

Ni_{74.5}Pd₂Al_{23.5}有序合金中的超点阵内禀层错^①

孙 坚 李振声[†] 赖其略[†]

(上海交通大学教育部高温材料及高温测试开放实验室, 上海 200030)

[†] (香港城市大学物理及材料科学系, 香港 九龙)

摘 要 应用 TEM 研究了 $L1_2$ 长程有序结构 Ni_{74.5}Pd₂Al_{23.5} 合金的室温变形组织。研究表明: 添加 Pd 元素韧化的 Ni_{74.5}Pd₂Al_{23.5} 合金的变形组织中存在着大量超点阵内禀层错。绝大部分层错的边界位错是沿 $\langle 011 \rangle$ 分布的肖克莱偏位错环, 其中 30° 的 $a/3 \langle 112 \rangle$ 超肖克莱位错处于固定状态。这类位错的可动性较差, 但其固定程度较合金中普遍存在的 Kear-Wilford 固定位错要弱。

关键词 层错 位错 金属间化合物

中图法分类号 TG111.2 TG115.21 TG132.32

$L1_2$ 长程有序结构 Ni₃Al 合金的超位错可按以下两种方式发生分解: 一种是以反相畴界 (APB) 方式分解:

$$a[011] \rightarrow a/2[011] + \text{APB} + a/2[0\bar{1}1] \quad (1)$$

另一种则是以超点阵内禀层错 (SISF) 方式分解:

$$a[011] \rightarrow a/3[121] + \text{SISF} + a/3[\bar{1}12] \quad (2)$$

由于 Ni₃Al 的层错能较反相畴界能低得多, 因此在 Ni₃Al 的变形组织中往往可以观察到大量的层错^[1]。有序合金超位错的分解方式一般受材料变形条件及添加元素的影响; 同时超位错的分解方式又对材料的形变行为起重要的作用。有研究^[2, 3]报导添加一定量的硼元素可以抑制 Ni₃Al 变形过程中层错的形成, 并进一步认为硼对 Ni₃Al 的韧化作用与硼消除 Ni₃Al 变形组织中的层错有一定关系。最近 Chiba 等人发现除了硼的微观合金化以外, 宏观合金化元素 Pd 也能明显改善 Ni₃Al 的韧性^[4, 5]。但就有关加 Pd Ni₃Al 合金位错结构的研究尚无报道。本文研究了添加 Pd 元素对 Ni₃Al 合金变形组织的影响, 着重分析以 SISF 方式分解的位错的结构特征, 并就 SISF 对合金形变及韧性的影响进行讨论。

1 实验方法

名义成分为 Ni_{74.5}Pd₂Al_{23.5} 的合金在非自耗炉内熔炼。铸锭经 1423 K, 5 h 均匀化退火后随炉冷却, 再经 20% 冷变形和 1373 K, 4 h 再结晶退火。压缩试样(尺寸为 5 mm × 5 mm × 8 mm)于室温经 2% 压缩变形, 应变速率为 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。在垂直于压缩轴方向截取直径为 3 mm 的电镜试样, 样品经机械减薄到 0.16 mm 后在 10% H₂SO₄-CH₃OH 溶液, -20 °C 条件下双喷减薄。TEM 观察在 Philip CM-20 电子显微镜上进行, 操作电压为 200 kV。衍衬分析时偏离矢量 $S > 0$ 。

2 实验结果与讨论

TEM 观察表明, 经添加 Pd 元素韧化的 Ni_{74.5}Pd₂Al_{23.5} 合金的室温变形组织中存在着大量层错, 这与加硼的 Ni₃Al 韧化合金变形组织中不出现层错不同^[2]。这些层错的边界位错可以是两个平行的偏位错(图 1(a)中 A, B 所示), 亦可呈三角状伸长的偏位错环(图 1(a)中

① 收稿日期: 1997-06-09; 修回日期: 1997-11-25 孙 坚, 男, 34 岁, 博士, 副教授

C, D)。迹线分析表明, 这些层错所在面为(111)面, 平行位错的位错线方向为[011]。应用各种不同的衍射矢量对边界偏位错的衬度分析结果如图1(b)~(d)和表1所示。当操作矢量 \mathbf{g} 为 $\bar{2}02$ 时, 层错A上部偏位错的衬度消失, 下部偏位错仍可见, 层错B的两个偏位错同时可见; 而当操作矢量为 220 时, 层错A的上部偏位错可见, 下部偏位错消失, 层错B的两个偏位错同时消失。因此层错A两个偏位错的柏氏矢量 \mathbf{b} 分别为 $a/3[121]$ 和 $a/3[\bar{1}12]$, 它们与位错线的方向成 30° 角, 合成的柏氏矢量为 $a[011]$, 即超位错按(1)式进行分解。而层错B两个偏位错的柏氏矢量分别为 $a/3[\bar{1}12]$ 或 $-a/3[\bar{1}12]$, 它们与位错线也成

30° 角。为了进一步确定B类层错的偏位错性质, 我们对同一滑移系中的另一层错进行分析, 其结果如图2和表1所示。该层错的两个偏位错在操作矢量为 $\bar{0}20$, $\bar{1}11$, $\bar{1}31$ 时可见, 而当操作矢量为 $\bar{2}02$ 时同时消失, 其柏氏矢量应为 $\pm a/3[121]$ 。当操作矢量从 $\bar{1}31$ 转变为 $1\bar{3}\bar{1}$ 时, 两个偏位错之间的间距发生明显的变化, 说明这两个偏位错的柏氏矢量值虽相同, 但偏位错的性质正好相反。有理由认为这两个偏位错的柏氏矢量相同, 位错线方向却相反。因为它们可以被看作是头尾部被截了的一个偏位错环。TEM观察证实这种包含层错的偏位错环可从以APB方式分解的偏位错对转变而来^[6]。

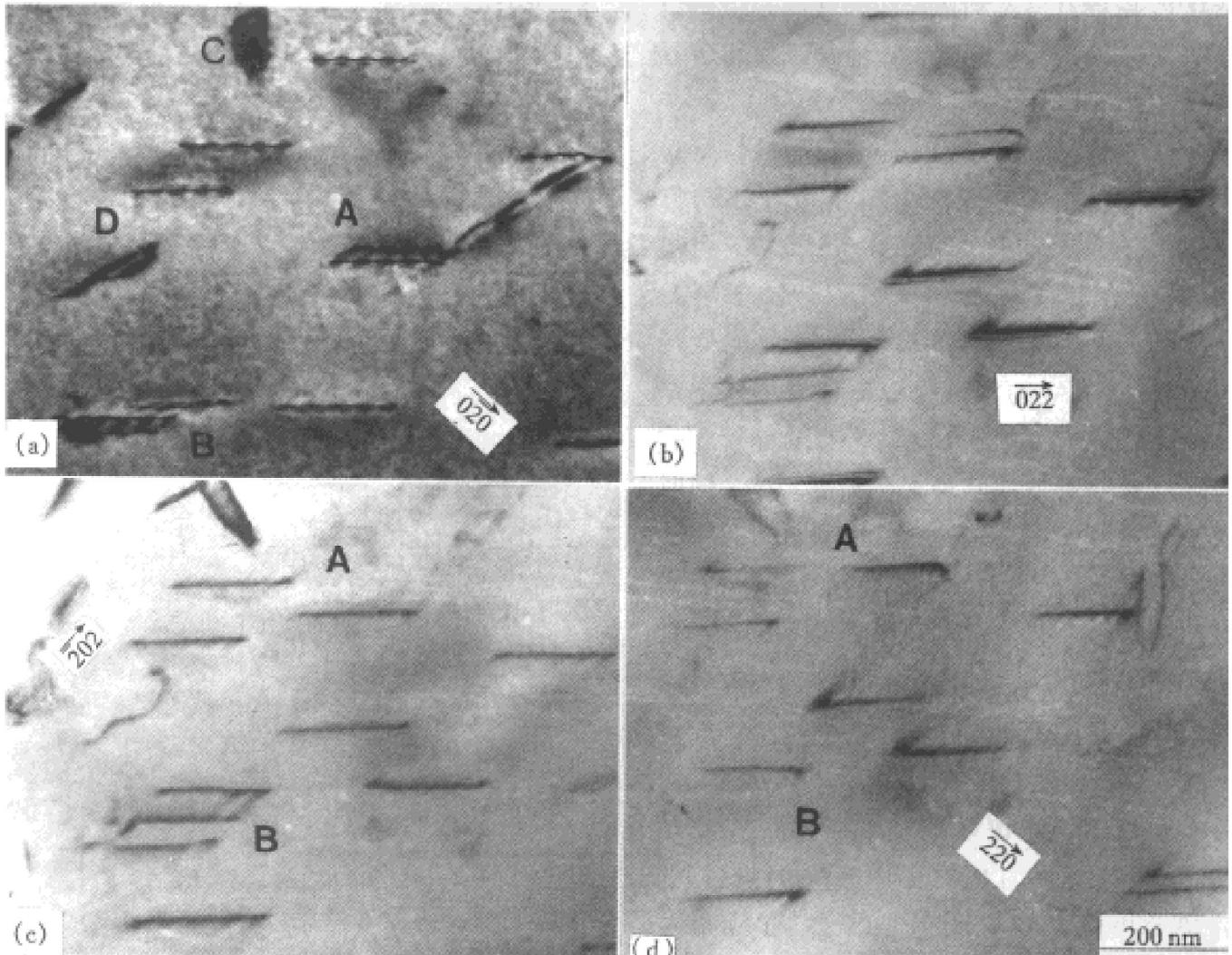


图1 不同类型 \mathbf{g} 条件下 $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{3.5}$ 合金中的各种层错的衬度

Fig. 1 Contrasts of stacking faults under various \mathbf{g} vectors in $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{3.5}$ alloy deformed at room temperature

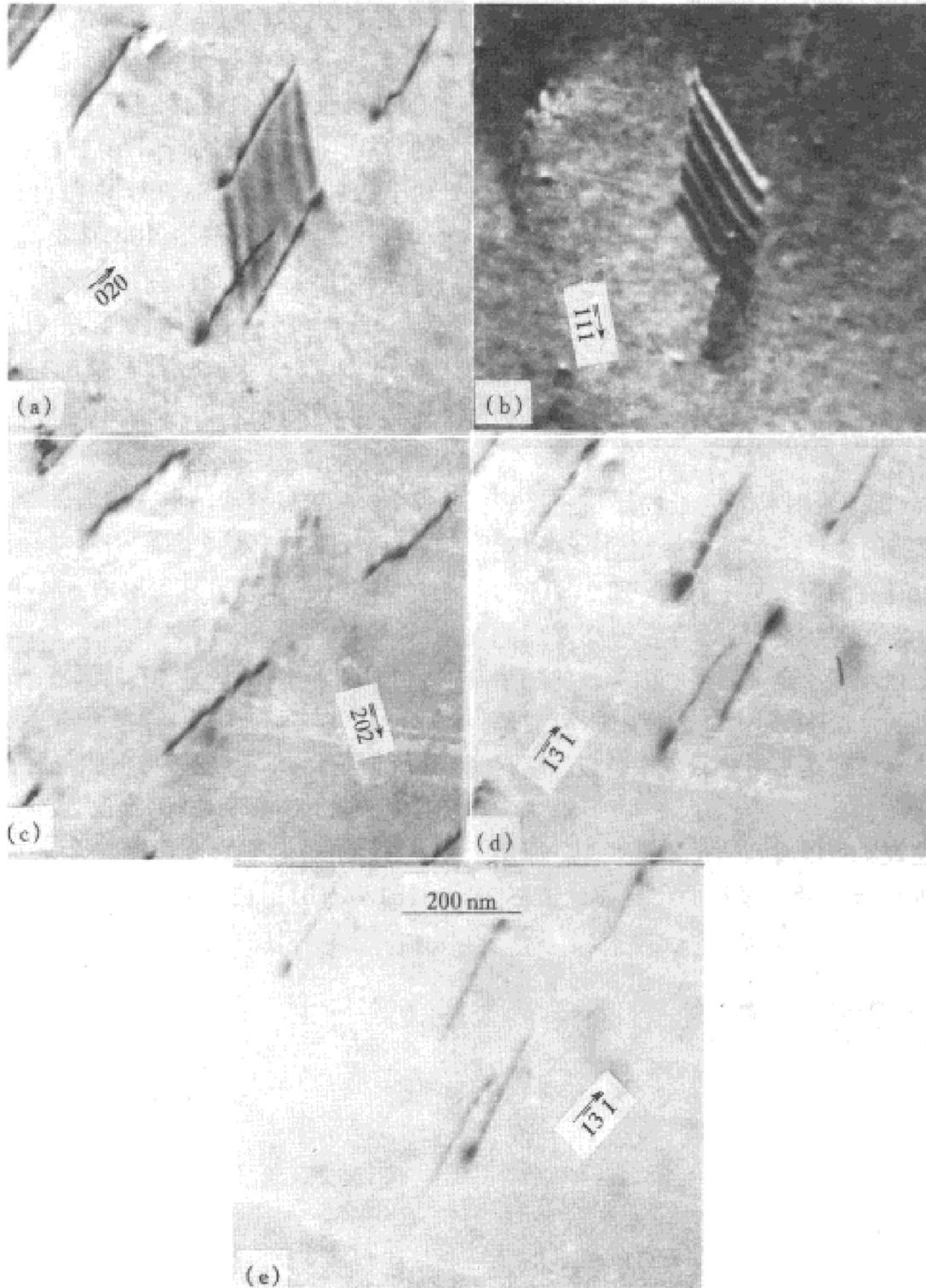


图 2 具有相同柏氏矢量的边界偏位错的层错在不同类型 g 下的衬度

Fig. 2 Contrasts of faults bounded by similar partials under various g vectors in alloy

根据图 2 我们还可以确定这些层错的性质, 层错条纹衬度在操作矢量为 $\bar{2}02$, $\bar{1}31$ 时消失。因此层错矢量为 $a/3[\bar{1}11]$, 层错位于 $(\bar{1}11)$ 面上, 这与上述迹线分析的结果是一致的。当 B

类操作矢量 $\bar{1}11$ 被置于该层错中心暗场像的中心时, 该矢量背离层错亮条纹。由此可以确定此层错为内禀层错, 这与纯 Ni_3Al 的实验结果吻合^[1]。

表1 ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)面上层错的 α 值和偏位错的 $g \cdot b$ 值

Table 1 Phase angle α and $g \cdot b$ values for stacking faults and partial dislocations on ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) plane

g	$\alpha = 2\pi g \cdot R$		$g \cdot b$	
	$R = a/3[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$	$b = a/3[121]$	$b = a/3[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$	$b = a/3[2\bar{1}\bar{1}]$
220	0	2	0	2
$\bar{2}0\bar{2}$	0	0	2	-2
$0\bar{2}0$	$-2/3\pi$	$-4/3$	$-2/3$	$-2/3$
$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$	$2/3\pi$	$2/3$	$4/3$	$-2/3$
$\bar{1}\bar{3}\bar{1}$	2π	2	2	0

TEM 分析还表明晶界附近的层错密度较晶内高, 层错的性质仍与晶内的相同, 这可能与晶界附近存在的应力集中有关。图 3(a) 和 3(b) 分别表明大角度晶界附近存在着高密度的层错和一个出现在小角度晶界处的伸长的层错片。实验表明 $Ni_{74.5}Pd_2Al_{23.5}$ 合金中的绝大部分层错的边界位错是头尾被截或未截的超肖克莱偏位错环。

从上述观察可以看到一个重要现象, 即层错边界的偏位错是两个平行的位错或位错环,

它们都倾向于沿 $\langle 011 \rangle$ 方向分布。这说明这种 30° 的 $a/3[121]$ 超肖克莱偏位错沿 $\langle 011 \rangle$ 方向分布是一种稳定结构。Giamei^[7] 曾经指出 ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) 面上的超肖克莱位错有进一步发生分解的可能, 即 $a/3[121] \rightarrow a/6[2\bar{1}\bar{1}] + a/2[011]$ 。由于 (100) 面反相畴界能较 ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) 面低, $a/2[011]$ 位错将交滑移到 (100) 面上, 又重新分解为 ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) 面上的两个肖克莱偏位错 $a/6[121]$ 和 $a/6[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ 并夹带一个复杂层错 (CSF), 即 $a/3[121] \rightarrow a/6[2\bar{1}\bar{1}] + APB + a/6[121] + CSF + a/6[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ 。由于位错分解的宽度非常窄, 就是在弱束暗场条件下也难于观察到这种分解。此类分解的结果将造成位错核心结构的非平面性, 因此这类位错的可动性较低, 类似于超位错以 APB 方式分解的 $a/2[011]$ 位错对从 ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) 面交滑移到 (100) 面所形成的所谓 Kear-Wilford 固定位错。TEM 观察表明在 $Ni_{74.5}Pd_2Al_{23.5}$ 合金中普遍存在着 Kear-Wilford 固定位错^[8]。应该指出 30° 的 $a/3[121]$ 超肖克莱位错分解后 (100) 面上 APB 的两个边界位错分别是刃型的肖克莱位错 $a/6[2\bar{1}\bar{1}]$ 和螺型的 $a/2[011]$ 位错, 由位错理论可知它们之

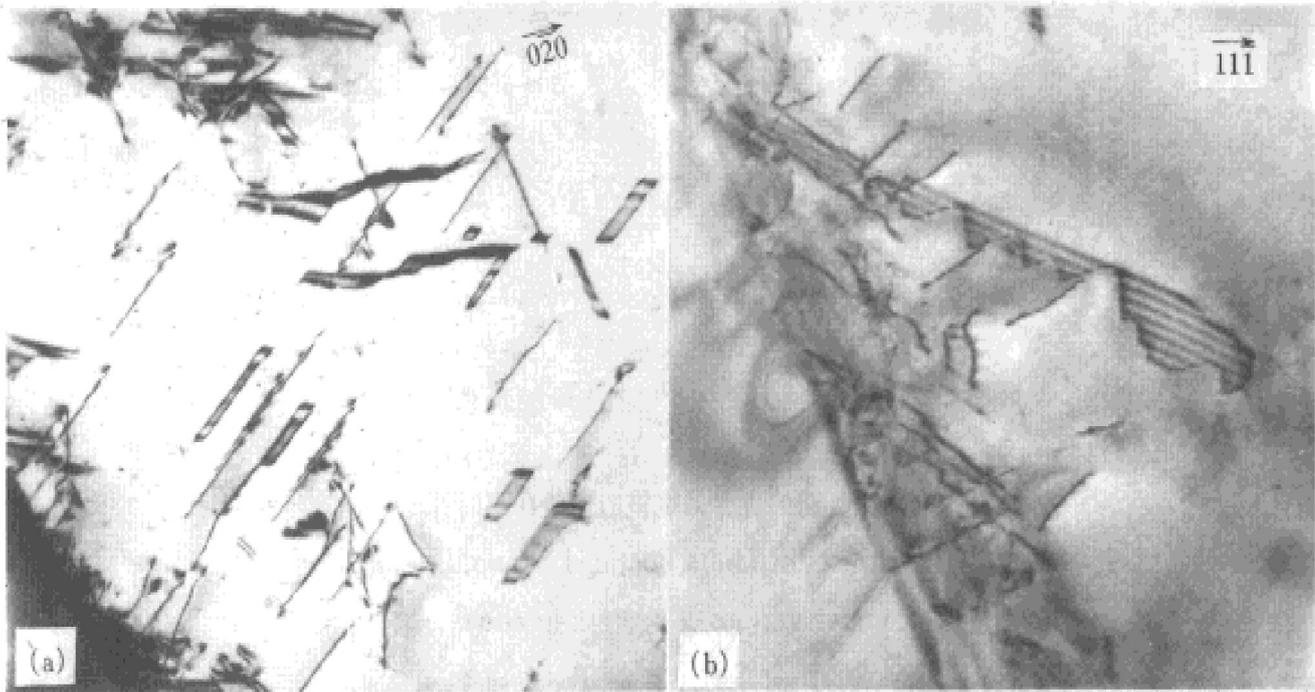


图3 大角度晶界附近的高密度层错(a)和小角度晶界处伸长的层错片(b)

Fig. 3 High density of stacking faults near a large angle grain boundary (a) and a large faulted loop extending from a subboundary (b)

间的交互作用很弱, APB 宽度也非常窄, 因此此类位错较 Kear-Wilmsdorf 位错在固定程度上要弱, 在不太高的应力条件下可以挣脱这种固定状态而发生运动。倘若超肖克莱位错不是 30° 位错, 或者位错线不是沿 $\langle 011 \rangle$ 方向, 位错就不会处于固定状态, 位错仍然是可动的。图 3(a) 和 3(b) 中出现的大层错片说明其边界位错仍具有一定的可动性。

有研究报道^[2, 3] 在加硼韧化的 Ni_3Al 合金变形组织中无层错出现, 而脆性的纯 Ni_3Al 变形组织中存在着大量的层错。因此他们认为硼对 Ni_3Al 有韧化作用, 除了硼对改善 Ni_3Al 晶间结合强度有贡献以外, 还可能与硼消除了 Ni_3Al 变形组织中的层错有关。因为层错的边界位错往往被认为是不可动的并容易在晶界处形成位错塞积, 造成晶界应力集中, 从而导致晶界开裂。本文的研究结果表明经添加 Pd 元素韧化的 $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{23.5}$ 合金的室温变形组织中仍存在着大量层错。加硼 Ni_3Al 变形组织中层错的消除可能是由于硼处于 Ni_3Al 的间隙位置点阵畸变大, 使合金中超肖克莱位错萌生困难和位错运动时的点阵阻力增大, 于是超位错以 APB 方式发生分解。而 Pd 在 Ni_3Al 中是置换 Ni 亚点阵位置^[4, 5], 并不引起大的点阵畸

变, 因此超位错仍可以 SISF 方式分解。另一方面虽然 30° 超肖克莱位错易成为一种固定位错, 但这种位错的固定程度较该合金中普遍存在的 Kear-Wilmsdorf 固定位错要弱, 因此不大可能成为影响 Ni_3Al 合金中应力作用下位错运动和合金形变的一个主要因素。 $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{23.5}$ 合金中层错的存在与合金的韧性无直接的联系。

REFERENCES

- 1 Baker I and Schulson E M. *Phys Stat Sol (a)*, 1984, 85: 481.
- 2 Yan W, Jones I P and Smallman R E. *Phys Stat Sol (a)*, 1991, 125: 469.
- 3 Hosseini A, Jones I P and Smallman R E. *Phys Stat Sol (a)*, 1992, 130: 25.
- 4 Chiba A, Hanada S and Watanabe S. *Mater Trans Japan Inst Metals*, 1991, 39: 842.
- 5 Chiba A, Hanada S and Watanabe S. *Acta Metall Mater*, 1991, 39: 1799.
- 6 Sun J, Lee C S and Lai J K L. *Phys Stat Sol (a)*, 1996, 185: 369.
- 7 Giamei A F, Oblak J M, Kear B H *et al.* In: *Proc 19th Meeting EMSA*, 1971: 112.
- 8 Sun J, Lee C S and Lai J K L. *Metal Mater Trans*, 1997, 28A: 1093.

SUPERLATTICE INTRINSIC STACKING FAULTS IN $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{23.5}$ ORDERED ALLOY

Sun Jian, Li Zhensheng[†] and Lai Qilue[†]

*Open Laboratory for High Temperature Materials and Tests,
Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, P. R. China*

[†] *Department of Physics and Materials Science, City University of Hong Kong*

ABSTRACT Many Superlattice intrinsic stacking faults were observed by TEM in an $L1_2$ ordered $\text{Ni}_{74.5}\text{Pd}_2\text{Al}_{23.5}$ alloy after deformation at room temperature. Most of the partial dislocations bounding the faults are elongated loops oriented at $\langle 011 \rangle$. The 30° super Schockley partials exist as locking dislocations with low mobility, however, they are not so strong as the Kear-Wilmsdorf lockings observed also in the deformed alloy.

Key words stacking faults dislocations intermetallic compound

(编辑 黄劲松)