

[文章编号] 1004-0609(2001)01-0001-05

α_2 板条在 TiAl 合金全层状组织形变和断裂中的作用^①

陆永浩^{1, 2}, 张永刚², 乔利杰¹, 王燕斌¹, 陈昌麒², 褚武扬¹

(1. 北京科技大学材料物理系, 北京 100083; 2. 北京航空航天大学材料科学与工程系, 北京 100083)

[摘要] 通过单轴压缩及 TEM 原位拉伸研究了全层状 TiAl 合金(PST 晶体)中 α_2 板条的形变和断裂特征。结果表明, 全层状 TiAl 合金中 α_2 相形变和断裂特征与加载方向有关。当片层与加载轴平行时, α_2 相中的滑移沿柱面进行, 微裂纹优先在 α_2 相内(沿柱面)形核; 而当片层与加载轴垂直时, 形变困难, α_2 相中的滑移将沿角锥面进行, 微裂纹很容易沿相界面形核、扩展。

[关键词] 全层状 TiAl 合金; α_2 板条; 形变; 断裂

[中图分类号] TG 113.1; TG 146.23

[文献标识码] A

TiAl 合金的全层状组织由一系列的 γ 板条和 α_2 板条组成, 它们之间取向为 $(111)_\gamma \parallel (0001)_{\alpha_2}$, $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 。材料的拉伸性能强烈依赖于晶粒尺寸、板条宽度及 α_2 相的体积分数^[1, 2]。对单一取向的 PST 晶体的研究表明, 层状组织的力学性能具有强烈的各向异性^[3, 4], 当片层处于软取向时, 切应力分量平行于片层界面, α_2 相对形变没有约束作用, 塑性可达 20% 以上; 而当片层为硬取向时, 切应力分量垂直于片层界面, α_2 相对形变产生强烈的约束作用, 塑性很低, 当片层垂直于加载轴时, 其塑性可为 0, 这就是说 α_2 相对形变的约束依赖于片层和外载的相对取向。同样, 断裂韧性也依赖于缺口和片层(或 α_2 板条)的相对取向, 当缺口平行于片层时, K_{IC} 值很低, 为 $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; 而当缺口垂直于片层时, K_{IC} 可高达 $15 \sim 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。PST 晶体的各向异性显然和 α_2 相对形变的约束作用有关。对全层状的 TiAl 合金而言, 形变和断裂行为的研究大多集中于 γ 板条中, 而对少数相 α_2 的形变和断裂特征的研究则相对较少。有人认为, 当片层和加载轴平行时, α_2 中 $\langle a \rangle$ 类位错开动, 沿柱面滑移; 而当片层与加载轴垂直时, α_2 中 $\langle 2c+a \rangle$ 类位错开动, 沿角锥面滑移^[6, 7]。也有人认为情况并非完全如此^[8]。至于 α_2 相对全层状组织微裂纹形核的作用研究则更少。作者用不同片层取向的 PST 晶体, 通过单轴压缩以及在 TEM 下原位拉伸研究 α_2 相在层状组织形变、断裂中的作用。

1 实验

用磁悬浮区熔法制备直径 8 mm 的 PST 晶体, 由成分为 Ti-49% Al(摩尔分数)的母合金在真空冷坩埚悬浮炉中制得。根据 PST 晶体片层的取向切取尺寸为 $3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ 的压缩试样和 $6 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 0.3 \text{ mm}$ 的 TEM 原位拉伸试样。压缩试样的压缩轴与片层方向成 0° , 30° 和 90° (分别称为 0° , 30° 和 90° 取向试样)。试样进行机械抛光后再电解抛光, 电解液为 65% 甲醇 + 30% 正丁醇 + 5% 高氯酸。压缩时应变速率为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 试样压缩至塑性变形量为 7% ~ 10% 后停止。在 SEM 中观察试样表面后, 把这些压缩变形的试样制成 TEM 试样, 在制备 TEM 试样时, 先用机械方法减薄至 $50 \sim 100 \mu\text{m}$, 然后电解双喷至穿孔, 双喷液为含 8% 高氯酸的乙醇溶液, 双喷温度低于 -30°C 。

2 实验结果

2.1 单向压缩

0° , 30° 和 90° 取向试样的压缩曲线示于图 1, 由此可求出屈服强度分别为 572 MPa (0° 取向), 134 MPa (30° 取向) 和 739 MPa (90° 取向)。可见, PST 晶体的压缩特征及屈服强度强烈依赖于片层相对压缩轴的取向, 90° 取向时屈服强度最高, 30° 取向时屈服强度最低。由图 1(c) 可知 90° 取向试样在弹性变形阶段载荷下降近 $2/3$, 这显然和试样中孪晶及微裂

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59895153)

[收稿日期] 2000-01-03; [修订日期] 2000-05-24

[作者简介] 陆永浩(1967-), 男, 博士。

纹的萌生有关, 随后出现的载荷大幅度下降也与孪晶和微裂纹的形核有关。3种试样压缩约8%后的表面形貌如图2所示。图2(a)中的窄亮条为不同取向的 α_2 相, 由于 γ 相的取向也不同, 故滑移带穿过不同的 γ 相和 α_2 相后呈曲折状。当这种跨片层的滑移发展到一定程度时, 首先在 α_2 相沿滑移带产生微裂纹, 如箭头所示。图2(b)中滑移线集中于 γ 相内, 且大多平行于片层界面, 在 α_2 板条内看不到滑移线, 微裂纹很难萌生。从图2(c)中可见也能发生跨片层的滑移, 这时微裂纹优先在 γ/α_2 界面萌发, 并沿 γ/α_2 界面扩展。

0°取向试样经单向压缩后在TEM下可看到 α_2 板条内的位错塞积群, 如图3所示。在图3(a) ($B \parallel [1\bar{1}00]_{\alpha_2}$) 中, γ 相孪晶A前方 α_2 板条中出现一列

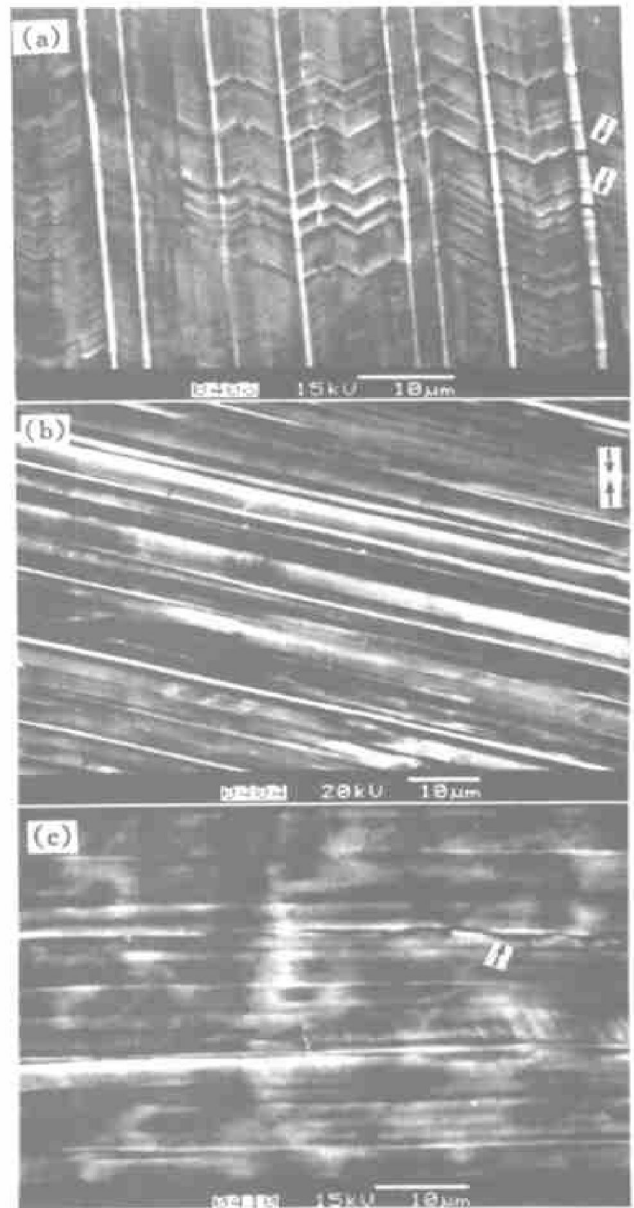


图2 PST晶体压缩7%~10%后的表面形貌
Fig. 2 Surface morphologies for different lamellar oriented PST crystals after compression of 7%~10%
 (a) 0°; (b) -30°; (c) -90°

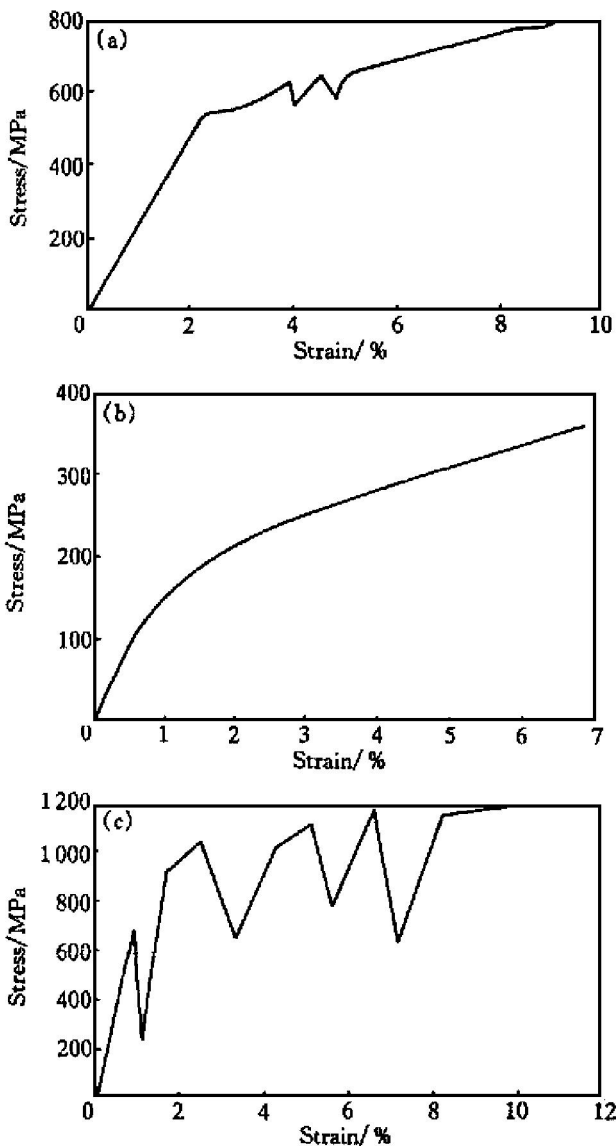


图1 不同取向PST晶体的压缩曲线

Fig. 1 Compression curves for different lamellar oriented samples
 (a) 0°; (b) -30°; (c) -90°

塞积位错。当 $B \parallel [0001]_{\alpha_2}$ 时, 这列位错呈直立状, 如图3(b)所示。对 $DO_{19}\text{-Ti}_3\text{Al}$ 形变情况的研究表明, $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 共有3组滑移系, 即 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 10\bar{1}0 \}$ 柱面滑移系, $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 0001 \}$ 底面滑移系及 $\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle \{ 11\bar{2}1 \}$ 角锥面滑移系。柱面属 $\langle 0001 \rangle$ 晶带轴, 图3(b)表明, 当 $B \parallel [0001]$ 时 α_2 板条内位错都位于(1100)柱面上, 即在这种情况下, α_2 板条内产生了柱面滑移。 α_2 板条内的位错列出现在相邻 γ 板条形变孪晶的附近, 这说明了 γ/α_2 界面孪晶的高应力导致 α_2 板条内位错的开动。

图4所示为90°取向试样经单向压缩后在TEM下观察到的 α_2 板条内的形变带。由于膜面平行

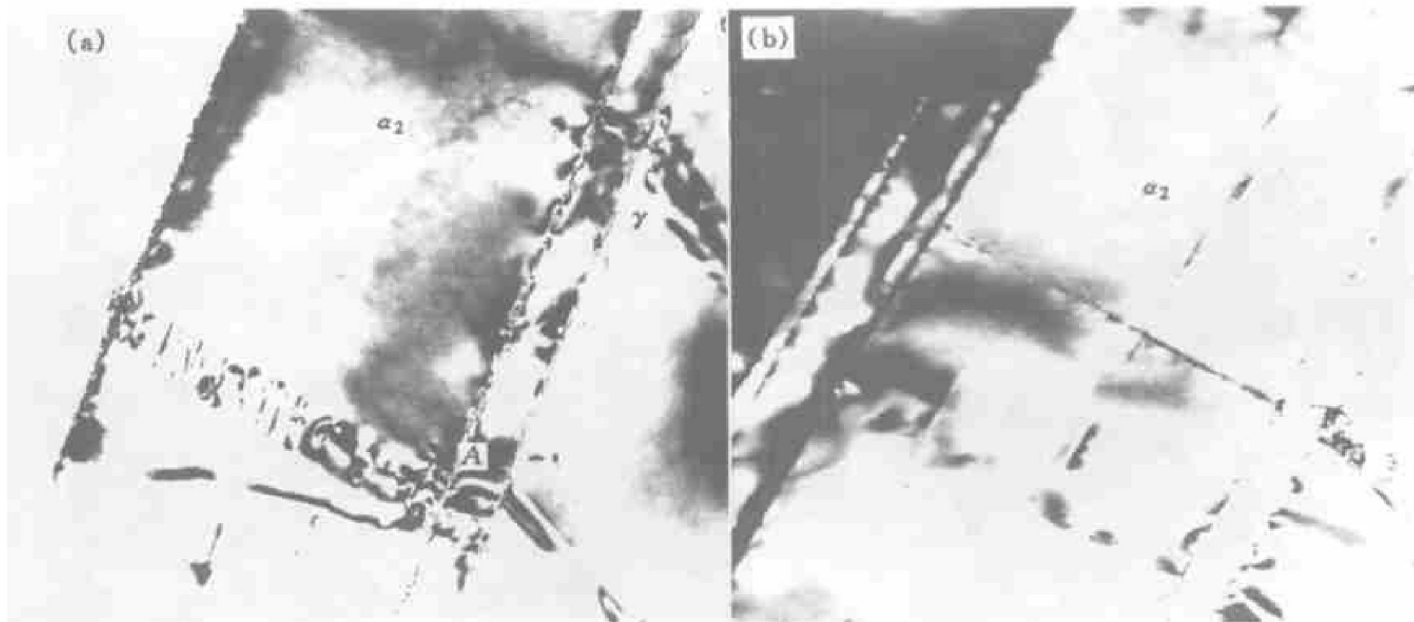


图 3 0°取向 PST 晶体压缩 7% 后的 TEM 照片

Fig. 3 TEM morphologies of deformation for 0° oriented PST crystals after compression of 7% (a) $-B \parallel [1\bar{1}00]_{\alpha_2}$; (b) $-B \parallel [0001]_{\alpha_2}$

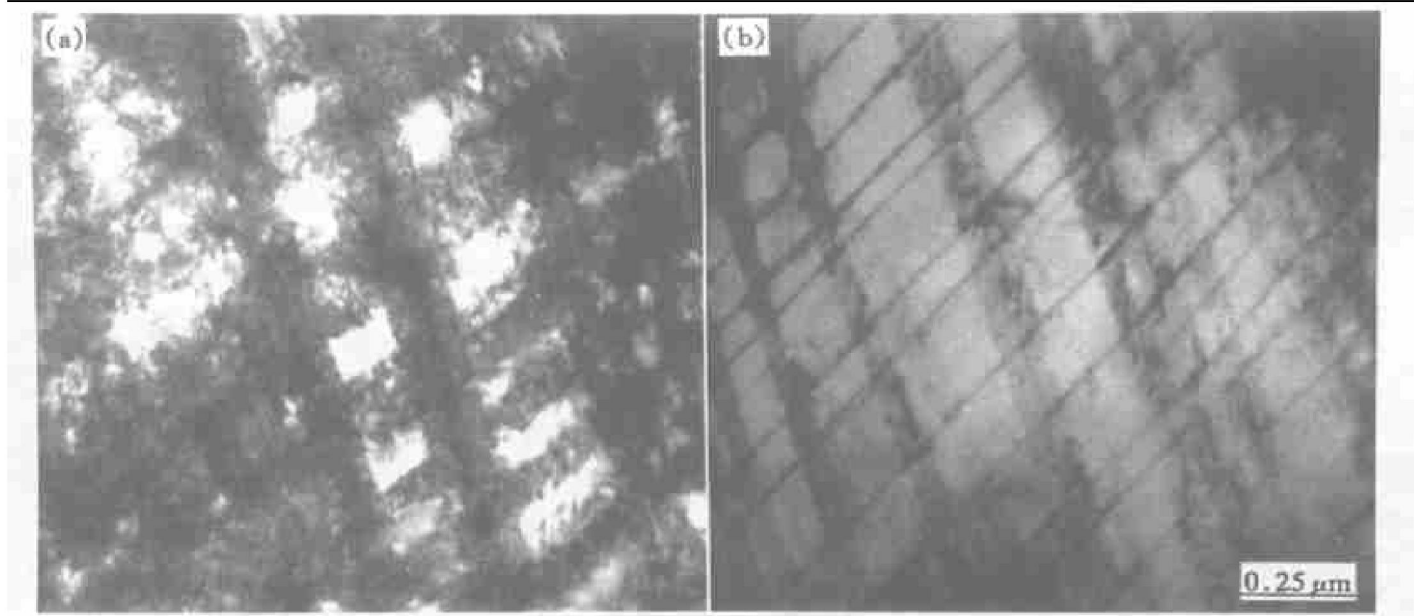


图 4 0°取向 PST 晶体压缩 10% 后 α_2 相内形变的 TEM 照片

Fig. 4 TEM morphologies of deformation in α_2 for 0° oriented PST crystals after compression of 10% (a) $-B \parallel [0001]_{\alpha_2}$; (b) $-B \parallel \langle 1126 \rangle_{\alpha_2}$

于相界面, 故整个视场均为 α_2 相。在图 4(a) 中, 当 $B \parallel [0001]_{\alpha_2}$ 时, 由于在该晶带轴下其滑移带具有一定的投影宽度, 这说明滑移面不是 (0001) 和 $\{10\bar{1}0\}$ 面, 因为在 $[0001]$ 取向 $\{10\bar{1}0\}$ 面与入射束平行, 而 (0001) 面则与入射束垂直。当 $B \parallel \langle 1\bar{1}26 \rangle_{\alpha_2}$ 时, 两组滑移线中的一组滑移呈直立状, 这说明该组滑移线处于 $[\bar{1}\bar{1}26]$ 为晶带轴的平面内。在 α_2 的所有滑移系中, 只有 $\{11\bar{2}1\}$ 属于 $[\bar{1}\bar{1}26]$ 晶

带轴。由此可见, 当压缩轴垂直于片层时, α_2 相的滑移位于 $\{11\bar{2}1\}$ 滑移面内。 $\langle 11\bar{2}6 \rangle \{11\bar{2}1\}$ 一共有 3 组滑移系, 图 4 显示出其中的 2 组。

2.2 原位拉伸

当拉伸轴与片层接近平行时, 主裂纹往往跨片层扩展, 在主裂纹前端产生大量的跨片层滑移, 在每个片层内均出现了孪晶或滑移, 如图 5(a) 所示。观察发现首先在 γ 片层内出现滑移, 滑移带塞积在

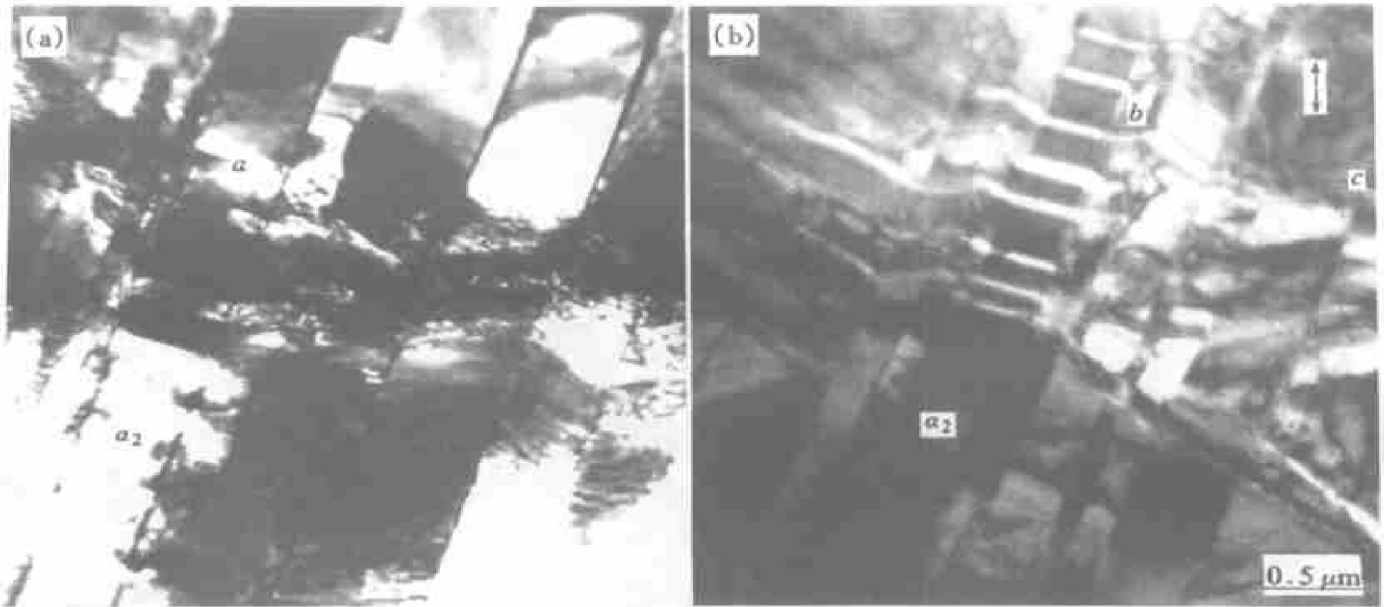


图5 0°取向 PST 晶体 TEM 原位拉伸照片

Fig. 5 TEM morphologies of in-situ tension for 0° oriented PST crystals

(a) —Deformation; (b) —Fracture

γ/α_2 界面上,引起应力集中,当这种应力集中发展到一定程度时,引发 α_2 板条内沿柱面的滑移;当 γ 和 α_2 板条内的滑移进一步发展时,优先在 α_2 板条内形成微裂纹;当微裂纹扩展到整个 α_2 板条时往往终止于 α_2/γ 界面,如图5(a)中微裂纹 a 。在大多数情况下,当微裂纹扩展至 α_2/γ 界面后,裂尖应力集中可导致 γ 相中微裂纹的萌发,并相互连接,出现折线状的跨片层裂纹,如图5(b)上的微裂纹 b 和 c 。

界面上形成微裂纹,如图6所示在 α_2 板条两侧 γ/α_2 界面形成了2个微裂纹 a, b ,与此同时在 γ 相内沿解理面也形成一个微裂纹 c ,它和 b 相互连接。

3 讨论

图3和图4表明,对于TiAl层状结构中的 α_2 相,其滑移系的开动与片层取向有关。当加载轴和片层接近平行时,滑移发生在柱面;当加载轴和片层接近垂直时,滑移发生于角锥面上,与Inui等人^[7]的结果一致。当加载轴平行于片层时,使 α_2 相柱面滑移系开动所需的临界应力(CRSS) τ_c 具有较小值,为100 MPa^[6],当位错或形变孪晶在 γ/α_2 相界面塞积时,其应力集中很容易大于 τ_c ,从而引起 α_2 相柱面滑移系开动。同样,当加载轴平行于片层进行拉伸时,受力情况与压缩情况类似,如图5(a)所示。对单晶Ti₃Al形变行为的研究表明, α_2 柱面滑移时具有较大的塑性,其室温延伸率可达200%以上^[9]。但对于全层状结构中的 α_2 相而言,因为其塑性应变是由 γ 相中的形变孪晶(或位错)塞积而诱发的。由于 α_2 和 γ 相应变的不协调性,当位错塞积产生的应力较大时,首先 α_2 柱面滑移面产生分离,从而产生微裂纹,如图5(b)和图2(a)所示。当加载轴垂直于片层方向进行压缩时, α_2 相 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 10\bar{1}0 \}$ 柱面滑移, $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ 0001 \}$ 底面滑移的Schmid因子都为0,不能参与形变,只有 $\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle \{ 11\bar{2}1 \}$ 角锥面滑移系的Schmid因子不为0(其值为0.41),因而滑移只能沿 α_2 相角锥面进行,图4证



图6 90°取向 PST 晶体 TEM 原位拉伸照片

Fig. 6 TEM morphologies of in-situ tension for 90° oriented PST crystal

当拉伸轴与片层接近垂直时,主裂纹往往沿相界面扩展,当主裂纹扩展至接近 α_2 相时,则在 α_2/γ

明了这一点。但是使这个滑移系开动所需的 CRSS 值非常大, 例如 $\tau_c = 911 \text{ MPa}^{[6]}$ 。因此, 如不考虑 γ 相位错产生的应力集中, 使 α_2 相角锥面滑移所需的应力为 2025 MPa , 它可能远大于沿相界面 γ/α_2 微裂纹形核所需的应力。图 1(c) 表明, 当外应力高达 620 MPa 时仍未出现宏观变形, 相反, 载荷则大幅度下降, 这意味着微裂纹形核, 由图 2(c) 可看出, 微裂纹沿相界面形核。尽管如此, 当 γ 相中优先滑移后, 塞积在 γ/α_2 界面的应力集中可导致角锥面滑移。

[REFERENCES]

- [1] Yamaguchi M and Inui H. TiAl compounds for structural application [A]. Darolia R. Structural Intermetallics [C]. The Minerals, Metals and Materials Society, 1993. 127.
- [2] Chan K S and Kim Y W. Effects of lamellae spacing and colony size on fracture resistance of a fully-lamellar TiAl alloys [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(2): 439.
- [3] Umakoshi Y and Nakano T. The role of ordered domains and slip mode of α_2 phase in the plastic behavior of TiAl crystals containing oriented lamellae [J]. Acta Metall, 1993, 41(4): 1155.
- [4] Fujiwara T, Nakamura A, Hosomi M, et al. Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition [J]. Phil Mag A, 1990, 61(4): 591.
- [5] Yokoshima S and Yamaguchi M. Fracture behavior and toughness of PST crystals of TiAl [J]. Acta Mater, 1996, 44(3): 873.
- [6] Kad B K, Dao M and Asaro R J. Numerical simulations of plastic deformation and fracture effects in two phase γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al lamellar microstructures [J]. Phil Mag A, 1995, 71(3): 567.
- [7] Inui H, Oh M H, Nakamura A, et al. Ordered domains in TiAl coexisting with Ti₃Al in the lamellar structure of Ti-rich TiAl compounds [J]. Phil Mag A, 1992, 66(4): 539.
- [8] Wiezorek J M K, Zhang X D and Fraser H L. Defect substructures in lamellar Ti48Al after 'hard' orientation loading at room and elevated temperatures [A]. Nathal M V and Darolia R. Structural Intermetallics [C]. 1997. 195.
- [9] Minonishi Y. Plastic deformation of single crystals of Ti₃Al with DO₃ structure [J]. Phil Mag A, 1991, 63(5): 1085.

Effect of α_2 plates on deformation and fracture of fully lamellar TiAl alloys

LU Yong-hao^{1, 2}, ZHANG Yong-gang², QIAO Li-jie¹,
WANG Yan-bing¹, CHEN Chang-qi², CHU Wu-yang¹

(1. Department of Materials Physics, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, P. R. China)

[Abstract] The deformation and fracture characteristics of α_2 plates in fully lamellar TiAl alloys (PST crystals) were investigated through uniaxial compression and *in situ* TEM technique. The results indicate that the deformation and fracture characteristics of α_2 plates in fully lamellar TiAl alloys are related to the loading direction. When the lamellae are parallel to the loading axis, the slips in α_2 plates occur along prism planes and microcracks form preferentially within α_2 plates (along prism planes); when the lamellae are perpendicular to the loading axis, the deformation is relatively difficult, and the slips in α_2 plates occur along pyramidal planes and microcracks form easily and propagate along γ/α_2 interfaces.

[Key words] fully lamellar TiAl alloy; α_2 plates; deformation; fracture

(编辑 杨 兵)