

# 层片状双相 TiAl 合金拉伸与压缩变形行为差异\*

姚可夫

(清华大学机械系, 北京 100084)

乾晴行

(京都大学工学部, 京都 606-01, 日本)

山口正治

21  
308-312

**摘 要** 本文研究了层片状双相 TiAl 合金的室温拉伸压缩变形行为与断裂行为, 发现在拉压变形条件下, 其室温塑性有显著差异, 并且这种差异与裂纹扩展路径有关。在室温拉伸与压缩变形时, 该合金的拉压屈服应力随外载与层片界面间的夹角  $\varphi$  的变化趋势一致, 而拉压断裂应变  $\epsilon_f$  随夹角  $\varphi$  的变化趋势正好相反。外载与层片界面垂直时 ( $\varphi=90^\circ$ ), 拉伸断裂应变最小 ( $\epsilon_f \approx 0$ ); 压缩断裂应变最大 ( $\epsilon_f \approx 38\%$ )。夹角  $\varphi$  减小时, 拉伸断裂应变增加, 压缩断裂应变减小。在拉、压变形时裂纹的扩展路径不同。

**关键词** 双相 TiAl 合金, 层片界面, 断裂应变, 裂纹扩展

**中图分类号** TG146.2, TG111.91

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2000)03-0308-05

146-2

## DIFFERENCE OF DEFORMATION BEHAVIORS OF TiAl POLYSYNTHETICALLY TWINNED CRYSTALS IN TENSION AND COMPRESSION AT ROOM TEMPERATURE

YAO Kefu

Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084

INUI Haruyuki, YAMAGUCHI Masaharu

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto, Sakyo-ku, Kyoto606, Japan

Correspondent: YAO Kefu, associate professor, Tel: (010)62784856, Fax: (010)62770190,

E-mail: kefuyao@263.net or kfyao@me.tsinghua.edu.cn

Manuscript received 1999-09-20, in revised form 1999-11-29

**ABSTRACT** The deformation and fracture behaviors, in tension and in compression, of a TiAl-V alloy with polysynthetically twinned (PST) structure have been studied. It has been found that the room temperature ductilities in tension and in compression are quite different and this difference is closely related to the crack propagating way. When loading axis is perpendicular to the lamellar boundary ( $\varphi=90^\circ$ ), fracture strain is almost zero in tension while it is the largest one in compression. When the angle  $\varphi$  between loading axis and the lamellar boundary decreases, fracture strain increases in tension but decreases in compression. When  $\varphi=90^\circ$ , cracks tend to propagate along lamellar boundaries in tension while they tend to propagate across lamellar boundaries in compression. However, when  $\varphi=0^\circ$ , cracks tend to propagate across the lamellar boundary in tension while they tend to propagate along the lamellar boundary in compression. The influence of crack propagating way and resolved normal stress component of extra stress on the ductility has been discussed.

**KEY WORDS** polysynthetically twinned TiAl, lamellar boundary, fracture strain, crack propagation

TiAl 金属间化合物具有优异的高温强度和高温抗氧化性能与很低的比重<sup>[1-4]</sup>, 是一种极具潜力的低比重高温结构材料。但该材料在室温下很脆, 制约了其工业实际应用。因而解决该材料的室温脆性问题一直备受关注。实验结果表明含有少量 Ti<sub>3</sub>Al 相的具有层片状组织结构的双相 TiAl 合

金的室温延性优于单相合金。为了研究层片组织对双相 TiAl 合金的形变和断裂行为的影响, 日本京都大学 Yamaguchi<sup>[5]</sup> 等研制出了一种只有一组层片取向的类单晶双相 TiAl 晶体, 称为 polysynthetically twinned (PST) 双相 TiAl 晶体, 并研究了层片组织的取向对合金的性能与形变机制的影响<sup>[5-9]</sup>。实验结果表明, 当外载平行或垂直于层片界面时, 屈服应力较高, 称为硬取向; 而外载与层片界面夹角  $\varphi$  为  $30^\circ-70^\circ$  时, 屈服应力较低, 称为软取向。当  $\varphi=31^\circ$ , 延伸率高达 20% 以上, 远高于单相 TiAl 合金。

\* 日本文部省和国家教育部基金资助项目

收到初稿日期: 1999-09-20, 收到修改稿日期: 1999-11-29

作者简介: 姚可夫, 男, 1960 年生, 副教授, 博士

作者在文献 [8] 中报道了 PST TiAl-V 和 PST TiAl-Zr 双相晶体在室温拉伸和压缩变形时的位错组织结构和微观形变机制以及它们与性能的关系。为了进一步探讨层片组织与性能的关系, 本文研究了 PST TiAl-V 双相晶体的室温拉伸和压缩变形行为与断裂行为, 讨论了拉压性能差异与裂纹扩展的关系。

## 1 实验方法

实验用 PST (polysynthetically twinned) TiAl 双相合金用 ASGAL FZ-SS35W 悬浮区域熔炼炉制备, 其制备工艺与文献 [5-8] 一致。该材料的化学成分 (原子分数, %) 为 Ti-48.4Al-0.6V。拉伸和压缩试样的几何尺寸为  $2.5 \text{ mm} \times 2.5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ , 样品形状及其几何尺寸见图 1 所示。试样是用线切割方法在 PST TiAl 双相合金晶体上切割制备, 使与层片界面垂直的  $(112)_\gamma$  为试样表面, 即图 1 中的  $Y$  平面, 使加载方向分别与层片界面成  $0^\circ$ 、 $31^\circ$ 、 $51^\circ$ 、 $68^\circ$  和  $90^\circ$  角的位向切取试样, 并分别定义这些取向为  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $D$ 、 $N$  方向。试样表面先进行机械抛光, 然后进行电解抛光, 电解抛光液为 5% 高氯酸、35% 丁醇、60% 乙醇 (体积比)。拉伸和压缩试验均在岛津万能材料试验机上进行, 形变速率为  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。变形后的试样表面用光学显微镜和扫描电镜进行观察分析。

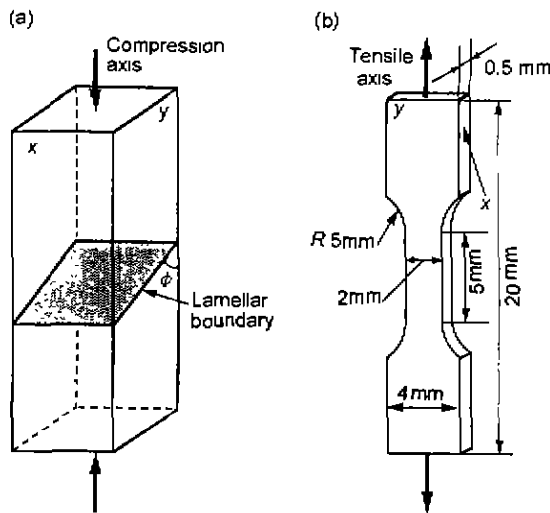


图 1 试样的几何形状与尺寸

Fig.1 Schematics of the shape and dimension of specimens  
(a) compressive specimen (b) tensile specimen

为了研究在室温下、大气中进行拉伸和压缩变形时裂纹的形核与扩展行为, 进行了准原位变形观察实验。即在加载过程中每增加一定量的变形量后卸去载荷, 然后用扫描电子显微镜和带偏振光的光学显微镜仔细观察试样表面, 检测是否有微裂纹形核和裂纹扩展。然后继续进行变形, 并重复上述过程, 直至破坏。

## 2 实验结果

图 2 为在室温下不同取向试样 (加载方向与层片界面之间的夹角  $\varphi$  分别为  $0^\circ$  ( $A$  方向)、 $31^\circ$  ( $B$  方向)、 $51^\circ$  ( $C$  方向)、 $68^\circ$  ( $D$  方向) 和  $90^\circ$  ( $N$  方向)) 的拉伸断裂应变和压缩断裂应变。可见在拉伸时, 当拉伸轴平行于层片界面时,  $\varepsilon_r=15\%$ ; 在  $\varphi=31^\circ$  延伸率最大达  $\varepsilon_r=28\%$ , 随着拉伸轴与层片界面的夹角  $\varphi$  继续增加,  $\varepsilon_r$  值快速下降。在拉伸轴垂直于层片界面时, 即  $\varphi=90^\circ$ ,  $\varepsilon_r \approx 0$ 。而在压缩变形时, 当加载方向与层片界面平行时 ( $\varphi=0^\circ$ ), 断裂应变  $\varepsilon_c=20\%$  最小, 随夹角  $\varphi$  增加断裂应变  $\varepsilon_c$  增加, 并且在加载方向与层片界面垂直时 ( $\varphi=90^\circ$ ) 达到最大值,  $\varepsilon_c=38\%$ 。图 2 所示的实验结果表明, 在室温下进行拉伸和压缩变形时, 拉压断裂应变随加载方向与层片界面间的夹角  $\varphi$  的变化趋势完全不相同。

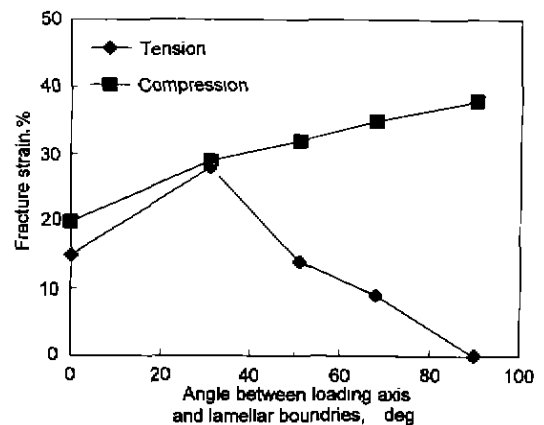


图 2 拉压断裂应变随加载取向与层片界面间的夹角  $\varphi$  的变化

Fig.2 Fracture strains both in tension and in compression vary with the angle  $\varphi$  between the loading axis and lamellar boundaries

图 3 为压缩变形试样在断裂时 (即载荷急剧下降时) 或即将断裂前的试样侧表面扫描电镜照片。图中箭头所示方向平行于外载方向。可见当载荷方向平行于层片界面时 ( $A$  方向), 裂纹以平行层片界面方向扩展 (图 3a)。当外载与层片界面的夹角  $\varphi=51^\circ$  时, 裂纹以横穿层片界面的方式向前扩展 (图 3b)。从图中还可见, 当裂纹扩展受阻时, 裂尖前端形核的微裂纹仍然以横穿层片界面的方式向前扩展长大。图 3c 所示为外载与层片界面垂直 ( $\varphi=90^\circ$ ) 时的裂纹扩展路径, 可见裂纹以横穿层片界面的方式向前扩展。实验观察发现, 除  $\varphi=0^\circ$  取向外, 对其它取向的样品, 裂纹均以横穿层片界面的方式向前扩展。在拉伸变形条件下, 从拉伸试样侧表面观察试样断口发现, 当外载平行于层片界面时 ( $A$  方向), 裂纹以横穿层片界面的方式向前扩展 (图 4a); 而外载与层片界面的夹角  $\varphi=31^\circ$  时 ( $B$  方向), 裂纹以部分横穿层片界面和部分平行层片界面的方式向前扩展 (图 4b); 而对其它取向, 裂纹以平行层片界面的方式向前扩展 (图 4c, 4d)。比



图3 压缩变形条件下的裂纹扩展路径

Fig.3 Crack propagating way in different orientations in compression

(a)  $\varphi=0^\circ$  (b)  $\varphi=51^\circ$  (c)  $\varphi=90^\circ$

较图3和图4可知,相同取向的试样在拉伸和压缩变形条件下的裂纹扩展路径却不相同。在多晶TiAl/Ti<sub>3</sub>Al双相合金中,Nonaka<sup>[10]</sup>等人发现在压缩变形的早期( $\epsilon \approx 1\%—2\%$ 时)便有微裂纹形核出现。为了研究PST TiAl合金室温压缩变形时的裂纹形核情况,进行了准原位变形观察实验。在变形过程中多次卸载,然后在光学显微镜和扫描电子显微镜下仔细观察变形样品的表面,检查是否有微裂纹形核。结果发现,直至压缩试样破坏之前(样品的压缩载荷下降时)仍未观察到裂纹形核。对于取向A,B,N的样品,未观察到微裂纹的最大压缩变形量分别为18%,25%,35%。然而,当

继续增加载荷时,最多增加 $\Delta\epsilon=2\%—3\%$ ,材料破坏,载荷下降。但与拉伸相比,材料失稳破坏速度要小得多,因而可以快速卸载而保留尚未完全破坏的样品以观察裂纹形核和裂纹扩展方式(图3)。对于取向B,在失稳破坏前观察到了形核的微裂纹,约继续进行2%的变形量后试样失稳破坏。这些结果表明裂纹长大和扩展速度明显慢于拉伸变形时的破坏速度。

对拉伸变形样品也进行了准原位变形观察。除 $\varphi=0^\circ$ 的A取向试样外,实验中在断裂前未发现裂纹形核。并且失稳断裂速度很快。当拉伸轴平行于层片界面时,裂纹扩展速度即试样破坏速度比其它取向慢。

### 3 讨论

从实验结果可知,无论屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 、断裂应变 $\epsilon_f$ 还是断裂形貌(或裂纹扩展路径)均与加载方向与层片界面间夹角 $\varphi$ 有关。在室温下拉伸和压缩屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 随加载方向与层片界面之间的夹角 $\varphi$ 的变化趋势完全一致<sup>[6,8]</sup>。在拉伸和压缩变形时,屈服强度都是在 $\varphi=0^\circ$ 和 $\varphi=90^\circ$ 时 $\sigma_{0.2}$ 较大,而在 $\varphi=30^\circ—70^\circ$ 时, $\sigma_{0.2}$ 较小。同一取向(即同一夹角 $\varphi$ )下,拉压变形的屈服强度值很接近,拉伸屈服强度略小于压缩屈服强度<sup>[6,8]</sup>。

除屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 外,相同取向的试样在拉、压变形状态下断裂应变 $\epsilon_f$ 和裂纹扩展路径均不同。根据实验结果,外载在层片界面上的拉应力分量可能起着较重要的作用。

拉伸实验结果表明<sup>[8]</sup>,裂纹倾向于沿层片状界面扩展。这表明与基体相比,界面相对较为脆弱。因此作用于层片状界面上的拉应力越大,裂纹越易于形核和扩展,并越容易断裂破坏。作用于界面上的拉应力主要有两个来源,一是外载在层片状界面上的拉应力分量,另一是形变引起的局部应力在层片状界面上的拉应力分量,而局部应力集中属短程应力,它主要对裂纹形核的贡献较大。

在拉伸状态下,外载在层片状界面上的拉应力分量为

$$\sigma_{SB} = f(\varphi)\sigma_a \quad (1)$$

式中 $\sigma_a$ 为外加应力。不同取向向下外载在层片界面上的拉应力分量见表1。可见当 $\varphi=90^\circ$ , $\sigma_{SB}=\sigma_a$ ,即此时层片界面承受的拉应力最大。因而在此取向向下拉伸变形时裂纹易形核与扩展。此时延伸率很低, $\epsilon_f \approx 0$ 。随外载与层片界面之间的夹角 $\varphi$ 减小, $\sigma_{SB}$ 下降,最终导致 $\epsilon_f$ 上升。当拉伸方向平行于层片界面时, $\sigma_{SB}=0$ ,因而裂纹难以沿层片界面扩展。此时,裂纹以穿越层片界面的方式扩展。大量实验结果表明<sup>[8,9]</sup>,当裂纹以穿越界面的方式扩展时,裂纹主要沿 $\{111\}$ 面扩展。这可能是由于裂纹扩展时是以在主裂纹前端形核微裂纹、微裂纹长大,然后微裂纹与主裂纹相连接的方式向前扩展有关。在TiAl合金中, $\{111\}$ 面是滑移面和孪晶面。而微裂纹易在形变带和孪晶面上形核。此外 $\{111\}$ 解理能

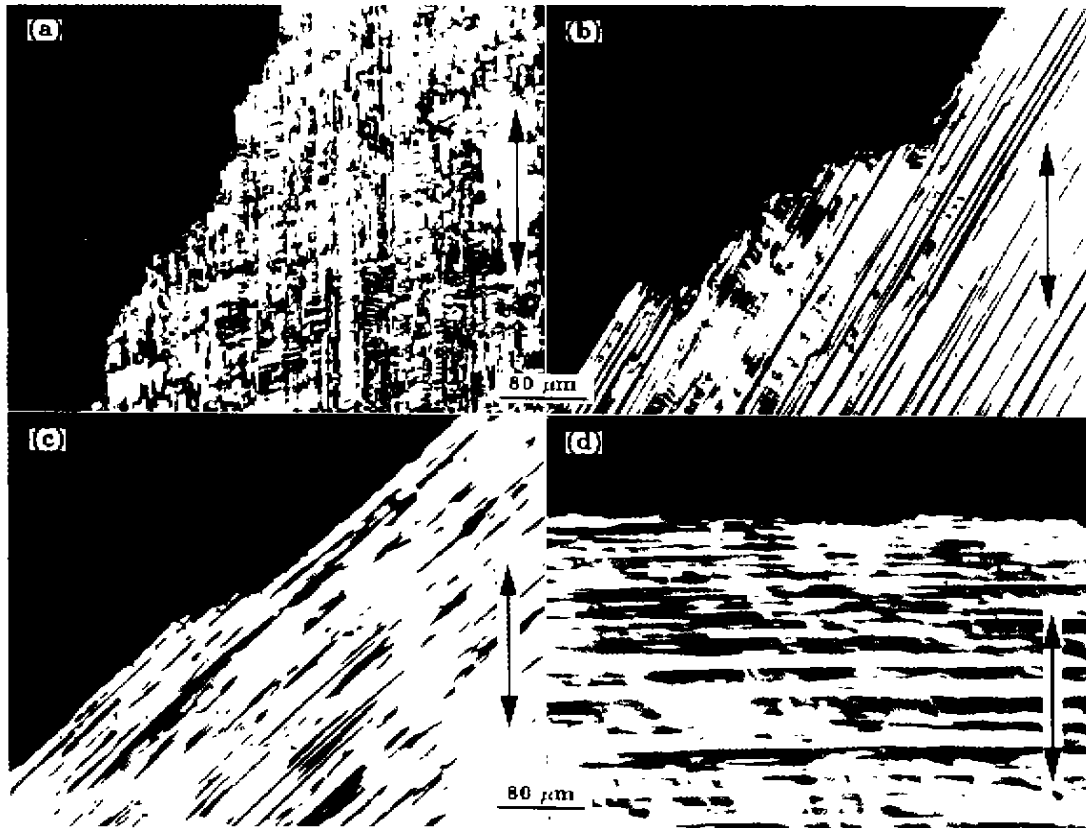


图 4 拉伸断口的侧面观察

Fig.4 Side views of fracture surfaces of tensile specimens with different orientations<sup>[8]</sup>

(a) φ=0° (b) φ=31° (c) φ=51° (d) φ=90°

表 1 不同取向试样中外载在层片界面上的分解拉应力  $\sigma_{SB} = f(\varphi)\sigma_a$

Table 1 The resolved tensile stress of extra loading stress on the lamellar boundary in different orientations

Orientation	A	B	C	D	N
φ, deg	0	31	51	68	90
f(φ)	0	0.265	0.603	0.875	1.0

较低<sup>[11]</sup>, 这些因素可能使裂纹沿 {111} 面扩展.

在压缩变形时, 假定两端面为固定不变形面, 并假定体积不可压缩. 此时,  $\sigma_m = \sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz} = 0, \sigma_{xx} + \sigma_{yy} = -\sigma_{zz}$ . 若  $\sigma_{zz}$  为外载  $\sigma_a$ , 则近似有  $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} \approx 1/2\sigma_{zz} = 1/2\sigma_a$ . 即在样品远离两端面处存在垂直于加载方向的拉应力. 其大小约为  $1/2\sigma_a$ . 外载方向平行于层片界面时, 拉应力  $\sigma_{xx}$  垂直于层片界面, 即此时在同样外载  $\sigma_a$  作用下, 层片界面上所承受的拉应力最大. 因此, 裂纹以平行于层片界面的方式扩展. 而在其它取向时, 作用于层片界面上的拉应力较小. 当夹角较大时, 层片界面还承受压应力. 因而在其它取向时, 裂纹难以沿层片界面扩展, 故以穿越层片界面的方式扩展. 此时层片界面将对裂纹扩展产生阻碍作用. 当加载方向与层片界面间的夹角  $\varphi$  增加时, 层片界面对裂纹的

扩展阻力增大, 微裂纹难以扩展长大. 故在该取向向下断裂应变增大. 并在外载垂直于层片界面时, 断裂应变最大.

根据上述讨论结果, 在拉伸变形时裂纹扩展阻力最大的取向应是  $\varphi=0^\circ$  的 A 取向. 因而该取向的试样应具有最大的拉伸断裂应变值. 然而, 实验结果表明是  $\varphi=31^\circ$  的 B 取向试样的拉伸断裂应变值最大 (图 2). 其原因目前仍不清楚. 可能与形变机制和流变应力有关. 在  $\varphi=31^\circ$  时, 试样为软取向, 屈服应力和流变应力均远小于  $\varphi=0^\circ$  的 A 取向. 并且, 在变形时滑移面的转动 (B 取向时的滑移面主要是平行于层片界面的 {111}<sup>[6,8]</sup>) 会使  $\varphi$  值进一步减小, 因而 B 取向试样变形时的  $\sigma_{SB}$  值并不很大. 而当裂纹以穿越界面的方式扩展时, 以在与层片界面相交的 {111} 滑移面和孪晶面上微裂纹形核、长大, 然后微裂纹与主裂纹相连接的方式向前扩展. 因此, 外载和局部应力集中在与层片界面相交的 {111} 面上的拉应力分量起着较重要的作用. 由于 B 取向试样的主要变形机制是平行于层片界面的滑移和孪生形变, 因而在与层片界面相交的 {111} 面上由形变产生的局部应力集中较小, 而流变应力也远小于  $\varphi=0^\circ$  的 A 取向. 故 B 取向试样变形时裂纹穿越界面扩展的驱动力也远小于 A 取向. 这些因素可能是 B 取向试样的拉伸断裂应变值大于 A 取向试

样的原因.

#### 4 结论

(1) 单组层片状 TiAl/Ti<sub>3</sub>Al 双相合金室温拉伸与压缩变形行为均与加载方向和层片界面间的夹角  $\varphi$  密切相关. 在拉伸变形时, 当  $\varphi=90^\circ$  时,  $\varepsilon_f \approx 0$ , 随  $\varphi$  减小,  $\varepsilon_f$  增加. 在  $\varphi=31^\circ$  时,  $\varepsilon_f \approx 28\%$  达最大值; 而在压缩变形时,  $\varphi=90^\circ$ ,  $\varepsilon_f \approx 38\%$  为最大值,  $\varphi$  减小时,  $\varepsilon_f$  减小, 当  $\varphi=0^\circ$ ,  $\varepsilon_f \approx 20$  为最小值.

(2) 在拉伸和压缩变形条件下, 裂纹扩展路径不同. 在拉伸变形时,  $\varphi=0^\circ$  时, 裂纹以穿越层片界面的方式扩展, 而当  $\varphi=31^\circ$  时, 裂纹以部分穿越层片界面、部分平行界面的方式扩展, 继续增加  $\varphi$  值, 裂纹以平行层片界面的方式向前扩展; 在压缩变形时, 在  $\varphi=0^\circ$  时, 裂纹以平行界面方式扩展, 而在  $\varphi \geq 30^\circ$  时, 裂纹以穿越层片界面的方式向前扩展. 外载在层片界面上的拉应力分量对裂纹扩展路径选择有重要影响.

(3) 裂纹扩展路径与该合金的室温塑性密切相关. 无论是在拉伸变形还是在压缩变形条件下, 当裂纹沿层片界面扩

展时断裂应变较小, 而裂纹穿越层片界面扩展时断裂应变值较大.

#### 参考文献

- [1] Yamaguchi M, Umakochi Y. *Progr Mater*, 1990; 34: 1
- [2] Kim Y W, Dimiduk D M. *JOM*, 1991; 43: 40
- [3] Kim Y W. *JOM*, 1994; 46: 30
- [4] Yamaguchi M, Inui H. In: Darolia R, Lewandowski J J, Liu C T, Waracle P L, Nathal M V eds., *Structural Intermetallics* Warrendale, Pa: TMS, 1993: 127
- [5] Fujiwara T, Nakamura A, Hosomi M, Nishitani S, Shirai Y, Yamaguchi M. *Philos Mag*, 1990; A60: 591
- [6] Inui H, Oh M H, Nakamura A, Yamaguchi M. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 3095
- [7] Inui H, Nakamura A, Oh M H, Yamaguchi M. *Philos Mag*, 1992; A66: 557
- [8] Yao K F, Inui H, Kishida K, Yamaguchi M. *Acta Metall Mater*, 1995; 43: 1075
- [9] Yokoshima S, Yamaguchi M. *Acta Metall Mater*, 1996; 44: 873
- [10] Nonaka K, Yanosaki K, Fujita M, Chiba A, Kaabata T, Izumi O. *Mater Trans JIM*, 1992; 33: 802
- [11] Yoo M H, Fu C L. *Mater Sci Eng*, 1992; A153: 470