

⑩ 608-612

TG146-2

TiAl 裂纹形核和塑性变形关系的研究*

许廷军 陆永浩 曾一民 乔利杰 王燕斌 褚武扬

(北京科技大学材料物理与化学系, 北京 100083)

摘要 对层状结构 TiAl 在扫描电镜中原位拉伸, 发现裂纹前端首先出现滑移带, 只有当局部塑性变形发展到临界状态, 位错塞积应力等于原子键合力时才会使微米尺寸的微裂纹不连续形核。裂纹可沿滑移带 (滑移面是解理面之一) 形核, 也可沿其它解理面形核。随裂纹扩展, 新的不连续裂纹形核的阻力 (外加 K_I) 不断增大。

关键词 TiAl, 裂纹形核, 塑性变形

中图分类号 TG146.2, TG113.25 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2000)06-0608-05

STUDY OF RELATIONSHIP BETWEEN INITIATION OF MICROCRACKS AND PLASTIC DEFORMATION FOR TiAl ALLOY

XU Tingjun, LU Yonghao, ZENG Yimin, QIAO Lijie, WANG Yanbin, CHU Wuyang
Department of Materials Physics and Chemistry, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
Correspondent: CHU Wuyang, professor, Tel: (010)62332345, Fax: (010)62332345,
E-mail: lqiao@ustb.edu.cn

Manuscript received 1999-09-11, in revised form 2000-01-04

ABSTRACT *In situ* extension of TiAl with fully lamellar structure in SEM indicated that slip bands appeared first at the loaded crack tip. When the localized plastic deformation developed to a critical extent, microcracks initiated because the stress induced by pile-up dislocations reached to the cohesive strength. The microcracks could initiate along the slip bands since slip plane is one of cleavage planes or along the other cleavage planes. The resistance of microcrack initiation increased with crack growth.

KEY WORDS TiAl, crack initiation, plastic deformation

对全层状结构的 TiAl, 其裂纹扩展行为类似于韧性材料, 即随裂纹扩展, 其阻力愈来愈大^[1,2]。例如裂纹形核临界强度因子 $K_{II}=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 而对应裂纹扩展 2% 的断裂韧性 $K_{Ic}=25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[1]。随裂纹扩展, 阻力增大, 显然和局部塑性变形 (如韧带剪切) 有关。如果裂纹形核不涉及塑性变形, 则只需外界提供表面能 2γ , 即^[3]

$$K_{II}^2(1-\nu^2)/E = R = 2\gamma \quad (1)$$

将 TiAl 的 $E=173 \text{ GPa}$, $\nu=0.29$, $\gamma=1.075 \text{ J/m}^2$ ^[4,5] 代入, 可获得裂纹形核的临界应力强度因子 $K_{II}=0.64 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。但实际测出的 K_{II} 要大一个数量级。由此可知, 对脆性金属间化合物 TiAl, 在裂纹形核前也要涉及

塑性变形 (也可能仅局限在某个小区域), 即需要消耗塑性变形功 γ_p ^[3]。

$$K_{II}^2(1-\nu^2)/E = 2\gamma + \gamma_p \quad (2)$$

代入实际测出的 $K_{II}=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 可求出 $\gamma_p=900\gamma$ 。测量表明, 全层状 TiAl 裂尖塑性变形可高达 20%^[6]。

从上述能量分析无法判定局部塑性变形是裂纹形核的伴生条件还是先决条件。对单相等轴 TiAl, 用抛光的 WOL 试样在金相显微镜下进行原位跟踪观察, 发现只有当裂尖滑移带发展到临界条件, 微裂纹沿两组滑移带交替 (不连续) 形核, 继续加载时才和主裂纹相连^[7]。对 $\text{Ti}_3(\text{Al}+\text{Nb})$ 的原位观察发现, 只有当裂尖局部塑性变形发展到临界条件, 微裂纹才不连续形核^[8]。Chan 也发现层状 TiAl 裂纹形核和滑移带有关^[9]。在透射电镜 (TEM) 中对 TiAl 原位拉伸, 发现原裂尖首先发射大量位错, 如保持恒位移, 则位错反塞积在裂尖处, 形成无位错

* 国家自然科学基金资助项目 59895150, 59725104

收到初稿日期: 1999-09-11, 收到修改稿日期: 2000-01-04

作者简介: 许廷军, 男, 1973 年生, 硕士生

区 (DFZ) [5]。由于 DFZ 是一个畸变很大的弹性区 [10]，计算表明，在缺口顶端以及 DFZ 中存在两个应力峰值；随外加 K_I 增大，DFZ 中的应力集中可等于原子键合力 [11]，从而引起微裂纹在 DFZ 中不连续形核 [5]。

在扫描电镜 (SEM) 中对全层状 TiAl 进行原位拉伸，研究裂纹形核、扩展和组织结构以及片层取向关系的工作虽常见报道 [12-14]，但很少有采用抛光试样原位研究裂纹形核和局部塑性变形的关系的报道。本工作通过层状 TiAl 在 SEM 中的原位拉伸，研究了塑性变形在裂纹形核、扩展中的作用。

1 实验方法

TiAl 铸锭的成分 (原子分数, %) 如下: Al 49.9, Fe 0.16, O 0.12, N 0.005, H 0.04。块状试样密封于抽真空的石英管，在 1425 °C 固溶处理 1 h，空冷至室温后，再在 900 °C 均匀化 2 h，获得大晶粒的全层状结构。

用线切割制成原位拉伸试样，长 10 mm，观察区域为 0.8 mm × 2.5 mm × 3.5 mm。试样磨至 1000 号砂纸，再抛光。

在 TSM5800 SEM 上，用 JEOL 动态拉伸台 (最大载荷为 2 kN) 进行原位拉伸，设计一套特殊夹具给试样手工加载，用背反射电子像和二次电子像来研究裂纹扩展过程。

2 实验结果与讨论

图 1 为 TiAl 裂纹前端的背散射像。图 1a 的主裂纹和片层界面近乎垂直，但也存在很多和界面成 45° 的裂纹，如 a, b, c 处。图 1b 是裂尖前方区域 (图 1a 中 A 区) 的放大，由图可见在裂纹周围存在大量滑移线，在一些片层中裂纹近乎和片层垂直，如 d, e；在另一些片层中，和片层界面约成 45°，如 k, l；部分微裂纹 (如 d, f, g, h) 沿滑移带形核 (对 TiAl，滑移面也是其潜在的解理面)，另一些微裂纹沿片层界面形核，如 i 和 j。图 1c 是图 1a 中 B 区的放大，在裂纹周围有多组滑移带，如垂直片层界面 (rs)、和片层界面成 45° (kl 和 mn) 以及平行片层界面 (op)。由图 1c 可见，很多微裂纹沿滑移带形核。

图 2 是 TiAl 在 SEM 下原位拉伸过程的系列二次电子像。由图 2a 可见，主裂纹 BC 是由沿滑移带形核的微裂纹互相连接而成的。在裂尖 A 前方存在很多滑移带，如 EF，片层方向沿 HG。继续拉伸，当裂尖前方局部塑性变形发展到临界值时，就在 a 处沿 {110} 面 (和主滑移面成 55° 角) 形成两个解理微裂纹；同时，B 和 D 处继续沿滑移带形成新的微裂纹，如图 2b。继续拉伸 (K_I 增大)，在 a 裂纹前方形成 b, c 两个微裂纹，如图 2c。继续拉伸，a, b, c 微裂纹互相连接，同时在 d 处沿滑移带形成 3 个微裂纹；另外，D 和 B 处的微裂纹已互相连接，如图 2d。继续拉伸，在 e, f, g 处形成很多微裂纹，除了

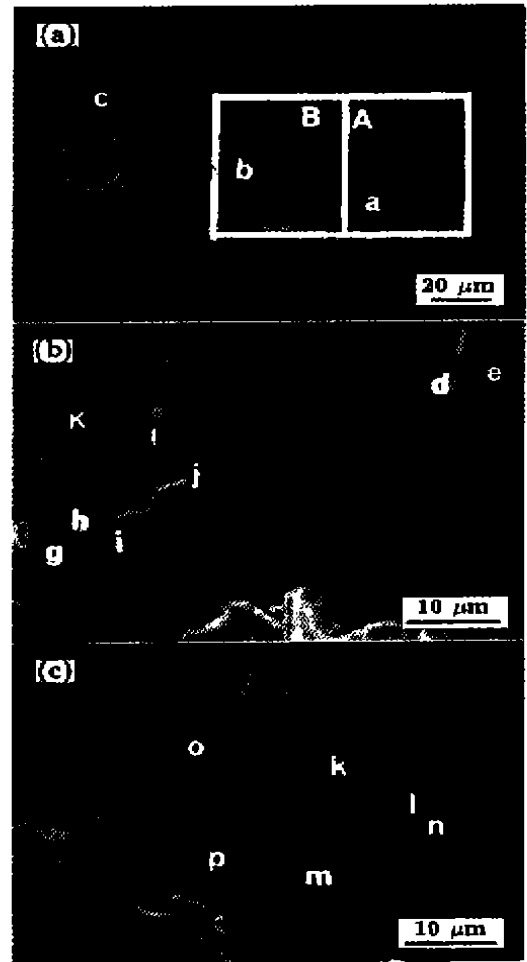


图 1 TiAl 裂纹前端的滑移带 (背反射像)

Fig.1 Back scattering image of slip bands ahead of a loaded crack for TiAl

(a) Relationship between cracks and plastic deformation (b) enlarged area A (c) enlarged area B

Ad 方向存在滑移带外，fg 方向 (沿片层方向) 也存在滑移带，如图 2e。继续拉伸，在 f 和 g 前方形成很多微裂纹，它们主要是在 γ 片层内形核，如图 2f。继续拉伸，h, i 处的微裂纹互相连接并已扩展到 j，在 k 处沿界面开裂，如图 2g。局部放大后如图 2h，可以看到，大的裂纹总是由许多小裂纹 (约 0.5 μm) 连接而成，图上也可看到沿相界面的微裂纹，如 f, l, k。由图 2 可清楚地看到，需要不断加载，即升高 K_I ，才能使微裂纹长大，并使新的微裂纹不连续形核，即随着主裂纹的扩展 (由不连续的微裂纹连接而成)，裂纹扩展阻力 $R=K_I^2(1-\nu^2)/E$ 也愈来愈大。图 1 和图 2 也表明，当主裂纹和片层的夹角较大时，如果层状 TiAl 中存在有粒状 α_2 相，如图 3a 上的白色颗粒，则微裂纹优先在 α_2 颗粒内形核，如图 3a 上 a, b, c, d, e, f, g, h 等。将该图放大后可以清楚地看到微裂纹在 α_2 颗粒或边界上的形核，如图 3b。

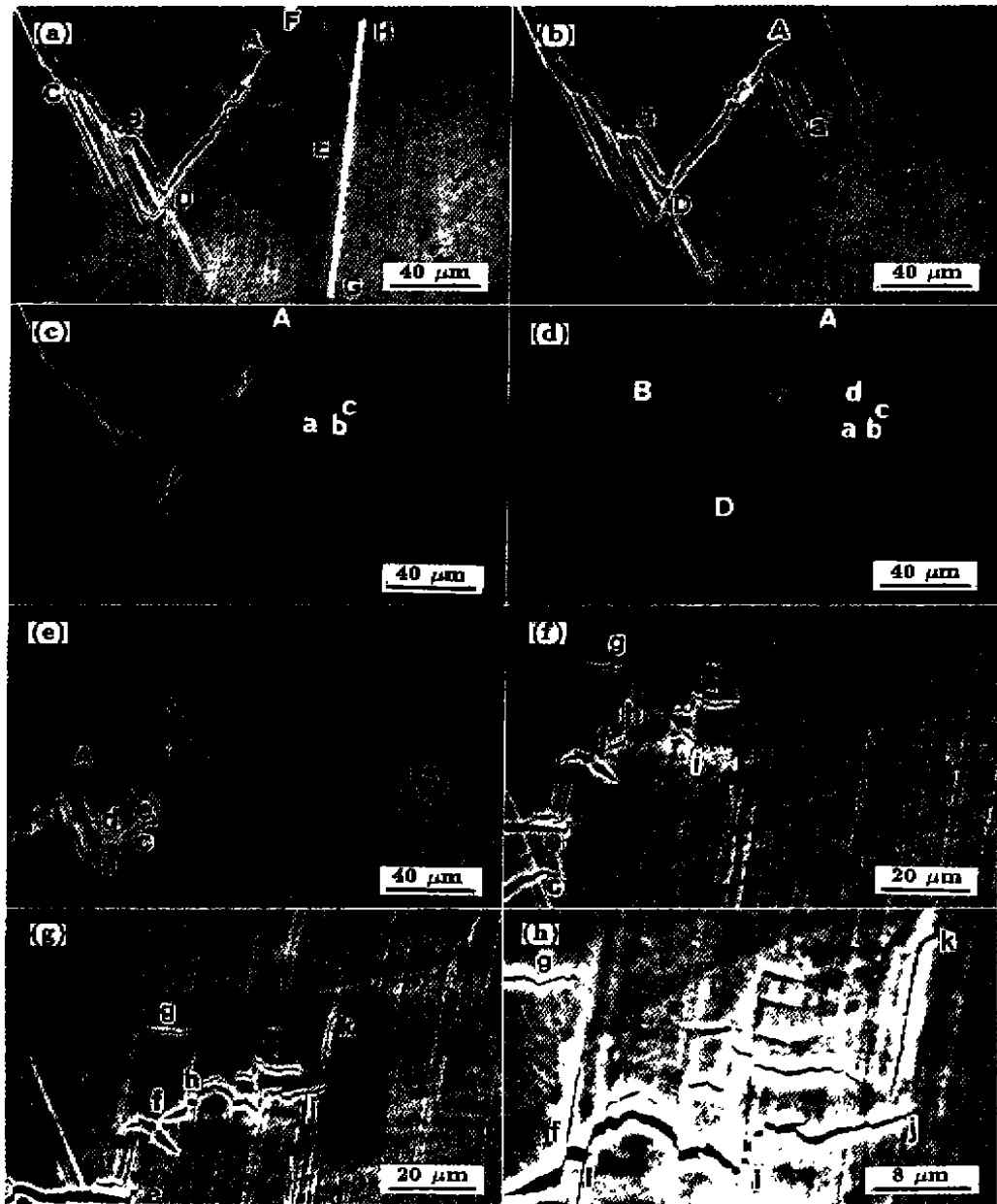


图2 TiAl在SEM下的原位拉伸,揭示裂纹不连续形核和局部塑性变形的关系(二次电子像)

Fig.2 Second electron image of *in situ* extended TiAl in SEM showing localized plastic deformation and initiation of microcrack (a),(b),(c),(d) crack initiation and propagation process taken by secondary SEM under various strain amount; (e),(f),(g),(h) crack initiation and propagation taken by back scatter SEM to show the relationship between crack and phases

对TiAl,滑移面为 $\{111\}$,解理面除了 $\{111\}$ 外还有 $\{100\}$ 和 $\{110\}$ ^[1,2].图2a裂尖前端存在大量滑移带,这些滑移带遇到不利的片层取向时就会终止在片层界面.如图1c上nlk滑移带穿过3个 γ 片层和两个 α_2 片层后终止在km片层界面,滑移带上的位错将塞积在片层界面.图4是层状TiAl形变后的TEM照片,可看到滑移面上的位错塞积在片层界面.位错塞积群前端 r 处的最大应力

为

$$\sigma = (\tau_a - \tau_f) \sqrt{4L/3r} \quad (3)$$

其中 τ_f 是摩擦力, L 是塞积群长度, r 是离塞积群顶端的距离, τ_a 是裂纹前端作用于滑移面上的切应力,其某一点的值为^[3]

$$\tau_a(x) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (4)$$

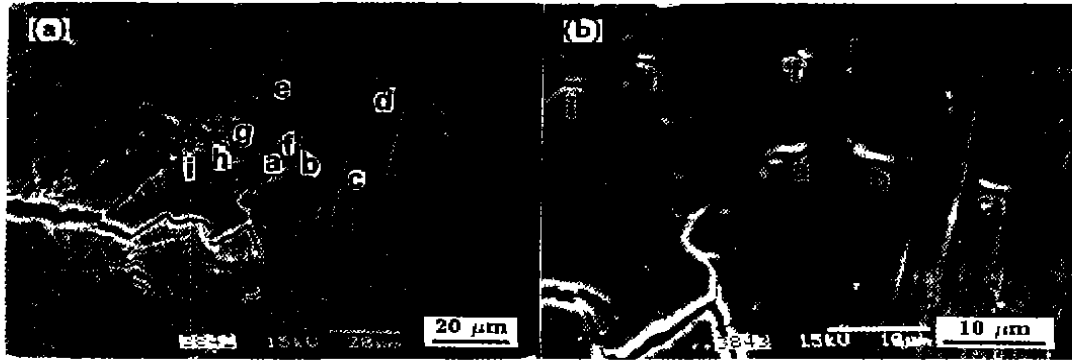


图 3 微裂纹在粒状 (白色颗粒) α_2 相中择优形核 (二次电子像)

Fig.3 Second electron images showing preferential initiation of microcrack in grained α_2 phase
(a) preferred crack initiation in α_2 phase (b) detailed crack initiation in α_2 phase

作用在塞积群上的平均应力为

$$\tau_a = \frac{1}{L} \int_0^L \tau_a(x) dx = \frac{2K_I}{\sqrt{2\pi L}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (5)$$

由图 2b 可见, 裂纹延长线 DA 和滑移带夹角 $\theta=120^\circ$, Aa 是滑移带上塞积群长度 L , $L=40 \mu\text{m}$. 将 θ 值代入式 (4), 则作用在塞积群上的外加切应力为

$$\tau_a = 54.6K_I \quad (6)$$

代入式 (3) 可得

$$\sigma = (54.6K_I - \tau_f) \sqrt{4L/3r} \quad (7)$$

当 σ 等于原子键合力 σ_{ch} 时, 原子键断开且微裂纹形核, 这时所对应的 K_I 就是裂纹形核的临界应力强度因子 K_{II} . 图 2h 上 i 裂纹的长度为 $0.5 \mu\text{m}$. 图 2b 中 a 处的裂纹是已长大的裂纹, 因此可认为初始裂纹长度为 $0.5 \mu\text{m}$. 在式 (7) 中, 当 $r=c=0.5 \mu\text{m}$, $\sigma = \sigma_{ch} = 0.043 E^{[15]}$

时, 长为 c 的微裂纹形核, 这时 $K_I = K_{II}$. 把 $\sigma=0.043E$, $r=0.5 \mu\text{m}$, $L=40 \mu\text{m}$, $E=173 \text{ GPa}^{[4]}$, $\tau_f=100 \text{ MPa}$ (层状 TiAl 屈服强度的极小值^[16]) 代入式 (7) 中可得 $K_{II}=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. 与文献 [1] 的实验结果 $K_{II}=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 或文献 [2] 的 $K_{II} = 15.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 一致. 由式 (7) 可知, 如果所发现的微裂纹长度 $r=c$ 越小, 则 K_{II} 也越小. 这和随裂纹的扩展, 裂纹持续扩展所需的 K_I 升高是一致的. TEM 原位拉伸表明, 当 $r=c \cong 10 \text{ nm}$ 时 $K_{II}=2.45 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 裂纹长大至 50 nm 时 $K_{II}=8.45 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[5]. 计算表明, 当 $c=0.5 \mu\text{m}$ 时 $K_{II} = 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 如 c 增大, 则 K_{II} 也升高.

上述分析表明, TiAl 拉伸时裂尖先产生局部塑性变形. 随 K_I 增大, 当局部塑性变形发展到临界程度, 即位错塞积群 L 足够长时, 在塞积群前端长为 c 这个区域内的应力集中全部大于或等于原子键合力, 从而导致这个区域的原子键断开, 形成尺寸为 c 的微裂纹. 可察觉的微裂纹长度 c 愈小, 则裂纹形核的临界应力强度因子 K_{II} 就愈小. 在 SEM 中原位拉伸, 可发现的裂纹尺寸较大, 如 $c \approx 0.5 \mu\text{m}$, 相应的 K_{II} 也较大. 在 TEM 中拉伸, 可发现的裂纹尺寸较小, 例如 $c \approx 0.01 \mu\text{m}$, 从而 K_{II} 较小.

图 4 表明, 位错塞积在片层界面上. 图 1 和图 2 表明, 滑移带往往终止在一个片层内, 当它穿过另一片层时往往要改变取向, 由此可知, 片层界面能阻碍滑移; 图 1 和图 2 也表明, 当主裂纹和片层的夹角较大时, 片层界面不仅是位错运动的障碍, 也是微裂纹形核、扩展的障碍.

3 结论

层状 TiAl 在 SEM 中原位拉伸时, 首先产生局部塑性变形, 随 K_I 增大, 塑性变形发展到临界条件时就导致微裂纹不连续形核. 随着 K_I 的增大, 不连续微裂纹长大并连接, 即随裂纹扩展, 新裂纹形核的阻力愈来愈大.



图 4 滑移带中位错塞积在片层界面

Fig.4 TEM morphology of dislocations piled up at the lamina boundary

参考文献

- [1] Chan K S, Kim Y M. *Metall Trans*, 1993; 24A: 113
- [2] Gao K W, Wang Y B, Chu W Y. *Scr Metall Mater*, 1992; 26: 813
- [3] Chu W Y. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. Beijing: Science Press, 1979
(褚武扬 断裂力学基础. 北京: 科学出版社, 1979)
- [4] Schafrik R E. *Metall Trans*, 1977; 8A: 1003
- [5] Gao K W, Wang Y B, Qiao L J, Chu W Y. *Sci Chin*, 1995; 38A: 1501
- [6] Appel F, Christoph V, Wagner R. *Philos Mag*, 1995; 72A: 341
- [7] Gao K W, Wang Y B, Qiao L J, Chu W Y. *Sci Chin*, 1999; 42E: 511
- [8] Chu W Y, Thompson A W. *Metall Trans*, 1992; 23A: 1299
- [9] Chan K S, Kim Y M. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 1217
- [10] Chen Q Z, Li H Q, Chu W Y. *Sci Chin*, 1999; 42E: 1
- [11] Zhu T, Wang W, Guo T. *Acta Mater*, 1996; 44: 3049
- [12] Chen M W, Lin D L, Chen D. *Acta Metall Sin*, 1994; 30: 416
(陈明伟, 林栋梁, 陈 达. 金属学报. 1994; 30: 416)
- [13] Chen M W, Lin D L, Chen D, Wang D N. *Trans Nonferrous Met Soc Chin*, 1997; 7: 67
(陈明伟, 林栋梁, 陈 达, 汪德宁. 中国有色金属学报. 1997; 7: 67)
- [14] Smith E, Barnby J T. *J Mater Sci*, 1967; 1: 56
- [15] Cherepanov G P. *Mechanism of Brittle Fracture*. New York: McGraw-Mill Inter Book Comp, 1977: 29
- [16] Umako Shi Y, Nakano T. *Acta Metall Mater*, 1993; 41: 1155