

三种组织 TC17 合金的疲劳裂纹扩展行为

张赛飞, 曾卫东, 龙 雨, 李 欣, 徐建伟

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 通过对 TC17 合金进行常规锻造、 β 锻造和“二次锻造”工艺, 获得了等轴组织、网篮组织和球化组织 3 种典型微观组织, 测试了不同显微组织对 TC17 合金疲劳裂纹扩展速率的影响。结果表明, 显微组织对 TC17 合金的疲劳裂纹扩展速率具有显著影响, 网篮组织的抗裂纹扩展能力最优, 球化组织次之, 等轴组织最差; 断口分析表明, 该合金的抗裂纹扩展能力与组织中的裂纹偏折和分叉密切相关。基于线弹性断裂力学和 Paris 公式, 建立了 3 种典型组织 TC17 合金的疲劳裂纹扩展寿命预测模型, 对预测模型的分析发现, 高韧性组织具有显著较高的临界裂纹长度, 而在裂纹扩展寿命方面, 高韧性组织的优势并不十分明显。长裂纹扩展寿命仅占疲劳总寿命的极小部分, 因而控制裂纹起始(形核和短裂纹扩展)更为重要, 提高抗疲劳裂纹扩展能力的意义在于提高临界裂纹长度。

关键词: TC17 合金; 疲劳裂纹扩展; 等轴组织; 网篮组织; 球化组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)12-3741-07

材料的疲劳断裂分为 2 个阶段: 裂纹的起始阶段和扩展阶段^[1]。研究第 2 阶段的疲劳裂纹扩展具有实际意义, 对于均匀无缺陷的材料, 裂纹的起始至关重要, 疲劳寿命由起始寿命绝对控制。然而, 在许多情况下, 材料或构件中的“缺陷”不可避免, 这种“缺陷”可能是真实裂纹、冶金缺陷, 也可能是组织缺陷或组织不连续性, 还可能是材料表面的划痕和较高的粗糙度。航空钛合金锻件中, 严格的检验程序基本可以使真实裂纹和冶金缺陷的出现得到避免, 而后面几种“缺陷”则难以避免, 这些缺陷都是潜在的疲劳源, 极大缩减了材料在服役过程中的疲劳裂纹起始寿命, 甚至直接进入第 2 阶段的裂纹扩展。因此, 飞机设计理念逐渐由过去的单纯静强度设计转变到现代的损伤容限设计理念, 先进钛合金材料也逐步向具有高断裂韧性和低裂纹扩展速率的损伤容限型钛合金方向发展^[2]。在损伤容限设计理念下, 某种程度的宏观裂纹扩展是可以接受的, 而在这种情况下裂纹扩展速率如何、还能使用多久(剩余寿命), 这些问题的解决都依赖于对疲劳裂纹扩展的研究。

研究表明, 钛合金材料的疲劳裂纹扩展行为对其显微组织非常敏感^[3,4]。一般地, 与等轴组织相比, 全片层的网篮组织损失了部分拉伸塑性, 获得了更加优异的断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展性能^[5]。因此, 对于损伤容限性能要求较高的钛合金, 一般采用 β 锻造工

艺或者 β 热处理工艺进行加工^[4]。多位学者的研究认为^[6,7], 全片层组织中众多的相界面和不断变化的片层位向导致其具有复杂结构的裂纹形态, 进而使其具有优异抗疲劳裂纹扩展性能。本研究中的 TC17 合金为近 β 型两相钛合金, 传统上用于航空发动机风扇、压气机轮盘类锻件的锻制, 也是我国先进高推比航空发动机用整体叶盘锻件的重要候选材料之一^[8-10]。作为两相钛合金, 存在多种热加工方式, 因此也对应着多种微观组织形态。对比研究不同组织 TC17 合金的疲劳裂纹扩展行为对于该材料热加工工艺的选择具有重要意义, 为此, 本研究设计了 3 种典型热加工工艺, 获得了不同的微观组织并测试其疲劳裂纹扩展性能, 重点从断裂力学角度分析了 3 种热加工工艺条件下疲劳裂纹扩展行为的差异。

1 实 验

TC17 合金的名义成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Cr-4Mo, 实测成分(质量分数)为 5.23% Al, 2.09% Sn, 2.03% Zr, 4.15% Mo, 3.85% Cr, 0.04% Fe, 0.01% C, 0.001% H, 0.10% O, 0.002% N, 通过金相法测得 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点为 901 °C。采用 3 种加工工艺获得不同微观组织的 TC17 合金盘锻件, 具体加工工艺如表 1 所示。

表 1 中的第 3 种加工工艺为一种特殊的二次锻

收稿日期: 2017-12-15

基金项目: 凝固技术国家重点实验室(西北工业大学)自主研究课题(153-ZH-2016)

作者简介: 张赛飞, 男, 1988 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: zhsaifei@mail.nwpu.edu.cn

表 1 TC17 合金的 3 种典型加工工艺
Table 1 Three processing methods for TC17 alloy

Processing	Forging	
	Temperature/ °C	Heat treatment
$\alpha+\beta$ forging	865	850 °C/2 h/AC+800 °C/ 4 h/WQ+630 °C/8 h/AC
β forging	930	800 °C/4 h/WQ+630 °C/8 h/AC
Secondary forging	930+860	800 °C/4 h/WQ+630 °C/8 h/AC

造工艺，其应用背景是我国的双性能整体叶盘，这一特殊的球化组织存在于双性能整体叶盘锻件的叶片部位^[11]。其工艺路线如下：首先，材料在 β 区预锻（小变形），空冷后获得完全 β 转变的全片状组织，之后在两相区（860 °C）对其叶片部位进行大变形锻造，使其片状 α 相发生球化。

从热处理后的锻件上取样进行性能测试。断裂韧性按照国家标准 GB/T4161-2007 金属材料平面应变断裂韧度 K_{IC} 试验方法进行测试。采用紧凑型拉伸试样（CT 试样），在锻件的高度方向中心和径向 1/2R 处，沿 R-C 方向取样（使裂纹方向沿 C 向扩展）。疲劳裂纹扩展速率测试试验按照 GB/T 6398-2000 金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法进行，采用 CT 型试样，取样方向与 K_{IC} 试样一致，为保证测试结果的可靠性，在每个组织类型的饼坯上测试取 2 个试样进行测试。测试条件为：在室温（~23 °C）的空气中进行测试，应力比 $R=0.1$ ，最大疲劳载荷 $P_{max}=7.5$ kN，频率 $f=15$ Hz。

2 实验结果

2.1 TC17 合金的 3 种典型微观组织

3 种热加工工艺下获得的 TC17 合金典型显微组织如图 1 所示。图 1a 和图 1b 为 TC17 钛合金经 $\alpha+\beta$ 锻造和固溶时效处理获得的等轴组织，组织中中等轴 α 相的含量约为 35%，等轴化程度较好，等轴 α 颗粒直径为 3~8 μm ，颗粒之间为由针状 α 相构成的转变 β 基体，与网篮组织类似。对于近 β 合金，由于其 α 相含量较低，常规锻造获得的等轴组织实际上是一种双态组织，组织由等轴初生 α 相和针状 α 相组成的转变 β 基体构成，这种组织结构往往具有优良的强度和塑性^[5]。

β 锻工艺获得的组织如图 1c 和图 1d 所示，为典型的网篮组织。由于 α 相在 β 晶界处优先形核的特点，网篮组织中的晶界 α 相不可避免^[12]。变形后的 β 晶粒，其空间形貌为圆饼状。原始 β 晶粒内部为网篮状编织的针状 α 相（空间为片状结构），这些针状 α 相是在 β 锻造后空冷过程中析出或形核（取决于实际冷却速度），在固溶过程中部分溶解或粗化。在针状 α 相之间是时效 β 组织，即在 β 基体上弥散分布着时效过程中析出的二次 α 相，从图 1d 中可看到其尺度为数百纳米级别，对基体具有显著的强化作用。与其他类型的微观组织相比，网篮组织的优势十分明显，尤其是断裂韧性和蠕变性能，相对等轴组织有大幅度提升^[13]， β 锻造工艺也因此成为钛合金成形技术的发展趋势之一。

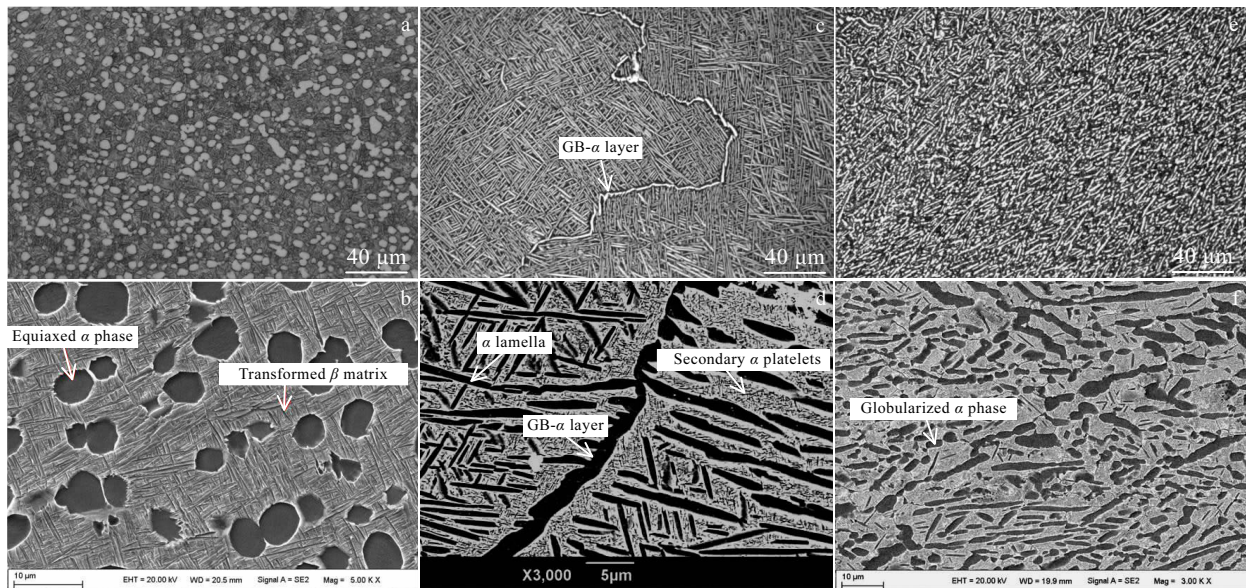


图 1 3 种加工工艺获得的 TC17 合金典型微观组织

Fig.1 Typical microstructures of TC17 alloy: (a, b) equiaxed structure produced by $\alpha+\beta$ forging, (c, d) basket-waved structure produced by β forging, and (e, f) globularized structure produced by secondary forging

二次锻造获得的组织如图 1d 和图 1e 所示。二次锻造过程中针状 α 相发生动态球化，在后续热处理过程发生进一步的静态球化^[11,14]，最终获得了一种极为细小的过渡态等轴组织，为了与常规的等轴组织区分，对这种细小组织单独命名为球化组织。可以看到，片层 α 相球化后长宽比大幅减小，呈近似等轴状， α 相直径为 2~4 μm 。球化的 α 相之间是时效 β 组织，弥散分布着时效过程中析出的二次 α 相。这种球化组织比常规等轴组织更为细小，更为适合用于整体叶盘锻件的叶片部位。

测得等轴组织、网篮组织和球化组织的断裂韧性 K_{IC} 分别为 45, 73 和 61 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

2.2 疲劳裂纹扩展速率

实验记录了裂纹扩展过程中的裂纹尺寸 a 和循环次数 N ，测试结果绘于图 2a 中，即可得到裂纹长度与疲劳寿命的关系曲线，即 $a-N$ 曲线， $a-N$ 曲线给出了疲劳裂纹长度随载荷循环次数的变化。为保证数据可靠性，对于每种微观组织试样分别测试 2 组数据，图中分别编号为 1#、2#。从图 2a 中可以看出，对于不同组织的 TC17 合金，裂纹长度 a 随循环周次 N 的增加逐渐增长，且裂纹长度 a 的增长速率（曲线斜率）呈现加快趋势，这是疲劳裂纹扩展的典型特征。按照

GB/T 6398-2000 标准计算裂纹尖端区域的应力强度因子范围 ΔK 并对 $a-N$ 数据进行处理，得到裂纹扩展速率 da/dN 随 ΔK 的变化曲线，如图 2b 所示。从图中可以看出，在不同的 ΔK 条件下，3 种组织的裂纹扩展速率呈现出稳定的差异，给定 ΔK 下，等轴组织的扩展速率最高，球化组织居中，网篮组织的扩展速率最低。

3 分析与讨论

3.1 疲劳裂纹扩展速率的比较

数据表明疲劳裂纹处于稳态扩展阶段，扩展速率随着裂尖 ΔK 的升高而稳步升高，在双对数坐标下二者的线性关系较好，为了进一步分析 3 种微观组织 TC17 合金的抗疲劳裂纹扩展性能，采用 Paris 公式 ($da/dN=C(\Delta K)^m$ ，式中 C 、 m 为材料常数)对实验获取的数据进行拟合，得到了 3 种典型组织 TC17 合金的疲劳裂纹扩展速率表达式如下：

$$\text{等轴组织: } da/dN = 5.2439 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2.7774} \quad (1)$$

$$\text{网篮组织: } da/dN = 1.0205 \times 10^{-7} (\Delta K)^{2.4850} \quad (2)$$

$$\text{球化组织: } da/dN = 7.7653 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2.6215} \quad (3)$$

Paris 公式中的指数项 m 值的大小反映了随着裂尖应力强度因子范围增大裂纹扩展速率的增大速度，也就是裂纹扩展速率曲线的斜率。比较 3 个 Paris 公式中的指数项 m ，可以看到，网篮组织中的 m 值最小，球化组织的 m 值居中，而等轴组织中的 m 值最大。因此，从 m 值的比较来看，网篮组织 TC17 合金抗疲劳裂纹扩展能力也是最强的。本研究结果与多位学者^[3,4]的研究结果一致，这一现象表明，在钛合金中，具有粗大原始 β 晶粒的网篮组织具有比两相区加工的细晶组织更优的抗裂纹扩展能力。

3.2 断口分析

图 3 为 3 种组织的裂纹扩展路径与宏观断口。裂纹扩展的宏观路径呈现出显著的差别：等轴组织试样的裂纹扩展路径十分平直，且稳定扩展区与失稳扩展区有较为明显的分界，而网篮组织和球化组织的试样中，裂纹路径较为曲折，稳定扩展区与失稳扩展区之间没有明显的分界。研究表明，从裂纹形态的角度，影响裂纹扩展速率的因素包括裂纹偏折、分叉和桥接^[7]。裂纹断裂路径的曲折程度与材料的抗裂纹扩展能力呈正相关关系^[15]。曲折的断裂路径表明裂纹不断发生偏转，偏离 I 型裂纹方向后裂尖等效 ΔK 降低^[16]，在相同的远场应力条件下，单位长度裂纹前沿的驱动力越小，裂纹扩展速率越低。按照 Griffith 能量释放率理论^[17]，在理想线弹性条件下，抵抗裂纹扩展的阻力由形成扩展裂纹的新表面所需的表面能决定，对于曲折的裂纹前沿，裂纹扩展单位长度所增加的表面能大于平直裂

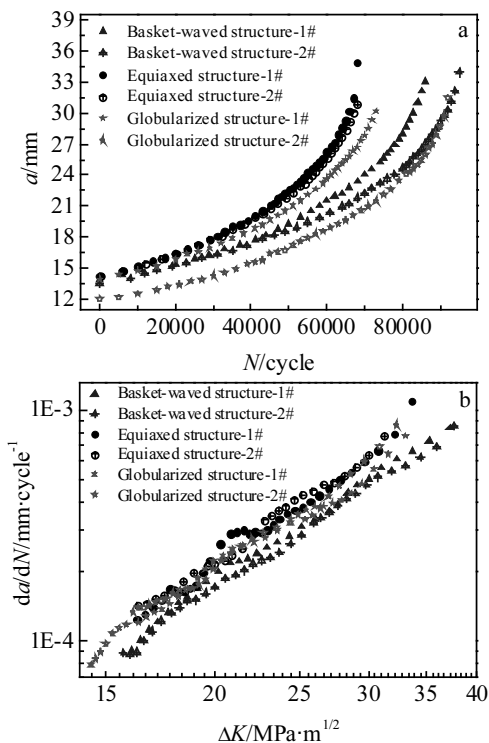


图 2 3 种典型组织 TC17 合金的抗裂纹扩展性能
Fig.2 Crack growth resistance for TC17 alloy with three typical microstructures: (a) $a-N$ relationship and (b) $da/dN-\Delta K$ relationship

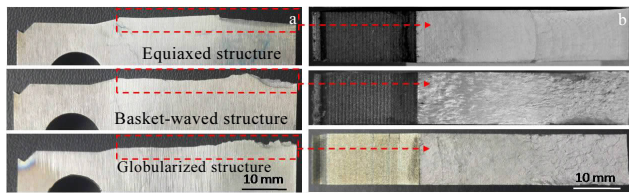


图 3 3 种组织中的裂纹扩展路径与宏观断口

Fig.3 Crack path (a) and macro fracture surface (b) in the three microstructures

纹前沿裂纹扩展单位长度所增加的表面能，因此，裂纹前沿越曲折的材料，其抗裂纹扩展能力越强。由此看来，网篮组织优异的抗裂纹扩展能力是由其曲折的裂纹路径决定的。

对比 3 种组织断口的微观形貌 (图 4)，可以看到，等轴组织中断口中有大量的疲劳条带特征，而相同条件下的网篮组织和球化组织中则有大量的二次裂纹，其中网篮组织中的二次裂纹最多。二次裂纹的产生说明裂尖发生分叉，分叉较多的组织，裂纹扩展单位长度消耗能量也较多，扩展阻力较大。因此，从裂纹路径和断口特征来看，网篮组织较高的抗疲劳裂纹扩展能力得益于其粗大 β 晶粒间的裂纹偏转(曲折裂纹路径)和片层 α 相间的裂纹分叉(二次裂纹)。这一结果与 Shi 和 Ghonem^[18,19]等人对钛合金疲劳裂纹扩展特征的研究是一致的。

3.3 疲劳裂纹扩展寿命

疲劳裂纹扩展寿命预测是材料抗疲劳断裂设计的重要内容，损伤容限设计方法考虑了构件存在初始裂纹这一条件，承认了材料的不完整性，并在此基础上估算构件的剩余寿命，达到在服役期限内安全使用的目的。从初始裂纹长度 a_0 扩展到临界裂纹长度 a_c 所经历的载荷循环数 N_c ，称为疲劳裂纹的扩展寿命。本研究基于线弹性断裂力学和 Paris 公式，建立 TC17 合金 I 型疲劳裂纹扩展寿命预测模型。

估算疲劳裂纹扩展寿命，首先确定在给定载荷条件下，构件发生断裂的临界裂纹尺寸 a_c ，根据线弹性断裂力学^[20]，材料发生失稳断裂时，有：

$$K_{max} = f\sigma_{max}\sqrt{\pi a_c} = K_c \quad (4)$$

得到：

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{f\sigma_{max}} \right)^2 \quad (5)$$

式中， f 为几何修正因子， σ_{max} 为最大疲劳应力。

对 Paris 公式 $da/dN = C(\Delta K)^m$ 积分，得：

$$\int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{C(f\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^m} da = \int_0^{N_c} dN \quad (6)$$

得到：

$$N_c = \frac{1}{C(f\Delta\sigma\sqrt{\pi})^m (1-0.5m)} (a_c^{1-0.5m} - a_0^{1-0.5m}) \quad (7)$$

对于常见的 I 型单边裂纹，当裂纹长度与构件宽度比值小于 0.1，可按无限大板处理，此时几何修正因

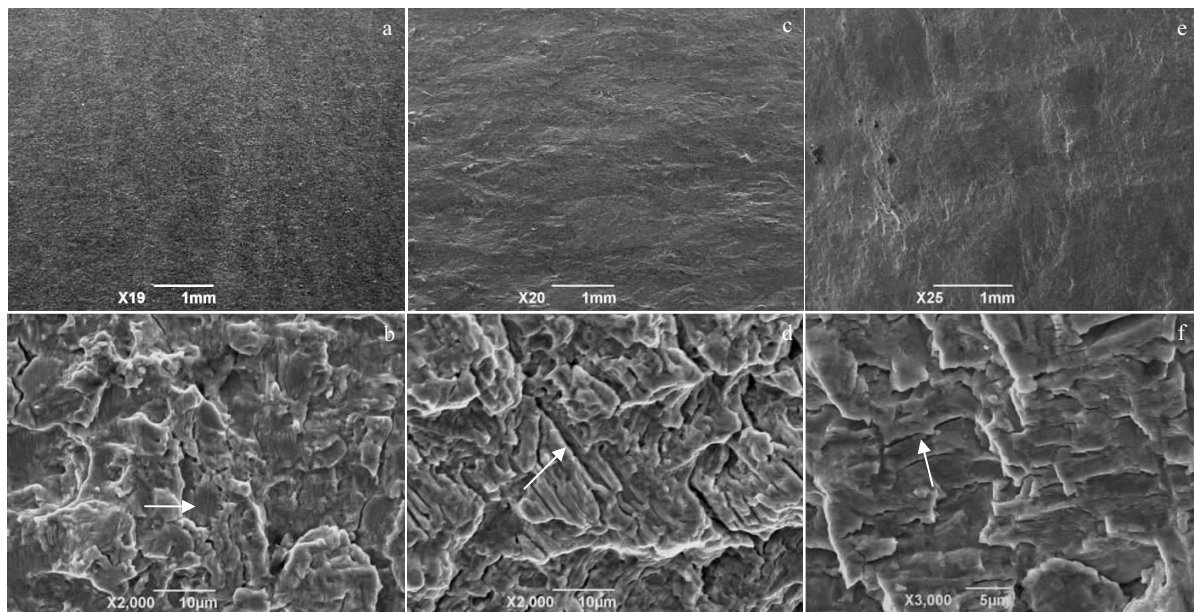


图 4 3 种组织中的典型断口形貌

Fig.4 Typical fracture morphologies in three microstructures: (a, b) equiaxed structure, (c, d) basket-waved structure, and (e, f) globularized structure

子 $f=1.12$ 。将测得的 K_{IC} 数据代入式(5)可计算出 TC17 合金发生失稳断裂的临界裂纹长度 a_c 。图 5 给出了不同组织中 a_c 随最大疲劳载荷 σ_{max} 的变化情况。可以看到, a_c 随着应力升高急剧降低, 不同组织中的 a_c 值在低载荷下表现出巨大的差距, 高韧性的网篮组织的 a_c 值可数倍于低韧性的等轴组织, 一组典型 a_c 值见表 2 所示。

将式(1)、式(2)和式(3)分别带入到式(7)中, 可得到不同组织中的疲劳裂纹扩展寿命:

等轴组织:

$$N_c = \frac{10.0078}{(f\Delta\sigma)^{2.7774}} \left(\frac{1}{a_0^{0.3887}} - \frac{(f\sigma_{max})^{0.7774}}{12.3585} \right) \times 10^9 \quad (8)$$

网篮组织:

$$N_c = \frac{8.2430}{(f\Delta\sigma)^{2.485}} \left(\frac{1}{a_0^{0.2425}} - \frac{(f\sigma_{max})^{0.485}}{6.0695} \right) \times 10^9 \quad (9)$$

球化组织:

$$N_c = \frac{8.4535}{(f\Delta\sigma)^{2.6215}} \left(\frac{1}{a_0^{0.3108}} - \frac{(f\sigma_{max})^{0.6215}}{9.0176} \right) \times 10^9 \quad (10)$$

由以上公式可以看出, 对于给定微观组织的 TC17 合金, 疲劳裂纹扩展寿命由初始裂纹长度 a_0 、构件的几何形状 f 和受力情况 ($\Delta\sigma$ 、 σ_{max}) 唯一确定。

对于 I 型单边裂纹, 假定初始裂纹尺寸 $a_0=0.3$ mm 时, 图 6 给出了疲劳裂纹扩展寿命与应力幅的关系曲线。可以看到, 裂纹扩展寿命随着应力幅的升高急剧降低。与低应力下临界裂纹长度的表现不同的是, 3 种组织 TC17 合金中, 剩余扩展寿命的差距随着应力的降低而逐渐减小, 也就是说, 较低应力水平下, 3 种组织的疲劳裂纹扩展寿命差距不大。虽然高韧性的网篮组织具有数倍于等轴组织的临界裂纹长度, 但其扩展寿命仅略高于等轴组织, 并没有表现出太大的优

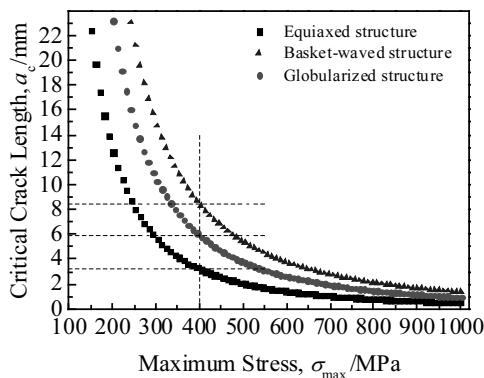


图 5 含 I 型单边裂纹 TC17 合金的临界裂纹长度 a_c 随最大疲劳载荷 σ_{max} 的变化曲线

Fig.5 a_c - σ_{max} curves for TC17 alloy with single edge mode-I crack

表 2 3 种典型组织 TC17 合金的临界裂纹长度和扩展寿命
Table 2 Critical crack length and propagation life for TC17 alloy with three different microstructures

Microstructure	a_0 /mm	a_c /mm	N_c /cycle
Equiaxed structure	0.3	3.2	8180
Basket-waved structure	0.3	8.5	12 960
Globularized structure	0.3	5.9	10 257

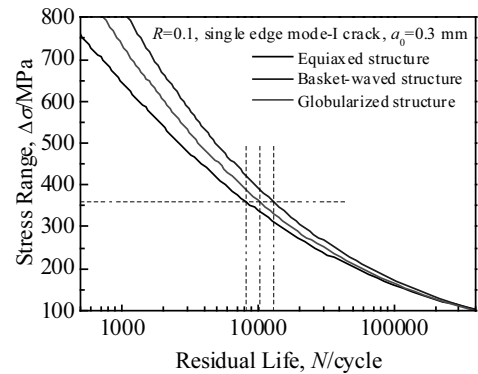


图 6 TC17 合金的剩余扩展寿命 N 与应力幅 $\Delta\sigma$ 关系曲线

Fig.6 $\Delta\sigma$ - N relationship for TC17 alloy

势。表 2 中列出了应力幅为 360 MPa 的一组典型剩余寿命数据, 可以充分说明这一问题。有学者通过疲劳寿命反推理论计算得到的钛合金中高周疲劳裂纹扩展寿命小于疲劳总寿命的 2%^[21], 这与本研究的结果是一致的。

通过以上分析, 可得到如下结果:

第 1, 对于已经出现可探测裂纹的 TC17 合金构件, 不管材料处于什么样的微观组织状态, 其正常载荷下的使用寿命非常有限。表 2 中采用的疲劳载荷已经低于 3 种组织的疲劳极限, 可见这 3 种组织 TC17 合金 I 型裂纹从 0.3 mm 开始计算的扩展寿命仅为光滑试样疲劳总寿命的极小比例, 由此可见疲劳形核寿命和小裂纹扩展阶段寿命的主导作用, 对于 TC17 合金, 严格控制材料使用过程中裂纹的萌生至关重要。

第 2, 材料的临界裂纹长度正比于材料断裂韧性的平方, 因此断裂韧性的改变将使临界裂纹长度发生极大的变化。对于 TC17 合金, 网篮组织的断裂韧性为等轴组织的 1.6 倍, 其临界裂纹长度为等轴组织的 2.6 倍。

第 3, 从 3 种组织 TC17 合金的扩展寿命来看, 等轴组织的扩展寿命最低, 球化组织居中, 网篮组织最高, 这与前文对 3 种组织抗裂纹扩展能力的分析是一致的。但是, 与 3 种组织临界裂纹长度的差异对比来看, 三者扩展寿命的差异并非十分显著, 也就是说,

临界裂纹长度的大幅改变并未对疲劳裂纹扩展寿命造成较大的影响, 虽然 3 种组织的扩展寿命有一定规律性的差别, 但是差别不大, 最大值仅为最小值的 1.58 倍, 因此, 对于在较高疲劳载荷下服役的材料来说, 从提高疲劳裂纹扩展寿命的角度来提高其服役寿命的意义十分有限。

第 4, 对于 TC17 合金的 3 种典型组织, 断裂韧性和抗裂纹扩展能力的排序为网篮组织 > 球化组织 > 等轴组织, 但通过对表 2 的分析可见, 与其说高韧性微观组织的优势在于其抗疲劳裂纹扩展, 不如说最大优势在于其具有较大的临界裂纹长度, 这一点对于材料在服役过程中的检测尤为重要。具有较大临界裂纹长度的微观组织容许裂纹扩展较长的距离, 大大提高了被检出的可能性, 这也是损伤容限理念的意义所在。

4 结 论

1) TC17 合金通过常规两相区锻造、 β 锻造、“ β 区预变形+ $(\alpha+\beta)$ 区大变形”工艺可分别获得等轴组织、网篮组织和球化组织。

2) 微观组织对 TC17 合金的断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展能力具有显著影响, 网篮组织的韧性和抗裂纹扩展能力最优, 球化组织次之, 等轴组织最差。裂纹偏折与分叉是导致高韧性组织具有优异抗疲劳裂纹扩展能力的内部因素。

3) 基于线弹性断裂力学分析了 3 种组织 TC17 合金的疲劳裂纹扩展行为。高韧性组织具有显著较高的临界裂纹长度, 而其在裂纹扩展寿命方面的优势相对较小。由于长裂纹扩展寿命仅占高周疲劳总寿命的极小部分, 因而控制裂纹形核和短裂纹扩展更为重要, 提高抗疲劳裂纹扩展能力的意义在于提高临界裂纹长度。

参考文献 References

- [1] Zheng Xiulin(郑修麟), Wang Hong(王泓), Yan Junhui(颜君辉) et al. *Fatigue Theory and Engineering Application of Material*(材料疲劳理论与工程应用)[M]. Beijing: Science Press, 2013: 17
- [2] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Tong Lu(童路) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 14
- [3] Wu Chongzhou(吴崇周), Li Xingwu(李兴无), Huang Xu(黄旭) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(12): 2128
- [4] Guo Ping(郭萍), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2937
- [5] Sauer C, Luetjering G. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 117(3): 311
- [6] Benedetti M, Heidemann J, Peters J O et al. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2005, 28(10): 909
- [7] Biroscas S, Buffiere J Y, Karadge M et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(4): 1510
- [8] Di Peng(狄鹏), Tang Yuxi(汤育玺), Ji Shengli(冀胜利). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 17: 135
- [9] Boyer R, Welsch G, Collings E W. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*[M]. OH: ASM International, 1994: 453
- [10] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Zhao Yongqing(赵永庆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(5): 784
- [11] Wang Kaixuan, Zeng Weidong, Zhao Yongqing et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(10-11): 2559
- [12] Foltz J W, Welk B, Collins P C et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2011, 42(3): 645
- [13] Tian Wei(田伟), Fu Yu(伏宇), Zhong Yan(钟燕) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(9): 57
- [14] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Jia Zhiqiang et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 603(30): 239
- [15] Shi Xiaohui, Zeng Weidong, Shi Chunlin et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 632: 748
- [16] Ma Penghui(马鹏辉). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2016
- [17] Daud R, Ariffin A K, Abdullah S et al. *Advanced Materials Research*[J], 2013, 795: 587
- [18] Shi X H, Zeng W D, Shi C L et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 621: 252
- [19] Ghonem H. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1448
- [20] Chen Chuanyao(陈传尧). *Fatigue and Fracture*(疲劳与断裂)[M]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology, 2002: 147
- [21] Guo Zhenzhen(郭真真). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014

Fatigue Crack Growth of TC17 Titanium Alloy with Three Microstructures

Zhang Saifei, Zeng Weidong, Long Yu, Li Xin, Xu Jianwei

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Three typical microstructures for TC17 titanium alloy, i.e. equiaxed microstructure, basket-waved microstructure and globularized microstructure, were obtained by conventional forging, β forging and “secondary forging”, respectively, and the fatigue crack growth rates of TC17 samples with the three microstructures were tested in order to evaluate the influence of different microstructures. The results reveal a significant dependence of microstructure on fatigue crack growth rate for this material. Basket-waved microstructure has an excellent fatigue crack growth resistance, followed by globularized microstructure, while the equiaxed microstructure shows the poorest propagation resistance. Fracture analysis shows that fatigue crack growth resistance is closely related to the crack deflection and bifurcation. On the basis of fracture mechanics, prediction models for fatigue crack growth life based on Paris equation were developed for the three different microstructures. The models suggest that the propagation life for the large crack in the three microstructure accounts for only a very small proportion of the total fatigue life, hence the control of crack initiation is more important. Superior propagation resistance means a longer critical crack length, which is easily testable in practice.

Key words: TC17 titanium alloy; fatigue crack growth; equiaxed microstructure; basket-waved microstructure; globularized microstructure

Corresponding author: Zeng Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494298, E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn