铸造、锻造和粉末冶金 TC4 钛合金 损伤容限行为对比研究

冯新^{1,3},马英杰²,李建崇^{1,3},丁贤飞^{1,3},南海^{1,3},崔玉友²,雷家峰²

(1. 中国航发北京航空材料研究院,北京 100095; 2. 中国科学院金属研究所,沈阳 110016;3. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心,北京 100095)

摘要:目的研究影响铸造、锻造和粉末冶金 TC4 钛合金的损伤容限行为差异的主要因素。方法 分别从裂 纹尖端塑性变形行为、二次裂纹及断口表面粗糙度 3 个方面对比,分析造成 3 种成形方法制备的 TC4 钛合 金的断裂韧性和疲劳裂纹扩展速率差异的原因。结果 铸造 TC4 钛合金断裂韧性优于锻造和粉末冶金 TC4 钛合金,主要是因为新产生的裂纹面积大,消耗更多断裂能量。铸造 TC4 钛合金疲劳裂纹扩展速率低于锻 造、粉末冶金 TC4 钛合金,其主要原因为曲折的裂纹路径和断面粗糙度诱发裂纹闭合效应以及长而深的二 次裂纹。结论 3 种成形方法制备 TC4 钛合金损伤容限行为差异的主要原因是断裂形成了不同裂纹路径形貌。 关键词: 钛合金; 断裂韧性;疲劳裂纹扩展;塑性区; 网格法 DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2018.03.009

中图分类号: TG292 文献标识码: A 文章编号: 1674-6457(2018)03-0046-09

Comparative Study on Damage Tolerance Properties of TC4 Titanium Alloy Manufactured by Casting, Forging and Powder Metallurgy

FENG Xin^{1,3}, MA Ying-jie², LI Jian-chong^{1,3}, DING Xian-fei^{1,3}, NAN Hai^{1,3}, CUI Yu-you², LEI Jia-feng²

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautic Materials, Beijing 100095, China;
 2. Institute of Metal Research, Shenyang 110016, China;

3. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100095, China)

ABSTRACT: The paper aims to study main factors influencing discrepancy of damage tolerance behaviors of as-cast, as-forged and powder metallurgy TC4 titanium alloy. A comparative analysis of the main reasons for differences of the fracture toughness and fatigue crack propagation growth rates of TC4 titanium alloy manufactured by three forming methods was made from three aspects: plastic deformation behavior at crack tip, secondary cracks and fracture surface toughness. Results indicate that fracture toughness property of as-cast TC4 alloy was better than that of as-forged and powder metallurgy TC4 titanium alloys, which was mainly because that the area of newly generated fracture surface was larger, and more fracture energy was consumed. The fatigue crack growth rate of as-cast TC4 titanium alloy was lower than that of as-forged and powder metallurgy TC4 titanium alloy; and the main reason was that the crack closure effect induced by zigzag crack path and fracture surface roughness along with long and deep secondary cracks. The discrepancy of damage tolerance behavior of TC4 titanium alloy made by three forming methods is due to different crack path profiles formed by rupture.

KEY WORDS: titanium alloy; fracture toughness; fatigue crack growth; plastic zone; grid method

收稿日期: 2018-04-08

基金项目:欧盟"地平线2020"研究与创新项目(690725);工信部民用飞机专项科研(MJ-2015-H-G-104)

作者简介:冯新(1983-),女,博士,工程师,主要研究方向为钛合金精密铸造。

通讯作者: 南海(1968-), 男, 博士, 研究员, 主要研究方向为钛合金精密铸造。

钛合金具有比强度高、耐腐蚀及可焊性好等优 点,是飞机、发动机轻量化要求的最佳用材之一。铸 造、粉末冶金和锻造是常用的3种钛合金成形制备技 术^[1]。其中铸造成形技术具有提高钛合金结构刚性、 减轻重量等优点,而且铸造组织具有高损伤容限性 能,这对于航空航天构件来说具有明显优势,但是容 易产生内部的缩孔、疏松以及夹杂等铸造缺陷,且塑 性略低于 TC4 钛合金锻件和粉末冶金构件^[2]。钛合金 锻件具有优异的抗疲劳强度和高强度、高塑性,在飞 机和发动机上所占比重很大,一般都是关键件和重要 件,但是锻造钛合金的成材率低,成本较高^[1]。粉末 冶金钛合金组织均匀细小,力学性能接近锻造钛合金 水平,但是仍存在相对成本较高、缺陷难以完全消除 等难题^[3]。3种钛合金制备方法各具优缺点,且均难 以满足强度-塑性-损伤容限综合性能的匹配,因此难 以相互取代。

在航空工业中,现代飞机设计准则逐渐由静强度 设计转变为损伤容限设计,损伤容限性能包括断裂韧 性和疲劳裂纹扩展性能,因此国内外对飞机、特别是 发动机用钛合金的研究逐渐由静力、疲劳力学行为向 损伤容限行为研究方向发展。目前 TC4 合金的损伤 容限性能研究主要集中在单向和疲劳加载过程中裂 纹扩展路径、二次裂纹及断口形貌等方面^[4-9],然而 对于裂纹尖端微区变形行为的研究却较少,已有研究 主要包括裂纹尖端塑性区内位错和孪晶变形行为,以 及裂纹尖端塑性区对裂纹闭合、裂纹扩展速率的影响 等^[10-15],但是目前3种成形方法制备TC4 钛合金的 统一对比研究较少,针对铸造、锻造和粉末冶金3种 方法制备 TC4 钛合金轴向拉伸和疲劳加载过程裂纹 尖端微区塑性变形行为差异尚不明确,无法为 TC4 钛合金构件成形制备方法优化和微观组织调控机制 提供理论支持。

文中对比研究了 3 种成形方法制备 TC4 钛合金 的断裂韧性和疲劳裂纹扩展行为,并对损伤容限行为 差异的原因进行了讨论,旨在正确认识和理解传统方 法制备 TC4 钛合金微观组织特征对材料损伤容限行 为的影响,并明确 3 种成形方法制备 TC4 钛合金损

伤容限差异的主要影响因素,为钛合金设计与应用提 供参考。

实验 1

实验材料 1.1

实验材料选用铸造、锻造和粉末冶金3种方法制 备的 TC4 钛合金。铸造 TC4 合金采用离心熔模精密 铸造的方法,随后进行 930 ℃/130 MPa/3 h 热等静压。 锻造合金采用 β 相变点以上开坯锻造, $\alpha+\beta$ 两相区加 热变形,两相区退火热处理;粉末冶金合金采用 EIGA 法制备预合金粉末,随后进行热等静压处理,工艺参 数同于铸造钛合金热等静压工艺。

1.2 实验方法

拉伸试验在岛津 AG-100 KG 电子万能试验机上进 行, 拉伸速率为 0.2 mm/min。断裂韧性试样和疲劳裂 纹扩展试样均采用 W=30 mm 的紧凑拉伸试样,试样厚 度分别为4和3 mm,实验均在 Instron 8872 疲劳机上 进行。断裂韧性实验采用疲劳加载预制 2 mm 的裂纹, 以恒定速率拉伸至断裂的方式,测得断裂韧性值 Kao 疲劳裂纹扩展实验分别采用恒应力值和恒 ΔK=60 MPa·m^{1/2}两种加载控制方式。本实验利用 ABM 光刻机 和ULVAC电子束蒸发仪在疲劳裂纹扩展试样表面涂覆 一层 20 µm×20 µm 的基准网格,用以表征经疲劳裂纹 扩展后塑性区内不同组织的微区变形量。

利用 Axiovert 200 MAT 光学显微镜对 3 种工艺制 备的 TC4 钛合金的显微组织进行观察。利用 KLA-ADE 表面形貌分析仪测量裂纹附近塑性区。利用 JSM-6301F 场发射型扫描电镜观察裂纹附近的变形 组织和断口形貌。

结果与分析 2

2.1 断裂韧性

铸造、锻造和粉末冶金 TC4 钛合金显微组织分 别见图 1a、1b 和 1c。铸造组织为典型的魏氏组织,



a 铸造

b锻浩

c粉末冶金

47

图 1 3 种成形方法制备 TC4 钛合金的典型显微组织形貌 Fig.1 Typical microstructure of TC4 titanium alloys manufactured by three forming methods

	表 1 3 种成形万	法制备 IC4 钛合金的拉	伸性能和断裂韧性	
Tab.1 Tensile propert	ies and fracture toughne	ess (K_q) of TC4 titanium a	alloys manufactured by t	hree forming methods
				<i>V</i> /) / 2

试样状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	$K_{\rm q}/{\rm Mpa}\cdot{\rm m}^{1/2}$
铸态	870.3	820.2	10.0	96.0
锻态	929.9	860.5	16.0	79.0
粉末冶金态	902.4	825.0	12.3	75.0

由原始 β 晶粒内 α/β 集束和晶界 α 相组成; 锻造 TC4 合金为等轴初生 α 相和片状的 β 转变组织构成的双态 组织; 粉末冶金组织细小均匀, 由等轴和条状 α 相及 α 相间 β 相交错分布组成。

3种成形方法制备材料的拉伸性能和断裂韧度见 表 1,由于受铸件壁厚尺寸限制,断裂韧性测试结果 为 *K*q 值。可以看出,锻造钛合金强度和塑性均高于 铸造和粉末冶金钛合金,断裂韧度与粉末冶金钛合金 相近,均低于具有典型魏氏组织的铸造 TC4 钛合金。

钛合金断裂韧性取决于材料的内部因素和外部 因素两方面,其中,"内部因素"是指材料的塑性变形 能力,"外部因素"是指裂纹的几何形状和尺寸^[11-12]。 综合理论公式提出了断裂韧性计算(见式(1)),同时 考虑了内、外部因素对断裂韧性的影响,其中均匀变 形比功按式(2)计算^[16]。

$$K_{\rm IC} = \sqrt{\frac{8 \times 10^{-4} A'_{e} E}{1 - v^{2}}} (内部因素) + \sqrt{\frac{8 \times 10^{-4} A'_{e} E}{1 - v^{2}}} (\sqrt{\frac{L(\varepsilon)}{L_{0}}} - 1)(外部因素)$$
(1)

$$A'_{e} = \frac{(\delta_{u} - \frac{\sigma_{0.2}}{E})(\sigma_{0.2} + 2\sigma_{b})}{3} + \frac{\sigma_{0.2}^{2}}{2E}$$
(2)

式中: δ_{u} 为拉伸均匀伸长率; $\sigma_{0.2}$ 为屈服强度; σ_{b} 为抗拉强度;E为弹性模量;v为泊松比; A'_{e} 为 均匀变形比功; $L(\varepsilon)$ 为实际裂纹长度; L_{0} 为实际裂纹 沿试样开口方向的投影长度。

材料在变形和断裂过程吸收的能量越多,对裂纹和 其他尖锐缺陷扩展的抵抗能力越高,断裂韧性越好^[17]。 当利用该公式仅计算 TC4 钛合金断裂韧性"内部因 素"部分时,锻造和粉末冶金 TC4 合金断裂韧性值均 略高于铸造合金,说明锻造和粉末冶金 TC4 钛合金 裂纹尖端塑性变形能力更强,但是这与表 1 中断裂韧 性测量结果趋势不一致,说明裂纹几何形状和尺寸等 外部因素更有利于提高铸造 TC4 钛合金断裂韧性, 且"外部因素"对总体断裂韧性的影响比重更高。

钛合金屈强差越大,材料发生屈服后形变硬化能力越强,越有利于变形区集中应力重新分布,减缓或避免脆性断裂,提高材料的断裂韧性^[11-12,17]。这与文中研究结果一致,即3种方法制备 TC4 钛合金屈强差越大(见表 1),式(1)中"内部因素"部分的断裂 韧度越高。

3种成形方法制备TC4钛合金断裂韧性试样裂纹 附近变形组织见图 2,可以看出,3种成形方法制备 的 TC4 钛合金塑性变形主要通过位错滑移和孪晶变 形 2 种方式进行。铸造 TC4 合金以集束为变形单元, 不同集束的晶体取向不同,其变形量和变形方向不一 致(见图 2a),在取向有利孪晶变形的集束内产生了 大量垂直α板条长轴方向的变形孪晶,起止于集束边 界处。这是由于铸造组织集束尺寸大,且密排六方α 相滑移系较少,集束间协调变形能力差,因此铸造组 织相比其他两种合金更容易产生变形孪晶^[4],而锻造 钛合金的滑移变形主要集中在等轴α晶粒内,由于等 位错密度较大。粉末冶金合金中等轴和条状 α 相内也 均发生了位错滑移变形,并且还可以发现在界面处形 成了孔洞,这是由于位错塞集此处产生较大的应力集 中所致[18-19]。这表明相比锻造和粉末冶金制备的 TC4 合金,铸造 TC4 合金裂纹尖端塑性变形能力差,



a 铸造

b 锻造

c 粉末冶金

图 2 3 种成形方法制备 TC4 钛合金断裂韧性试样裂纹邻域变形形貌 Fig.2 Deformation Morphologies near cracks in TC4 titanium alloys fracture toughness specimens manufactured by three forming methods

裂纹向前扩展消耗的塑性变形能较少,抵抗裂纹扩展 的能力低,即裂纹尖端塑性变形能力(内部因素)对 铸造 TC4 钛合金断裂韧性的贡献较小。

从表 1 断裂韧性测试结果和式(1)内部因素部分 计算公式,可以推断裂纹面的几何形状、尺寸等外部 因素对断裂韧性具有更加显著的影响。对 3 种方法制 备的 TC4 钛合金的断裂韧性试样断口形貌进行观察 (见图 3),铸造钛合金以准解理和韧窝断裂两种混 合形式为主,断口表面起伏较大,裂纹面较为粗糙; 锻造和粉末冶金的断裂韧性断口相似,相比铸造合金 裂纹面更为平整。虽然锻造和粉末冶金 TC4 合金塑 性变形能力更强,但是铸造 TC4 合金的断口更加起 伏,断裂过程形成新裂纹面积更大,吸收的能量 更高。

综上所述,从内部因素看,单向加载过程中铸造 TC4 合金裂纹尖端塑性变形能力低于锻造和粉末冶 金 TC4 合金,断裂过程中塑性变形吸收的能量相对 较少;从外部因素看,铸造 TC4 合金裂纹曲折程度 更高,断裂形成新裂纹面表面能所需能量更高,可以 获得更高的断裂韧性。在内外部因素综合作用下,铸 造 TC4 合金表现出较高的韧性,因此,断裂韧性性 能取决于裂纹尖端微区塑性变形能力和裂纹扩展路 径曲折程度的共同作用,其中裂纹路径对断裂韧度的 影响比重更大。



a 铸造

b锻造





2.2 疲劳裂纹扩展

3种成形方法制备的 TC4 钛合金的裂纹扩展速率 da/dN-ΔK 曲线见图 4。可见,铸造 TC4 钛合金的疲 劳裂纹扩展速率最小,锻造态扩展速率最大。文中分 别从疲劳裂纹扩展应力集中钝化能力、表面粗糙度和 裂纹尖端塑性区诱发裂纹闭合行为等方面进行对比 分析,探讨影响 3 种方法制备 TC4 钛合金疲劳裂纹 扩展行为差异的主要因素。

3 种方法制备的 TC4 钛合金疲劳裂纹扩展断口表 面形貌及邻域变形形貌分别见图 5 和图 6,从疲劳断口 及主裂纹附近邻域均可看出二次裂纹。锻造和粉末冶金 组织尺寸较小,主裂纹总体较为平直,二次裂纹长度较 短;而铸造组织集束尺寸大,主裂纹路径曲折程度高, 二次裂纹长。二次裂纹在一定程度上缓解了裂纹尖端的 应力集中,产生疲劳裂纹尖端钝化,降低了疲劳裂纹扩 展速率,也是疲劳裂纹尖端钝化机制之一。二次裂纹尺 寸越长,对裂纹尖端的钝化能力越强^[20-21]。

主裂纹和二次裂纹扩展路径曲折程度和裂纹深 度既与外加载荷有关,又与微观组织有关。铸造 TC4 钛合金的疲劳裂纹扩展路径对集束组织的晶体取向 特别敏感,一般选择沿易位错滑移方向扩展^[22]。疲劳





裂纹沿上一个集束的位错滑移带扩展至界面处,方向 改变至沿下一个集束的易位错滑移方向继续扩展;或 者沿集束内一个滑移系方向扩展一段距离,然后改变 至该集束的另一滑移系方向继续扩展,且铸造组织尺



c 粉末冶金

图 5 3 种成形方法制备 TC4 钛合金疲劳裂纹扩展试样断口形貌 Fig.5 Fracture morphologies of TC4 titanium alloys FCG specimens manufactured by three forming methods



a 铸造

b 锻造

c 粉末冶金

图 6 3 种成形方法制备 TC4 钛合金疲劳裂纹扩展试样主裂纹邻域变形形貌

Fig.6 Deformation morphologies near the main cracks in TC4 titanium alloys FCG specimens manufactured by three forming methods

寸较大,所以裂纹扩展路径曲折程度大^[16]。锻造 TC4 钛合金的疲劳裂纹较为平直,疲劳裂纹既可以穿过初 生 a 相,又可以沿 β 转变组织和初生 a 相之间界面开 裂,取决于初生 a 相和 β 转变组织在疲劳载荷作用下 的强度变化及二者界面结合力的强弱^[23],这与 Shikai Li^[24]等的实验结果一致。粉末冶金 TC4 合金裂纹通 常沿着 a/β 界面或切过晶粒扩展, a/β 相界面结合力 较小时,裂纹容易沿着界面扩展^[25],当 a/β 界面方向 的分应力很小时,裂纹则更容易切过a 相。

疲劳裂纹向前扩展过程中,裂纹向前扩展需要克 服形成单位面积新表面所需的表面能和扩展单位面 积所需的塑性变形能,裂纹的弹塑性体在外加应力作 用下受到载荷作用时,裂纹尖端附近会发生屈服,形 成塑性区,每个循环中疲劳裂纹向前扩展需要克服上 一个循环造成的阻力,这个阻力与上一循环形成的塑 性区有关^[25-26],塑性变形能与扩展过程新形成的疲 劳裂纹尖端塑性区面积成正比。相比表面能,塑性变 形能对疲劳裂纹扩展速率影响更为显著,所以进一步 考察塑性变形能对疲劳裂纹扩展速率的影响。

白光相干法测得的三种成形方法制备 TC4 钛合 金在 Δ*K*=60 MPa·m^{1/2}条件下对应的塑性区形貌见图 7。其中白色区域表示未发生塑性变形的区域,黄色 和暗红色区域对应塑性变形区域,颜色加深代表变形程 度增大。可以看出塑性应变主要集中在靠近裂纹的局部 区域内,即集中在裂纹尖端位置。这也与裂纹尖端小范 围屈服的观点一致,根据 HRR 理论^[25],裂纹尖端的应 力和应变场分布由 *K* 和与裂纹的距离 *r*^{1/2}来决定,随 着 *r* 增加,应变减小,即靠近裂纹附近区域的变形量 较大,随着与裂纹距离增大,应力和应变逐渐减小。 具有典型魏氏组织的铸造 TC4 钛合金塑性区边 界不平直,内部变形不均匀;锻造和粉末冶金 TC4 合金边界更为平直,且塑性区内的变形也更均匀。铸 造合金不同集束的晶体取向不同,位错滑移分布的均 匀性不同,有利取向的晶粒内塑性变形量大;不利取 向的晶粒则变形困难,变形量小^[27]。锻造和粉末冶金 钛合金晶粒尺寸小、晶界数目较多,塑性变形不容易 从一个晶粒传递到另一个晶粒,这使得变形局限于小 范围内。此外细小组织中位错滑移距离短,晶粒变形 时得到周围晶粒的协调作用,因此整个材料表现出塑 性变形分布较为均匀^[28]。

塑性区尺寸与Δ*K*呈正比,与屈服强度呈反比^[25]。 比较图 7 中的塑性区尺寸可以发现,铸造 TC4 合金 塑性区稍大于锻造和粉末冶金 TC4 合金,三者之间 差别不大,因此,对于 3 种成形方法制备的 TC4 合 金,裂纹尖端塑性区诱发裂纹闭合机制对疲劳裂纹扩 展速率的影响较小。

铸造 TC4 钛合金因具有深长的二次裂纹,疲劳 裂纹尖端钝化能力严重;同时因具有面积更大的疲劳 断口和稍大的裂纹尖端塑性区,铸造 TC4 钛合金裂 纹扩展过程中消耗的能量高于锻造和粉末冶金 TC4 钛合金。另外,裂纹曲折程度和断口粗糙度会增大粗 糙度诱发裂纹闭合的程度,降低有效应力强度因子。

综上所述,通过对比研究 3 种成形方法制备的 TC4 钛合金疲劳裂纹扩展行为发现,疲劳裂纹扩展过 程中消耗的裂纹尖端塑性变形能及新形成的断口表 面能对裂纹扩展速率影响较小,疲劳裂纹路径曲折程 度及断口粗糙度诱发裂纹闭合行为是影响裂纹扩展 速率差异的主要因素。





b 锻造





2.3 疲劳裂纹尖端微区变形

研究局部变形行为有利于认识疲劳变形过程中 显微裂纹萌生的位置和机制,对于提高钛合金损伤容 限性能具有理论指导意义。尽管塑性变形的主要方式 都是位错滑移,但位错滑移的分布存在不均匀性^[29]。 利用扫描电镜、金相显微镜等常用的分析手段难以直 接观察到组织内微小的塑性变形,因此,文中利用网 格法对疲劳裂纹尖端塑性区内的微区变形行为作了 进一步分析。 3 种成形方法制备合金疲劳裂纹附近的变形组织 形貌见图 8,对图 8a 和 8b 铸造合金变形组织观察发 现,在集束界面处网格线发生了明显变形,甚至发生 开裂,说明界面处变形量较大;集束内部网格线基本 保持平直,内部变形较均匀一致。对图 8c 和 8d 锻造 合金变形组织观察发现,在初生 α 相与 β 转变组织的 界面处,尺寸较大的次生 α 相内以及初生 α 相内的网 格线局部均发生了变形,即此处的组织发生了塑性变 形,如图 8d 所示,在同一初生 α 晶粒内相互垂直的 两个方向都发生了塑性变形,上述情况说明锻造合金 中界面滑移和晶内滑移变形两种方式同时存在。对图 8e 和 8f 粉末冶金合金变形组织观察发现,α/β 界面处 也存在滑移的现象,同时在 α 晶粒内,网格线发生了 弯曲,说明晶粒内部也发生了塑性变形。但锻造和粉 末冶金合金的变形量与铸造合金相比要小很多,主要 是由于铸造组织尺寸大,位错滑移距离长所致。



d锻造

e 粉末冶金

f粉末冶金



对于铸造组织而言,集束尺寸、集束晶体取向和 相邻集束的晶体取向差以及界面等都将影响材料应 力和应变的各向异性^[30]。相邻集束的晶体取向不同, 所以滑移系方向不同,同时集束界面对位错具有阻碍 作用,位错难以穿过集束界面进入下一个集束,因此 两侧的变形量和变形方向不一致,为了保持界面连 接,界面随之发生变形来协调两侧集束的变形量,但 是如果两侧的集束尺寸大,位错滑移距离长,界面难 以通过自身变形来协调变形时,则会发生沿着界面滑 移开裂的现象。锻造和粉末冶金合金中也均发现沿界 面开裂的现象,界面滑移产生的原因可能有两种,一 是因为界面两侧组织的塑性变形量不同,界面无法协 调时发生滑移开裂^[31];二是界面结合力较弱,在拉-拉疲劳加载时,轴向应力大于界面结合力时,界面被 拉断。

比较 3 种成形方法制备 TC4 钛合金疲劳裂纹尖 端塑性区内微区塑性变形不均匀性,可以发现铸造 TC4 钛合金裂纹尖端微区塑性变形最为不均匀,因此 相对更易在应力集中位置产生二次裂纹,释放疲劳裂 纹尖端的应力集中,从而降低疲劳裂纹扩展速率。

3 结论

分析比较了导致铸造、锻造和粉末冶金3种成形 方法制备 TC4 钛合金断裂韧性和疲劳裂纹扩展行为 差异的主要原因。获得主要结论如下。

1) 锻造 TC4 合金的拉伸强度和塑性均高于铸造 和粉末冶金 TC4 合金; 锻造 TC4 合金的断裂韧度与 粉末冶金合金相近,均低于具有典型魏氏组织的铸造 TC4 合金;抵抗疲劳裂纹扩展的能力,锻造、粉末冶 金、铸造 TC4 合金依次增强。

2) 对于 3 种成形方法制备的 TC4 合金,其断裂 韧性性能取决于裂纹尖端塑性变形能力和裂纹扩展 路径曲折程度的共同作用,其中裂纹路径对断裂韧度 的影响比重更大。

3) 对于 3 种成形方法制备的 TC4 合金,其疲劳

裂纹尖端塑性区尺寸相差较小,裂纹尖端塑性区诱发 裂纹闭合效应、裂纹尖端消耗的塑性变形能对裂纹扩 展速率差异影响较小;由疲劳裂纹路径曲折程度(粗 糙度)诱发裂纹闭合行为是影响裂纹扩展速率差异的 主要因素。

4) 与锻造和粉末冶金制备的 TC4 合金相比,铸造 TC4 合金的疲劳裂纹尖端塑性区内的微区变形更为不均匀,铸造组织的集束界面变形量大,易于产生二次裂纹;疲劳裂纹扩展过程中,铸造组织中产生的长尺寸二次裂纹将钝化裂纹尖端应力集中,从而降低疲劳裂纹扩展速率。

参考文献:

- LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. New York: Springer, 2003.
- [2] NASTAC L, GUNGOR M N, UCOK I, et al. Advances in Investment Casting of Ti-6Al-4VAlloy: a Review[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2006, 19(2): 73–93.
- [3] 徐磊,郭瑞鹏,刘羽寅. 钛合金粉末冶金热等静压近净成型成本分析[J]. 中国有色金属工业协会钛锆铪分会2014 年会论文集, 2014.
 XU Lei, GUO Rui-peng, LIU Yu-yin. Technical Cost Analysis of PM Titanium Alloy Parts Through Hot Isostatic Pressing Route[C]. Proceedings of CTA 2014 Annual Conference, 2014.
- [4] 王中光. 材料的疲劳[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.WANG Zhong-guang. Fatigue of Material[M]. Beijing:

National Defense Industry Press, 1999.

- [5] BRIDIER F, VILLECHAISE P, MENDEZ J. Slip and Fatigue Crack Formation Processes in an α/β Titanium Alloy in Relation to Crystallographic Texture on Different Scales[J]. Acta Materialia, 2008, 56: 3951–3962.
- [6] AMY C, ROBINSON. Optimizing Strength and Fracture Toughness of A Cast Titanium Alloy Through Heat Treatment and Microstructure Control[D]. USA: The Pennsylvania State University, 2007.
- [7] ZHANG J H, YANG S, LIN J W. Fatigue Crack Growth Rate of Ti-6Al-4V Considering the Effects of Fracture Toughness and Crack Closure[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2015(2): 409–415.
- [8] NIINOMI M, KOBAYASHI T, SASAKI N. Toughness and Microstructural Factors of Ti-6Al-4V Alloy[J]. Materials Science and Engineering, 1988, 100: 45—55.
- [9] RAVICHANDRAN K S, DWARAKADASA E S, BANERJEE D. Mechanisms of Cleavage During Fatigue Crack Growth in Ti-6Al-4V Alloy[J]. Scripta Metallurgicaet Materialia, 1991, 25(9): 2115–2120.
- [10] JIANG X G. Fractal Analysis of the Anisotropic Fracture Toughness of Materials[J]. Journal of Materials Science Letters, 1992, 11(20): 1379–1380.

- [11] LÜTJERING G, ALBRECHT J, SAUER C. 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.
- [12] EYLON D, HALL J A, PIERCE C M, et al. Microstructure and Mechanical-properties Relationships in Ti-11 Alloyat Room and Elevated-temperatures[J]. Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 1976, 7(12): 1817—1826.
- [13] VASUDEVAN A K, SADANANDA K, LOUAT N. A Review of Crack Closure, Fatigue Crack Threshold and Related Phenomena[J]. Materials Science and Engineering: A, 1994, 188(1/2): 1–22.
- [14] LI L F, ZHANG Z, SHEN G T. The Effect of Grain Size on Fatigue Crack Propagation in Commercial Pure Titanium Investigated by Acoustic Emission[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24: 2720–2729.
- [15] SINGHA P, GABBITASB, ZHANG D L. Fracture Toughness of Powder Metallurgy and Ingot Titanium Alloys-A Review[J]. Key Engineering Materials, 2013, 551: 143—160.
- [16] SHI X S, ZENG W D, ZHAO Q Y. The Effects of Lamellar Features on the Fracture Toughness of Ti-17 Titanium Alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 636: 534—550.
- [17] WIM T, FREDERIK C, LUC R. Multi-scale Observations of Deformation Twins in Ti6Al4V[J]. EMC 2008 14th European Microscopy Congress, 2008: 499–500.
- [18] 周伟,曲恒磊,赵永庆,等. 热处理对 TC4 合金组织与 性能的影响[J]. 热加工工艺, 2005, 34(8): 26—27.
 ZHOU Wei, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC4 Alloy[J]. Hot Working Technology, 2005, 34(8): 26—27.
- [19] 陈军,杨海瑛,赵永庆,等. 热处理对 TC4-DT 钛合金
 棒材组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(6):
 143—145.

CHEN Jun, YANG Hai-ying, ZHAO Yong-qing, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC4-DT Alloy Bar[J]. Material & Heat Treatment, 2010, 39(6): 143—145.

- [20] YODER G, COOLEY L, CROOKER T. Quantitative Analysis of Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in Widmanstätten Ti-6A1-4V and Ti-8Al-1Mo-1V[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1979, 11(4): 805—816.
- [21] SOBOYEJO W O. An Investigation of the Effects of Microstructure on the Fatigue and Fracture Behavior of $\alpha_2+\beta$ Forged Ti-24Al-11Nb[J]. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 1992, 23(6): 1737–1750.
- [22] 冯新, 彭霜, 马英杰, 等. 热等静压对 TC4 钛合金薄壁

铸件疲劳裂纹扩展特性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(Z1): 462—466.

FENG Xin, PENG Shuang, MA Ying-jie, et al. Influences of Hot Isostatic Pressing on Fatigue Crack Propagation of TC4 Titanium Alloy Thin Wall Casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(Z1): 462—466.

- [23] ZHANG W F, CAO C X, LI X W. Effect of Beta Heat Treatment on Mechanical Properties of TA15 Titanium Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2004, 33(7): 768—770.
- [24] LI S K, XIONG B Q, HUI S X. Comparison of the Fatigue and Fracture of Ti–6Al–2Zr–1Mo–1V with Lamellar and Bimodal Microstructures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 460/461: 140–145.
- [25] SURESH S. Fatigue of Materials[M]. UK: Cambridge University Press, 1998.
- [26] PILCHAK A L. Fatigue Crack Growth Rates in Alpha Titanium: Faceted vs. Striation Growth[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(5): 277–280.
- [27] DUNNE F P E, WALKER A, RUGG D. A Systematic Study of Hcp Crystal Orientation and Morphology Effects

in Polycrystal Deformation and Fatigue[J]. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Science, 2007, 463(2082): 1467—1489.

- [28] 徐肖. 晶界设计与控制对 304 奥氏体不锈钢力学行为 的影响[D]. 南京: 南京理工大学, 2013.
 XU Xiao. Effect of Grain Boundary Design and Control on the Mechanical Behavior of SUS304[D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2013.
- [29] EFSTATHIOU C, SEHITOGLU H, LAMBROS J. Multiscale Strain Measurements of Plastically Deforming Polycrystalline Titanium: Role of Deformation Heterogeneities[J]. International Journal of Plasticity, 2010, 26(1): 93—106.
- [30] RICHARDS C, LINDLEY T. The Influence of Stress Intensity and Microstructure on Fatigue Crack Propagation in Ferritic Materials[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1972, 4(4): 951—978.
- [31] LITTLEWOOD P, WILKINSON A. Local Deformation Patterns in Ti-6Al-4V under Tensile, Fatigue and Dwell Fatigue Loading[J]. International Journal of Fatigue, 2012, 43: 111–119.