

高铌 TiAl 合金的高温断裂韧性

余 龙^{1,2)} , 宋西平^{1)✉} , 张 敏¹⁾ , 焦泽辉²⁾ , 于慧臣²⁾

1) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室,北京 100083 2) 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院,北京 100095

✉ 通信作者, E-mail: xpsong@skl.ustb.edu.cn

摘要 利用紧凑拉伸试样通过预制疲劳裂纹研究近片层组织 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金和全片层组织 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金在 750 °C 下的断裂韧性,并分析两种组织合金的断口形貌。结果表明,近片层组织和全片层组织高铌 TiAl 合金 750 °C 时的断裂韧性分别为 19.54 和 31.58 MPa·m^{1/2},且近片层组织疲劳裂纹开始萌生时的最大疲劳载荷明显低于全片层组织。断口分析表明近片层组织中裂纹主要在等轴 γ 晶中萌生,裂纹扩展方式包括沿 γ 晶、穿 γ 晶及沿片层、穿片层;全片层组织中裂纹主要在垂直于加载方向的片层间萌生,裂纹以沿片层与穿片层的混合方式进行扩展且伴有二次裂纹的萌生。

关键词 钛铝合金; 断裂韧性; 高温性能; 疲劳裂纹; 裂纹萌生; 裂纹扩展

分类号 TG146.2

High-temperature fracture toughness of high Nb-containing TiAl alloys

YU Long^{1,2)} , SONG Xi-ping^{1)✉} , ZHANG Min¹⁾ , JIAO Ze-hui²⁾ , YU Hui-chen²⁾

1) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials , University of Science and Technology Beijing , Beijing 100083 , China

2) Beijing Institute of Aeronautical Materials , Aviation Industry Corporation of China , Beijing 100095 , China

✉ Corresponding author , E-mail: xpsong@skl.ustb.edu.cn

ABSTRACT The fracture toughness of a nearly lamellar Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y alloy and a fully lamellar Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C alloy at 750 °C was investigated by prefabricating a fatigue crack in the compact tension (CT) specimen, and the corresponding fracture morphologies were observed by optical microscopy and scanning electron microscopy. It is found that the fracture toughness of the nearly lamellar high Nb-containing TiAl alloy is 19.54 MPa·m^{1/2} at 750 °C, obviously lower than the value of 31.58 MPa·m^{1/2} for the fully lamellar alloy. The maximum cyclic load at which the fatigue crack initiates in the nearly lamellar alloy is noticeably less than that in the fully lamellar alloy. Fracture images show that for the nearly lamellar alloy, cracks initiate mainly in equiaxed γ grains and propagate in different ways, intergranularly or transgranularly in γ grains or lamellar colonies. But for the fully lamellar alloy, cracks initiate mainly at lamellar interfaces perpendicular to the load direction and propagate in both interlamellar and translamellar ways, in accompanying with secondary crack initiation.

KEY WORDS titanium aluminum alloys; fracture toughness; high temperature properties; fatigue cracks; crack initiation; crack propagation

γ 基 TiAl 合金以其低密度、较高弹性模量以及良好的高温强度、抗蠕变和抗氧化性能,在航空航天、汽车发动机等领域具有广阔的应用前景^[1-3]。随着 TiAl 合金的发展和改善,新一代高铌 TiAl 合金较普通 TiAl

合金具有更高的使用温度和更加优异的高温抗氧化性能,显示了巨大的发展潜力^[4-7]。目前,大量文献对高铌 TiAl 合金的微观结构以及室温高温力学性能进行了报道。研究结果表明,近片层组织高铌 TiAl 合金在

高温疲劳和蠕变变形时片层组织中都会发生 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相变^[8-9]。Yang 等^[10]研究发现韧性 Nb 固溶相在裂纹尖端以塑性延伸的方式吸收断裂能,从而提高了高铌 TiAl 合金的室温断裂韧性。Zhang 等^[11]利用扫描电镜原位观察的方法测定了铸态高铌 TiAl 合金在室温以及 750 ℃ 时的疲劳裂纹扩展门槛值分别为 $12.89 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $8.69 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,结果表明铸态高铌 TiAl 合金在室温时具有更高的裂纹萌生抗力。Wang 等^[12]进一步研究发现由于高温使得铸态高铌 TiAl 合金片层团界面以及片层间界面的强度降低,因此相比室温条件下,高温时铸态高铌 TiAl 合金在裂纹扩展过程中具有更多的裂纹分支、偏移以及桥接现象的发生,从而使得高温下铸态高铌 TiAl 合金具有更高的疲劳裂纹扩展抗力。

高温结构材料的高温断裂韧性是表征材料损伤容限性能和进行工程安全设计的重要参数之一,然而目前对于高铌 TiAl 合金高温断裂韧性的报道仍然较少,主要是由于 TiAl 基合金的室温脆性导致预制裂纹的困难以及高温断裂韧性测试方法的复杂性。因此,本文在标准紧凑拉伸试样测定断裂韧性 K_{IC} ^[13] 的基础上,将预制疲劳裂纹萌生过程与试样的拉断过程相结合,测定了本实验室自主研发的近片层组织(nearly lamellar, NL) 高铌 TiAl 合金以及目前国际上研究较为成熟的全片层组织(fully lamellar, FL) 高铌 TiAl 合金(Kim 合金)的高温断裂韧性,并进行相互对比,分析两种组织高铌 TiAl 合金的断口形貌特征,并从裂纹萌生抗力、裂纹扩展抗力以及裂纹失稳扩展时裂纹尖端塑性区的大小三方面分析讨论组织对高铌 TiAl 合金高温断裂韧性的影响。

1 试验材料及方法

试验研究了近片层(NL) 和全片层(FL) 两种显微组织高铌 TiAl 合金的高温断裂韧性 K_{IC} , 使用两种合金成分:一种为本实验室自主研发的通过电弧熔炼而成的铸态高铌 TiAl 合金,其名义成分(原子数分数,%) 为 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y,采用自耗-凝壳-自耗工艺制备,其显微组织为近片层组织;另一种为目前国际上研究较为成熟的经过复合加工工艺制备而成的高铌 TiAl 合金(Kim 合金),名义成分(原子数分数,%) 为 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C,其显微组织为全片层组织。

试验采用紧凑拉伸试样测定断裂韧性 K_{IC} 。试样的形状及尺寸如图 1 所示(参照 JB/T8189—1999 和 ASTM 标准 E647—81 制成)。其中,试样厚度 $B = 10.0 \text{ mm}$,孔中心到底边长度 $W = 20.0 \text{ mm}$,线切割缺口长度 $a_0 = 10.0 \text{ mm}$,最后用钼丝对线切割缺口处进行

简单打磨处理。试验在经改装的高温蠕变持久试验机上进行,其载荷误差小于 1%,温度量程为 25~1000 ℃,采用试验机自带电炉加热和保温,在试样的上中下 3 个位置捆绑热电偶以控制温度,温度精度为 $\pm 1 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。为了接近发动机涡轮盘的实际工作条件,试验温度为 750 ℃,应力比 R 为 0.1。由于高铌 TiAl 合金的室温脆性及高温断裂韧度试验的难操作性,试验采用始终预制疲劳裂纹的方法直至合金断裂,即试验先选用较小的疲劳最大载荷开始疲劳变形,间隔 1 h 后,若设备电位值没有开始升高则升高疲劳最大载荷 P_{max} ,每次增加载荷 100 N,直至电位值开始升高后不再增加载荷,然后保持该疲劳最大载荷继续疲劳变形直至试样断裂。裂纹失稳扩展时临界值 P_0 即为此时的疲劳最大载荷。预制疲劳裂纹的加载波形如图 2 所示。图中 P_{max} 为裂纹萌生时的最大疲劳载荷。最后通过扫描电镜进行断口分析,测得预制疲劳裂纹的长度 a_f ,从而得到裂纹开始失稳扩展时的长度 a ($a = a_0 + a_f$)。

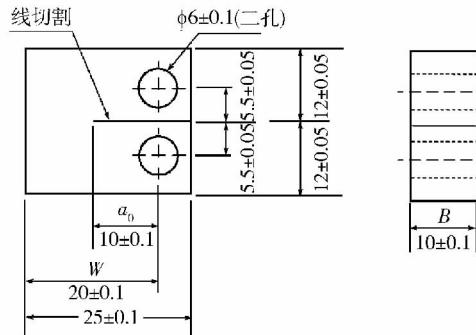


图 1 紧凑拉伸试样的尺寸(单位: mm)

Fig. 1 Dimension of the compact tension specimen (unit: mm)

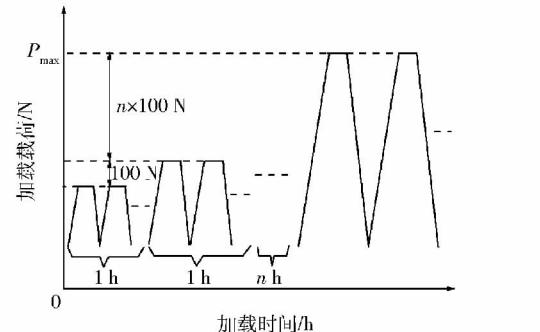


图 2 预制疲劳裂纹的加载波形图

Fig. 2 Loading waveform for prefabricating the fatigue crack

2 试验结果

2.1 显微组织及高温拉伸性能

图 3(a) 为铸态 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金的显微组织扫描电镜照片。该合金的显微组织为近片层组织,由 γ/α_2 层片团和少量分布于层片团间的等轴 γ 相组成,片层团平均尺寸约为 70 μm ,片层团界

面呈锯齿形。图 3(b) 为经热处理后 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金的显微组织扫描电镜照片。该合金的显微组织为全片层组织,由 γ/α_2 片层

团组成,片层团平均尺寸约为 100 μm ,片层团界面呈锯齿形。2 种组织高铌 TiAl 合金在 750 $^{\circ}\text{C}$ 时的拉伸性能如表 1 所示。

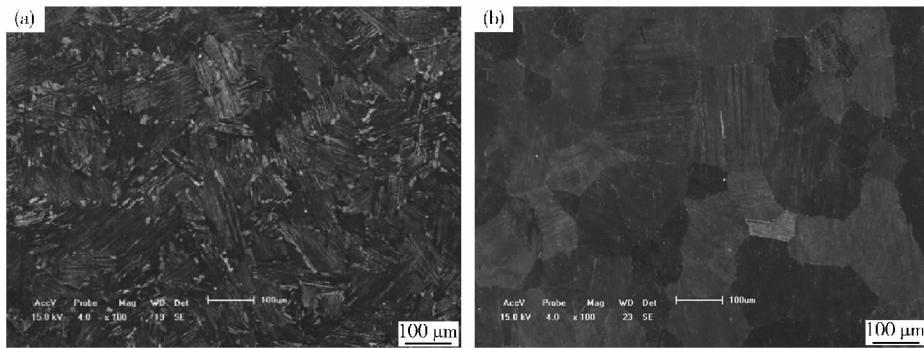


图 3 试验合金的显微组织扫描电镜像。(a) 近片层高铌 TiAl 合金;(b) 全片层高铌 TiAl 合金

Fig.3 SEM images of the tested alloys: (a) nearly lamellar high Nb-containing TiAl alloy; (b) fully lamellar high Nb-containing TiAl alloy

表 1 试样在 750 $^{\circ}\text{C}$ 时的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of the specimens at 750 $^{\circ}\text{C}$

合金成分	显微组织	屈服强度, σ_s /MPa	抗拉强度, σ_b /MPa	延伸率, δ /%	断面收缩率, ψ /%
Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y	近片层	586	795	1.1	3.1
Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C	全片层	638	745	—	2

2.2 断裂韧性

图 4 为近片层 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金紧凑拉伸试样断裂后的宏观断口形貌。该合金裂纹失稳扩展时的临界值 $P_Q = 2000 \text{ N}$ 。从图 4(a) 和 (b) 中可以看出裂纹前沿线并非直线,而呈现弧形。这是由于试样中心部分处于平面应变状态,裂纹易于扩展,而试样两侧表面处于平面应力状态,裂纹扩展较慢。因此裂纹开始失稳扩展时的长度 a 并不等于试样表面观察的裂纹长度。为了准确测量预制疲劳裂纹长度,将断口沿试样宽度方向分成五等分,测量中间 4 个点的裂纹长度,再取平均值即得到该合金预制疲劳裂纹长度 a_f 。从图 4(b) 中测得 $a_f = 2.10 \text{ mm}$,所以该合金开始失稳扩展时裂纹的长度 $a = 12.10 \text{ mm}$ 。

对于紧凑拉伸试样其临界应力场强度因子 K_Q 的表达式为^[13]:

$$K_Q = \frac{P_Q}{BW^{\frac{1}{2}}} \left[29.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{1}{2}} - 185.5 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}} + 655.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{5}{2}} - 1017.0 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{7}{2}} + 638.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{9}{2}} \right]. \quad (1)$$

计算求得 $K_Q = 19.54 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。此外该合金满足以下条件:

$$(1) 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_s} \right)^2 = 2.78 \text{ mm} < B, a, W - a (B = 10.0 \text{ mm}, a = 12.10 \text{ mm}, W - a = 7.90 \text{ mm});$$

$$(2) P_{\max}/P_Q = 1 < 1.1.$$

因此具有近片层组织的 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在 750 $^{\circ}\text{C}$ 时的有效平面应变断裂韧性 $K_{IC} = K_Q = 19.54 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

图 5 为全片层 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金紧凑拉伸试样断裂后的宏观断口形貌特征。该合金裂纹失稳扩展时的临界值 $P_Q = 3000 \text{ N}$,其裂纹前沿线呈现弧形。从图 5(b) 中用同样的测量方法测得预制疲劳裂纹 $a_f = 2.46 \text{ mm}$,所以该合金开始失稳扩展时裂纹的长度 $a = 12.46 \text{ mm}$ 。根据式(1)计算得到 $K_Q = 31.58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。此外该合金满足以下条件:

$$(1) 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_s} \right)^2 = 6.13 \text{ mm} < B, a, W - a (B = 10 \text{ mm}, a = 12.46 \text{ mm}, W - a = 7.54 \text{ mm}),$$

$$(2) P_{\max}/P_Q = 1 < 1.1.$$

因此具有全片层组织的 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金在 750 $^{\circ}\text{C}$ 时的有效平面应变断裂韧性 $K_{IC} = K_Q = 31.58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

2.3 断口形貌

图 4(c) 和 (d) 为近片层 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金紧凑拉伸试样的断口高倍扫描电镜像。图 4(c) 为疲劳裂纹萌生区附近的断口形貌。从图中可观察到大量亮白的圆环,这是疲劳裂纹扩展过程中细小的 γ 晶发生断裂后形成的,说明近片层组织高铌 TiAl 合金的疲劳裂纹主要在等轴 γ 晶粒中萌生扩展。图 4(d) 为疲劳裂纹稳定扩展区的断口形貌,图中显示出明显的河流花样,这是裂纹在沿片层及穿片层

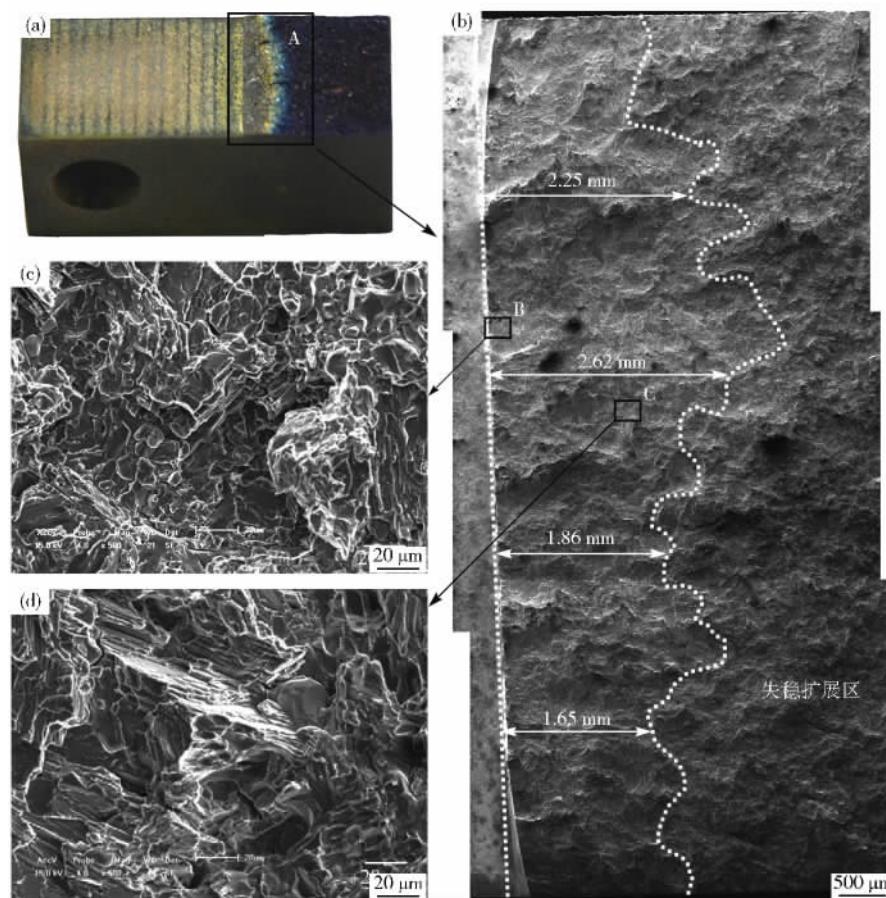


图4 近片层组织 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金的断口形貌. (a) 宏观形貌; (b) 区域 A 的形貌; (c) 区域 B 的形貌(裂纹萌生区); (d) 区域 C 的形貌(裂纹稳定扩展区)

Fig. 4 Fracture morphologies of the nearly lamellar Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y alloy: (a) macroscopic morphology; (b) morphology of Region A; (c) morphology of Region B (crack initiation area); (d) morphology of Region C (steady state crack propagation area)

扩展时形成的。因此,近片层组织高铌 TiAl 合金的疲劳裂纹扩展方式包括沿片层、穿片层及沿 γ 晶、穿 γ 晶 4 种。图 4(b) 中显示裂纹萌生区的断口形貌光亮平坦, 裂纹失稳扩展区形貌较平坦, 而稳态扩展区的断口起伏程度最大。在裂纹萌生区, 裂纹尖端强度相对较低, 裂纹主要选择在 γ 相中扩展, 加之裂纹萌生初期扩展速率较慢, 在不断循环过程中裂纹持续发生张开闭合从而挤压断口, 使晶粒细小的 γ 相极易发生磨损, 从而形成光亮表面; 在裂纹稳态扩展区, 裂纹扩展的速率加快, 裂纹尖端的强度也相应地增大, 裂纹以沿片层和穿片层方式扩展的几率变大, 从而能形成起伏较大的断裂面; 在裂纹失稳扩展区, 裂纹尖端强度达到临界值, 从而导致材料的快速断裂, 最终形成较平坦的断口形貌。

图 5(c) 和 (d) 为全片层 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金紧凑拉伸试样断口的高倍扫描电镜像。图 5(c) 为疲劳裂纹萌生区附近的断口形貌, 裂纹在有利取向片层(垂直于加载方向)间萌生并主要以沿片层扩展为主。图 5(d) 为裂纹稳态扩展区

的断口形貌。此时裂纹具备了穿片层扩展的能力, 裂纹主要以穿片层和沿片层混合方式进行扩展。从图 5(d) 中还观察到在片层团界面处萌生了少量的二次裂纹, 说明裂纹在稳态扩展区发生偏转。因此, 全片层组织高铌 TiAl 合金的疲劳裂纹主要以沿片层和穿片层的混合方式进行扩展, 且在裂纹扩展过程中伴随有二次裂纹的萌生。图 5(b) 显示全片层组织的断口具有大量的解理台阶面。与图 4(b) 相比, 全片层组织的断口形貌呈现凹凸不平的特征, 这是由于不同组织中裂纹萌生及扩展方式不同引起的。全片层组织中裂纹会优先选择与加载方向垂直的片层团以沿片层的方式进行扩展, 形成光亮平滑的解理面, 从而造成曲折的裂纹扩展路径; 而近片层组织中由于片层团界面处存在等轴 γ 晶, γ 晶粒的尺寸较片层团细小且塑性较大, 裂纹极易在 γ 晶处萌生及扩展, 从而形成较平坦的断面。

3 分析讨论

全片层组织高铌 TiAl 合金比近片层组织在高温

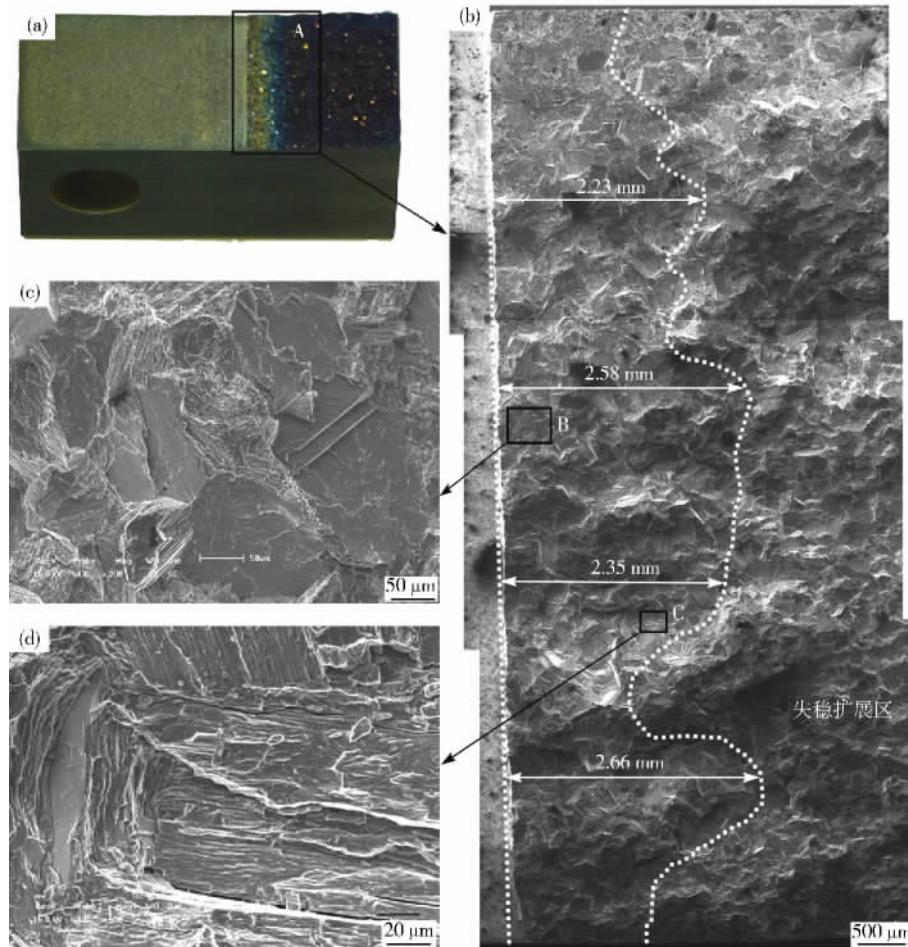


图 5 全片层组织 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金断口形貌. (a) 宏观形貌; (b) 区域 A 的形貌; (c) 区域 B 的形貌(裂纹萌生区); (d) 区域 C 的形貌(裂纹稳定扩展区)

Fig. 5 Fracture morphologies of the fully lamellar Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C alloy: (a) macroscopic morphology; (b) morphology of Region A; (c) morphology of Region B (crack initiation area); (d) morphology of Region C (steady state crack propagation area)

下具有更高的断裂韧性。这与不同组织高铌 TiAl 合金的裂纹萌生抗力(萌生区)、裂纹扩展抗力(稳定扩展区)以及裂纹失稳扩展时裂纹尖端塑性区的大小(失稳扩展区)有关。试验测得近片层组织疲劳裂纹开始萌生时的最大疲劳载荷 $P_{\max} = 2000 \text{ N}$ 明显低于全片层组织的最大疲劳载荷 $P_{\max} = 3000 \text{ N}$, 说明全片层组织比近片层组织具有更高的裂纹萌生抗力。断口分析表明在裂纹萌生区, 全片层组织高铌 TiAl 合金的裂纹只能在有利取向片层(垂直于加载方向)间萌生, 而缺口的根部存在有利取向的片层数量有限, 因此全片层表现出较大的裂纹萌生抗力; 而在相对低的外加应力条件下, 近片层组织高铌 TiAl 合金可以在片层团界面处的细小 γ 晶粒处萌生裂纹, 因此近片层的裂纹萌生抗力比全片层的低。

大量研究结果表明全片层组织能够产生大的裂纹尖端塑性应变, 额外地增加了裂纹扩展的能量耗散, 从而增大了裂纹扩展的抗力, 使合金韧化^[14-16]。此外, 在 TiAl 基合金中, α_2 相为 $D0_{19}$ 型结构, γ 相为 $L1_0$ 型结

构^[17], 由于 α_2 与 γ 片层相界面两侧在晶体结构与晶体学位向上存在的差异, 可以阻碍滑移带和解理裂纹越过界面^[18]; 且片层相界面上存在的大量错配位错, 使得某些应力状态下的界面滑移比晶内滑移更易于发生^[19], 从而使裂纹在 α_2 与 γ 的相界面受阻并发生裂纹尖端钝化。受阻的裂纹需通过提高应力, 以剪切的方式撕裂片层组织才能进一步扩展。断口分析表明全片层组织在裂纹扩展过程中会产生二次裂纹, 这些二次裂纹对主裂纹的扩展起屏蔽作用, 使裂纹尖端应力场强度因子下降, 从而使主裂纹继续扩展时需要的外应力更大, 提高了裂纹扩展阻力; 二次裂纹的产生以及全片层的扩展断面起伏程度更大说明裂纹在全片层组织中具有曲折的扩展路径, 曲折的扩展路径增加了裂纹扩展的实际距离, 进而降低了裂纹扩展速率。而近片层组织中在片层团界面处存在等轴 γ 晶, 由于 γ 晶粒细小, 塑性较大, 裂纹极易在 γ 晶粒处萌生和扩展。因此, 全片层组织合金表现出更高的裂纹扩展抗力。

裂纹尖端塑性变形的主要作用是吸收塑性变形

功,使裂纹尖端钝化和松弛,减小裂纹尖端应力水平,阻止裂纹扩展。在平面应变条件下,裂纹开始失稳扩展时,裂纹尖端塑性区的大小为^[13]

$$l = \frac{1}{2\sqrt{2}\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_s} \right)^2. \quad (2)$$

计算求得:近片层组织高铌 TiAl 合金的裂纹尖端塑性区尺寸 $l_{NL} = 125.2 \mu\text{m}$;全片层组织高铌 TiAl 合金的裂纹尖端塑性区尺寸 $l_{FL} = 275.9 \mu\text{m}$,其大小约为近片层组织的 2 倍。此外,在裂纹失稳扩展区,全片层组织高铌 TiAl 合金的断裂面呈现凹凸不平的特征,而近片层组织高铌 TiAl 合金的断裂面较为平坦,因此全片层组织高铌 TiAl 合金的高温断裂韧性高于近片层组织。

4 结论

(1) 近片层组织 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在 750 °C 时的断裂韧性 $K_{IC} = 19.538 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,全片层组织 Ti-45Al-7Nb-0.2W-0.2Hf-0.3B-0.15C 合金在 750 °C 时的断裂韧性 $K_{IC} = 31.58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。全片层组织高铌 TiAl 合金的高温断裂韧性明显高于近片层组织。

(2) 近片层组织高铌 TiAl 合金疲劳裂纹开始萌生时的最大疲劳载荷 $P_{max} = 2000 \text{ N}$ 明显低于全片层组织的 $P_{max} = 3000 \text{ N}$;全片层的裂纹在垂直于加载方向的片层间萌生,而在相对低的外加应力条件下,近片层可以在片层团界面处的细小 γ 晶粒处萌生裂纹,因此近片层的裂纹萌生抗力比全片层的低。

(3) 近片层组织高铌 TiAl 合金的疲劳裂纹扩展方式包括沿片层、穿片层及沿 γ 晶、穿 γ 晶等 4 种。由于 γ 晶粒细小、塑性较大,裂纹极易在 γ 晶粒处萌生和扩展,从而形成较平坦的断面。全片层的裂纹以沿片层与穿片层的方式进行扩展且伴有二次裂纹的萌生。片层使裂纹尖端钝化,二次裂纹使裂纹尖端应力场强度因子下降,裂纹在全片层组织中具有曲折的扩展路径,因此全片层组织合金表现出更高的裂纹扩展抗力。

参 考 文 献

- [1] Kim Y W. Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy. *Acta Metall Mater*, 1992, 40(6): 1121
- [2] Pflumm R, Friedle S, Schütze M. Oxidation protection of γ -TiAl-based alloys: a review. *Intermetallics*, 2015, 56: 1
- [3] Kim S W, Hong J K, Na Y S, et al. Development of TiAl alloys with excellent mechanical properties and oxidation resistance. *Mater Des*, 2014, 54: 814
- [4] Chen G L, Wang X T, Ni K Q, et al. Investigation on the 1000, 1150 and 1400 °C isothermal section of the Ti-Al-Nb system. *Intermetallics*, 1996, 4: 13
- [5] Tetsui T. Effects of high niobium addition on the mechanical properties and high-temperature deformability of gamma TiAl alloy. *Intermetallics*, 2002, 10: 239
- [6] Zhang W J, Deevi S C, Chen G L. Oxidation of ternary Ti18Nb48Al and Ti10Nb45Al alloys. *Intermetallics*, 2002, 10: 403
- [7] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q, et al. Microstructures and mechanical properties of directionally solidified Ti-45Al-8Nb-(W,B,Y) alloys. *Mater Des*, 2011, 32: 395
- [8] Zhang W J, Chen G L, Appel F, et al. A preliminary study on the creep behavior of Ti-45Al-10Nb alloy. *Mater Sci Eng A*, 2001, 315: 250
- [9] Cui W F, Liu C M. Fracture characteristics of γ -TiAl alloy with high Nb content under cyclic loading. *J Alloys Compd*, 2009, 477: 596
- [10] Yang X, Xi Z P, Liu Y, et al. Microstructure and fracture toughness of a TiAl-Nb composite consolidated by spark plasma sintering. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2012, 22: 2628
- [11] Zhang M, Song X P, Yu L, et al. Fatigue small crack growth threshold determination of a high-Nb TiAl alloy at different temperatures by in-situ observation. *Int J Miner Metall Mater*, 2013, 20(12): 1192
- [12] Wang X S, Zhang M, Song X P, et al. Fatigue failure analyses on a Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y alloy at different temperatures. *Materials*, 2012, 5: 2280
- [13] Huang M Z, Shi D K, Jin Z H. *Mechanical Properties of Metals*. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1986
(黄明志,石德珂,金志浩. 金属力学性能. 西安:西安交通大学出版社,1986)
- [14] Chan K S, Kim Y W. Influence of microstructure on crack-tip micromechanics and fracture behaviors of a two-phase TiAl alloy. *Metall Trans A*, 1992, 23: 1663
- [15] Chan K S, Kim Y W. Rate and environmental effect on fracture of a two-phase TiAl alloy. *Metall Trans A*, 1993, 24: 113
- [16] Devé H E, Evans A G, Shih D S. A high-toughness γ -titanium aluminide. *Acta Metall Mater*, 1992, 40(6): 1259
- [17] Chen G L, Lin J P. *Physical Metallurgy for the Structural Ordered Intermetallics*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999
(陈国良,林均品. 有序金属间化合物结构材料物理金属学基础. 北京:冶金工业出版社,1999)
- [18] Chen M W, Lin D L, Chen D, et al. Influence of lamellar structure on crack propagation in duplex TiAl alloy. *Acta Metall Sin*, 1994, 30(9): 416
(陈明伟,林栋梁,陈达,等. 层状组织对双相 TiAl 合金裂纹扩展的影响. 金属学报,1994,30(9): 416)
- [19] Inui H, Oh M H, Nakamura A, et al. Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl. *Acta Metall Mater*, 1992, 40(11): 3095