

不同表面状态和热暴露对 γ -TiAl 合金疲劳性能的影响

冯 兵, 黄泽文

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室, 四川 成都 610031)

摘 要: 研究了中等强度粗晶粒 γ -TiAl 合金 Ti-46Al-5Nb-1W(at%)热暴露前、后不同表面加工状态下的疲劳性能。结果表明, 热暴露前虽然绝大多数样品在 $\sigma_{\max} < \sigma_{0.2}$ 的条件下进行疲劳, 但是由于层片晶粒尺寸变化幅度大, 容易在粗大的层片晶粒和软位向上, 出现 $\sigma_{\max} > \sigma_{0.2}$ 的局部异常情况, 导致早期屈服并诱发裂纹萌生。因此, 表面加工质量的改善对 S-N 疲劳强度的有益影响明显小于细晶粒合金。研究还发现, 热暴露中由于释氧和有序相相变引起的脆化效应并不明显, 合金反而因样品在热浴中长期浸泡, 导致残余应力释放和缺陷钝化而出现了疲劳性能增强的趋势。其增强的幅度和表面质量改善的程度相关。此外, 该粗晶粒合金显示出较低的缺口敏感系数, 在引入 V 型缺口后, 其疲劳缺口敏感系数在热暴露前为 0.27, 热暴露后为 0.32。

关键词: 疲劳; γ -TiAl 基金属间化合物合金; 疲劳缺口敏感性; 热暴露

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0520-07

以 γ -TiAl 金属间化合物为基的高温合金由于其质轻、高强和较稳定的高温性能, 主要被用于航空航天飞机发动机、汽车发动机、地面及航海燃气轮机等多种高温环境。 γ -TiAl 基合金的应用多为高温大气环境中的高速转动件, 对表面裂纹萌生和启裂敏感, 因此, 研究损伤容忍限度, 杜绝灾难性的交变应力下的疲劳断裂是此种合金应用的一个极为重要的关键^[1,2]。

TiAl 合金具有非常快的疲劳裂纹扩展速率, 又具有远低于传统钛合金和镍基超合金的塑性和断裂韧性。因此, 在决定 γ -TiAl 基合金安全稳定工作的诸多因素中, 其抵抗疲劳裂纹萌生的能力显得尤为重要^[3-5]。

为系统地考察组织变化、表面缺陷、裂纹以及其他应力集中的情况下, TiAl 合金的缺陷/裂纹敏感性以及它们与条件疲劳强度的关系, 本实验选取了一种中等强度的 TiAl 合金, 研究其热暴露前、后不同表面加工状态下的抵抗裂纹萌生的能力。

1 实 验

实验所用材料是由英国伯明翰大学提供, 名义成分为 Ti-46Al-5Nb-1W(at%)(Alloy 51), 合金经二次等离子弧重熔, 然后利用冷壁坩埚磁悬浮熔炼在保护性气氛下制成 $\Phi 96$ mm 的铸锭, 随后线切割长度为 70 mm 的铸锭 2 个, 将铸锭作氩气保护热等静压处理,

热等静压参数为: 150 MPa, 1250 °C, 4 h, 炉冷至室温, 尔后作 900 °C, 保温 5 h 的稳定化处理, 炉冷待用。此后, 对其中一个铸锭再作 700 °C, 10 kh 的高温热暴露处理。利用电火花线切割将未热暴露和整块热暴露的两个铸锭分别切割为 10 mm × 10 mm × 70 mm 的疲劳试样。未热暴露和热暴露后的疲劳试样均分成 A、B、C、D 4 组。A 组为直接线切割(EDM)样品, B 组为线切割+机械磨削+表面喷丸(shot peening), 喷丸工艺为直径 0.4 ~ 0.5 mm 的氧化铝陶瓷球, 喷射压力为 4×10^5 Pa, 覆盖率为 100%。C 组为线切割+机械磨削+表面电解抛光(electropolishing), 电解抛光采用的电解液为 59% 甲醇+35% 的正丁醇+6% 高氯酸(vol%), 温度 -30 °C 左右, 电压 20 V。D 组为线切割+单边贯穿 V 型缺口, V 型缺口加工参数如图 1a 所示, 缺口应力集中系数 $K_t=3.0$ (理想状态下)。这里需要强调, 按照此程序, 进行整块热暴露的样品的最大受力面的加工表面与无热暴露样品的加工表面相同。如果有差别, 只是不同批次加工带来的误差。

试样的微观组织、表面和横截面形貌在 Quanta 200 ESEM 环境扫描电镜上利用背散射电子和二次电子成像技术进行观察, 加速电压为 20 kV。对不同表面状态的样品粗糙度采用 AMBIOS XP-2 型台阶仪测试。对热暴露前、后表面喷丸处理的样品表层显微硬

收稿日期: 2016-02-07

基金项目: 国家自然科学基金(51271154, 51201141)

作者简介: 冯 兵, 男, 1989 年生, 硕士生, 西南交通大学材料先进技术教育部重点实验室, 四川 成都 610031, 电话: 028-87634176, E-mail: 330729695@qq.com

度使用 HXD-1000TM 型数字式显微硬度计进行测试，压头载荷 500 g，加载时间 15 s。疲劳测试在室温下采用四点弯曲模式，试验应力比 $R=0.1(R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ ，试验频率 100 Hz 左右，测试跨距 $L=20$ mm，加载示意图如图 1b 所示。疲劳应力的公式计算如下(压力载荷为绝对值)：

$$\sigma_{\max} = \frac{6M}{BW^2} = \frac{6 \times \frac{P_{\max}}{2} \times L}{BW^2} = \frac{60P_{\max}}{BW^2}, \quad P_{\max} = \frac{BW^2\sigma_{\max}}{60}$$

其中缺口样品的 W 值为去掉缺口深度的实际值。将试样在经历交变载荷 10^7 周次后不断裂时的最大应力值 σ_{\max} 作为条件疲劳极限，记为 σ_{FL} 。

2 实验结果

2.1 微观组织

图 2 是热暴露前、后试样的微观组织图。从图 2a 可以看出，该合金热暴露前为典型的近片层(NL)组织，组织由大量的 $\alpha_2+\gamma$ 层片晶粒、少量的 $B2+\omega$ 相和等轴 γ 相组成^[6]。大部分的白色块状 $B2+\omega$ 相与等轴 γ 相分布在晶界处，也有少量 $B2+\omega$ 相分布在 $\alpha_2+\gamma$ 层片晶粒中。各组织的体积分数经图像分析后的结果列于表 1。

图 2b 显示的是热暴露 10 kh 后的显微组织，由此低倍数 SEM 图可以看出，热暴露后，除 $B2+\omega$ 晶粒内部有变化外，等轴 γ 晶粒和 $\alpha_2+\gamma$ 层片晶粒的体积分数均相对稳定，无明显变化。详细的 SEM 观察发现，热暴露 10 kh 后，层片晶粒内部分 α_2 层片出现少量的平行分解，即较粗的 α_2 层变成较细的 $\alpha_2+\gamma$ 层片，如图 2c 中的箭头所示，前面的研究指出，这属于 $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 的相变，是一种降低晶粒内 α_2 体积分数从而回归平衡的一种转变^[7]。但需要指出的是，这种平行分解在此种粗晶粒合金中并不是一种普遍现象，热暴露前、后 α_2 层片的体积分数分别为 $(14.6 \pm 2.5)\%$ 和 $(12.5 \pm 2.5)\%$ (见表 1)，减少不多，说明在此铸态粗晶粒内的 α_2

层片偏离平衡的状态并不严重。此外，在 $B2+\omega$ 等轴晶粒内， ω 相在热暴露过程中不断析出并逐步粗化，见图 2d。其析出和粗化的特征在文献[6]中有较详细的描述。需要指出的是，10 kh 热暴露并未引起 $B2+\omega$ 等轴晶粒明显增加。

2.2 晶粒尺寸分布

热暴露前后试样 $\alpha_2+\gamma$ 层片晶团尺寸的统计结果如图 3 所示。从该图和表 1 可以清楚地看见，热暴露前、后绝大多数晶团尺寸均分布在 300~500 和 500~700 μm 。热暴露前后平均晶团尺寸分别为 (634.9 ± 211.4) 和 (692.0 ± 216.1) μm 。热暴露后，层片晶粒尺寸稍有增加。主要是由于在 700~900 μm 区间的比例分数有所增加所致。

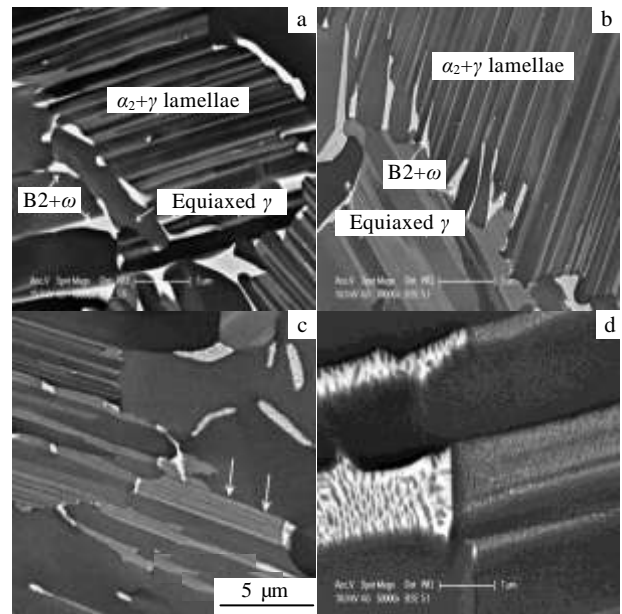


图 2 Alloy 51 热暴露前、后的 BSE 像
Fig.2 SEM back scattered electron images of Alloy 51 before (a) and after 10 kh thermal exposure (b~d)

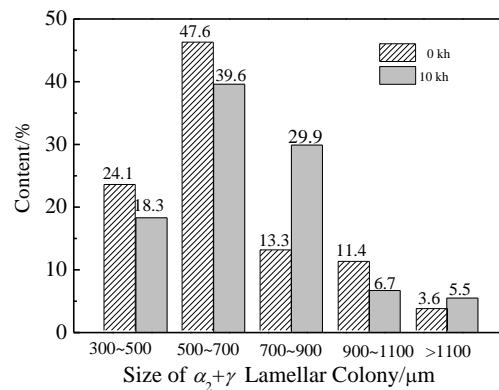


图 3 Alloy 51 热暴露前、后的晶团尺寸统计
Fig.3 Size of $\alpha_2+\gamma$ colony of Alloy 51 before and after thermal exposure

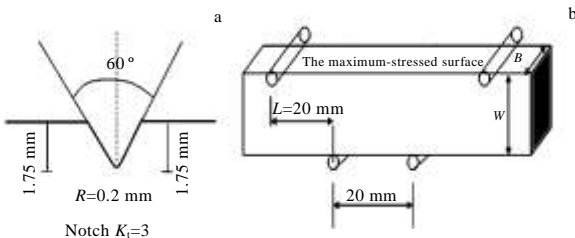


图 1 V 型缺口几何参数图及 S-N 疲劳样品加载示意图
Fig.1 Diagram showing the geometric details of V notch (a); schematic of S-N fatigue sample under four point loading (b)

表 1 Alloy 51 热暴露前、后显微组织参数

Table 1 Microstructure parameters and error range of Alloy 51 before and after thermal exposure

Exposure time/kh	Content of $\alpha_2+\gamma$ colony/vol%	Content of equiaxed γ /vol%	Content of B2+ ω /vol%	Content of α_2 in $\alpha_2+\gamma$ colony/vol%	Size of $\alpha_2+\gamma$ lamellar/ μm
0	94.2 \pm 2.5	4.3 \pm 2.2	1.5 \pm 0.3	14.6 \pm 2.5	634.9 \pm 211.4
10	93.5 \pm 2.4	4.1 \pm 1.6	2.4 \pm 0.7	12.5 \pm 2.5	692.0 \pm 216.1

2.3 最大受力面的表面粗糙度

表面粗糙度用 R_a 表示, 表征的是被测试的一定长度表面的高低起伏幅度的平均值, 单位为微米。每组试样的表面粗糙度测试结果(4 次测试结果的平均值)列于表 2。可以看出, 线切割的样品表面相对于其他情况显得非常粗糙, 经过机械磨削+喷丸处理的样品表面相对于线切割样品提高 1 倍还多, 而表面经过机械磨削+电解抛光处理后的样品表面最为平整, 平均粗糙度仅为 0.26~0.32 μm 。热暴露前、后相同表面的样品的表面粗糙度相近。

2.4 热暴露前后喷丸样品表层硬度变化

热暴露前后喷丸样品的表层显微硬度变化如图 4 所示。显然, 样品经表面喷丸处理后表层产生了局部加工硬化, 这种表面硬化是由喷丸引入的压应力以及塑性变形促生的形变强化所致。热暴露前、后硬化层厚度约为 300 μm , 表层比心部的维氏硬度值增加了约 1000 MPa。经历 10 kh 的热暴露后, 由于样品是在加工成形后再喷丸, 而喷丸工艺和非热暴露样品一致, 喷丸引入热暴露样品表面的压应力也就基本相同。因此, 如图 4 所示, 经历 10 kh 热暴露的样品和前者有类似的硬化层厚度和表面硬度。

2.5 样品表面和横截面形貌观察

由于热暴露前后表面状态相似, 本研究将只选取热暴露 10 kh 的试样介绍表面形貌。图 5 的 SEM 照片显示了热暴露 10 kh 后不同表面加工状态试样的表面形貌以及垂直于最大受力面的横截面微观形貌。直接线切割的样品表面因强电流作用, 表面出现了熔化烧损层, 其上

表 2 不同加工表面的粗糙度测试

Table 2 Average surface roughness for each condition ($R_a/\mu\text{m}$)

Exposure time/kh	Surface conditions	1	2	3	4	Average
0	EDM, V notch	4.51	4.63	4.66	4.78	4.65
	Shot peening	1.46	1.85	1.47	1.33	1.53
	Electropolishing	0.29	0.20	0.25	0.31	0.26
10	EDM, V notch	4.72	5.03	5.04	4.82	4.90
	Shot peening	2.03	2.08	2.14	2.22	2.12
	Electropolishing	0.33	0.33	0.30	0.31	0.32

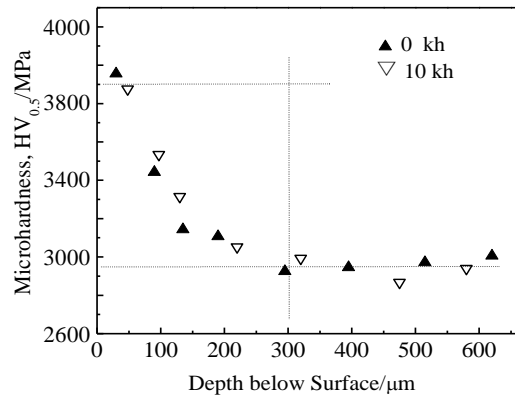


图 4 热暴露前后喷丸样品表层显微硬度变化

Fig.4 Microhardness profiles of shot peening specimens before and after thermal exposure

密布孔洞, 并伴有较多微裂纹存在(箭头所示), 表面显得粗糙(图 5a); 沿横截面方向可以观察到, 微裂纹能深入基体 30~40 μm (图 5b)。有关研究表明, 线切割样品表面分布着拉应力层^[8]。

而表面经过机械磨削+喷丸处理后, 表面粗糙度明显降低, 线切割产生的微裂纹与孔洞已经消失, 取而代之的是由于表面形变而产生的一些凹坑(箭头所示)(图 5c); 从横截面的 SEM 图像可以看出, 喷丸使得最大受力面产生了塑性变形(图 5d), 前面的研究表明, 喷丸会导致样品表面产生压应力区^[9]。

为了使样品表面尽量平整光滑, 在电解抛光前, 先对样品最大受力面进行了机械磨削抛光, 经机械磨削抛光和电解抛光后样品的厚度减少了 250~300 μm 。此厚度足以去除因线切割而产生的表面缺陷和表面裂纹。从图 5e 的表面 SEM 图像可以看出, 电解抛光后样品表面组织结构清晰可见; 由图 5f 的横截面 SEM 图可看到, 电解抛光样品表面平整光滑, 无缺陷存在, 表面粗糙度只有 0.3 μm 左右。

2.6 高周疲劳性能

Alloy 51 热暴露前后不同表面加工状态的室温四点弯曲 S-N 疲劳曲线如图 6 所示, 表 3 和表 4 列出了不同表面状态样品在 10^7 周次时的条件疲劳强度(σ_{FL})的数据。根据该合金室温拉伸得出的条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$, 得出的相应 $\sigma_{FL}/\sigma_{0.2}$ 比值也列于表 3 中。

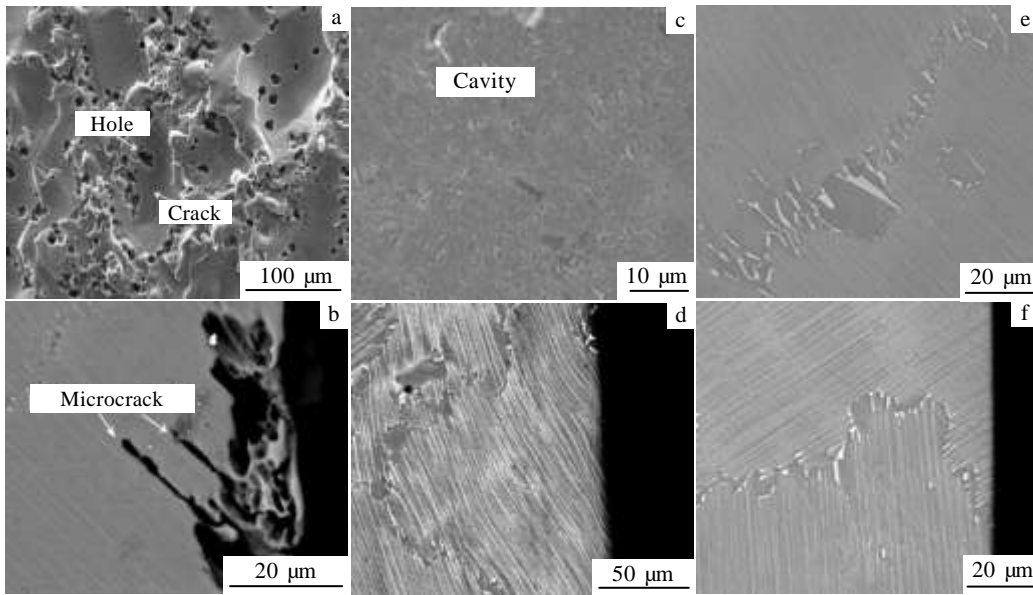


图 5 Alloy 51 表面和横截面 SEM 照片

Fig.5 Surface (a, c, e) and cross-sectional (b, d, f) SEM images of Alloy 51: (a, b) EDM, (c, d) shot peening, and (e, f) electropolishing

相对于喷丸与电解抛光样品，直接线切割试样的条件疲劳强度最低，这是由其粗糙的表面加工质量所致。在交变载荷作用下，其表面的微裂纹与孔洞易成为其疲劳裂纹的裂纹源，造成失稳断裂。而表面经过机械磨削+喷丸处理后，虽在最大受力面上引入了一层压应力层，但 100%喷丸覆盖所导致的强化效果似乎并不明显，条件疲劳强度相对于线切割样品只增加了 10 MPa 左右，增加不到 5%。表面经过机械磨削抛光+电解抛光后的试样也呈现出类似的情况，条件疲劳强度相对于线切割样品也只增加了 20 MPa 左右，增加不到 10%。从现在的试验结果和本研究工作来看，不同的表面加工状态对粗晶粒的 TiAl 合金 Ti-46Al-5Nb-1W 的 S-N 疲劳强度的影响并不明显。

从图 6，表 3 和表 4 还可以清楚地看到，经历了 700 °C，10 kh 热暴露的 4 种不同表面状态的样品，相对于未热暴露的同种表面状态的试样，其疲劳强度均呈现不同程度的提高。其中，以电解抛光样品提高最为明显，其增加的百分数量最大，达到 31%。这个结果指出，热暴露有增强该合金疲劳性能的实际效果，而实际增强的程度和样品表面质量密切相关。

带有 V 型缺口($K_t=3.0$)的样品，相比其他 3 种表面状态，其疲劳寿命显著降低，如表 4 所示，热暴露前从线切割平面样品的 267 MPa 降到 173 MPa，热暴露后从线切割平面样品的 310 MPa 降到 190 MPa。该合金的理论应力集中系数 K_t 为 3.0，而实测获得的疲

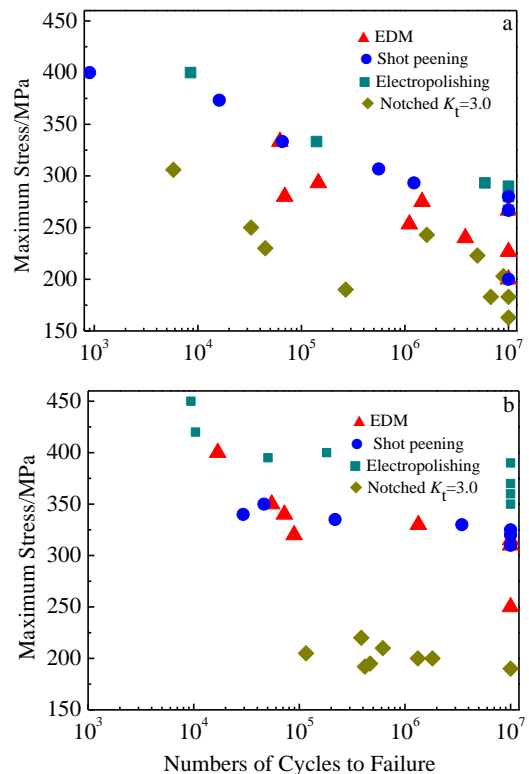


图 6 线切割、喷丸、电解抛光和 V 型缺口样品的条件疲劳强度结果

Fig.6 S-N fatigue results for EDM, shot peening, electropolishing and V notch specimens: (a) 0 kh and (b) 10 kh

表 3 线切割、喷丸、电解抛光样品的条件疲劳强度结果和相应的数据分析

Table 3 S-N fatigue results and data analysis for EDM, shot peening and electropolishing specimens

Exposure time/kh	Surface conditions	σ_{FL}/MPa	$\sigma_{FL}/\sigma_{0.2}$	Increase in σ_{FL} relative to EDM/%	Increase in σ_{FL} relative to 0 kh/%
0	EDM	267	0.64	-	-
	Shot peening	280	0.57	4.87	-
	Electropolishing	290	0.62	8.61	-
10	EDM	310	0.81	-	16.1
	Shot peening	320	0.75	3.23	14.3
	Electropolishing	380	0.96	22.6	31.0

表 4 V 型缺口样品的条件疲劳强度结果和相应的数据分析

Table 4 S-N fatigue results and data analysis for V notch ($K_t=3.0$) specimens

Exposure time/kh	σ_{FL}/MPa	Increase in σ_{FL} relative to 0 kh/%	$\sigma_{FL}/\sigma_{0.2}$	K_f	K_f/K_t	Notch sensitivity factor, Q
0	173	-	0.42	1.54	0.51	0.27
10	190	9.83	0.50	1.63	0.54	0.32

Note: $K_f = \sigma_p/\sigma_n$, where σ_p and σ_n are S-N fatigue limit of the plane specimen and the notch specimen, respectively, and $Q = K_t - 1/K_f - 1$

劳缺口系数 K_f ($K_f = \sigma_p/\sigma_n$, σ_p 和 σ_n 分别是平面样品和缺口样品的条件疲劳极限) 在热暴露前后分别仅为 1.54 和 1.63。理论应力集中系数 K_t 代表缺口处峰值应力与名义加载应力在理想弹性状态下的比值；而实测的疲劳缺口系数 K_f 代表了缺口处疲劳强度降低的实际倍数。前者只与试样的几何形状有关，后者要受多种因素影响，与材料的性质有密切关系。在相同的 K_t 条件下， K_f 值越小，即 K_f/K_t 的比值越小，表明材料的缺口敏感性越低。Alloy 51 热暴露前后该比值分别只有 0.51 和 0.54，均明显低于全值 1。此外，表征疲劳缺口敏感性还常用参数 Q ($Q = K_t - 1/K_f - 1$)，该合金热暴露前、后的 Q 值分别为 0.27 和 0.32，2 个值也均远低于全值 1，这表明该合金有低的疲劳缺口敏感性。这种由于晶粒粗大而明显降低疲劳缺口敏感性的现象在金属材料中常有所见。比如，细晶粒的结构钢的 $Q=0.6\sim 0.8$ ，而粗晶粒钢的 $Q=0.1\sim 0.2$ ^[10]。

3 讨论

3.1 表面状态对疲劳性能的影响

从图 6，表 3 和表 4 可以看出，对于粗晶粒的合金 Ti-46Al-5Nb-1W 来说，热暴露前，喷丸和电解抛光相对于线切割样品，表面加工质量的改善对 S-N 疲劳强度的有益影响仅为 5%~9%，明显小于同样情况下的细晶粒合金。如本课题前期对 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-1B 的研究所发现^[11]，类似的表面加工质量的改善导致的 S-N 疲劳强度的提高为：喷丸 36%，电解抛光 68%。

从最大受力面承受的最大疲劳应力 σ_{max} 的情况来

分析，绝大多数样品的试验受力均小于合金该表面状态的屈服强度，即有 $\sigma_{max} < \sigma_{0.2}$ 。但是，对于此粗晶粒合金而言，此材料的晶粒尺寸变化较大，远不如细晶粒合金 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-1B 那样有着比较稳定的晶粒尺寸。如前面图 3 的统计数据所示，虽然 Alloy 51 的平均晶粒尺寸为 600~700 μm ，但约有 12%~15% 的晶粒尺寸在 900 μm 以上。在这些粗大晶粒内，特别是在软位向的层片上，容易形成 $\sigma_{max} > \sigma_{0.2}$ 的异常情况。对于这样的受力高于材料屈服强度的局部区域，位错和孪生就较容易启动，在粗大层片晶粒内，滑移位错堆积的尺度往往也大于在细小晶粒中的情况，这样就容易出现微区应力集中和微区塑性变形，从而导致萌生和启动微裂纹。这就是说，由于粗晶粒合金的这种组织不均匀性，在局部粗晶粒位置，局部出现早期屈服的几率就明显大于细晶粒合金，局部出现早期塑性变形的地方包括：(1) 特别粗大晶粒处，(2) 粗大晶粒内位向近 45° 的软位向层片等。从而导致出现本研究中的这种实验结果：尽管改善表面质量，但对疲劳性能的改善效果并不明显。

3.2 整体热暴露对疲劳性能的影响

从图 6，表 3 和表 4 可知，对于此研究所采用的中等强度的粗晶粒 γ -TiAl 合金 Ti-46Al-5Nb-1W，同种加工表面状态在热暴露后，其条件疲劳强度都有一定程度的增加，增加幅度：缺口样品 10%，线切割、喷丸样品约 15%，电解抛光样品约 31.0%，以电解抛光样品的增加幅度最大。这被认为是一种“热暴露强化”的现象。这种强化现象是在热暴露后进行机械磨削+电解抛光后所获得的。本课题组前期的工作证实：“热

暴露强化”现象发生于多种经历同样 10 kh, 700 °C 热暴露的 TiAl 合金中。而且值得注意的是, 经历这样的热暴露后, 当样品表面为电解抛光表面时, 其 S-N 条件疲劳强度的增强幅度大约都在 30%^[12-14]。作者认为, 导致疲劳抗力热暴露增强的原因与样品长期处于高温环境中直接关系。整块铸锭置于 700 °C 大气环境中达 10 kh, 长久持续的热环境导致样品整体出现应力弛豫效应。这种应力弛豫会导致加工后的样品表层的应力值降低(如果电解抛光后表面还有残余拉应力的话); 同时, 整块铸锭热浴浸泡还会降低样品中铸态 α_2 - γ 层片间的应力集中, 减少缺陷组织的有害影响, 导致样品加工后其内部可能存在的缺陷和微裂纹钝化。这些致裂因素在热浴浸泡中得到改善或者弱化, 使得 Alloy 51 抵抗疲劳微裂纹萌生的抗力得到提高, 从而出现了疲劳强度的“热暴露强化”现象。至于缺口样品, 线切割样品, 以及喷丸样品, 由于表面存在不同程度的缺陷, 表面裂纹萌生、启动受这些缺陷控制的几率明显较大, 因而改善内部组织带来的良性效果相对于电解抛光表面也较小, 从而导致较低的“热暴露强化”现象。

热暴露引起的组织脆化从理论上讲会对疲劳强度产生不利影响, 如 $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 的平行分解引起的释氧脆化效应, $B2 + \omega$ 等轴晶粒明显增加引起的有序相脆化效应。但这 2 种组织脆化效应在本项工作研究的粗晶粒合金 Ti-46Al-5Nb-1W 中均不明显, 对疲劳的负面影响不大。

4 结 论

1) 对于粗晶粒 γ -TiAl 合金 Ti-46Al-5Nb-1W, 虽然绝大多数样品是在 $\sigma_{\max} < \sigma_{0.2}$ 的条件下进行疲劳, 但是由于晶粒尺寸变化幅度大, 容易在特别粗大的层片晶粒中, 在软位向上, 出现 $\sigma_{\max} > \sigma_{0.2}$ 的局部异常情况, 导致早期屈服并诱发裂纹萌生。因此, 表面加工质量的改善对粗晶粒合金 S-N 疲劳强度的有益影响明显小于细晶粒合金。

2) 对于中等强度高铝含量的该合金, 层片晶粒中的 α_2 层片相对于 γ 层片的比例较少, 铸态合金中 α_2 层片的偏聚相对较低, 热暴露后 α_2 层片分解引起的释氧脆化效应不明显; 同时 $B2 + \omega$ 等轴晶粒析出带来的有序相脆化效应也不明显。而由于长期热浴引起的内

部应力释放和组织平衡效应, 能使合金出现“热暴露强化”现象, 其增强的幅度和表面质量密切相关, 电解抛光表面显示出最高幅度(~31%)的增强。

3) 该粗晶粒合金显示出较低的缺口敏感系数, 在引入 V 型缺口($K_t=3.0$)后, 其疲劳缺口敏感系数在热暴露前为 0.27, 热暴露后为 0.32。

参考文献 References

- [1] Huang Zewen(黄泽文). *Academic Trends*(学术动态)[J], 2011(04): 35
- [2] Yue Yunlong(岳云龙), Wu Haitao(吴海涛), Wang Zhijie(王志杰) et al. *Journal of Jinan University, Sci &Tech* (济南大学学报, 自然科学版)[J], 2004, 18(1): 31
- [3] James A W, Bowen P. *Materials Science and Engineering A*[J], 1992, 153(1-2): 486
- [4] Soboyejo W O, Venkateswara Rao K T, Sastry S M L et al. *Metallurgical Transactions A*[J], 1993, 24A: 585
- [5] Davidson D L, Campbell J B. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 1993, 24A: 1555
- [6] Huang Z W, Voice W E, Bowen P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 435
- [7] Huang Z W, Cong T. *Intermetallics*[J], 2010, 18(1): 161
- [8] Trail S J, Bowen P. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 427
- [9] Lindemann, Buque C, Appel F. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(4): 1155
- [10] Na Shunsang(那顺桑), Li Jie(李杰), Ai Liqun(艾立群). *The Mechanical Properties of Metallic Materials*(金属材料力学性能)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011: 198
- [11] Huang Z W, Sun C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 29
- [12] Yin Quan(尹权), Huang Zewen(黄泽文). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(12): 3050
- [13] Sun Cai(孙才), Huang Zewen(黄泽文). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 589
- [14] Zhu Xiaolong(朱小龙), Huang Zewen(黄泽文). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(12): 3042

Effects of Varied Surface Conditions and Thermal Exposure on the Fatigue Properties of a γ -based Titanium Aluminide Alloy

Feng Bing, Huang Zewen

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: An intermediate-strength coarse grain γ -TiAl based alloy Ti-46Al-5Nb-1W (at%) has been studied to assess the fatigue properties under different surface conditions both before and after thermal exposure. Results show that although the majority of specimens are fatigued under condition of $\sigma_{\max} < \sigma_{0.2}$ before thermal exposure, pre-yield crack initiation can still occur in coarse lamellar grains, especially in soft orientation. Improvement of the surface quality in the coarse grain alloy for better fatigue performance is found to be less effective in the coarse grain alloys than in the fine grain alloys. It has been also found that the embrittlement effects owing to oxygen release and ordered phase formation caused by thermal exposure are not particularly considerable. On the contrary, the fatigue performance is enhanced because of a long-term immersion of these specimens within warm air, where residual stresses are released and defects become less harmful. The degree to enhance the fatigue performance is controlled by the surface quality. The coarse alloy exhibits a relatively low fatigue notch sensitivity factor, which is only 0.27 before exposure and 0.32 after exposure for a V-notch.

Key words: fatigue; γ -TiAl based intermetallic alloy; fatigue notch sensitivity; thermal exposure

Corresponding author: Feng Bing, Candidate for Master, Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, Tel: 0086-28-87634176, E-mail: 330729695@qq.com