

热暴露对 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 合金显微结构和力学性能的影响

尹 权, 黄泽文

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室, 成都 610031)

摘 要: 对合金 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 在 700 °C 大气气氛中开展了长达 10 000 h 的热暴露处理, 系统地探索和分析含 Nb-Hf 的 TiAl 合金的高温热稳定性, 采用透射电镜和扫描电镜观察合金的显微组织变化并测试相应的力学性能。研究发现: 长期大气高温热暴露导致合金中 $\alpha_2+\gamma$ 层片晶团内的 α_2 层片发生了一定程度的 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变: 部分 α_2 层片转变成成为细小的 γ 层片, 到 10 000 h 时, α_2 层片的原始厚度减少了约一半。长期大气高温热暴露也导致合金中 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束上发生了 $\alpha_2+\gamma\rightarrow B2(\omega)$ 相变: 条束上部分 $\alpha_2+\gamma$ 消失, 代之以微米及亚微米尺度的 $B2(\omega)$ 块状相。在 10 000 h 时, 其面积分数达到 8.4%, 随着高温热暴露的逐渐进行, 合金的室温塑性伸长率逐渐降低。在 10 000 h 时, 合金的塑性约为热暴露前的 2/3, 表明在复合含 Nb+Hf 的 TiAl 合金中, 热暴露所导致的“释氧脆化”和“ $B2+\omega$ 生成脆化”的影响有限。复合含 Nb+Hf 的 TiAl 合金具有优于单纯含 Nb 的 TiAl 合金的高温热稳定性。长期高温热暴露对合金的断裂强度和条件屈服强度没有明显的有害影响。在 10 000 h 时, 其条件屈服强度总体上仍保持在 600 MPa 级别, 而合金的室温疲劳极限还有所提高。

关键词: TiAl 合金; 热暴露; 相转变; 拉伸; 疲劳

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

Effect of long-term thermal exposure on microstructure and mechanical properties of Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B alloy

YIN Quan, HUANG Ze-wen

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

Abstract: The Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B alloy was exposed at 700 °C in air for 10 000 h to assess the thermal stability of TiAl alloy containing Nb-Hf. The changes in microstructure were characterized using transmission electron microscopy and scanning electron microscopy. The corresponding changes in mechanical properties were examined by tensile and fatigue tests. The results show that both the decomposition of α_2 lamellae through $\alpha_2\rightarrow\alpha_2+\gamma$ and the formation of $B2(\omega)$ through $\alpha_2+\gamma\rightarrow B2(\omega)$ occur inside the $\alpha_2+\gamma$ lamellar colonies. After 10 000 h exposure, the average thickness of α_2 lamellae is roughly halved while the area fraction of $B2(\omega)$ in micron and submicron size range reaches 8.4%. As a result, the tensile ductility at room temperature reduces by one third after 10 000 h exposure at 700 °C. The outcome indicates that TiAl alloy containing Nb-Hf demonstrates a higher thermal stability than its counterparts containing Nb due to reduced influence of the “oxygen-release induced embrittlement” and “ $B2+\omega$ -formation induced embrittlement”. The long-term exposure does not cause detrimental effect on tensile strength and high cycle fatigue limit. After 10 000 h exposure, the proof stress is still at a level of 600 MPa, while the fatigue limit increases noticeably.

Key words: TiAl alloy; thermal exposure; phase transformation; tensile; fatigue

TiAl 基合金具有低密度、高熔点、高弹性模量、低扩散系数以及良好的抗腐蚀性能等优良性能, 已成为航空航天和汽车工业等领域的新一代轻型高性能结构材料。但是, 这类合金具有较低的室温塑性、较低的断裂韧性和高裂纹扩展速率^[1-4]。这些因素增加了材料失效的可能性。近年来, 低铝、高合金(如 Nb 和 Hf 等)元素含量的钛铝合金由于具备较高的拉伸和疲劳强度和高温度力学性能而得到了研究者的关注。合金元素 Nb、Hf 的复合加入提高了 TiAl 基合金的高温抗氧化性和抗蠕变性能^[5-10]。但是, 复合加入 Nb 和 Hf 后的 TiAl 基合金在高温全寿命工作(比如 10 000 h)的组织 and 性能的热稳定性尚无系统的研究。

本文作者对含 Nb、Hf 合金元素的 γ -TiAl 合金 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 在 700 °C 的空气条件下分别进行了 1 000、5 000 和 10 000 h 的热暴露处理。使用扫描电子显微镜和透射电子显微镜分别对热暴露前后的合金组织进行了详细的显微观察, 结合疲劳和拉伸试验系统地检查并分析了该合金在长时间大气热暴露过程中组织和性能的变化特征。

1 实验

试验使用的材料的名义成分为 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B(摩尔分数, %), 以下简称合金 4Nb-4Hf。合金铸锭由等离子熔炼炉二次熔炼成 d 100 mm 的铸锭, 在合金 α 单相区(1 310 °C)进行等温锻压后, 线切割成 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 50 mm 的试样。将试样在 700 °C 的空气氛围中分别进行 1 000、5 000 和 10 000 h 的热暴露处理, 用热电偶监控热暴露的温度(± 5 °C)。对热暴露完成的试样分别进行背散射扫描电子显微镜观察、透射电子显微镜观察, 并进行相应的室温拉伸和室温高频疲劳试验。

使用扫描电子显微镜(SEM)和透射电镜(TEM)对未进行热暴露、热暴露 1 000、5 000 和 10 000 h 的试样进行显微观察和分析, 并进行定量图像分析, 获取晶粒大小、等轴 α_2 和 $B2(\omega)$ 相的面积分数、片层间距等数据。为了使观察的 γ 与 α_2 层片垂直于视场, 以获取其真实厚度, 在 TEM 观察中, 通过观察电子衍射斑点旋转样品, 使 γ 层片与 α_2 层片满足 $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 的位向关系。扫描电子显微镜采用 FEI 公司的 Quanta200 ESEM 环境扫描电子显微镜, 试验采用背散射电子(BSE)成像, 工作电压为 20 kV。TEM 组织观察和分析在 TECNAI-F20 场发射型透射电子显微镜上完成, 工作电压为 200 kV。TEM 样品

制备采用双喷电解的方法, 使用丹麦 Struers 公司的 TenuPol-5 型双喷电解仪将 d 3 mm 的样品电解减薄制得。电解液成分为 65%甲醇+30%正丁醇+5%高氯酸(摩尔分数), 电解双喷温度为-33~-30 °C。

拉伸试验在室温下进行, 采用圆形截面试样, 试样表面被抛光到 1 μ m。拉伸试验应变速率为 $0.7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 所用设备为 WDW3100 型微机控制电子万能试验机。主要测定材料的断裂强度(σ_b), 断裂时的塑性伸长率(δ_k), 并由实验数据得出 0.2%条件屈服极限($\sigma_{0.2}$)。高频疲劳试验也在室温下进行。把经历不同热暴露时间的疲劳试验试样最大拉应力受力面抛光到 1 μ m 后, 进行四点弯疲劳试验。本研究所用设备是 PLG-100 型微机控制高频疲劳试验机, 试验频率在 100~120 Hz 范围内, 最小和最大应力的比值为 0.1。测定材料的最大断裂应力($\sigma_{\max}$)和相应的疲劳失效周次(N)。当样品在经历 10^7 周次仍然不断裂时, 则停机, 此时的最大应力定义为该规范的条件疲劳强度。

2 结果与分析

2.1 热暴露前的微观结构

图 1 所示为合金 4Nb-4Hf 未进行热暴露时(热暴露 0 h)的微观照片。由图 1(a)可以看出, 通过等离子熔炼炉二次熔炼的铸锭, 在经过热等静压和等温锻造后, 得到的是 $\alpha_2+\gamma$ 全片层组织, 在层片晶团的晶界附近含有少量的等轴 γ 相(深色)及 $B2(\omega)$ 相(浅白色), 如图 1(a)中箭头所示。在 Ti 合金中, Nb 和 Hf 均为 β 相稳定元素, 复合添加 8%(摩尔分数)的这两种难熔过渡族金属元素, 导致高温 β 相的稳定性增加, 使室温下仍然有少量的有序 β 相($B2$)相被保留下来。前期的研究发现, 在该低铝高合金含量的 TiAl 合金中, $B2$ 相总是和 ω 相共同存在的。因此, 本研究中的 $B2$ 相均表示为 $B2(\omega)$ 相。

图 1(b)是 0 h 热暴露时合金 4Nb-4Hf 晶团内部组织的 TEM 明场像。从图 1(b)中可以看出, 经过等温锻压后, 合金 4Nb-4Hf 的晶团由明暗相间的 $\alpha_2+\gamma$ 层片组成, 它们一般呈现交替分布。值得注意的是, 经过等温热轧后, α_2 层片往往并非保持原铸态组织中那种较粗厚的形态, 其中多间杂有很细小的 γ 层片, 从而形成 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束。这种以条束形态分布的 $\alpha_2+\gamma$ 细小层片的现象在经历热等静压的高铌(Ti-44Al-8Nb-1B)TiAl 合金和经历等温热轧的同种高铌 TiAl 合金中均有发现^[11]。这表明, 在热暴露处理前该等温热轧 4Nb-4Hf 合金中的 α_2 层片已经有向平衡态发展的初

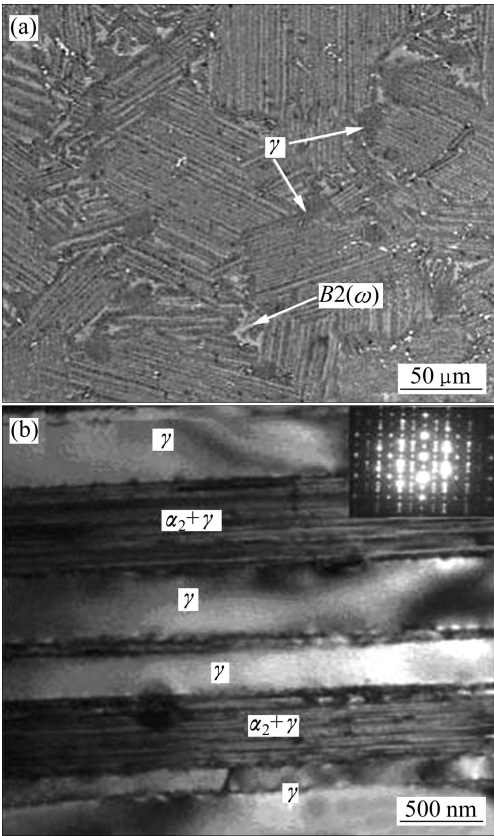


图1 热暴露前合金 4Nb-4Hf 的微观结构
Fig.1 Microstructures of alloy 4Nb-4Hf before thermal exposure: (a) SEM image; (b) TEM image

步趋势。

表 1 所列为不同时间段高温热暴露后合金内部晶团的平均尺寸、等轴 γ 晶粒和 $B2(\omega)$ 相的面积分数。显然,合金在热暴露时,其 $\alpha_2+\gamma$ 晶团的平均尺寸没有变化,一直保持在 $80\text{ }\mu\text{m}$ 左右。等轴 γ 晶粒也很稳定,其面积分数也无明显的变化。但是,热暴露后 $B2(\omega)$ 相的面积分数明显增加,从未进行热暴露时的 3.25% 增加到热暴露 10 000 h 的 8.37%。

本研究中所给出误差分析的数据均是在 95%置信度条件下的误差分析。即利用下面的公式对统计数据

给出的误差分析:

$$\pm e = tS / N^{1/2}$$

式中: t 为系数, $t=2$; S 为标准差; N 为测量次数。

2.2 长时间热暴露后合金的微观组织变化

图 2 所示为合金 4Nb-4Hf 在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 经历 1 000、5 000 和 10 000 h 大气热暴露后的背散射电子扫描图片。从较低放大倍数的 SEM 像中看不出片层晶团内片层组织的具体变化细节,但可以看出晶团边界的一些变化特征:热暴露 1 000 h 后,在晶团的交界处,仍然偏聚有颜色较深的 γ 晶粒和少量的白色不规则形状的 $B2(\omega)$ 相。随着热暴露时间的增加,在晶界区域的偏聚开始逐渐增加。对比 0 h 和 10 000 h 的 SEM 像可以明显看到,长时间的热暴露使得白色不规则形状的 $B2(\omega)$ 相的面积分数明显增多。如图 2(c)所示,经历 10 000 h 大气热暴露后,在晶界处的层片末端以及晶团内部的 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束上,均出现了明显的不规则形状的 $B2(\omega)$ 相。

图 3 所示为合金 4Nb-4Hf 热暴露 1 000 h 的 TEM 暗场像和 5 000 h 和 10 000 h 的 TEM 明场像。在热暴露 1 000 h 时(图 3(a)),和未经热暴露相比,其微观组织并没有发生太明显的变化: $\alpha_2+\gamma$ 层片条束内的 α_2 层片并未发生显著分解。然而,如表 2 所列, α_2 片层的厚度还是有所减小,这表明经 1 000 h 热暴露后, α_2 片层发生了不是很明显的分解;而对片层的观察表明,在热暴露 1 000 h 时,并未在板条内部观察到块状 $B2(\omega)$ 相。当热暴露进行到 5 000 h 时,如图 3(b)所示,在 $\alpha_2+\gamma$ 的层片条束中, α_2 层片较原来细薄,这表明在 $\alpha_2+\gamma$ 的层片条束内部发生了 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变,部分 α_2 层片转变为 γ 层片,统计发现(见表 2),此时 α_2 片层的平均厚度只有约 84 nm,较未进行热暴露时的 140 nm 呈现出较大幅度的减小。此外,块状 $B2(\omega)$ 相开始出现在 $\alpha_2+\gamma$ 的层片条束上。图 3(b) 内插入的选取衍射斑点图揭示了 $B2+\omega$ 的共同存在。这种 $B2+\omega$ 共生组织呈块状,首

表 1 不同热暴露时间下晶团尺寸及等轴 γ 和 $B2(\omega)$ 相的面积分数

Table 1 Lamellar colony sizes and area fractions of equiaxed γ grains and $B2(\omega)$ after thermal exposure for different times

Exposure time/h	Lamellar colony size/ μm		Area fraction of equiaxed γ /%		Area fraction of $B2(\omega)$ /%	
	Mean value	Error range	Mean value	Error range	Mean value	Error range
0	82	± 7.82	9.87	± 1.94	3.25	± 0.98
1 000	80	± 8.40	9.65	± 1.65	5.65	± 1.01
5 000	81	± 6.09	11.03	± 1.77	7.44	± 1.21
10 000	77	± 10.2	10.72	± 1.82	8.37	± 1.14

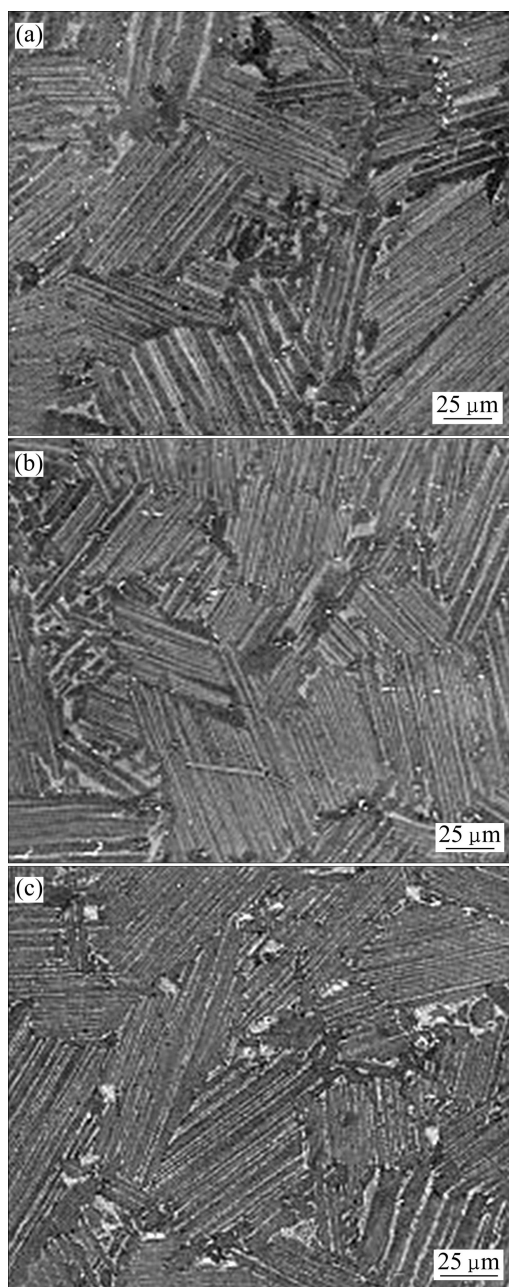


图 2 合金 4Nb-4Hf 热暴露后的背散射像

Fig.2 BSE images of alloy 4Nb-4Hf after thermal exposure for different times: (a) 1 000 h; (b) 5 000 h; (c) 10 000 h

先形成于晶团边界处 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束的端头。这显然和该处的原子扩散在高温长时间中易于进行有关。从相变的角度分析, 在本合金中发生的这种变化是 $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$ 相变, 因为生成的 $B2(\omega)$ 吞噬了原来的 $\alpha_2+\gamma$ 两相。其具体相变特征在早期的研究工作中^[11]中有较详细的描述。当在 700 °C 的大气热暴露进行到 10 000 h 时, 如图 3(c)所示, 在 $\alpha_2+\gamma$ 的层片条束内发生的 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相变和 $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$ 相变均变得十分明显:

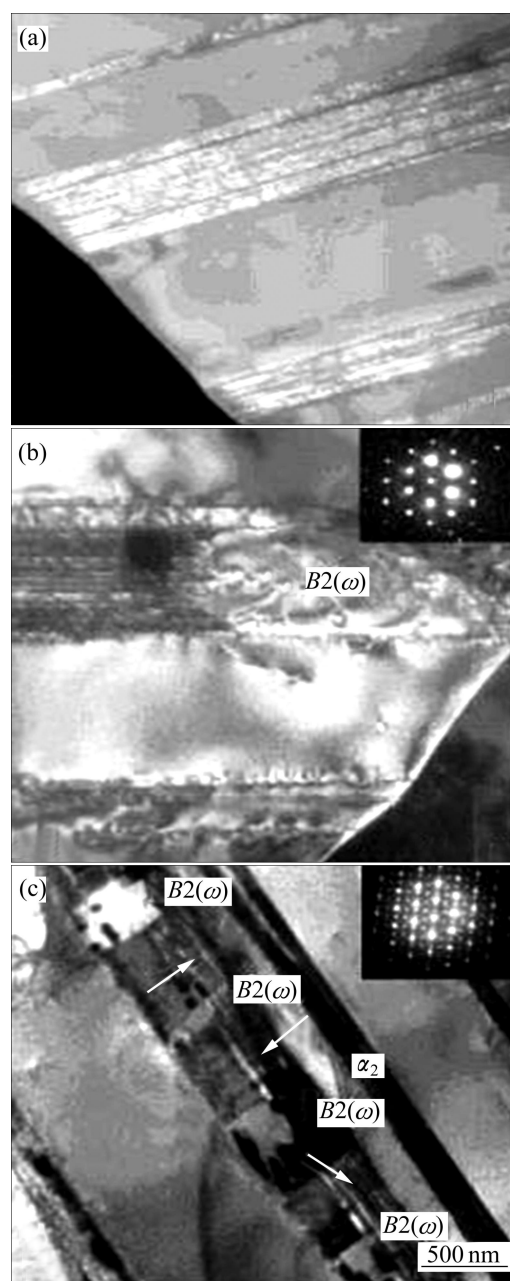


图 3 合金 4Nb-4Hf 热暴露不同时间的 TEM 像

Fig.3 TEM images of alloy 4Nb-4Hf after thermal exposure for different times: (a) TEM center dark field image, 1 000 h; (b) TEM bright field images, 5 000 h; (c) TEM bright field image, 10 000 h

1) $\alpha_2+\gamma$ 层片条束内 α_2 层片进一步变薄(箭头所指), 如表 2 所列, 其厚度仅约为原始厚度的一半。2) 在 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束单元中, 每隔一段距离就会出现一小块新生的 $B2(\omega)$ 相, 尺寸一般为亚微米级别, 也有达到微米尺寸的, 形状类似“竹节”。

值得一提的是, 这种在 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束单元中生成 $B2(\omega)$ 的相变显然有别于 HUANG 等^[11-12]所提出的

表 2 700 °C 经不同热暴露时间后片层的厚度

Table 2 Lamellae thickness after thermal exposure at 700 °C for different times

Exposure time/h	Thickness of γ lamellae/nm	Thickness of α_2 lamellae/nm
0	700±63	140±37
1 000	680±47	124±33
5 000	740±60	84±21
10 000	710±57	77±24

“垂直分解”的概念。在对 Ti-44Al-8Nb-1B 研究中发现,随着长时间热暴露的进行,在 α_2 层片上发生了单一的部分 α_2 分解和形成细小 $B2(\omega)$ 晶粒的现象,由于生成物状似竹节,故称之为“竹节现象”。显然,那是属于 $\alpha_2 \rightarrow B2(\omega)$ 相变。而在本合金中,虽然也出现了类似的竹节状组织,然而相变类型有异,此处有细小的 γ 层片参与,发生的是 $\alpha_2 + \gamma \rightarrow B2(\omega)$ 相变。

2.3 拉伸试验性能

对经历不同时间热暴露的试样在室温条件下进行拉伸试验测试。图 4 所示为热暴露 0、1 000、5 000 和 10 000 h 试样拉伸试验的性能参数。热暴露 0、1 000 和 5 000 h 的数据都是两次测试的平均值,而 10 000 h 试样的数据是 3 次测试的平均值。

从图 4 可以看出,合金 4Nb-4Hf 在室温下有着比较高的拉伸强度。未进行热暴露时其断裂拉伸强度接近 700 MPa,热暴露 1 000 h 后,合金的断裂拉伸强度约为 760 MPa。在 5 000 h 至 1 000 h 的热暴露后,其断裂拉伸强度和 0.2% 条件屈服强度都有所减小,但拉伸强度还都是大于 650 MPa。

在全片层组织的多晶体中,0.2% 条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 符合 Hall-Petch 关系,即 $\sigma_{0.2} = \sigma_i + k d^{-1/2}$,其中 d 为晶粒尺寸,也可以适用于层片晶团的片层间距。研究表明,热暴露 1 000 h 后,因为合金 α_2 片层的分解减小了(如表 2 所列),因此,合金的屈服强度有所提高。然而,尽管在随后的热暴露过程中,片层间距仍然减小,但同时开始出现的 $B2(\omega)$ 块状相又将细化的层片融合在一起,最终导致拉伸强度和 0.2% 条件屈服强度略有降低。

随着热暴露的进行,其室温塑性有所下降。但与不含 Hf 的合金 Ti-44Al-8Nb-1B 的室温塑性相比,合金 4Nb-4Hf 在热暴露 10 000 h 后,其塑性伸长率约为初始值的 2/3,而同样的等温热锻态的合金 8Nb 在经历 700 °C、10 000 h 的热暴露后的室温塑性仅为初始

值的 1/3,热等静压铸态合金 Ti-44Al-8Nb-1B 的室温塑性仅为初始值的 1/5^[6]。这表明,用一定量的合金元素 Hf 取代高铌 TiAl 合金中的 Nb,可以适当减轻热暴露脆化的趋势。

前面的研究表明,导致 TiAl 合金热暴露脆化现象的主要因素有二,其一是 TiAl 合金中 α_2 层片的逐渐分解;其二是 $B2(\omega)$ 相的逐渐增加^[11]。TiAl 合金高温热暴露过程本身属于一个合金相向平衡状态逐渐发展的过程。其间,由铸造和其他热加工工艺的冷却的非平衡性质所导致的过量 α_2 层片将逐渐分解,部分 α_2 层片会通过 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相变而转变为 γ 层片。

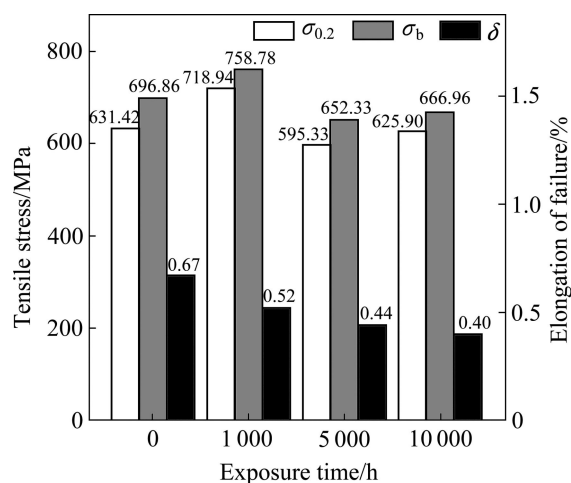


图 4 在 700 °C 的空气氛围中经历不同热暴露时间后 4Nb-4Hf 合金的室温拉伸性能

Fig.4 Tensile properties of alloy 4Nb-4Hf after thermal exposure at 700 °C in air for different times

富含氧的 α_2 层片在分解转变过程中将释放氧、释放的氧可能在片层组织中形成极为细小的氧化物,从而导致“释氧脆化”现象。同时,以往的研究也认为,脆性相 $B2(\omega)$ 的存在会阻碍位错的交滑移,助长合金平面滑移的趋势,从而降低钛铝合金材料的塑性变形能力^[11, 13-14]。这表明,在高温长时间热暴露所生成的这种亚微米-微米尺度的共生有序相不利于片层组织的塑性伸长率的改善,本研究将其称之为“ $B2 + \omega$ 生成脆化”现象。

2.4 疲劳试验性能

对经历不同时间高温热暴露的试样,在室温条件下进行四点弯疲劳试验测试。图 5 所示为经 0、1 000、5 000 和 10 000 h 热暴露后疲劳试验的断裂周次与对应的断裂时的最大应力的试验数据。由图 5 可以看出,在未进行热暴露的情况下,试样的疲劳强度(定义为在

10^7 周次时样品仍然不断裂时的最大应力)大约是 680 MPa。热暴露 1 000 h 时, 该疲劳强度有所降低, 大约在 550 MPa。然而, 随着热暴露时间的进一步增加, 其疲劳强度呈现一定程度的增加。这似乎表明, 合金 4Nb-4Hf 的疲劳抗力对长期高温热暴露所出现的“释氧脆化”和“ $B2+\omega$ 生成脆化”并不特别敏感。至于为什么出现这种增强的现象, 目前的实验尚难给出合理的解释。

但是, 仔细观察疲劳实验数据发现, 在热暴露后, 样品断裂时的最大应力表现出较大幅度的波动。如图 5 所示, 经 1 000 h 热暴露后, 在同样的 550 MPa 最大应力作用下, 该合金可以呈现 10^5 和超过 10^7 周次的疲劳寿命, 经 5 000 h 热暴露后, 最大应力为 670 MPa 时的寿命仅为 2×10^3 , 但另一样品却可以在 740 MPa 最大应力作用下经历 10^7 周次后仍然不断裂。类似的现象也出现在经历 10 000 h 的超长时间热暴露的样品中。这表明, 对于一个在室温下的脆性材料, 影响其疲劳断裂抗力的因素是较多的, 远多于传统的钛合金。样品最大受力面上可能存在粗大硼化物, 晶界处的等轴晶粒以及样品边缘的加工缺陷等, 均可能成为微裂纹萌生源, 它们的作用甚至可能掩盖热暴露过程中的“释氧脆化”和“ $B2+\omega$ 生成脆化”对疲劳抗力的作用, 从而使得疲劳断裂的数据出现如此的分散现象。

图 6 所示为经 5 000 h 和 10 000 h 热暴露后合金疲劳端口附近的背散射扫描显微图片。图中虽然看不出疲劳的主裂纹扩展情况, 但是可以看到二次裂纹的扩展。从这两个图可以看出, 二次裂纹的发展与晶粒内粗大的层片(见图 6(a))、晶粒边界的等轴晶粒(见图 6(b))以及它们附近的 $B2(\omega)$ 相偏聚有密切联系, 如图

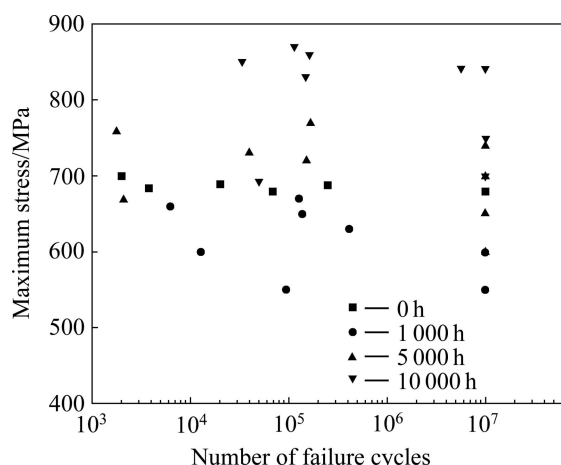


图 5 在 700 °C 的空气氛围中经历不同热暴露时间后合金 4Nb-4Hf 的室温疲劳性能

Fig.5 Fatigue properties of alloy 4Nb-4Hf after thermal exposure at 700 °C in air for different times

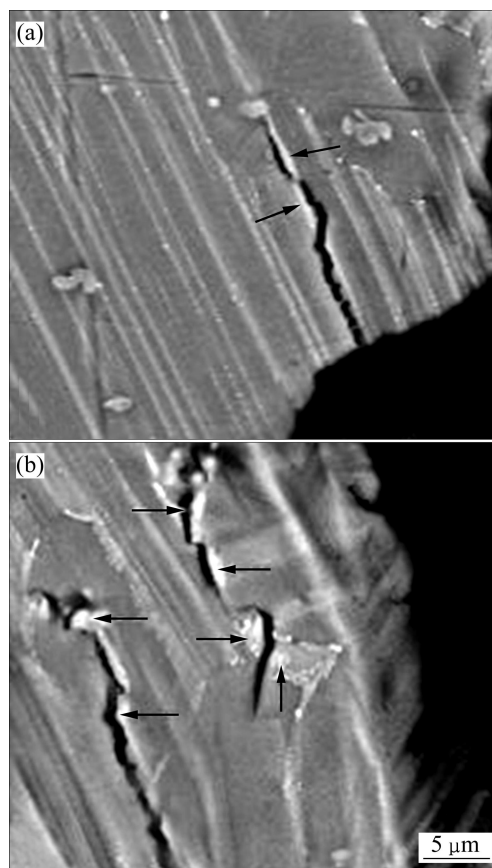


图 6 疲劳断口附近合金的背散射扫描显微图片

Fig.6 Back-scattered SEM micrographs near main fatigue crack of alloy: (a) 5 000 h; (b) 10 000 h

中箭头所示。这进一步说明, 决定 TiAl 合金的脆性的表面微裂纹萌生抗力的因素较为复杂^[15], 长期高温热暴露所导致的“释氧脆化”和“ $B2+\omega$ 生成脆化”并不一定能凸显其固有的影响。

3 结论

1) 在 α_2 单相区经过等温锻压得到的 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 是一种 $\alpha_2+\gamma$ 全片层结构, $B2(\omega)$ 相的面积分数只有约 3%。

2) 长期大气高温热暴露导致合金中 $\alpha_2+\gamma$ 晶团内 α_2 层片发生一定程度的 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相变, 部分 α_2 层片转变成细小的 γ 层片。到 10 000 h 时, α_2 层片的原始厚度减小了约一半。

3) 长期大气高温热暴露导致合金中 $\alpha_2+\gamma$ 层片条束上发生了 $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$ 相变, 条束上部分 $\alpha_2+\gamma$ 消失, 代之以微米及亚微米尺度的 $B2(\omega)$ 块状相。在热暴露 10 000 h 时, 其面积分数达到 8.4%。

4) 随着高温热暴露的进行,合金的室温塑性伸长率逐渐降低。在 10 000h 时,合金的塑性约为热暴露前的 2/3。这表明,在复合含 Nb+Hf 的 TiAl 合金中,热暴露所导致的“释氧脆化”和“ $B2+\omega$ 生成脆化”的影响有限。复合含 Nb+Hf 的 TiAl 合金具有优于单纯含 Nb 的 TiAl 合金的高温热稳定性。

5) 高温热暴露对合金的断裂强度和条件屈服强度没有显示出明显的有害影响。在经历 10 000 h 的热暴露后,其条件屈服强度总体上保持在 600 MPa 级别;而合金的室温疲劳极限不但没有因合金脆性增加而降低,相反,还有所提高。

致谢:

本文在试验过程中得到了西南交通大学材料学院的孙红亮老师及姜崇喜老师的帮助和支持,在此表示诚挚的感谢!

REFERENCES

- [1] 金永元. 铌-高温应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005.
JIN Yong-yuan. Nb-high temperature applications[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005.
- [2] 陈国良, 林均品. 有序金属间化合物结构材料材料物理金属学基础[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999.
CHEN Guo-liang, LIN Jun-pin. Physical metallurgy for ordered intermetallics[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999.
- [3] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys — An assessment within the competition of aerospace structural materials[J]. Mater Sci Eng A, 1999, 263: 281–288.
- [4] KIM Y W. Ordered intermetallic alloys (part III): Gamma titanium aluminides[J]. JOM, 1994, 46(7): 30–39.
- [5] CHENG T T, WILLIS M R, JONES I P. Effects of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of γ -TiAl[J]. Intermetallics, 1999, 7: 89–99.
- [6] YOSHINARA M, MIURA K. Ultra-fine equiaxed grain refinement and improvement of mechanical properties of $\alpha+\beta$ type titanium alloy by hydrogenation[J]. Intermetallics, 1995, 3: 357–63.
- [7] CHENG T T, WILLIS M R, LOGES I P. Effect of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of γ -TiAl[J]. Intermetallics, 1999, 7: 89–99.
- [8] HUANG Z W, ZHU D G. Thermal stability of Ti-44Al-8Nb-1B alloy[J]. Intermetallics, 2008, 16: 156–167.
- [9] 史耀君, 杜宇雷, 陈 光. 高铌钛铝基合金研究进展[J]. 稀有金属, 2007, 31(6): 834–839.
SHI Yue-jun, DU Lei-guang, CHNE Guang. The progress in research on high Nb containing TiAl-based alloy[J]. Rare Metals, 2007, 31(6): 834–839.
- [10] 贺跃辉, 黄伯云, 周科朝. TiAl 基金显微组织对高温拉伸力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(1): 75–79.
HE Yue-hui, HUANG Bai-yun, ZHOU Ke-chao. Effects of microscopic structure on high temperature tensile mechanical property of TiAl-based alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1997, 7(1): 75–79.
- [11] HUANG Z W, CONG T. Microstructural instability and embrittlement behaviour of an Al-lean, high-Nb γ -TiAl-based alloy subjected to a long-term thermal exposure in air[J]. Intermetallics, 2010, 18: 161–172.
- [12] HUANG Z W, VOICE W, BOWEN P. Thermal exposure induced $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$ and $\alpha_2 \rightarrow B2(\omega)$ phase transformations in a high Nb lamellar TiAl alloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 79–84.
- [13] SILCOCK J M. An X-ray examination of the phase in TiV, TiMo and TiCr alloys[J]. Acta Metall, 1958, 6: 481–93.
- [14] 陈 方, 黄泽文. 锻压工艺对 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 显微组织及拉伸性能的影响[J]. 西南交通大学学报, 2008, 43(s): 182–185.
CHEN Fang, HUANG Ze-wen. The research on the microstructure and mechanical properties of a highly-alloyed TiAl-base alloy[J]. Journal of Southwest Jiaotong University, 2008, 43(s): 182–185.
- [15] SHAO G, TSAKIROPOULOS P. On the ω phase formation in Cr-Al and Ti-Al-Cr alloy[J]. Acta Mater, 2000, 48: 3671–3685.

(编辑 李艳红)