

# 全层状结构的 $\gamma$ -TiAl 中裂纹扩展的 TEM 原位观察 \*

陆永浩<sup>1,2)</sup> 张永刚<sup>2)</sup> 乔利杰<sup>1)</sup> 王燕斌<sup>1)</sup> 陈昌麒<sup>2)</sup> 褚武扬<sup>1)</sup>

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** 本文采用 TEM 原位拉伸技术研究了处于不同取向的全层状结构的 Ti-49%Al(原子分数)合金 (PST 晶体) 的断裂机制。结果表明: PST 晶体裂纹萌发及扩展机制强烈依赖于 PST 晶体的晶体学取向, 裂纹尖端位错发射能力的不同和界面的约束是造成不同取向 PST 晶体具有不同断裂机制的根本原因。

**关键词** PST 晶体, TiAl 合金, 断裂机制

中图分类号 TG111, TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(1999)12-1233-04

## IN - SITU TEM OBSERVATION OF CRACK PROPAGATION IN FULLY LAMELLAR $\gamma$ -TiAl BASED ALLOYS (PST CRYSTALS)

LU Yonghao<sup>1,2)</sup>, ZHANG Yonggang<sup>2)</sup>, QIAO Lijie<sup>1)</sup>, WANG Yanbin<sup>1)</sup>, CHEN Changqi<sup>2)</sup>, CHU Wuyang<sup>1)</sup>

1) Department of Materials Physics, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Department of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083

Correspondent: CHU Wuyang, professor, Tel: (010)62332345

Manuscript received 1999-05-10, in revised form 1999-07-20

**ABSTRACT** The fracture mechanisms of differently oriented fully lamellar Ti-49Al(atomic fraction, %) based alloys (PST crystals) have been investigated by *in-situ* TEM technique. The results indicate that the nucleation and propagation mechanisms of crack in differently oriented PST crystals are dependent on the crystal orientation, which may be due to the different disparity in ability of dislocation emission and limitation of lamellar interfaces in differently oriented PST crystals.

**KEY WORDS** PST crystal, TiAl alloy, fracture mechanism

在  $\gamma$ -TiAl 基合金中, 层状组织不仅比其他组织具有更高的断裂韧性、更好的蠕变性能, 而且具有强烈的各向异性, 因而日益受到重视<sup>[1,2]</sup>。对层状组织断裂及初化机制的研究一直是  $\gamma$ -TiAl 基合金研究的焦点之一。用 SEM 对层状结构的断裂机制研究表明<sup>[3]</sup>, 裂尖区及桥联区多重断裂且裂纹倾向于沿滑移带萌生和扩展是层状组织的断裂特点。陈明伟等采用原位 TEM 技术对多晶体层状组织及类单晶全层状组织 (PST 晶体 (polysynthetically twinned crystal)) 研究了裂纹尖端与片层的交互作用<sup>[4,5]</sup>。本文作者曾用 SEM 原位拉伸技术宏观地研究了 PST 晶体片层取向对断裂机制 (微裂纹萌发及裂纹扩展机制) 的影响<sup>[6]</sup>。本文采用 TEM

原位拉伸技术研究了不同取向 PST 晶体微裂纹的产生及裂纹扩展的微观机制。

### 1 实验方法

所用 PST 晶体在自制设备中用磁悬浮区熔法制备。母合金成分为 Ti-49Al(原子分数, %), 母合金在真空冷坩埚感应悬浮炉中制得。按 PST 晶体不同的晶体学取向用线切割方法切出原位拉伸试样, 用机械减薄方法将试样减薄至 50—100  $\mu\text{m}$ , 然后用电解双喷减薄法减薄成 TEM 试样, 电解液为含 10% 高氯酸的无水乙醇, 电解温度低于 -30  $^{\circ}\text{C}$ 。原位拉伸实验在 H-800 透射电镜上进行, 利用人工方式加载, 必要时采用单倾台对试样进行旋转。经衍射分析, 试样的膜面接近  $[1\bar{1}0]$  方向。

### 2 实验结果

#### 2.1 I 型裂纹近似垂直于片层

I 型裂纹近似垂直于片层, 拉伸时裂尖首先发射大量位错, 有时从  $\gamma/\gamma$  片层界面也可发出位错, 如图 1 所示。在图

\* 国家自然科学基金资助项目 59895153

收到初稿日期: 1999-05-10, 收到修改稿日期: 1999-07-20

作者简介: 陆永浩, 男, 1967 年生, 博士

1 中裂尖前方第 2 板条  $\gamma$  存在大量位错, 第 3 个板条则引发板条内部跨片层滑移. 当外加应力较大时, 不仅可放出位错, 也可产生形变孪晶. 一旦孪晶达到  $\gamma/\alpha_2$  界面时, 在其前方就会出现很大的应力集中<sup>[7]</sup>, 从而在  $\alpha_2$  片层内引发位错的增值和运动, 如图 2 所示. 在图 2 中, AB 和 BC 是  $\gamma$  片层内的孪晶, CD 则是  $\alpha_2$  片层处于  $(1\bar{1}00)$  面的位错列, 倾转试样可清楚地看出  $\alpha_2$  片层内的位错情况. 当这种由塞积或孪晶引起的变形到达一定程度时, 就会沿滑移面产生微裂纹, 如图 3a 所示. 在图 3a 中, AB 为  $\alpha_2$  沿  $(1\bar{1}00)$  面的微裂纹, CD 和 EF 则为局部形变而产生的薄区, 当进一步拉伸时它们也将变为微裂纹, GH 为  $\gamma$  片层中沿孪晶的局部形变而形成的薄区, 它们也将成为微裂纹. 一般情况下, 在裂纹尖端  $\alpha_2$  板条更容易产生微裂纹, 例如在图 3b 中, 在裂纹 A 附近存在大量的位错和孪晶, 在 B 处附近已形成一个贯穿  $\alpha_2$  片层的微裂纹, 在 C 处形成一个发源于  $\alpha_2/\gamma$  界面的向  $\gamma$  扩展的微裂纹. 在裂纹扩展过程中, 当裂

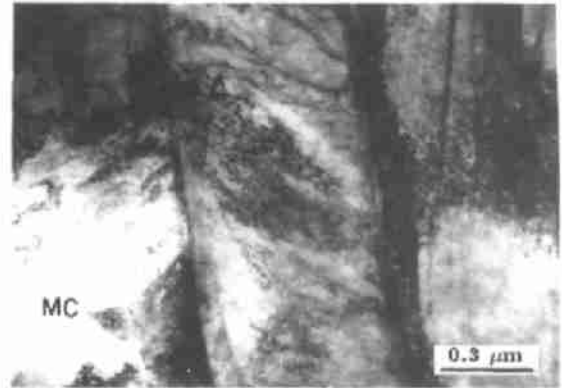


图 1 垂直于片层的裂纹前端产生大量位错

Fig.1 A lot of dislocations forming ahead of the crack tip perpendicular to the lamellae (MC—main crack)

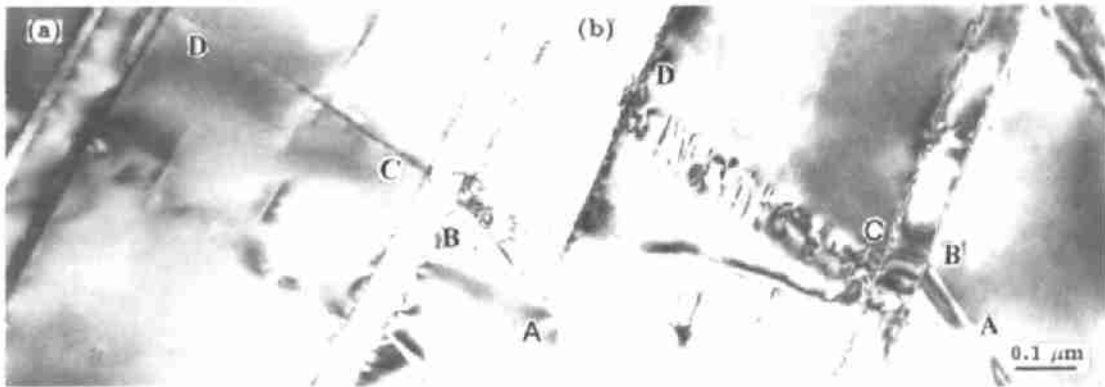


图 2 垂直于片层的裂纹前端产生的  $\gamma$  相形变孪晶激发  $\alpha_2$  相柱面位错的产生

Fig.2 The pyramidal slips in  $\alpha_2$  lamellae activated by deformation twins in  $\gamma$  lamellae ahead of the crack tip perpendicular to the lamellae

(a)  $B \approx \bar{1}10_\gamma$  (b)  $B \approx 002_\gamma$

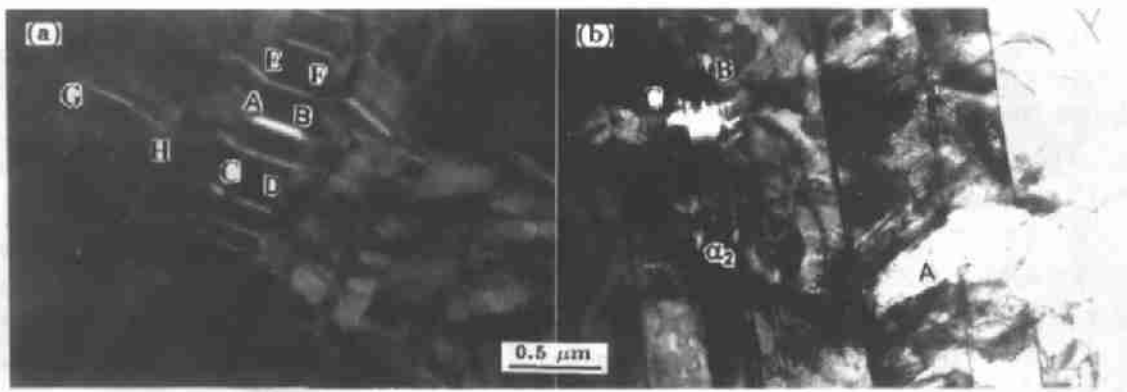


图 3 垂直于片层的裂纹前端  $\alpha_2$  板条及相邻  $\gamma$  板条形变和断裂的情况

Fig.3 The deformations and fractures of  $\alpha_2$  and adjacent  $\gamma$  lamellae ahead of the crack tip perpendicular to the lamellae

(a) fracture along slip planes in  $\alpha_2$  and adjacent  $\gamma$  lamellae (b) the fracture of  $\alpha_2$  lamellae

纹前端  $\gamma/\gamma$  界面产生的形变孪晶发展到一定程度并与界面发生交互作用时就会产生巨大的应力集中, 从而在孪晶 /  $\gamma$  界面的交叉处萌发微裂纹, 如图 4 所示. 在图 5a 中主裂纹 A 前方已形成 5 个微裂纹, 其中裂纹 5 已贯穿  $\alpha_2$  片层. 裂纹 4, 3, 2 发源于  $\gamma/\gamma$  界面, 这些微裂纹与  $\gamma/\gamma$  界面处的形变孪晶有关, 裂纹 1 由 3 个微裂纹连接而成. 一旦微裂纹达到  $\gamma/\alpha_2$  界面, 高的应力集中可导致沿界面开裂, 如图 5a 所示. 继续拉伸, 裂尖位错不断发射、增殖和运动的同时, 主裂纹向前扩展, 新的微裂纹不连续形核, 而原来的微裂纹则不断长大而连接, 同时在微裂纹 4 前端出现了几条平行的形变聚集带, 如图 5b 所示. 继续拉伸, 则裂纹沿其中一条形变聚集带扩展, 如图 5c 所示.

## 2.2 I 型裂纹近似平行于片层

I 型裂纹平行于片层时情况与垂直于片层的情况不同.

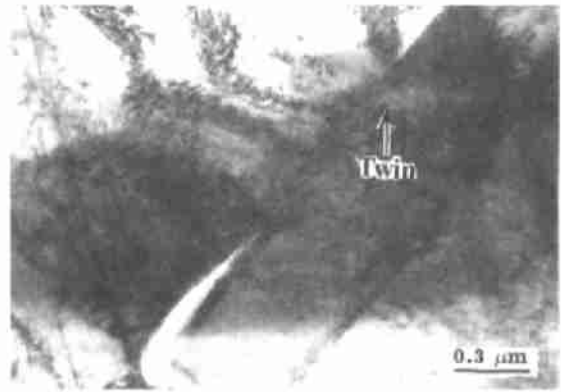


图 4 垂直于片层的裂纹前端在形变孪晶与  $\gamma$  界面交叉处产生微裂纹  
Fig.4 The microcracks nucleating at the insection of twin/ $\gamma$  interface ahead of the crack tip perpendicular to the lamellae

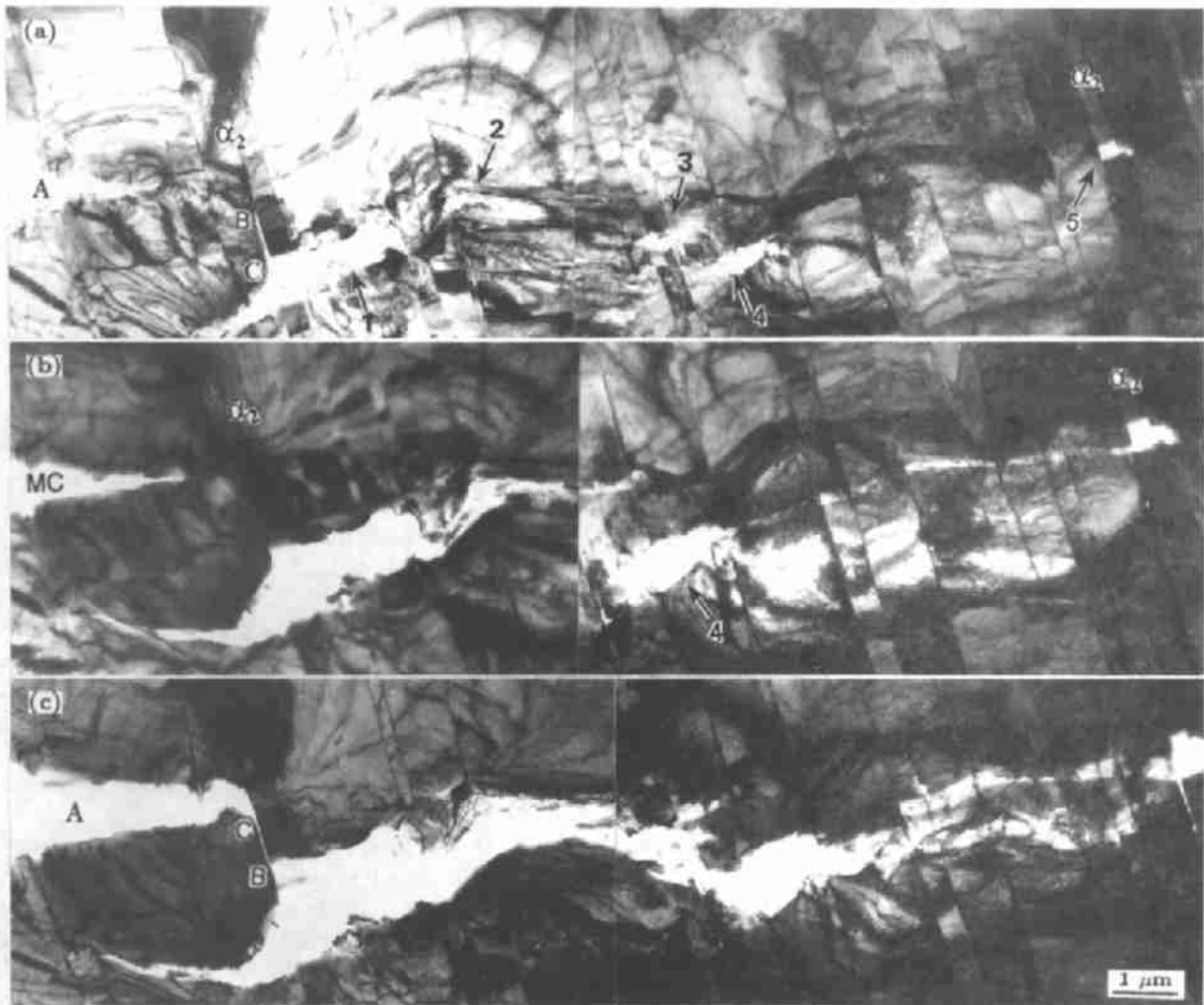


图 5 垂直于片层的裂纹前端的断裂机制  
Fig.5 The fracture mechanism ahead of the crack tip perpendicular to the lamellae

(a) the microcracks nucleating ahead of the crack tip (b) after loading the nucleation and propagation of the microcrack ahead of the crack tip (MC—main crack) (c) after further loading the nucleation and propagation of microcrack ahead of the crack tip

拉伸时裂尖也能发射位错,但数量较少,裂纹很容易沿 $\gamma/\gamma$ 或 $\gamma/\alpha_2$ 界面扩展,如图6a所示。微裂纹沿片层界面不连续形核,沿两相邻的界面扩展的微裂纹通过韧带剪切机构相连接。在很多情况下,微裂纹也可沿 $\gamma$ 内部的解理面(如平行于界面的(111)面)形核及扩展,如图6b所示。文献[5]也获得了相类似的结果。

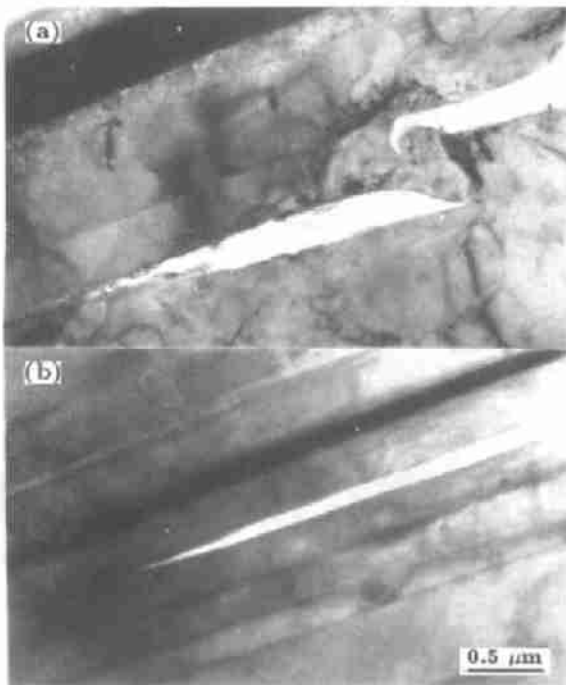


图6 平行于片层的裂纹尖端出现的微裂纹

Fig.6 Microcracks ahead of crack tip parallel to the lamellae (a) microcrack nucleating at  $\gamma/\gamma$  interface (b) microcrack nucleating in  $\gamma$  lamella

### 3 讨论

由Orowan公式可知,  $K_{IC}^2(1-\nu^2)/E = 2\gamma_s + \gamma_p$ <sup>[8]</sup>。其中 $K_{IC}$ 为断裂韧性,  $\nu$ 为Poisson比,  $E$ 为弹性模量,  $\gamma_s$ 为表面能,  $\gamma_p$ 为塑性变形能。当裂纹平行于片层界面时 $K_{IC}$ 具有最小值,即 $K_{IC} = 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ <sup>[9]</sup>, TiAl的 $E=173 \text{ GPa}$ ,  $\nu=0.29$ <sup>[10]</sup>,代入上式可得 $2\gamma_s + \gamma_p = 13.2 \text{ J/m}^2$ , TiAl的 $\gamma_s < 2 \text{ J/m}^2$ ,因此 $\gamma_p > 10^2\gamma_s$ 。由此可知,即使对于I型裂纹平行片层的情况,裂纹的形核和扩展必然涉及局部塑性变形。对等轴 $\gamma$  TiAl的原位观察表明,拉伸时裂尖首先发射位错,保持恒位移就会形成无位错区(DFZ)<sup>[11]</sup>,由于无位错区是弹性区,其应力有可能等于原子键合力<sup>[12]</sup>,从而导致纳米尺寸微裂纹在DFZ中(包括原裂尖)形核<sup>[11]</sup>。

观察表明,如果I型裂纹垂直界面,则很容易观察到位错的发射和运动(如图1)。但如果I型裂纹平行于界面,则裂纹沿界面形核前不会有大规模的位错发射和运动。有限元分析表明<sup>[13]</sup>,当裂尖处于 $\gamma$ 片层的I型裂纹垂直于片层

时,作用于(111)[111], (111)[110], (111)[101]滑移系上的分切应力 $\tau \geq 3.0\sigma_\infty$ ( $\sigma_\infty$ 为外加应力),从而多个滑移系可开动。但如I型裂纹平行片层时,作用在所有滑移系上的分切应力均小于 $1.3\sigma_\infty$ ,因而只有当外应力较高时才有可能发生滑移。有限元分析也表明,当I型裂纹平行片层时,作用于(111)解理面(它也是片层界面)上的正应力为 $3.7\sigma_\infty$ ,因而微裂纹很容易沿片层界面形核(见图6a),或沿 $\gamma$ 片层内平行于界面的(111)解理面形核(见图6b)。但当I型裂纹垂直于片层时,作用在(111)面(片层界面)上的正应力只有 $2.6\sigma_\infty$ ,远小于 $\gamma$ 片层内其它解理面上的正应力,例如在(111)面上 $\sigma=5.8\sigma_\infty$ ,在(010)面上 $\sigma=5.4\sigma_\infty$ ,因而微裂纹并不择优沿 $\gamma/\gamma$ 片层界面形核(见图5)。

有限元计算仅考虑了弹性条件下的应力集中,没有考虑为位错塞积及孪晶前方的应力集中。Smith指出<sup>[14]</sup>,当位错塞积数目很高时,滑移系上的塞积应力就可达到原子键合力,从而导致裂纹沿滑移面形核,如图3a所示。

### 4 结论

(1)当I型裂纹垂直于片层时,裂尖首先发射位错或形成孪晶,当局部塑性变形发展到临界条件时就会形成微裂纹。在 $\alpha_2$ 片层内,微裂纹沿滑移面形核;在 $\gamma$ 片层内,裂纹优先在非界面的跨片层的解理面或孪晶面形核。

(2)当I型裂纹平行于片层时,裂纹发射位错困难,微裂纹优先沿片层界面或 $\gamma$ 片层内部平行片层界面的解理面形核。

### 参考文献

- [1] Kim Y W, Dennis M, Dimiduk D M. *JOM*, 1991; 40
- [2] Yamaguchi M, Inui H. In: Darolia R, Lewandowski J J, Liu C T. *Structural Intermetallics*, Champion, Pennsylvania: The Minerals, Metals and Materials Society, 1993: 127
- [3] Kim Y W. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 1217
- [4] Chen M W, Lin D L, Chen D. *Acta Mater Sin*, 1994; 30: A416  
(陈明伟, 林栋梁, 陈达. 金属学报, 1994; 30: A416)
- [5] Chen M W, Lin D L, Chen D. *Trans Nonferrous Met Soc Chin*, 1997; 7: 67  
(陈明伟, 林栋梁, 陈达, 汪德宁. 中国有色金属学报, 1997; 7: 67)
- [6] Lu Y H, Zhang Y G, Chen C Q. *Scr Mater*, 1998; 39: 1243
- [7] Zhe J. *Philos Mag*, 1995; 70A: 1201
- [8] Chu W Y. *A Basic Introduction To Fracture Mechanics*. Beijing: Science and Technology Press, 1979: 4  
(褚武扬. 断裂力学基础. 北京: 科学技术出版社, 1979: 4)
- [9] Yososhima S, Yamaguchi M. *Acta Mater*, 1996; 44: 873
- [10] Schfrik R E. *Metall Trans*, 1977; 8A: 1003
- [11] Gao K W, Chu W Y, Wang Y B. *Sci Chin*, 1994; 24A: 993  
(高克玮, 褚武扬, 王燕斌. 中国科学, 1994; 24A: 993)
- [12] Zhu T, Yang W, Guo T. *Acta Mater*, 1996; 44: 3049
- [13] Lu Y H, Zhang Y G, Qiao L J, Wang Y B, Chen C Q, Chu W Y. *Acta Mechan Sin*, in Press
- [14] Smith E. *Acta Metall*, 1966; 14: 985, 991