

文章编号: 1004-0609(2005)10-1500-06

α_2 相滑移系对 γ -TiAl 基多孪晶晶体屈服强度的影响^①

苏继龙, 胡更开

(1. 福建农林大学 机电工程系, 福州 350002; 2. 北京理工大学 应用力学系, 北京 100081)

摘 要: 基于 γ -基多孪晶晶体微结构及滑移系和形变孪晶空间晶体学位向分布的变形机制, 提出了分析晶体屈服应力对外载轴和片层界面夹角间的依赖关系及影响因素的细观力学解析模型。分析了 α 相中柱面和锥面上滑移系的启动对多孪晶晶体屈服应力的影响。模拟计算和分析结果表明: 当 $\theta = 0^\circ$ 时, 位错滑移方向跨越片层界面, α 相中柱面滑移系开动; 当 $\theta = 45^\circ$ 时, 滑移方向平行片层界面; 当 $\theta = 90^\circ$ 方向时, γ 相中与片层界面斜交的孪晶开动, 而 α 相中锥面滑移系由于其临界剪切应力(CRSS)很大而并不开动。多孪晶晶体中孪晶与普通位错、柱面与孪晶及锥面与柱面之间的 CRSS 比值关系可确定为 $k : e : z = 1 : 3 : 18$ 。

关键词: γ -基合金; 多孪晶晶体; 滑移系; 屈服应力; 细观力学

中图分类号: TH 142.2

文献标识码: A

Effect of α_2 lamellars slip systems on yield stress of polysynthetically twinning crystals for γ -TiAl

SU Jirong, HU Gengkai

(1. Department of Mechanics-electrics Engineering,
Fujian Agriculture and Forestry University, Fuzhou 350002, China;
2. Department of Applied Mechanics,
Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: An analytical micromechanical method, based on the lamellar microstructure, dislocation slip and twinning deformation mechanisms of polysynthetically twinned crystal (PST), was proposed to investigate the yielding stress change as function of loading angle(θ) between the load axis and the lamellar boundaries and some influence parameters for a PST crystal. The effects of prism and pyramidal slip systems in α lamellars on the yield stress of polysynthetically twin crystals of TiAl were analyzed. The simulation and analyses results indicate that, when $\theta = 0^\circ$, the slip is activated to cross the lamellar boundaries and the prism systems in α phase are activated. When $\theta = 45^\circ$, the slip occurs parallel to interlamellar boundaries. When $\theta = 90^\circ$, the twinning in γ phase are activated to cross the lamellar boundaries and the pyramidal slip systems in α phase are not activated due to much higher critical resolved shear stress on the pyramidal planes. The rate of critical shear stress (CRSS) for twinning to ordinary slip, prism to twinning and pyramidal to prism can be described as $k : e : z = 1 : 3 : 18$.

Key words: γ -alloys; polysynthetically twinning crystal; slip system; yield stress; micromechanics

由于两相(γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al) γ -TiAl 基合金以其独特的微结构形式和良好的高温结构强度, 近年

来一直是倍受关注的高温结构材料^[1~4]。弹、塑性性能以及变形、断裂及韧化机制一直是 γ -TiAl 基合金

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(10325210)

收稿日期: 2005-03-22; 修订日期: 2005-08-03

作者简介: 苏继龙(1963-), 男, 博士, 副教授

通讯作者: 苏继龙, 博士; 电话: 0591-83789374; E-mail: fjsu@163.com

力学性能的研究重点。由于 γ -TiAl 基合金的室温塑性一般较差, 因此对其塑性机理的研究是目前重要的研究课题。 γ -TiAl 基多孪晶晶体 (polysynthetically twinned crystal, PST) 作为一种理想的片层结构模拟材料和 γ -TiAl 基合金的重要组成部分, 在 γ -TiAl 基合金力学性能的细观力学研究中起着很关键的作用。PST 晶体中的 γ 相和 α_2 相是具有单一取向排列的片层结构, 其中的 γ 相和 α_2 相中存在大量影响 γ -TiAl 基合金塑性位向不同的滑移系和孪晶。因此, PST 晶体的屈服应力大小具有明显的各向异性。Furjiwara 等^[5] 用实验方法确定了 PST 晶体屈服应力具有明显的各向异性。Kad 等^[6, 7] 及 Brockman 等^[8] 用有限元方法结合位错理论分析了 PST 晶体的屈服和变形。Schlogl 等^[9, 10] 运用有限元并结合细观力学方法给出了 PST 晶体屈服曲线的模拟结果。但这些方法都是基于实验观察和有限元数值模拟方法, 不是从 PST 晶体中 γ 和 α_2 相中滑移系启动的角度进行屈服应力微观机理上的解析分析。本文作者基于 PST 晶体微结构晶体学理论和变形机制, 从细观力学和位错滑移及孪晶启动角度系统地分析和计算了 PST 晶体的屈服强度及各向异性及影响因素。重点分析了 α_2 相中柱面和锥面上滑移系启动对 PST 晶体临界屈服应力的影响, 并求出普通位错、孪晶、柱面与锥面滑移 CRSS 比值的大小。为进一步深入研究和预测多晶体塑性变形行为及分析微结构影响因素提供一些理论依据和分析方法。

1 PST 晶体微结构及其细观力学分析模型

PST 晶体是 TiAl (γ 相) 和 Ti₃Al (α_2 相) 片层组织构成的层状 (板条) 组织结构, 其中嵌入的 α_2 相板条的体积分数约占 5% ~ 10% (见图 1)。 γ 相具有四方的 L1₀ 型有序结构, Ti 原子和 Al 原子沿 [001] 方向在相邻 (001) 面上相间分层排列, 其四方度为 $c/a=1.02$; 而 α_2 相具有 D0₁₉ 六方有序结构。片层组织中的 γ 相之间存在 6 种晶体学关系的有序畴变体, 各相邻 γ 片层中的 6 种有序畴变体间的取向关系为绕片层界面法向, 即 γ 相的 [111] 方向分别旋转 $n \cdot 60^\circ$ (n 为 0, 1, 2, 3, 4, 5), 分别标记为 $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3, \gamma_4, \gamma_5$ 和 γ_6 的畴变体。PST 晶体中的 α_2 相与 γ 相的关系为 $(111)_\gamma \parallel \{0001\}_{\alpha_2}$ 和 $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 。将整个 PST 晶体视为复合材料, γ 相为基体, α_2 相视为夹杂。为了确定 γ 相和 α_2 相中空间三维上各滑移系和形变孪

晶的分切应力, 必须建立宏观外载与基体和夹杂相中的应力和应变场, 所建立的宏观整体和片层晶体结构局部坐标系如图 2 所示。其中 $x_1-x_2-x_3$ 为整体坐标系, 而 $x'_1-x'_2-x'_3$ 为 PST 晶体局部坐标系, 即晶体的主轴坐标系。

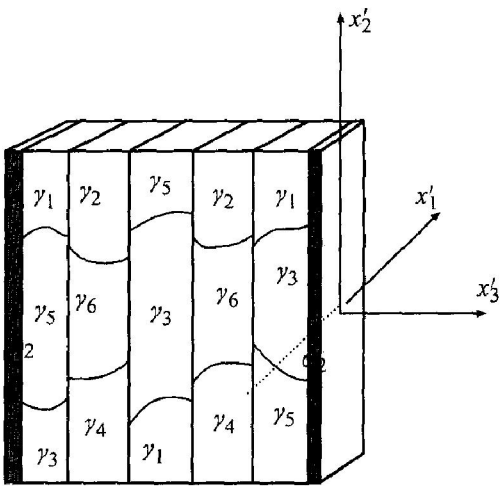


图 1 PST 晶体微结构的分析模型
Fig. 1 Microstructure analysis model of PST crystal

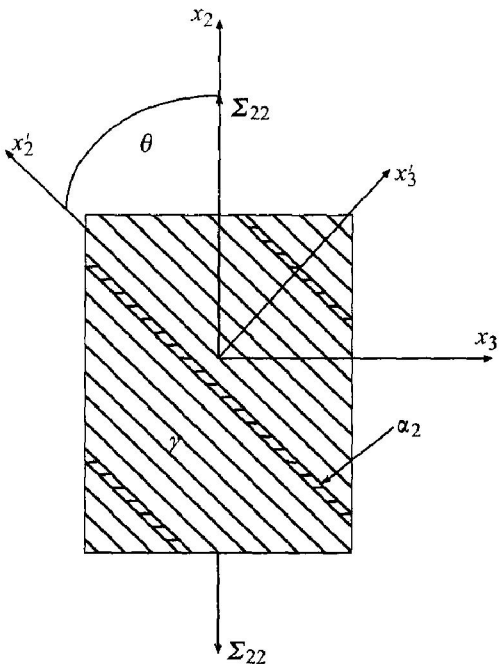


图 2 PST 晶体的整体和局部坐标系
Fig. 2 Global and local coordinate systems of PST crystal

在进行细观力学分析计算时, 首先确定其基体和夹杂的弹性模量。目前, 本文对 TiAl 合金弹性常数的计算参照 Yoo 等^[11, 12] 的计算结果。运用细观力学 Mori-Tanaka 平均场理论计算

PST 单晶体弹性模量及基体和夹杂的平均应力和平均应变。对于 PST 单晶体中含量较少的 α 相片层结构可以近似地视为钱币型夹杂。通过一系列运算^[13, 14], 可以确定出基体(γ 相)和夹杂(α 相)中的平均应力分别为:

$$\sigma_m = \frac{1}{1-f}(\mathbf{M}^m - \mathbf{M}^l)^{-1}(\bar{\mathbf{M}} - \mathbf{M}^l)\Sigma = \mathbf{P}\Sigma \quad (1)$$

$$\sigma_l = \frac{1}{f}(\mathbf{M}^l - \mathbf{M}^m)^{-1}(\bar{\mathbf{M}} - \mathbf{M}^m)\Sigma = \mathbf{K}\Sigma \quad (2)$$

式中 $\mathbf{P} = [P_1 \ P_2 \ P_3 \ P_4 \ P_5 \ P_6]$;

$$P_1 = \frac{M_{11}^l + M_{12}^l}{(1-f)(M_{11}^l + M_{12}^l) + f(M_{11}^m + M_{12}^m)};$$

$$P_2 = \frac{f(M_{13}^l - M_{13}^m)}{(1-f)(M_{11}^l + M_{12}^l) + f(M_{11}^m + M_{12}^m)};$$

$$P_3 = 0; P_4 = P_5 = 1;$$

$$P_6 = \frac{M_{11}^l - M_{12}^l}{(1-f)(M_{11}^l - M_{12}^l) + f(M_{11}^m + M_{12}^m)}.$$

同时, 基体中的平均应变为

$$\varepsilon_m = \mathbf{C}_m^{-1} \sigma_m \quad (3)$$

式(2)中的 $\mathbf{K}$ 表达式类似 $\mathbf{P}$ 可求。

基于以上公式, 对 PST 晶体在任何载荷 Σ 的作用下, 可计算基体和夹杂相中的平均应力, 进而就可进行屈服应力分析。

γ -TiAl 基 PST 晶体 γ 相中的滑移系和孪晶均在立方单胞的一个正四面体中, 滑移面分别为 (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(1\bar{1}\bar{1})$, $(\bar{1}1\bar{1})$ 。根据现有研究结果, γ -TiAl 基合金 γ 相中的滑移和形变孪晶为 PST 晶体中的主要变形模式^[1, 9]。另外, 由于 α 相中同样具有底面、柱面和锥面上的滑移系, 在外载作用下, α 相对塑性变形有重要的贡献, 本文作者重点讨论了 α 相中的滑移系对 PST 屈服强度的影响。

由图 1 和 2 可看出, 在宏观坐标系 $x_1-x_2-x_3$ 中, 令拉伸外载沿 x_2 轴方向, 则应力状态为 $\Sigma = \{0 \ \Sigma_{22} \ 0 \ 0 \ 0 \ 0\}^T$ 。图 2 中的加载角 θ 为 Σ_{22} 与 x'_2 轴夹角。 x'_2 轴平行于片层界面方向。将单向拉伸的应力转换到晶体主轴坐标系下的应力为

$$\Sigma' = \begin{Bmatrix} 0 & \Sigma_{22}\cos\theta & \Sigma_{22}\sin\theta \\ \Sigma_{22}\cos\theta\sin\theta & 0 & 0 \end{Bmatrix}^T \quad (4)$$

下面将在晶体的主轴坐标系下进行计算。

通过前面的分析可计算作用在 γ 相和 α_2 相的平均应力。由于 γ 相存在微结构, 本文作者以各微结构畴变体应变相等(等应变)为分析前提计算分配在各微结构有序畴变体上的应力。对等应变情况, 各有序畴变体上的应变张量为 ε_m , 应力张量则为

$$\sigma_{\gamma_i} = \mathbf{C}_{\gamma_i} \varepsilon_m$$

式中 $\mathbf{C}_{\gamma_i}$ 为畴变体 γ_i 的刚度张量。

每个滑移系可用滑移面的法向单位向量 $\vec{n}$ 和滑移方向单位向量为 $\vec{b}$ 来表示。根据 Schmid 定律, 对于任一应力状态, 如果在某一特定的滑移系 s 上的分解剪切应力 τ 达到临界剪切应力 τ_c 时, 那么单晶将在此滑移系上产生滑移变形(即屈服)。如果应力状态用 σ_{ij} 表示, 则 Schmid 定律可表示为:

$$m_{ij}^s \sigma_{ij} \leq \tau_c; b_i n_j^s \sigma_{ij} \leq \tau_c (i, j \text{ are } 1, 2, 3) \quad (5)$$

式中 m_{ij}^s 为滑移系 s 上的广义 Schmid 因子, $m_{ij}^s = (b_i n_j^s + b_j n_i^s)/2$, 式(5)中等号对开动滑移系成立, 不等号对其它滑移系成立。

至此, 可计算任意 γ_i 畴变体中的任意滑移系或孪晶及 α_2 相中柱面和锥面滑移系分别分切应力 τ 。令分切应力达到各自变形机制相应的临界剪切应力 τ_c , 即 $\tau = \tau_c$, 位错将开始移动, 这样就可反解出外载 Σ_{22} 。令屈服强度比值为 $r_k = \Sigma_{22}/\sigma_y$, σ_y 为拉伸屈服应力($\sigma_y = 3\tau_c$), 从而得到 r_k 随外载方向与片层界面间夹角 θ 的变化关系。

2 α 相滑移系对 PST 晶体屈服强度的影响

如前所述, PST 晶体中 α 相与 γ 相之间存在一定的晶体学位向关系, α 相为六棱柱结构, 其底面正好与 γ 片层界面相平行迭合。 α (Ti₃Al) 相中的柱面和锥面滑移面示意图如图 3 所示。

根据研究结果, α 相中可能参与变形的为柱面、锥面和底面滑移系。但底面由于其 CRSS 较大,

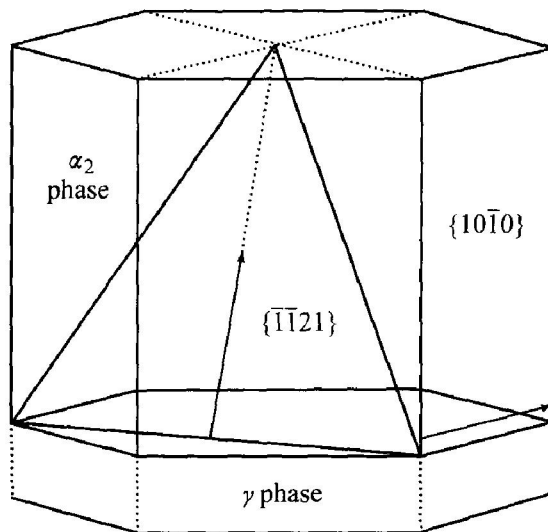


图 3 α (Ti₃Al) 相中的柱面和锥面滑移系示意图

Fig. 3 Schematic diagram of prism and pyramidal slip systems in α phase

平行片层平面内的滑移往往被 γ 相中变形机制所取代^[15]。因此, 本小节主要关注柱面和锥面滑移系的开动及影响情况。

2.1 α_2 相柱面滑移系对 PST 晶体屈服强度的影响

α 相柱面滑移系的主要参数: 首先假定柱面滑移的 CRSS 和 γ 畴变体中普通滑移系的相同。图 4 所示为 α_2 相柱面滑移系对 PST 屈服强度的影响。从图 4 中可看出, 当考虑 α_2 相柱面影响时, 柱面对 $\theta=0^\circ$ 方向的屈服强度影响最大, 因为此时柱面滑移系将启动, 而此时应该考虑 α_2 相 $\theta=0^\circ$ 方向屈服强度由 γ 畴变体里滑移系决定的情况。此时孪晶 CRSS 的变化 (其中孪晶的 CRSS 与普通位错相应值之比为 k , k 为 0.8~2.0) 不影响 PST 晶体 $\theta=0^\circ$ 方向的屈服强度, 即 $\theta=0^\circ$ 时, PST 屈服强度不再由 γ 畴变体中的普通位错和超位错决定。但由图 4 可知, 孪晶 CRSS 的变化对 $\theta=90^\circ$ 时 PST 屈服强度影响较明显。令柱面与普通位错 CRSS 之比为

$$e = \frac{\tau_{\text{prism}}}{\tau_{\text{ordin}}} \tag{6}$$

令锥面与普通位错 CRSS 之比为

$$z = \frac{\tau_{\text{prism}}}{\tau_{\text{ordin}}} \tag{7}$$

取 $e=1$, 同时到从目前研究结果看, 锥面与柱面的 CRSS 之比(z/e)约为 7^[16], 因此这里取 $z=7$ 。图 4 中预测的屈服强度在 $\theta=0^\circ$ 处偏小, 这说明实际 PST 晶体中的柱面与 γ 相中普通位错 CRSS 比值比 1 大。

从滑移系的启动情况结果可知: 当 $\theta=0^\circ$ 时, 为柱面上滑移系启动; 在 $\theta=45^\circ$ 方向上由 γ 相中各畴

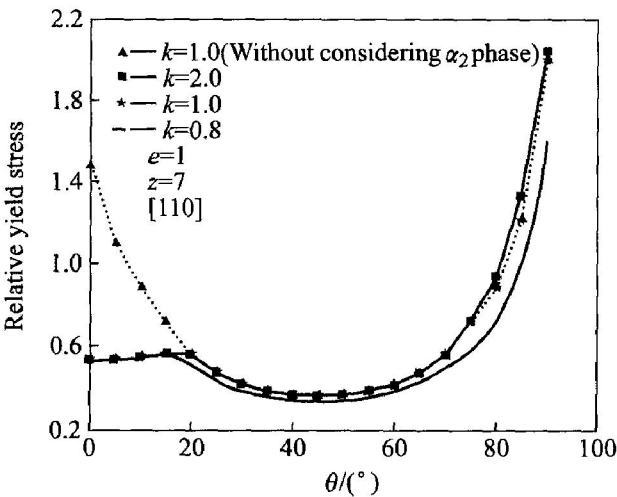


图 4 α_2 相柱面滑移系对 PST 屈服应力的影响

Fig. 4 Effects of prism slip system in α_2 phase on yield stress of PST

变体(111)面上的普通和超位错开动, 从而发生平行片层的变形模式; 而在 $\theta=90^\circ$ 时, 为 γ 相中的孪晶启动, 这也就是孪晶的 k 值变化对 $\theta=90^\circ$ 时的屈服强度影响很明显的原因。从目前所讨论的临界状态的滑移系开动情况看, 在 $\theta=90^\circ$ 方向上, 锥面并没有参与滑移变形, 而是由 γ 相中的孪晶启动取代, 发生跨越(Cross)片层的滑移, 即发生硬取向变形模式, 这与文献[17, 18]的实验观察和分析结果相一致。主要原因是由于 z 值很大, 锥面滑移系很难开动。在 $\theta=90^\circ$ 方向上, γ 片层和 α_2 片层成为 γ 相中此时开动的与片层斜交的孪晶扩展的明显障碍, 这也就是 PST 晶体在 $\theta=90^\circ$ 方向上具有很大屈服强度的主要原因。

为进一步确定柱面滑移系对 PST 晶体屈服应力的影响, 结合实验和模型计算给出柱面滑移系 CRSS 的大小。保持 k 值不变, 改变 e 值大小, 分别计算了 3 种 e 值的变化情况, 拉伸模拟及实验结果的如图 5 所示。由图 5 可看出, 柱面滑移对 $\theta=0^\circ$ 时的 PST 屈服强度有明显影响, 将其与实验结果进行比较, 说明了柱面与 γ 相中普通位错 CRSS 之比 $e>1$ 。通过计算知, 当 $e\approx 3$ 时, 与实际室温下 PST 屈服强度的实验结果吻合较好。从图 5 可看出, e 值越小, 则柱面滑移所影响到小角度范围越宽, 当 $e=1$ 时, 其影响到 $\theta\approx 20^\circ$ 的 PST 屈服强度, 这与文献[16]的实验结果基本一致, 这说明柱面滑移可影响到 $\theta\approx 30^\circ$ 的 PST 屈服强度; 而 e 值越大, 影响小角度范围越小, 因为此时只要偏离 $\theta=0^\circ$, 将激起 γ 相中普通和超位错开动。

2.2 α_2 相锥面滑移系对 PST 屈服强度的影响

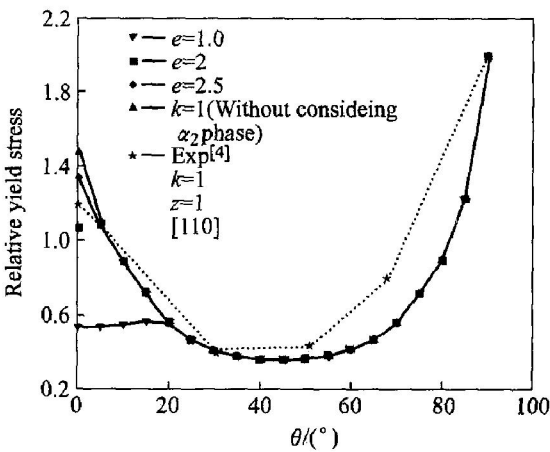


图 5 α_2 相柱面滑移系 CRSS 变化对 PST 屈服应力的影响

Fig. 5 Effects of CRSS various for prism slip in α_2 phase on yield stress of PST

表 1 $k=1, e=1, z=7$ 对应的 PST 晶体滑移系

Table 1 Activited slip systems in PST ($k=1, e=1, z=7$)

$\theta/(^{\circ})$	Slip systems
0	$\gamma_1(10\bar{1}0)/[1\bar{2}10], \gamma_2(0\bar{1}10)/[2\bar{1}1\bar{0}], \gamma_3(10\bar{1}0)/[1\bar{2}10], \gamma_4(0\bar{1}10)/[2\bar{1}1\bar{0}], \gamma_5(10\bar{1}0)/[1\bar{2}10], \gamma_6(0\bar{1}10)/[2\bar{1}1\bar{0}]$
45	$\gamma_1(111)/[\bar{1}01], \gamma_2(111)/[0\bar{1}1], \gamma_3(111)/[\bar{1}10], \gamma_4(111)/[\bar{1}01], \gamma_5(111)/[0\bar{1}1], \gamma_6(111)/[\bar{1}10]$
90	$\gamma_1(11\bar{1})/[\bar{1}12], \gamma_2(11\bar{1})/[\bar{1}12], \gamma_3(111)/[\bar{1}12], \gamma_4(111)/[\bar{1}12], \gamma_5(111)/[\bar{1}12], \gamma_6(11\bar{1})/[\bar{1}12]$

保持孪晶和柱面滑移系 CRSS 的比值 k 和 e 不变, 对锥面滑移系影响进行分析讨论, 结果如图 6 所示。由图 6 可看出, 由于 α 相中锥面滑移系的对称性, 在 $\theta=0^{\circ}$ 方向加载时也有相应的 Schmid 因子, 因此, 在假定锥面滑移系 CRSS 很小(如 $z=1$) 的情况下, 它将影响小角度时的屈服强度。实际计算中发现, 当 $z>1$ 时, 锥面滑移系不再对屈服应力产生影响。实际上锥面滑移系 CRSS 很大, 取 $z/e=6$ 时, 锥面滑移系在临界屈服状态下不参与启动变形。关于 α 相锥面滑移系在 PST 晶体室温屈服强度中的作用可进一步考察 $\alpha(\text{Ti}_3\text{Al})$ 单晶体和 PST 晶体在室温下压缩屈服强度的实验结果比较曲线^[16](见图 7)。

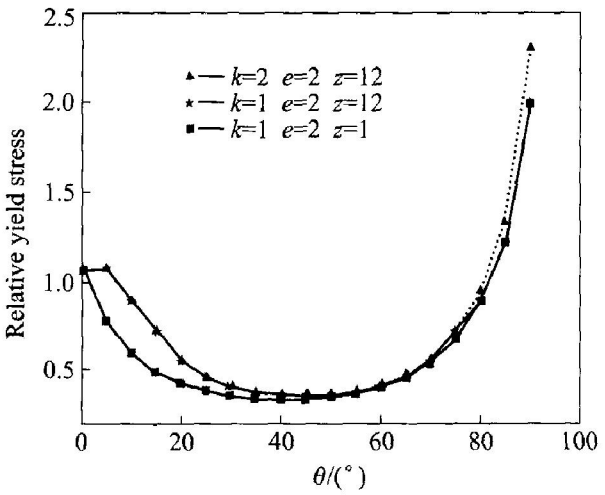


图 6 α 相锥面滑移系对 PST 屈服应力的影响

Fig. 6 Effects of pyramidal slip systems on yield stress of PST

由图 7 可看出, 随着 θ 角的增大, 两者屈服应力的差别越来越大。当 $\theta=0^{\circ}$ 时, 两者几乎相等, 说明此时 $\alpha(\text{Ti}_3\text{Al})$ 单晶体的柱面滑移体现了 PST 单晶体的屈服应力; 而当 $\theta=90^{\circ}$ 时, α 单晶体的屈服应力比 PST 单晶体的屈服应力要高出约 1 600 MPa, 说明随着 θ 角的逐渐增大, α 相中的柱面和锥面滑移不再对 PST 单晶体的屈服强度有影响^[16, 19], 此时的变形结构为 $\gamma\text{-TiAl}$ 中的滑移或孪晶。在 $\theta=90^{\circ}$ 方向上, α 片层成为此时 γ 相中开动

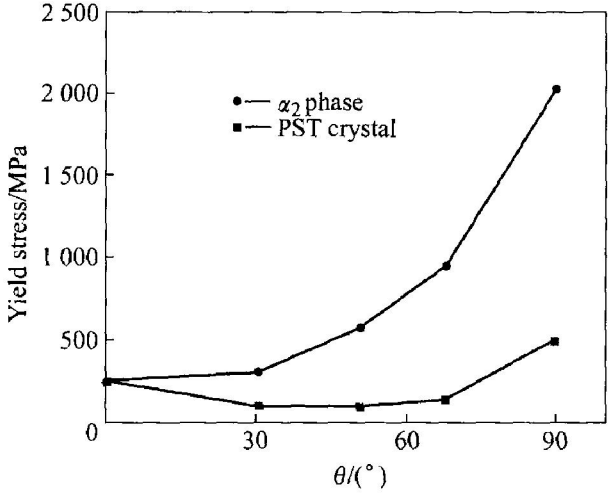


图 7 α 相及 PST 晶体的屈服应力与 θ 角的关系^[16]

Fig. 7 Relationship between yield stress of PST crystal and α phase and θ

与片层斜交的李晶扩展间的明显障碍, 这也说明了 PST 晶体在 $\theta=90^{\circ}$ 方向上具有很大屈服应力和最小变形的主要原因。

3 结论

1) PST 晶体屈服应力 σ_y 和外载轴与片层界面之间的夹角 θ 存在着强烈依赖关系, 当 $\theta=45^{\circ}$ 时, 屈服应力最小; 而当 $\theta=0^{\circ}$ 和 $\theta=90^{\circ}$ 时, 屈服应力较大。

2) 在 $\theta=0^{\circ}$ 时, 为硬取向变形模式, 滑移方向跨越片层界面, α 相中柱面滑移系开动; 当 $\theta=45^{\circ}$ 时, 为软取向变形模式, 滑移方向平行片层界面; 而当 $\theta=90^{\circ}$ 时, 为滑移穿过片层界面的硬取向变形模式, 此时, γ 相中与片层界面斜交的李晶开动, α 相中锥面滑移系由于其 CRSS 很大而并不开动。

3) PST 晶体中孪晶与普通(超)位错、柱面与孪晶及锥面与柱面之间的 CRSS 之比值关系通过数值模拟和与实验结果的分析, 可确定为 $k:e:z=1:3:18$ 。

4) 孪晶对 PST 屈服应力的影响在 $\theta=90^{\circ}$ 附近很明显; 而柱面滑移对 $\theta=0^{\circ}$ 附近的屈服应力有着

重要的影响, e 值越小, 柱面影响的软取向角度范围越大。

REFERENCES

- [1] Appel F, Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase γ titanium aluminides [J]. Mater Sci Eng R, 1998, R22: 187 - 268.
- [2] Young-Won K. Ordered intermetallic alloys, part III: gamma titanium aluminides [J]. Journal of Metall, 1994, 46: 30 - 39.
- [3] Dimiduk D M, Hazzledine P M, Triplicane A, et al. The role of grain size and selected microstructure parameters in strengthening fully lamellar TiAl alloys [J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29A: 37 - 47.
- [4] 郑瑞廷, 郭富安, 张永刚, 等. 双态组织 TiAl 基合金拉伸塑性的断裂力学 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(2): 114 - 118.
ZHENG Ru-ting, GUO Fu-an, ZHANG Yong-gang, et al. Fracture mechanics of tensile ductility of TiAl alloy with duplex structure [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal, 2001, 11(2): 114 - 118.
- [5] Fujiwara T, Nakamura A, Hosomi M, et al. Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition [J]. Philosophical Magazine A, 1990, 61(4): 591 - 606.
- [6] Kad B K, Dao M, Robert, et al. Numerical simulation of plastic deformation and fracture effects in two phase lamellar microstructures [J]. Philosophical Magazine A, 1995, 71(3): 567 - 604.
- [7] Kad B K, Dao M, Robert, et al. Numerical simulations of stress-strain behaviour in two-phase $\alpha + \gamma$ lamellar TiAl alloys [J]. Mater Sci Eng A, 1995, A192/193: 97 - 103.
- [8] Brockman R A. Analysis of elastic-plastic deformation in TiAl polycrystals [J]. International Journal of Plasticity, 2003, 19: 1749 - 1772.
- [9] Schlogl S M, Fischer F D. The role of slip and twinned crystals of TiAl: a micromechanical model [J]. Philosophical Magazine A, 1997, 75(3): 621 - 636.
- [10] Schlogl S M, Fischer F D. Numerical simulation of yield loci for PST crystals of TiAl [J]. Mater Sci Eng A, 1997, A239/240: 790 - 803.
- [11] Yoo M H, Fu C L. Physical constants, deformation twinning, and microcracking of titanium aluminide [J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29A: 49 - 63.
- [12] Yoo M H, Zou J, Fu J C. Mechanistic modeling of deformation and fracture behavior in TiAl and TiAl [J]. Mater Sci Eng A, 1995, A192/193: 14 - 23.
- [13] HU Geng-kai. A method of plasticity for general aligned spheroidal void or fiber-reinforced composites [J]. International Journal of Plasticity, 1996, 12: 439 - 449.
- [14] 苏继龙, 胡更开. 全片层 TiAl 合金临界屈服应力的细观研究 [J]. 材料科学与工程学报, 2003, 21(4): 535 - 538.
SU Ji-long, HU Geng-kai. Research of yield stress and influential parameters for PST crystals of TiAl based on micromechanics [J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2003, 21(4): 535 - 538.
- [15] Dimiduk D M, Tiplicane A, Parthasarathy H, et al. Design tool representations of strain compatibility and stress-strain relationships for lamellar gamma titanium aluminides [J]. Intermetallics, 2001, 19: 875 - 882.
- [16] Inui H, Toda Y, Yamaguchi M. Plastic deformation of single crystals of a DO compound with an off-stoichiometric composition at room temperature [J]. Philosophical Magazine A, 1993, 67(6): 1315 - 1332.
- [17] Nakano T, Yokoyama A, Umakoshi Y. Effect of Nb addition on the plastic behavior of TiAl crystals containing oriented lamellar [J]. Scripta Metallurgica Materialia, 1992, 27: 1253 - 1258.
- [18] Inui H, Nakamura A, OH M H, et al. Deformation structure in Ti-rich TiAl polysynthetically twinned crystals [J]. Philosophical Magazine A, 1992, 66(4): 557 - 573.
- [19] Inui H, Kishida K, Misaki M, et al. Temperature dependence of yield stress, tensile elongation and deformation structures in polysynthetically twinned crystals of TiAl [J]. Philosophical Magazine A, 1995, 72(6): 1609 - 1631.

(编辑 李艳红)