al. Texture and microtexture variations in a near- α titanium forged disk of bimodal microstructure [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(6-7): 2647-2655.
- [32] PILCHAK A L, SZCZEPANSKI C J, SHAFFER J A, et al. Characterization of microstructure, texture, and microtexture in near-alpha titanium mill products[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(11): 4881-4890.
- [33] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263(2): 257-271.
- [34] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. The thermomechanical processing of alpha/beta titanium alloys[J]. *JOM*, 1997, 49: 33-39.
- [35] BRIDIER F, VILLECHAISE P, MENDEZ J. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(3): 555-567.
- [36] AMBARD A, GUÉTAZ L, LOUCHET F, et al. Role of interphases in the deformation mechanisms of an α/β titanium alloy at 20 K[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 319-321: 404-408.
- [37] GUO Y, BRITTON T B, WILKINSON A J. Slip band-grain boundary interactions in commercial-purity titanium[J]. *Acta Materialia*, 2014, 76: 1-12.
- [38] TOKAJI K, OGAWA T, OHYA K. The effect of grain size on small fatigue crack growth in pure titanium[J]. *International Journal of Fatigue*, 1994, 16(8): 571-578.