

γ -TiAl 合金全片层组织室温变形协调行为

李臻熙, 段 锐, 曹春晓

(北京航空材料研究院, 100095)

摘 要: 研究 Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2B 全片层组织室温变形结构中 γ/γ 片层间变形协调行为。引入多晶体塑性变形的几何协调因子 m , 并利用矩阵分析方法计算 120° 旋转有序型、真孪晶型和伪孪晶型 γ/γ 界面两侧片层中各种滑移系之间的 m 值, 与实验结果比较发现, 通过计算 m 值可以预测不同类型 γ/γ 界面两侧片层中的有效滑移系, 120° 旋转有序型 γ/γ 界面几何协调性最好, $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ 形变孪晶可以通过 $1/2\langle 1\bar{1}0 \rangle\{111\}$ 普通位错协调变形; 对于真孪晶型界面, $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ 形变孪晶可以扩展通过, 并仍以 $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ 孪晶变形进行协调。

关键词: TiAl 合金; 片层组织; 变形协调; 孪晶; 位错; 晶体位向

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

Compatibility of deformation in fully lamellar microstructure of γ -TiAl alloy at ambient temperature

LI Zhen-xi, DUAN Rui, CAO Chun-xiao

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The compatibility of deformation in fully lamellar microstructure of Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2B alloy at room temperature was studied. A geometric compatibility factor m was calculated by matrix operation to compare the compatibility between two slip systems in two neighboring γ lamellae with 120° -rotational, true-twin and pseudo-twin relationships. The experimental results show that the effective slip systems between two neighboring γ lamellae can be predicted by calculation of the m values. Among the three type γ/γ interfaces, the compatibility between 120° -rotational ordered interface is the best, the deformation of $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ twinning in one γ lamella can transfer into another γ lamella by $1/2\langle 1\bar{1}0 \rangle\{111\}$ ordinary dislocation slip. For true-twin interface, $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ twin can propagate into a neighboring γ lamella through $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ twinning.

Key words: TiAl alloy; fully lamellar microstructure; deformation compatibility; twin; dislocation; crystal orientation

$\gamma+\alpha_2$ 两相 TiAl 基合金的全片层组织与其他类型组织(如双态组织、近 γ 组织、近片层组织等)相比, 具有更高的强度、更优良的抗蠕变性能和断裂韧性, 是适合于航空发动机热端零部件长期服役的 TiAl 合金组织类型^[1]。然而, 全片层组织室温塑性通常又是这几种组织中最差的。目前改善全片层组织室温塑性的最主要方法是通过细化全片层晶粒^[2-4]。考虑到 TiAl 合金全片层组织中高密度的 γ/γ 和 γ/α_2 片层界面阻碍孪晶

扩展和位错滑移是影响其塑性的本质因素之一, 本文作者研究了全片层组织相邻片层之间晶体位向结构对变形协调行为的影响。

由于 TiAl 合金全片层组织中 $L1_0$ 结构的 γ 相的 $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ 和 $\langle 01\bar{1} \rangle$ 位向晶体学上不等价, 因此相邻两片 γ 片层以 $[111]$ 方向为轴分别旋转 $\pm 60^\circ$, $\pm 120^\circ$ 和 $\pm 180^\circ$ 就可分别形成伪孪晶型、 120° 旋转有序型和真孪晶型 γ/γ 界面^[5-6]。这 3 种晶体位向关系对不同滑移系产生

的变形协调机制是不同的。INUI 等^[1]曾研究过 PST 晶体的单个 γ 片层内不同有序畴之间滑移系的协调变形方式。本文作者则研究多晶 TiAl 合金全片层组织室温变形条件下不同 γ/γ 界面的变形协调机制, 建立可预测相邻片层之间有效滑移系的分析方法。

1 实验

研究所用的合金为采用冷壁坩埚感应悬浮熔炼法熔炼的 Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2B 合金。合金锭经 1 200 °C, 153 MPa, 4 h 热等静压处理。经均匀化退火后在 α 单相区固溶处理后空冷, 获得全片层组织, 而后进行 900 °C, 6 h, 空冷时效。用 $d 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ (工作部分) 的圆形拉伸试样进行了室温拉伸试验, 拉伸速率为 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。取室温伸长率 $\delta_5=1.0\%$ 的试样在 JEM-200CX 透射电镜下进行观察。TEM 试样制备过程: 在拉伸断口附近垂直于拉伸轴方向用电火花切割 0.2 mm 厚的薄片, 机械减薄至 0.05 mm, 而后采用电解双喷减薄法制备薄膜试样。减薄液为: 59% 甲醇 + 35% 正丁醇 + 6% 高氯酸, 在 -30 °C, 35 V 条件下制备。

2 实验结果

研究用 TiAl 合金全片层组织的金相照片见图 1 所示, 片层组织晶粒平均直径为 105 μm , 单个片层晶粒内片层方向一致, 没有魏氏片层束和羽毛状片层束等亚稳结构。取室温拉伸伸长率 $\delta=1.0\%$ 的试样进行全片层组织的微观变形结构分析。图 2 所示为室温拉伸变

形后的全片层组织, 入射电子束方向 $B=\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$, 片层界面平行于入射电子束方向, 片层平均厚度为 0.15 μm 。

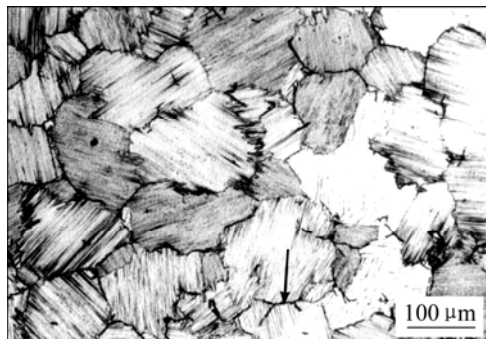


图 1 Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2B 合金全片层显微组织

Fig.1 Fully lamellar microstructure in Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2B alloy

图 3(a)所示为全片层组织中 120° 旋转有序关系 γ 片层内典型的室温变形结构, 操作矢量 $g=[020]_{\gamma_1}$, 晶带轴 B 靠近 $[\bar{1}01]_{\gamma_1}$, γ_1/γ_2 和 γ_2/γ_3 片层界面的 SAD 花样分别见图 4(b)、(c)), γ_1/γ_2 和 γ_2/γ_3 片层界面均为 120° 旋转有序界面。为了分析方便, 定义片层组织中的 γ/γ 界面均为 (111) 晶面。 γ_1 , γ_2 和 γ_3 的晶带轴可分别标定为 $[\bar{1}01]_{\gamma_1}$ 、 $[01\bar{1}]_{\gamma_2}$ 和 $[\bar{1}01]_{\gamma_3}$ 。 γ_1 和 γ_3 的晶体位向相同, 变形结构主要为微孪晶, 迹线分析表明, 孪晶面为 $(1\bar{1}1)$ 。由于 $L1_0$ 结构的 γ 相中的形变孪晶只能是 $1/6\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ 。因此 γ_1 和 γ_3 中 $(1\bar{1}1)$ 晶面的微孪晶是惟一确定的, 只可能是 $1/6[\bar{1}12](1\bar{1}1)$ 。与 γ_1 和 γ_3 成 120° 旋转位向关系的 γ_2 中没有形变孪晶产生, 而是出现了少量位错 (见图中箭头所指), 这些位错位于

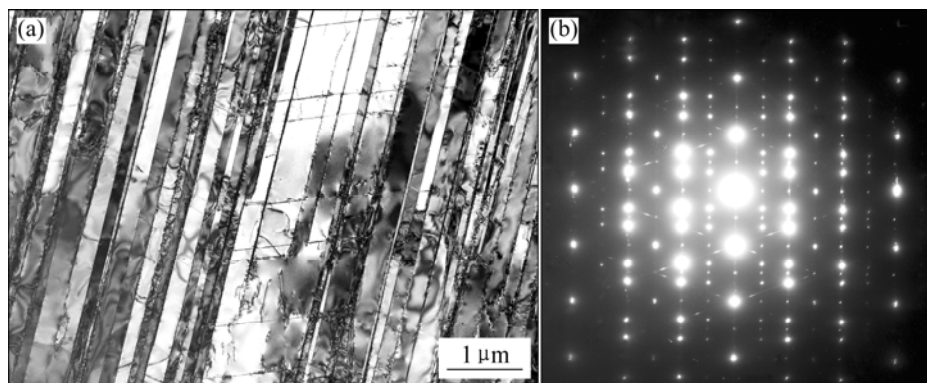


图 2 TiAl 合金室温拉伸变形 ($\epsilon=1.0\%$) 后全片层组织的 TEM 形貌

Fig.2 TEM image of RT tensile deformed ($\epsilon=1.0\%$) fully lamellar microstructure of TiAl alloy and its SAD pattern ($B=\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$)

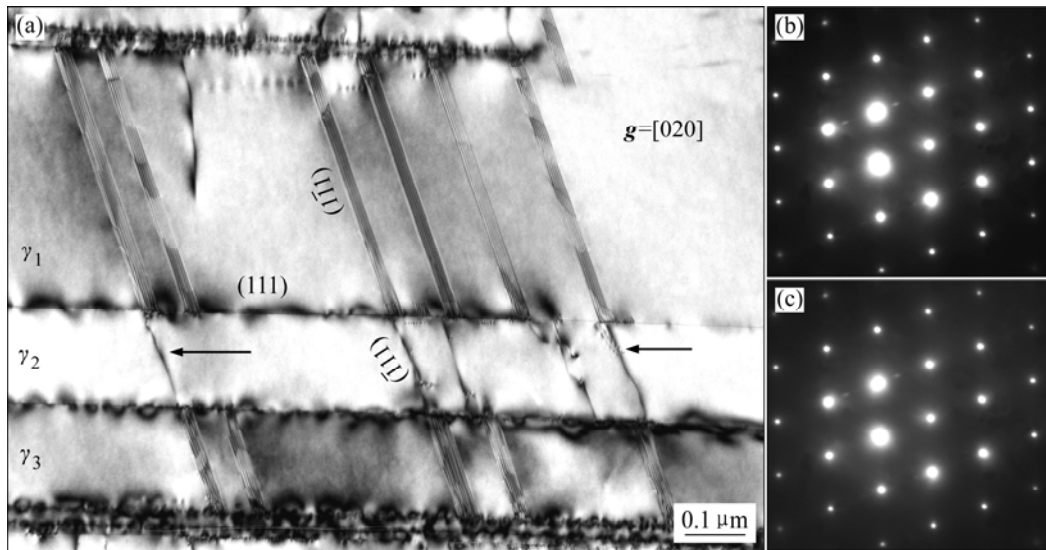


图 3 120°旋转有序关系 γ 片层内的变形结构($g=[020]_{\gamma_1}$, $B \sim [\bar{1}01]_{\gamma_1}$)

Fig.3 TEM image of deformation structure in γ lamellae of 120°-rotational ordered relationship (a), SAD pattern of γ_1/γ_2 lamellae (b) and SAD pattern of γ_2/γ_3 lamellae (c)

$(\bar{1}11)_{\gamma_2}$ 晶面上, 见图中的标示。 γ_2 中的位错大多与 γ_1 和 γ_3 中的形变孪晶相对应出现, 表明 γ_1 和 γ_3 中的 $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) 孪晶产生的形变可以借助于 γ_2 中相应的滑移系开动而转移通过 120°旋转位向关系的 γ_1/γ_2 或 γ_2/γ_3 片层界面。

图 4(a)所示为形变孪晶通过真孪晶型 γ/γ 界面的 TEM 形貌。选区衍射分析表明 γ_1/γ_2 , γ_2/γ_3 , γ_3/γ_4 , γ_4/γ_5 和 γ_5/γ_6 片层界面均为真孪晶界面, 其中 γ_2/γ_3 衍射谱见图 4(b), 晶带轴为 $[1\bar{1}0]_{\gamma_2} // [1\bar{1}0]_{\gamma_3}$ 。图 4(a)显示在 γ_1 片层上侧为一 α_2 片, γ_1 和 α_2 相的衍射谱见图 4(c), 晶带轴为 $[1\bar{1}0]_{\gamma_1} // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$ 。 γ_1 , γ_3 和 γ_5 的晶带轴为 $[1\bar{1}0]$, γ_2 , γ_4 和 γ_6 的晶带轴为 $[\bar{1}10]$ 。从图 5(a)中可以看到形变孪晶能够扩展通过 γ_1/γ_2 , γ_2/γ_3 , γ_3/γ_4 , γ_4/γ_5 和 γ_5/γ_6 真孪晶型片层界面, 但受阻于 α_2 相片层。

3 分析与讨论

TiAl 合金全片层组织中存在着伪孪晶型、120°旋转有序型和真孪晶型三种 γ/γ 片层界面, 这些具有特定位向关系的 γ 片层之间的变形协调机制对片层组织的塑性变形起着至关重要的作用。为了预测相邻两个变形晶粒之间有效滑移迁移过程, 人们引入了几何协调因子^[8-11]这一概念来表征相邻晶粒内的有效滑移系之间的协调性, 从而维持多晶体均匀变形时晶界的一

致性。几何协调因子 m 定义为

$$m = \cos \varphi \cdot \cos \lambda \quad (1)$$

式中 φ 为两晶粒滑移面之间的夹角, λ 为两晶粒滑移方向之间的夹角。按上述定义, 相邻晶粒的滑移系之间的几何协调因子可在 0~1 之间变化。 $m=1$, 表示完全协调, 两晶粒的滑移面和滑移方向均相互平行, 这种情况下形变可以很容易地从一个晶粒越过晶界传递到另一晶粒内。 $m=0$, 表示完全不协调, 两晶粒的滑移面和滑移方向均相互垂直, 晶界两侧晶粒的位向处于不利于形变转移的状态。通常情况下, m 值在 0~1 之间。由于片层组织中的 γ 片层之间存在着特定的旋转位向关系, 因此可以计算出相邻 γ 片层内有效滑移系之间的几何协调因子, 从而可以预测相邻 γ 片层内能够开动的有效滑移系。

图 4 中由于 γ_1 , γ_3 与 γ_2 成 120°旋转位向关系, 并定义 γ_1/γ_2 和 γ_2/γ_3 片层界面为 (111) 界面, 因此 γ_2 的晶体位向相对于 γ_1 , γ_3 绕 [111] 晶带轴旋转了 120°。如果近似认为 γ 相的正方度 $c/a=1$, 则 γ_2 与 γ_1 , γ_3 之间的晶体位向关系可以用如下的变换矩阵 R_{120° 表示:

$$R_{120^\circ} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \quad (2)$$

这也就表示 γ_2 中的任何一个晶向矢量均可通过如下的矩阵运算表示为 γ_1 或 γ_3 中的相应的晶向矢量:

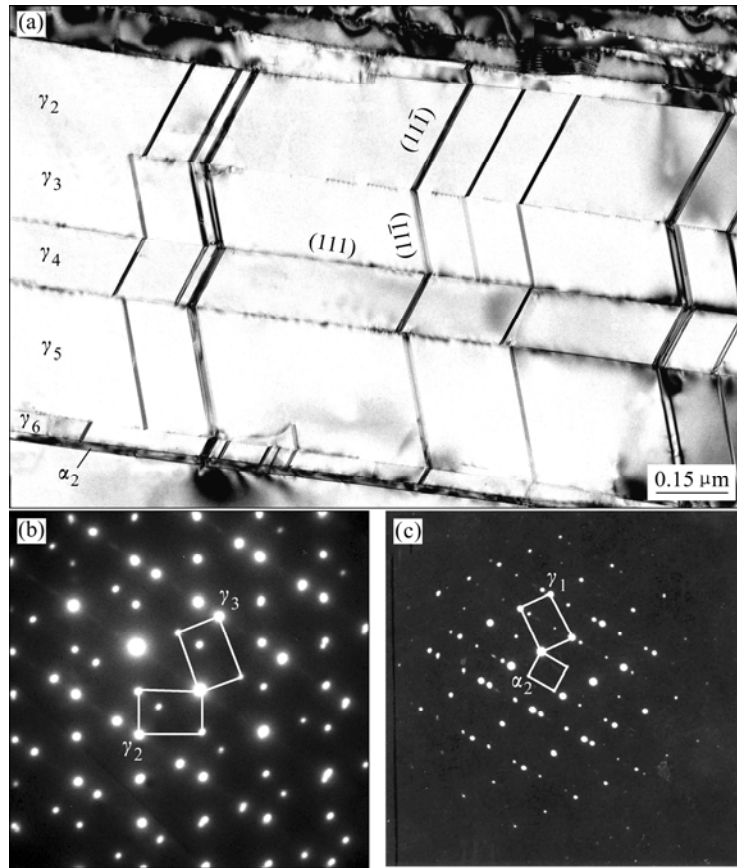


图 4 变孪晶扩展通过真孪晶型 γ/γ 片层界面的 TEM 形貌

Fig.4 TEM image of deformation twins propagating across true-twin γ/γ interfaces

$$\begin{bmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix}_{\gamma_2} = [uvw]_{\gamma_1} \quad (3)$$

通过式 (3) 可计算出 γ_1 或 γ_3 片层中的 $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) 形变孪晶与 γ_2 片层中所有可能的滑移系之间的几何协调因子 ($1/2\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ 超位错的 m 值与 $1/6\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ 孪晶相同), 计算结果列于表 1 中。 γ_2 的 $1/2[110]$ ($\bar{1}11$) 和 $[01\bar{1}]$ ($\bar{1}11$) 两个滑移系与 γ_1 和 γ_3 中的 $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) 形变孪晶的几何协调因子最大, $m=0.87$, 表明这两个滑移系的几何协调性最好, 被激活的可能性最大, 但由于 $[01\bar{1}]$ 超位错滑移比 $1/2[110]$ 普通位错滑移困难得多^[11-14], 因此可以推断 γ_2 是通过 $1/2[110]$ ($\bar{1}11$) 滑移系的开动来协调 γ_1 和 γ_3 中的 $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) 形变孪晶产生的形变。图 4 显示 γ_2 中的位错位于 ($\bar{1}11$) 晶面上, 布氏矢量分析表明, 它们是 $1/2[110]$ 普通位错。与上述分析一致。

INUI 等^[6]对特定取向加载的 PST 晶体变形结构的研究发现, 在同一 γ 片层内, 平行于片层界面的

$1/6\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ 形变孪晶产生的变形可以很容易地扩展通过 120° 旋转有序畴界, 只是畴界两侧 γ 畴内的变形结构由 $1/6\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ 形变孪晶转变为了 $1/2\langle 1\bar{1}0 \rangle \{111\}$ 普通位错, 而且孪晶与普通位错列一一对应, 孪晶面与普通位错的滑移面相互平行。因 γ 片层内的 120° 旋转有序畴界与 120° 旋转有序 γ/γ 片层界面的结构完全相同, 表明前述几何协调因子的计算结果与 INUI 等的实验结果吻合。

图 4 中的 γ_2 相对于 γ_1 绕 $[111]$ 晶带轴旋转了 180° , γ_2 与 γ_1 之间的晶体位向关系可以用如下的变换矩阵 R_{180° 表示:

$$R_{180^\circ} = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} \bar{1} & 2 & 2 \\ 2 & \bar{1} & 2 \\ 2 & 2 & \bar{1} \end{bmatrix} \quad (4)$$

γ_1 中的形变孪晶为 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$), 通过矩阵运算可以计算出 γ_2 中所有可能的滑移系与 γ_1 中的 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 形变孪晶之间的几何协调因子, 计算结果列于表 2 中。

表 1 图 4 显示的 γ_1 和 γ_3 中 $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) 孪晶与 γ_2 中所有可能的滑移系之间的几何协调因子**Table 1** Geometric compatibility factors between possible slip systems in γ_2 lamella and $1/6[\bar{1}12]$ ($1\bar{1}1$) twinning in γ_1 and γ_3 lamellae shown in Fig.3(a)

Slip system		φ	λ	m	Slip system		φ	λ	m
b	(hkl)				b	(hkl)			
$1/6[1\bar{1}2]$	($\bar{1}11$)	0.0°	60.0°	0.50	$1/6[1\bar{1}2]$	($1\bar{1}1$)	70.5°	80.4°	0.05
$1/2[110]$	($\bar{1}11$)	0.0°	30.0°	0.87	$1/2[110]$	($1\bar{1}1$)	70.5°	30.0°	0.28
$[101]$	($\bar{1}11$)	0.0°	90.0°	0.00	$[10\bar{1}]$	($1\bar{1}1$)	70.5°	54.7°	0.19
$[01\bar{1}]$	($\bar{1}11$)	0.0°	30.0°	0.87	$[011]$	($1\bar{1}1$)	70.5°	73.2°	0.10
$1/6[112]$	($11\bar{1}$)	70.5°	80.4°	0.05	$1/6[\bar{1}\bar{1}2]$	(111)	70.5°	33.6°	0.28
$1/2[\bar{1}10]$	($11\bar{1}$)	70.5°	73.2°	0.10	$1/2[\bar{1}10]$	(111)	70.5°	73.2°	0.10
$[101]$	($11\bar{1}$)	70.5°	90.0°	0.00	$[10\bar{1}]$	(111)	70.5°	54.7°	0.19
$[011]$	($11\bar{1}$)	70.5°	73.2°	0.10	$[01\bar{1}]$	(111)	70.5°	30.0°	0.28

表 2 图 4(a)显示的 γ_1 中 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 孪晶与 γ_2 中所有可能的滑移系之间的几何协调因子**Table 2** Geometric compatibility factors between possible slip systems in γ_2 lamella and $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) twinning in γ_1 lamella shown in Fig.4(a)

Slip system		φ	λ	m	Slip system		φ	λ	m
b	(hkl)				b	(hkl)			
$1/6[112]$	($11\bar{1}$)	39.0°	39.0°	0.60	$1/6[11\bar{2}]$	(111)	70.5°	70.5°	0.11
$1/2[\bar{1}10]$	($11\bar{1}$)	39.0°	90.0°	0.00	$1/2[\bar{1}10]$	(111)	70.5°	90.0°	0.00
$[101]$	($11\bar{1}$)	39.0°	47.7°	0.52	$[\bar{1}01]$	(111)	70.5°	73.2°	0.10
$[011]$	($11\bar{1}$)	39.0°	47.7°	0.52	$[0\bar{1}1]$	(111)	70.5°	73.2°	0.10
$1/6[\bar{1}12]$	($1\bar{1}1$)	56.3°	77.2°	0.12	$1/6[1\bar{1}2]$	($\bar{1}11$)	56.3°	77.2°	0.12
$1/2[110]$	($1\bar{1}1$)	56.3°	15.8°	0.54	$1/2[110]$	($\bar{1}11$)	56.3°	15.8°	0.54
$[\bar{1}01]$	($1\bar{1}1$)	56.3°	73.2°	0.16	$[101]$	($\bar{1}11$)	56.3°	47.7°	0.37
$[011]$	($1\bar{1}1$)	56.3°	47.7°	0.37	$[0\bar{1}1]$	($\bar{1}11$)	56.3°	73.2°	0.16

计算结果显示, γ_2 中的 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 孪晶的几何协调性最好($1/2[112]$ ($11\bar{1}$) 超位错滑移通常十分困难, 可以不予考虑), $m=0.60$, 表明 γ_2 可通过 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 孪晶来协调 γ_1 中的 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 孪晶产生的形变, 这与图 4(a)所示 γ_2 片层的变形结构完全吻合。由于 γ_1/γ_2 , γ_2/γ_3 , γ_3/γ_4 , γ_4/γ_5 和 γ_5/γ_6 片层界面均为真孪晶界面, 因此 $\gamma_1\sim\gamma_6$ 各片层内的 $1/6[112]$ ($11\bar{1}$) 孪晶恰好构成镜面对称关系, 见图 4(a)所示, 孪晶可顺利通过 $\gamma_1\sim\gamma_6$ 片层, 最终受阻于 α_2 片层前。

同样道理, 对于绕 $[111]$ 晶带轴旋转 60° 而构成伪孪晶关系的 γ 片层之间的晶体位向关系可用变换矩阵 R_{60° 表示:

$$R_{60^\circ} = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} 2 & \bar{1} & 2 \\ 2 & 2 & \bar{1} \\ \bar{1} & 2 & 2 \end{bmatrix} \quad (5)$$

通过矩阵运算同样可以计算出伪孪晶关系的 γ 片层内各滑移系之间的几何协调因子, 而通过比较各滑移系之间几何协调性的优劣可以推测出形变转移通过伪孪晶界面时的形变协调机制。

上述分析表明, 通过计算相邻 γ 片层各滑移系之间的几何协调因子, 可以推测出相邻 γ 片层内能产生形变协调的滑移系, 从而保证形变能顺利转移至相邻 γ 片层内, 并保持片层界面的连续性。在 3 种 γ/γ 片层界面中, 120° 旋转有序界面的几何协调性最好。因为 γ_A 片层中的任一 $\{111\}$ 晶面在与 γ_A 成 120° 旋转位向关

系的 γ_B 片层中均有相对应的 $\{111\}$ 晶面与之平行, 因此在 γ_A 中某一 $\{111\}$ 晶面上产生的形变可以在相对较小的阻力下传递到 γ_B 片层中相应与之平行的 $\{111\}$ 晶面(即 $\varphi=0^\circ$)上。在这种情况下形变协调机制就取决于滑移系所包含的布氏少量。对于 180° 旋转的真孪晶型和 60° 旋转的伪孪晶型 γ/γ 片层界面, 它们的几何协调性相对较差。因为除了构成 γ/γ 片层界面的一对 $\{111\}$ 晶面外, 相邻 γ 片层内的其余任何一对 $\{111\}$ 晶面均不平行, 它们相互之间可构成 39° 、 56.3° 和 70.5° 的夹角, 因此在 γ/γ 片层界面之外的 $\{111\}$ 晶面上产生的形变转移通过真孪晶或伪孪晶界面相对比较困难。例如, 表 1 和表 2 中显示的孪晶通过 120° 旋转有序界面和真孪晶界面时滑移系之间几何协调因子的最大值分别为 0.87 和 0.60。

LUSTER 和 MORRIS^[15] 研究发现厚度大于 $1\ \mu\text{m}$ 的 γ 片层中往往存在两种或两种以上的变形机制, 而厚度小于 $1\ \mu\text{m}$ 的 γ 片层中通常只有一种变形机制, 这表明片层厚度减小将会减少 γ 片层中的有效滑移系的数目。图 3 所示的片层组织非常细, 平均片间距仅为 $0.15\ \mu\text{m}$, 因此图 4 和图 5 中所示的在单个 γ 片层中通常只观察到了一个滑移系开动。尽管 $1/6\langle 11\bar{2} \rangle\{111\}$ 形变孪晶的密度较高, 但孪晶扩展宽度却很小, 产生的形变量有限, 而 $1/2\langle 1\bar{1}0 \rangle\{111\}$ 普通位错则很少观察到。由于高密度的 γ/γ 和 γ/α_2 片层界面的存在, 尽管各类 γ/γ 片层界面均有相应的形变协调机制来协调变形, 形变转移通过 γ/γ 片层界面仍较为困难, 而 α_2 相通常情况下不发生变形, 形变无法转移通过 γ/α_2 相界面。由于单个 γ 片层中通常只有一个有效滑移系开动, 而高密度的 γ/γ 和 γ/α_2 片层界面增加了形变转移的难度, 导致全片层组织的室温拉伸塑性较低。

REFERENCES

- [1] MARUYAMA K, KIM HEE Y, LUZZI D E. Optimization of microstructural variables for creep resistance and yield strength in fully-lamellar TiAl alloys[C]//HEMKER K J, DIMIDUK D M, CLEMENS H. Structural Intermetallics 2001. Wyoming: TMS, 2001, 52-61.
- [2] KIM Y W. Role of niobium in the progress of gamma alloy development[C]//KIM Y W, CARNEIRO T. Niobium for High Temperature Applications. Araxa, MG, Brazil: TMS, 2004: 125-138.
- [3] KIM Y W, DIMIDUK D M. Designing gamma TiAl alloys: fundamental, strategy and production[C]// NATHAL M V. Structural Intermetallics 1997. Warrendale, PA: TMS, 1997: 531-543.
- [4] LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. Effects of minor boron addition on phase transformation and properties of Ti-47.5Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Intermetallics, 2005, 13: 251-256.
- [5] LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. Effects of γ/γ interfacial structures on continuous coarsening of lamellar microstructure in TiAl alloy during aging[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2004, 14(1): 38-43.
- [6] INUI H, MH O, NAKAMURA A, YAMAGUCHI M. Ordered domains in TiAl coexisting with Ti_3Al in the lamellar structure of Ti-rich TiAl compounds[J]. Phil Mag, 1992, 66(4): 539-555.
- [7] INUI H, NAKAMURA A, OH M H, YAMAGUCHI M. Deformation structures in Ti-rich TiAl polysynthetically twinned crystals[J]. Phil Mag A, 1992, 66(4): 557-573.
- [8] MIURA S, HAMASHIMA K, AUST K T. Plastic deformation of aluminium bicrystals having $\Sigma 7$ and $\Sigma 21$ coincidence tilt boundaries[J]. Acta Metall, 1980, 28(11): 1591-1602.
- [9] REY C, ZAOUI A. Grain boundary effects in deformed bicrystals[J]. Acta Metall, 1982, 30(2): 523-532.
- [10] KAWAZOE H, TAKASUGI T, IZUMA O. Cyclic deformation of α - β brass two-phase bicrystals— I . Slip behavior. Grain boundary effects in deformed bicrystals[J]. Acta Metall, 1989, 37(11): 2883-2894.
- [11] SHEN Z, WAGONER R H, CLARK W A. Dislocation and grain boundary interactions in metals[J]. Acta Metall, 1988, 38(12): 3231-3242.
- [12] APPLE F, WAGNER R. Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides[J]. Mater Sci Eng R, 1998, R22: 187-268.
- [13] GREENBERG B A. Dislocation transformations and the anomalies of deformation characteristics in TiAl— II : The structure of dislocation ensemble: Experiment and theory[J]. Acta Metall Mater, 1991, 39(2): 243-254.
- [14] MORRIS M A. Dislocation configurations in two phase TiAl alloys II : Structures after compression[J]. Phil Mag A, 1993, 68(2): 257-278.
- [15] LASTER J, MORRIS M A. Compatibility of deformation in two-phase Ti-Al alloys: Dependence on microstructure and orientation relationships[J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26A(7): 1745-1756.

(编辑 陈爱华)