

[文章编号] 1004- 0609(2001)S2- 0114- 05

双态组织 TiAl 基合金拉伸塑性的断裂力学^①

郑瑞廷, 郭富安, 张永刚, 陈昌麒
(北京航空航天大学 材料科学与工程系, 北京 100083)

[摘 要] 探讨了双态组织 TiAl 基合金中晶粒尺度对合金常温拉伸塑性的影响。对等温锻造后的 γ -TiAl 基合金进行了热处理, 获得了含有不同等轴 γ 晶粒及片层晶粒体积比的双态组织。采用单轴拉伸实验, 对断口进行分析发现: 双态组织的断裂方式是脆性断裂, 在片层区域以穿晶解理断裂为主, 而在以等轴 γ 区域为主的细晶区以沿晶断裂为主。通过统计断裂力学分析, 建立了双态组织 TiAl 基合金拉伸塑性模型, 并得出结论: 只有在晶粒半径细化到 50 μm 以下, 才会对拉伸塑性产生较大的影响。

[关键词] TiAl 基合金; 双态组织; 拉伸塑性; 晶粒尺度; 微裂纹

[中图分类号] TG146.2

[文献标识码] A

TiAl 基合金由于具有较高的强度、较好的高温性能, 已经成为航空工业的重要的候选材料之一, 但其难以克服的室温脆性抑制了它的发展。为了解决这个问题, 材料界对其显微组织与力学性能的关系进行了大量的研究^[1~3]。

TiAl 基合金包括 4 种最主要的显微组织: 全片层、近全片层、双态组织以及近等轴 γ 组织。近等轴 γ 组织由于强度低和韧性差而未得到重视; 全片层材料具有较高的断裂韧性, 但其塑性与强度都较低; 双态组织包含有($\alpha_2 + \gamma$) 片层晶粒和等轴 γ 晶粒, 具有较高的强度与塑性, 但是韧性较低。Kim 和 Chan^[4, 5] 指出 TiAl 合金中的拉伸塑性和断裂韧性是反向关联的。他们认为: 这种反向关联来自这些参数对晶粒尺寸的反反依赖性。

Schulson 和 Barker^[6] 对 400 $^{\circ}\text{C}$ 下的多晶 NiAl 进行了拉伸实验, 他们发现: 当晶粒尺寸较大时, 材料的塑性非常小, 并且与晶粒尺寸无关; 当晶粒尺寸较小时, 随着晶粒尺寸的减小, 拉伸塑性显著增加。据此, 他们认为对于拉伸塑性而言, 存在一个临界晶粒尺寸, 当晶粒尺寸小于这个尺寸时, 即使像金属间化合物这样的脆性材料也会被赋予塑性。他们还发现在所有的晶粒尺寸范围内, 断裂都是以沿晶起裂以及穿晶解理的方式脆断的。所以他们推测塑性的提高也许不是由晶粒尺寸直接带来的影响, 而与微裂纹的形核和扩展有关。Evangelista^[7] 等人认为: 在外加荷载的条件下, 对于双态

TiAl 合金, K_{IC} 或者 J_{IC} 控制的不稳定微裂纹的形核是拉伸塑性的主要驱动力。故而提出: 由于 γ 相中没有撕裂抗力, 所以当应力强度因子超出 K_{IC} 后, γ 晶粒中的微裂纹迅速扩展导致双态组织的平直断口。Pu^[8] 等人通过原位拉伸实验也观察到: 微裂纹是在片层/ γ 晶界以及片层界面之间形成的。另外, Koerpe^[8] 等人的研究表明材料的室温塑性还与显微组织的均匀性有关, 显微组织越均匀, 合金的室温延伸率就越高。我们在实验中也发现了这个现象。

如上所述, 对 TiAl 合金室温拉伸塑性的实验研究已有一些, 但是对其机理进行的理论分析却不多。Chan^[4, 10] 提出了一种币型夹杂模型, 尽管可以定性的说明一些问题, 但是却不大完备。本文的目的就是在实验观察的基础上, 通过对双态组织 TiAl 基合金中微裂纹效应的统计分析, 建立统计断裂力学模型, 给出拉伸塑性与晶粒尺度及其均匀性的定量关系。

1 实验研究

选用合金的名义成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb(摩尔分数, %, 下同)。合金铸锭由真空自耗电弧炉熔炼而成。等温锻后, 从铸锭上切取试样, 在双相区选用不同的热处理温度及保温时间进行热处理(如表 1 所示), 以获得片层体积比分别为 20%, 30%,

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59895150)

[收稿日期] 2001- 02- 08; [修订日期] 2001- 05- 18

[作者简介] 郑瑞廷(1973-), 男, 博士研究生。

表 1 热处理工艺及实验结果

Table 1 Heat treatment process and experimental results

Sample No.	Heat treatment process	Volume fraction of lamellae/ %	Grain diameter / μm	Elongation δ/ %
1	1 270 ℃/ 3 h+ 900 ℃/ 4 h+ air cooled	20	16	2. 1
2	1 290 ℃/ 3 h+ 900 ℃/ 4 h+ air cooled	30	26	2. 02
3	1 330 ℃/ 2h+ 900 ℃/ 4 h+ air cooled	70	48	1. 42
4	1 370 ℃/ 0. 5 h/ oil quenched+ 1 300 ℃/ 0. 5 h/ air cooled+ 1 360 ℃/ 10 min+ controlled air cooled	90	71	0. 66

70% 以及 90% 的四组双态组织。然后对这些双态 TiAl 组织合金在室温下进行单轴拉伸实验。试样采用线切割方法加工, 试样的横截面为 2 mm × 2 mm 的矩形, 拉伸标距为 20 mm。采用电解剥离技术对试样表面进行剥离, 剥离深度为 100 μm, 以减少表面加工损伤的影响。对同一显微组织至少选用两个试样进行拉伸试验, 试验在室温下由 MTS 材料试验机进行, 应变速率为 10⁻⁴/s。试样断口采用 S-530 扫描电镜观察。

从表 1 中可以看出, 所获得的组织均为较细的含有不同等轴 γ 及片层体积比的双态组织, 且随在双相区的加热温度及保温时间的不同, 显微组织中所含片层的体积分数及晶粒的大小不同。一般来说, 加热温度越高, 保温时间越长, 显微组织中片层的体积分数越多, 片层的尺寸越大。

合金含片层较少时, 材料的室温延伸率较高, 试样 1(含片层 20% 左右) 的延伸率大于 2%。随着片层体积的增加, 合金的室温延伸率降低, 特别是当片层的体积分数大于 70% 时, 合金的延伸率下降加快, 当片层的体积分数为 90% 左右时, 合金的延伸率已很抵, 只有 0. 6% 左右。这说明合金的室温延伸率主要由显微组织控制。

图 1 为拉伸试样几个典型的断口形貌。从图中可以看出, 断口形貌均表现为脆性断裂, 但随片层多少的不同, 断口的形貌有较大的差异, 这说明组织对试样的断裂具有重要的影响。图 1(a) 所示的断裂主要是以晶间断裂方式进行, 但也可以看到穿晶断裂, 后者主要发生在片层的周围。随着片层体积分数的增加, 试样断裂以混合的方式进行, 既有晶间断裂, 也有穿晶断裂, 且随着片层体积分数的增加, 穿晶断裂的比例增加。图 1(d) 所示的断口形貌主要为穿晶断裂。所以可以得出结论: 双态组织的断裂方式是脆性断裂, 在片层区域以穿晶解理断裂为主, 而在以等轴 γ' 区域为主的细晶区以沿晶断裂为主。

为了了解晶粒尺度对拉伸塑性的影响, 不仅要

知晓平均晶粒度, 还应了解晶粒尺度的分布。不失一般性地对试样 2 中晶粒尺寸的分布进行统计。结果表明, 其晶粒尺寸呈正态分布(如图 2), 可以用统计的方法对其进行研究。

2 理论分析

为了理论上处理方便, 假设双态组织中的微裂纹是理想微裂纹系统^[9]。理想微裂纹系统必须满足以下条件:

- 1) 微裂纹的分布足够稀疏, 使得它们之间的相互作用可以忽视。
- 2) 微裂纹的形核和扩展是统计上相互独立的。
- 3) 微裂纹的形核和扩展唯一的由宏观场确定。

显然, 理想微裂纹系统是一种简化的模型, 它仅适用于微裂纹的连接和相互作用可以忽略、裂纹密度相对稀疏(对于晶粒数目而言)的早期损伤的情况。此时试件的总体性质可以视为单个含裂纹固体的线性组合。将该系统应用于双态组织 TiAl 基金合金这种脆性材料中显然是合适的。

Chan^[4, 5, 10]在无限大体积中夹杂单个币型裂纹的情况(裂纹直径与晶粒尺度相仿)下, 提出了试件的延伸率与晶粒尺寸的关系:

$$\delta_s = l \frac{1.65(1-\nu^2) \sqrt{1+3/n} (\sigma'_y/E)^{1/n}}{\pi \sigma_y E} K_{IC}^2 \frac{a^{-n}}{1+n} \tag{1}$$

式中 ν 是泊松比, n 是硬化指数的倒数, ε_y 是屈服应变, σ_y 是屈服应力, E 是弹性模量, 来自于 Ramberg-Osgood 等式, K_{IC} 是临界应力断裂因子, a 是晶粒的半径。

Chan 的工作首次从理论上在力学响应中引入了晶粒尺度, 反映了拉伸塑性与断裂韧性的逆向关联。但是无限大体积中, 只含有一个粒径大小的微裂纹, 不仅与实验观测不符, 也难以反映材料的真实情况。为此需要对该模型进行扩展, 全面考虑微裂纹的影响。

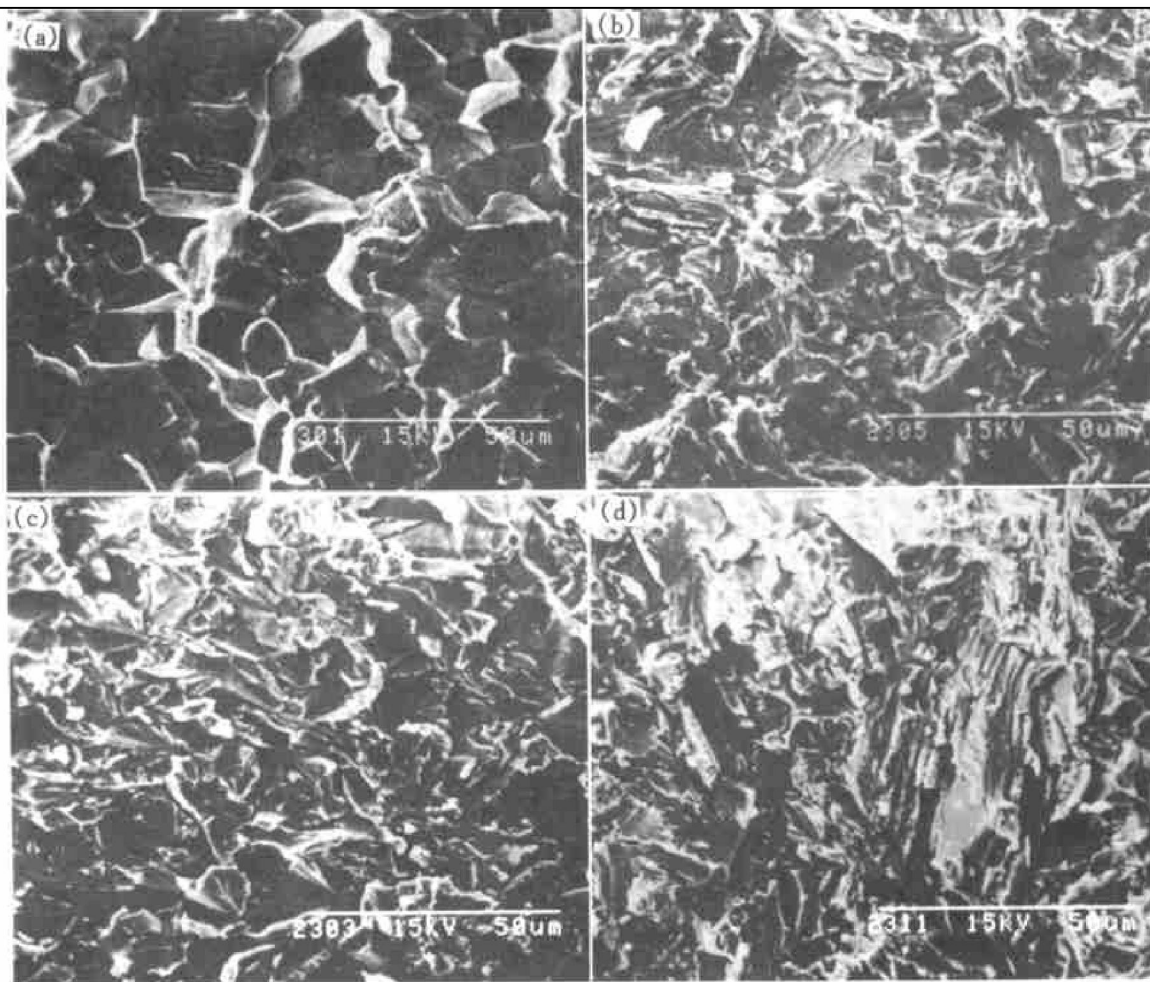


图 1 不同双态组织的断口形貌 SEM 照片

Fig. 1 SEM morphologies of tensile fracture surfaces of TiAl alloys with different duplex microstructure

(a) -20% lamellar grain; (b) -30% lamellar grain; (3) -70% lamellar grain; (d) -90% lamellar grain

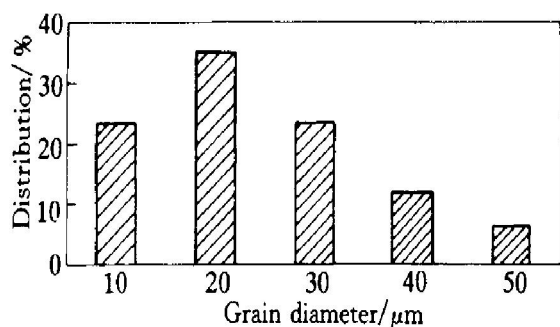


图 2 晶粒尺寸的分布

Fig. 2 Distribution of grain size

实验观测到: 双态 TiAl 基合金在拉伸过程中有大量的微裂纹形核。通过原位拉伸技术^[8]也观察到微裂纹是在片层/γ晶界、片层界面之间以及γ晶粒之间形成的。当微裂纹遇到晶界, 而其应力水平不足以使之改变方向或穿过晶界时, 该裂纹的扩展便停顿。为了释放不断增加的应变能, 不断地有这种长度相当于晶粒尺寸的微裂纹形核。当微裂纹密度达到一定数目后, 微裂纹应力场相互作用, 新的微裂纹形核变得困难, 裂纹数目趋于饱和。随着

应力的增长, 当某个裂尖的 K_I 达到 K_{Ic} 时, 裂纹会发生灾变式的扩展, 导致了试件的断裂。此刻的塑性变形即为延伸率。为此, 本文不失一般性地假定试件中含有一定量的微裂纹, 其数目与晶粒数目成正比, 比例常数为 C ($0 < C \ll 1$)。然后从统计断裂力学的角度对该问题进行进一步的探讨。

如图 2 所示, 晶体材料中晶粒的尺寸是呈正态分布的。所以可以假设裂纹的数目与单位体积内的晶粒数目成正比, $D_c \propto c_1 D_g$, 因此微裂纹的长度也呈正态分布:

$$f(a) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} e^{-\frac{(a-\bar{a})^2}{\sigma^2}} \quad (2)$$

式中 $\bar{a}$ 是平均晶粒半径, σ^2 为均方差。

由于单位体积内的晶粒数目与晶粒平均半径的立方成反比, 所以 $D_c \propto c_1 \cdot c_2 / \bar{a}^3 = c / \bar{a}^3$ 。根据正态分布的概率密度公式可得长度为 a 的裂纹长度的密度为:

$$D(a) = \frac{c}{\sqrt{2\pi}\sigma\bar{a}^3} e^{-\frac{(a-\bar{a})^2}{\sigma^2}} \quad (3)$$

式中 c 是比例常数。

假设微裂纹系统是理想微裂纹, 所以总体延伸率可以看作单个微裂纹带来的延伸率 δ_s 的线性叠加:

$$\delta = \sum \delta_s D(a) = \sum \int \frac{1.65(1-\nu^2) \sqrt{1+3/n} (\alpha' \epsilon_s)^{1/n}}{\pi \sigma_y E} K_{IC}^2 [c]^{n/(1+n)} \cdot a^{\frac{-n}{1+n}} \frac{c}{\sqrt{2\pi\sigma a^3}} e^{-\frac{(a-\bar{a})^2}{\sigma^2}} da \quad (4)$$

由于 K_{IC} 与 σ_y 都与晶粒尺寸有关, 其中:

$$K_{IC} = K_0 (a/a_0)^{\eta} \quad (5)$$

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y (2a)^{-1/2} \quad (6)$$

而且晶粒尺寸可以看作是连续分布的, 所以可以对式(4)积分。把式(5)和(6)代入式(4)积分得:

$$\delta = \int \frac{1.65(1-\nu^2) \sqrt{1+3/n} (\alpha' \epsilon_s)^{1/n}}{\pi E a_0^{2\eta}} K_0^2 [c]^{n/(1+n)} \cdot \frac{c}{\sqrt{2\pi\sigma a^3}} \cdot \int_0^\infty \frac{a^{\frac{(2\eta-1)}{1+n}} e^{-\frac{(a-\bar{a})^2}{\sigma^2}}}{\sigma_0 K_y (2a)^{-1/2}} da = \int \frac{1.65(1-\nu^2) \sqrt{1+3/n} (\alpha' \epsilon_s)^{1/n}}{\pi E a_0^{2\eta}} K_0^2 [c]^{n/(1+n)} \cdot \frac{c}{\sqrt{2\pi}} \cdot \frac{f(\bar{a}, \sigma)}{\sigma \cdot \bar{a}^3} da \quad (7)$$

$$\text{其中, } f(\bar{a}, \sigma) = \sqrt{\bar{a}} e^{-\bar{a}^2/\sigma^2} \cdot \left[\Gamma\left(\frac{2\eta n+1}{2(1+n)}\right) \cdot \sigma^{n(2\eta-1)/(1+n)} \cdot \text{Kummer}M\left(\frac{2\eta n+1}{2(1+n)}, \frac{1}{2}, \frac{\bar{a}^2}{\sigma^2}\right) \cdot \sigma^2 + 2\bar{a} \cdot \sigma^{2\eta n+1/(1+n)} \cdot \text{Kummer}M\left(\frac{2\eta n+n+2}{2(1+n)}, \frac{3}{2}, \frac{\bar{a}^2}{\sigma^2}\right) \cdot \Gamma\left(\frac{2\eta n+n+2}{2(1+n)}\right) \right] / [\sigma \cdot (2\sigma_0 \sqrt{\bar{a}} + k_y \sqrt{2})]$$

Γ 函数定义为 ($\text{Re}(z) > 0$) $\Gamma(z) = \int_0^\infty e^{-t} \cdot t^{z-1} dt$, Kummer 函数 $\text{Kummer} M(mu, nu, z)$ 是微分方程 $zy'' + (nu - z)y' - mu y = 0$ 的解。

从(7)式中可以发现: 双态 TiAl 合金的延伸率不但与晶粒平均尺寸有关, 还与晶粒的分布规律有关。将 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金双态组织的有关材料常数 $E = 176 \text{ MPa}$, $\nu = 0.23$, $n = 2.13$, $\alpha' = 1.402$, $\sigma_0 = 225 \text{ MPa}$, $k_y = 2.15 \text{ MPa/m}^{-1/2}$, $a_0 = 1 \mu\text{m}$, $K_0 = 11.136 \text{ MPa/m}^{-1/2}$, $\eta = 0.183$ 以及 $c = 6.784 \times 10^{-7}$ 代入公式(7), 计算结果如图 3 所示。

从图 3 上可以看出: 在平均晶粒半径大于 $50 \mu\text{m}$ 时, 拉伸塑性随着晶粒尺寸的增加而减小,

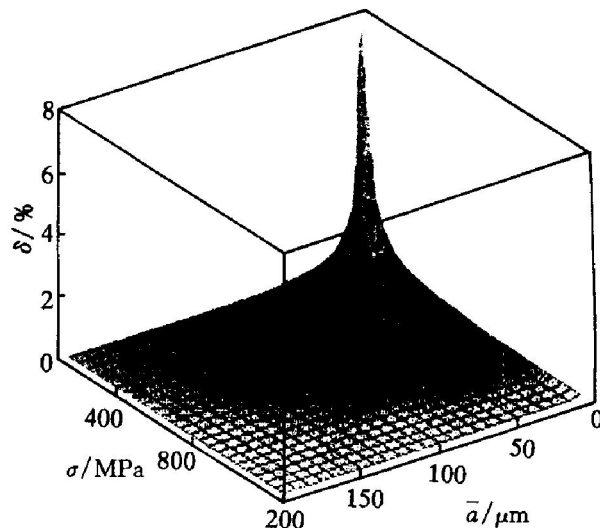


图 3 延伸率 δ 与平均晶粒半径 $\bar{a}$ 及均方差 σ 的关系

Fig. 3 Change of elongation (δ) with change of average grain radius ($\bar{a}$) and mean square deviation (σ)

但变化缓慢。在晶粒半径小于 $50 \mu\text{m}$ 时, 随着晶粒尺寸的减小, 拉伸塑性有显著的改观。在均方差较大的情况下, 晶粒的均匀性对拉伸塑性变化的影响不大。均方差较小时, 显微组织越均匀, 合金的室温拉伸延伸率越高。这与 Koerpe 等人的研究结果以及我们的实验观察相吻合。

为了对晶粒半径和延伸率的关系进行更详细的探讨, 将 σ 定为 200, 根据公式(7)以及实验结果作图 4。从图 4 中可以观察到: 公式(7)与实验结果还是比较吻合的。还可以看出拉伸延伸率与平均晶粒尺寸的关系是一种类似于高次幂函数的关系, 而非线形关系或者 Hall-Petch 关系。曲线的曲率半径较小, 表现为在晶粒尺寸较大时, 晶粒的细化对拉伸

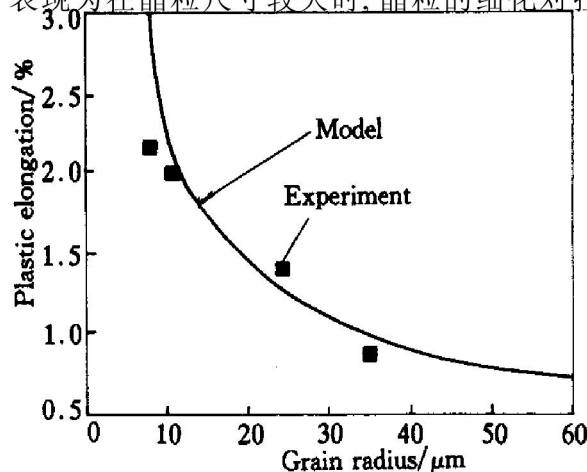


图 4 延伸率与晶粒半径的关系

Fig. 4 Relationship between plastic elongation and grain radius

塑性的影响不大;在晶粒半径细化到 50 μm 以后,随着晶粒半径的减小,拉伸塑性会产生显著的增长。当然材料塑性的提高不可能是无限制的,它还要受环境以及其它显微组织参数的影响。作者仅考察了一个主要因素,而综合各种因素的影响,建立一个更符合实际的理论模型需要进一步的研究和探索。

3 结论

1) 对拉伸试件断口观察表明:双态组织 TiAl 合金的断裂是以沿晶起裂以及穿晶解理的方式脆断的。

2) 拉伸延伸率与平均晶粒尺寸的关系是一种类似于高次幂函数的关系。

3) 在晶粒尺寸较大时,晶粒的细化对拉伸塑性的影响不大;在晶粒半径细化到 50 μm 以后,会对材料的拉伸塑性产生较大的影响。

4) 理论证明:晶粒尺度较小时,具有相同晶粒度的双态组织,组织越均匀的塑性就越好。

[REFERENCES]

- [1] Appel F, Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides [J]. Mater Sci Eng, 1998, 22(5): 187– 268.
- [2] Huang S C, Shih D S. Titanium Aluminides and Alloys [M]. TMS, Warrendale, PA, 1990. 105– 118.
- [3] Chan K S. Gamma Titanium Aluminides [M]. TMS, Warrendale, PA, 1995. 835– 847.
- [4] Chan K S, Kim Y W. Effects of lamellae spacing and colony size on the fracture resistance of a fully-lamellar TiAl alloy [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(2): 439– 451.
- [5] Schulson E M, Baker D R. A brittle to ductile transition in NiAl of a critical grain size [J]. Scripta Metall, 1983, 17: 519– 522.
- [6] Evangelista E, Zhang W J. Toughening mechanism in the lamellar and duplex TiAl-based alloys at ambient temperature: microcrack analysis [J]. Scripta Metall, 1995, 33(3): 467– 472.
- [7] Pu Z J, Liu Y Q. In-situ observation of microcracking in a TiAl-Cr-V alloy under compressive stress [A]. MRS symposium Proceeding [C]. 1995. 1041– 1046.
- [8] Koerpe C. General aspects of the thermomechanical treatment of two-phase intermetallic TiAl compounds [J]. Metall and Mater Trans A, 1993, 24A: 1795– 1806.
- [9] BAI Yulong(白以龙), KE Fuzhiu(柯孚久). The basic description of statistical evolution of microcrack system in solids [J]. Acta Mech Sinica(力学学报), 1991, 23(3): 290– 297.
- [10] Chan K S. Tensile ductility of extrinsically toughened intermetallics [J]. Metall Mater Trans, 1994, 25A: 299– 308.
- [11] Chan K S, Kim Y-W. Influence of microstructure on crack tip micromechanics and fracture behaviors of a two-phase TiAl alloy [J]. Metall Mater Trans, 1992, 23A: 1663– 1677.

Fracture mechanics of tensile ductility of TiAl alloy with duplex structure

ZHENG Ruiting, GUO Furan, ZHANG Yong-gang, CHEN Chang-qi

(Department of Materials Science and Engineering,

Beijing University Aeronautics & Astronautics, Beijing 100083, P. R. China)

[Abstract] The effects of grain size on the tensile ductility in a TiAl alloy with duplex structure have been studied. Isothermally forged γ -TiAl alloy was heat treated, and a series of fine duplex microstructures with different volume fraction of equiaxed γ grains and lamellar colonies ($\alpha_2 + \gamma$) were achieved. Uniaxial tension experiment was carried out at room temperature. Fracture surfaces analysis shows that the fracture mode of duplex structure is brittle fracture. In lamellar area, the fracture is dominated by transgranular cleavage, while in equiaxed γ grain area, intergranular decohesion is the main mode of failure. On the basis of an analysis of statistical fracture mechanics, a tensile ductility model of the TiAl alloy with duplex structure was established. And a conclusion is obtained that grain size has prominent effect on tensile ductility of this material only when the grain radius is refined to below 50 μm .

[Key words] TiAl alloys; duplex structure; tensile ductility; grain size; microcrack

(编辑 朱忠国)