

文章编号: 1004- 0609(1999)03- 0488- 05

# Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金的解理裂纹<sup>①</sup>

文九巴 戎咏华 陈世朴 胡赓祥

(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)

**摘要:** 利用 Stroh 位错塞积模型解释了 L<sub>12</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温解理裂纹的萌生。计算表明, 位错塞积优先在与滑移面成 35.3°方向诱发微裂纹, 导致解理断裂。经室温弯曲断口解理面取向的电子背散射衍射(EBSD)测试结果验证表明, L<sub>12</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温解理断裂裂纹优先在{110}晶面萌生。

**关键词:** L<sub>12</sub> 结构 Al<sub>3</sub>Ti; 解理断裂; 电子背散射

**中图分类号:** TG111.91

**文献标识码:** A

Ti-Al 系金属间化合物被认为是航空航天领域潜在的新一代高温结构材料, 有的(如 Ti<sub>3</sub>Al) 已开始应用考核<sup>[1~3]</sup>。在 Ti-Al 系中 Al<sub>3</sub>Ti 具有最低的密度, 高的比强度, 良好的耐热性和抗氧化性<sup>[4]</sup>。然而, Al<sub>3</sub>Ti 在室温下极脆。人们通过合金化使具有 DO<sub>22</sub>结构的二元 Al<sub>3</sub>Ti 转变为 L<sub>12</sub> 结构的三元或多元 Al<sub>3</sub>Ti, 提高了晶体结构的对称性, 获得了较好的压缩塑性。但其室温拉伸塑性仍然几乎为零<sup>[5]</sup>, 有本征脆性穿晶解理的特征。因此, 对 L<sub>12</sub> 结构 Al<sub>3</sub>Ti 合金的解理特点及脆性机理的研究引起了人们的兴趣。本文利用断裂力学原理及脆性断裂的位错理论, 对 L<sub>12</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温解理裂纹的萌生位置进行了理论计算, 并利用该合金室温三点弯曲试样断口解理刻面晶体学取向的测定结果进行了验证。从而可以确定该合金室温解理裂纹的萌生位置。

## 1 原理

对于脆性断裂裂纹形成机制的研究, 广泛

采用位错塞积模型。Stroh<sup>[6]</sup>研究了晶体内的障碍物, 如晶界、亚晶界、第二相颗粒, 位错缠结等对位错运动的阻碍作用, 障碍附近由于位错塞积而产生应力集中, 如图 1 所示。如果滑移面上有切应力  $\tau$  作用, 运动的位错遇到障碍(如图中  $O$  点)时将在障碍前受到塞积, 在  $Op$  方向上距塞积头  $r$  处产生的正应力  $\sigma$  可表达为<sup>[7]</sup>

$$\sigma = \frac{3}{2}(L/r)^{1/2} \tau \sin \theta \cos(\theta/2) \quad (r \ll L) \quad (1)$$

式中  $2L$  为滑移带长,  $\theta$  为  $r$  与滑移面的交角, 按照文献[7, 8]的处理方法, 如果将  $\sigma_a$  看作是产生长度为  $c$  的裂纹所需要的力, 并沿裂纹长度取平均值, 则

$$\sigma_a = \frac{1}{c} \int_0^c \sigma dr \quad (2)$$

$$\sigma_a = 3(L/c)^{1/2} \tau \sin \theta \cos(\theta/2) \quad (c \ll L) \quad (3)$$

如果  $\sigma_a$  达到并超过材料的强度极限时, 即产生裂纹。

按 Griffith 理论, 无限大平板中存在一椭

① 国家自然科学基金资助项目 59471003 收稿日期: 1998- 06- 11; 修回日期: 1998- 10- 13

文九巴(1958- ), 男, 博士研究生

圆形裂纹时,若平板厚度大于裂纹长度,则由于裂纹存在,单位体积厚板中弹性储能  $W_e$  减少,其表达式为<sup>[7]</sup>

$$W_e = - (1 - \nu^2) \pi \sigma^2 c^2 / 4E \quad (4)$$

式中  $\nu$  为泊松比,  $E$  为弹性模量,  $c$  为裂纹长度。形成这种裂纹时,增加了表面能  $W_s$ ,

$$W_s = 2c\gamma \quad (5)$$

式中  $\gamma$  为表面能。只有表面能的增加小于弹性能降低的数值时,裂纹才能扩展,即裂纹扩展的条件是  $W_e > W_s$ ,所以平衡临界应力可由下式导出

$$\frac{d}{dc} (W_e + W_s) = 2\gamma - (1 - \nu^2) \pi \sigma^2 c / 2E = 0$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{4\gamma E}{(1 - \nu^2) \pi c}} \quad (6)$$

比较式(3)和式(6)可知,位错在切应力作用下,滑移受到晶界阻碍,在与滑移面方向成  $\theta$  角的方向上距晶界等塞积物  $c$  处产生的正应力达到  $\sigma_c$  时,即产生解理。因此,通过计算合金在应力作用下,在位错受阻的障碍物处的应力情况,当可预测合金解理裂纹萌生的位置。

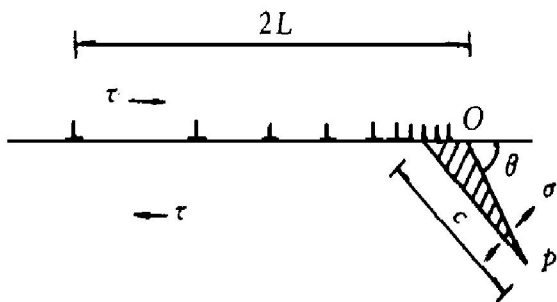


图1 位错塞积而产生裂纹的示意图

Fig. 1 Schematic drawing of cracks initiation due to a pile-up of dislocations

## 2 理论计算

由 Stroh 理论可计算滑移位错受阻时在与滑移面成不同角度方向上因位错塞积而产生的正应力  $\sigma_a(\theta)$ 。根据 Griffith 断裂理论又可计算在不同解理面产生解理的临界正应力  $\sigma_{c\{hkl\}}$ ,通常解理产生于低指数晶面。通过比较  $\sigma_a(\theta)$  和  $\sigma_{c\{hkl\}}$  可预测解理裂纹的萌生。

### 2.1 $\sigma_a(\theta)$ 的计算

L1<sub>2</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub> 合金的滑移面为 {111}, 当位错受到障碍塞积时,将在不同的方向产生各异的应力集中。对 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub> 合金在室温弯曲应力状态下, (111) 晶面上滑移的位错受到晶界阻碍时,利用式(3)以  $2L$  代替晶粒直径,令  $\tau = \sigma/2$ , 其中  $\sigma$  为合金室温弯曲强度,计算的由于位错塞积在与滑移面成不同角度的方向上距晶界等障碍物的距离为  $c$  处的最大正应力分别为:

$$\sigma_{a(\theta=35.3^\circ)} = 47.47c^{-1/2},$$

$$\sigma_{a(\theta=54.7^\circ)} = 62.48c^{-1/2},$$

$$\sigma_{a(\theta=70.5^\circ)} = 66.38c^{-1/2}。$$

### 2.2 $\sigma_c$ 的计算

对于 L1<sub>2</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub> 合金,利用固体与分子的经验电子理论(EET)<sup>[9]</sup>计算了几种低指数晶面的表面能( $\gamma$ ),其中{110}, {100}, {111}, {112}晶面的表面能,分别为 3.12, 4.17, 4.87, 8.93 J/m<sup>2</sup>。由晶体学可知, {111}晶面与{110}晶面的夹角为 35.3°, 与{100}晶面的夹角为 54.7°, 而同族{111}晶面之间的夹角为 70.5°。Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金的  $E$  为 175 GPa,  $\nu$  为 0.2<sup>[10]</sup>, 假设合金在不同晶面上具有相同的临界裂纹长度,根据式(6)计算的在不同晶面产生解理的临界正应力为  $\sigma_{c\{110\}} = 19.033c^{-1/2}$ ,  $\sigma_{c\{100\}} = 22.044c^{-1/2}$ ,  $\sigma_{c\{111\}} = 23.779c^{-1/2}$ 。

将式(3)计算的结果与式(6)计算的数据比较可知, (111) 晶面上的滑移位错受阻而塞积产生的正应力将优先达到与(111)晶面夹角为 35.3°的(110)晶面产生解理的临界应力  $\sigma_{c\{110\}}$ 。因此合金在室温弯曲时解理裂纹将优先发生于{110}晶面。

## 3 实验结果与分析

实验用真空感应熔炼的 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub> 合金,经 1050 °C, 60 h 均匀化处理,晶粒尺寸 80~100 μm, 经 X 射线衍射分析为单相 L1<sub>2</sub> 结构。

组织中含有少量的第二相。用电火花线切割加工成  $3\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 25\text{ mm}$  试样, 进行室温三点弯曲实验。用 S-520 扫描电镜进行试样断口观察。利用电子背散射 (EBSD) 对室温断口的解理面晶体学位向进行测定。关于利用 EBSD 技术对多晶材料断口解理面晶体学位向的测定方法详见文献 [11]。

$\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  合金室温三点弯曲实验结果表明, 弯曲强度 257 MPa, 断口呈明显的穿晶解理, 其断口形貌见图 2。实验利用 EBSD 技术对室温弯曲试样断口中 13 个解理刻面测定表明<sup>[11]</sup>, 有 7 个刻面属  $\{110\}$  型晶面, 4 个属  $\{100\}$  型晶面, 1 个属  $\{111\}$  型晶面, 1 个属  $\{112\}$  型晶面, 图 3 为  $\{100\}$  型解理刻面的菊池图及菊池极标定图。从解理面的测试统计结果来看,  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  合金室温三点弯曲试样断口中,  $\{110\}$  型解理刻面约占 54%,  $\{100\}$  型刻面约占 31%,  $\{111\}$  型刻面约占 8%, 可以认为合金室温弯曲解理断裂优先产生于  $\{110\}$  型晶面, 其次是  $\{100\}$  型晶面, 再其次是  $\{111\}$  型晶面或其它晶面。

$\text{L}_{12}\text{-Al}_3\text{Ti}$  金属间化合物具有面心立方的

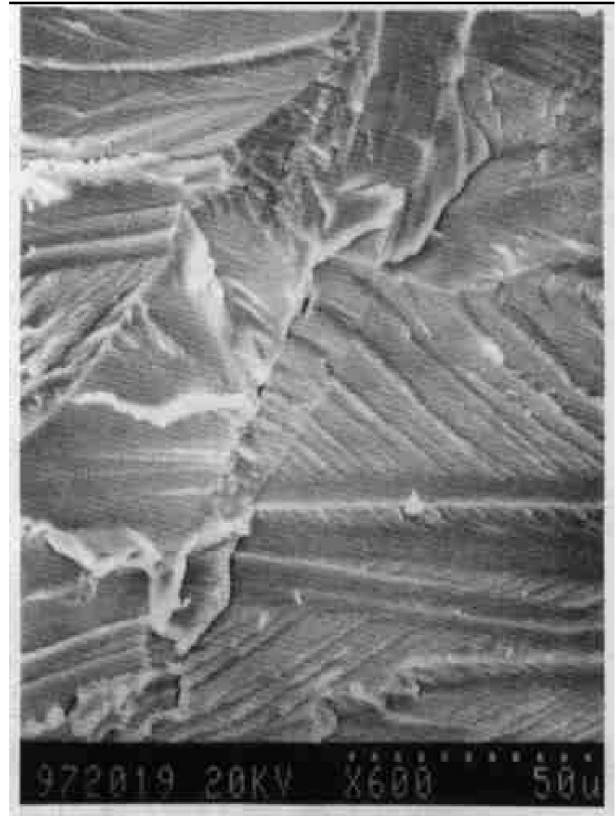


图 2  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  合金室温弯曲试样的形貌 SEM 断口

Fig. 2 SEM fractograph of  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  specimen after room temperature bending test

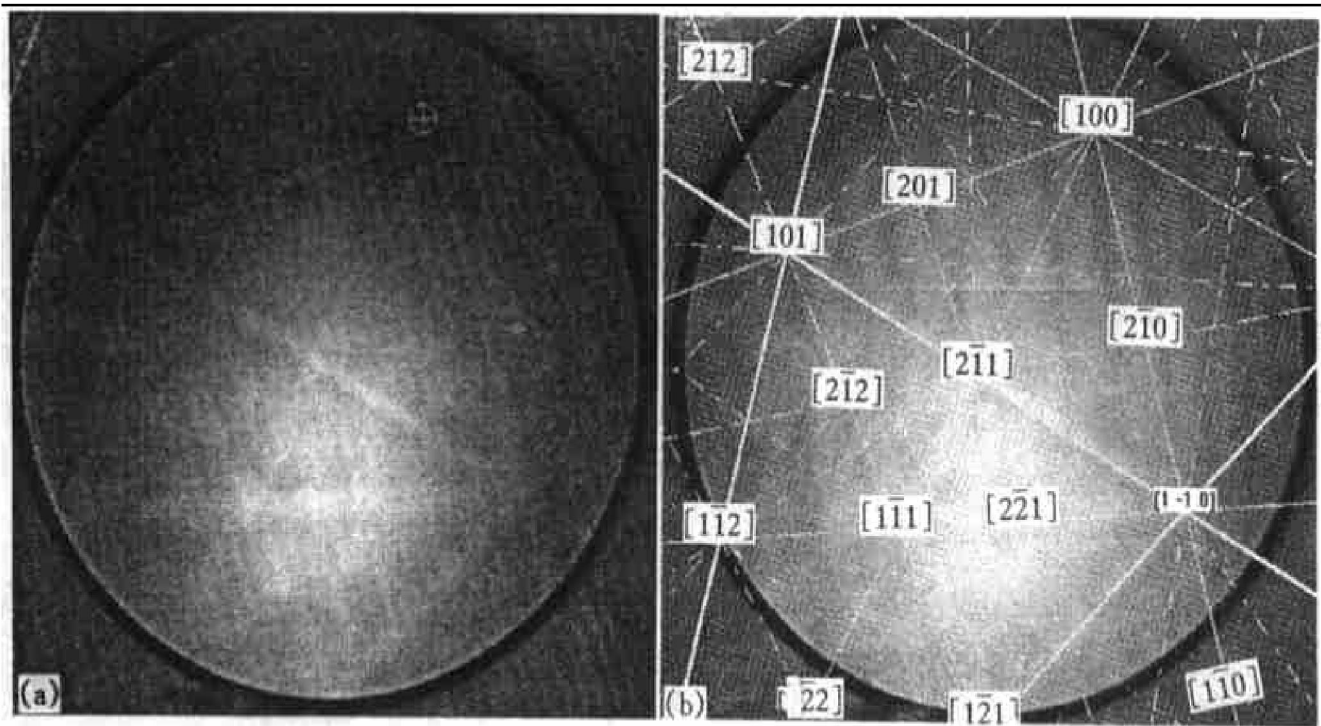


图 3  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  合金室温断口的 EBSD 图

Fig. 3 EBSD pattern from a typical cleavage facet on fracture surface of  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  alloy bending-tested at room temperature

(a) —EBSD pattern; (b) —Indexed EBSD pattern

有序结构, 滑移面为{111}晶面, 其位错属超点阵位错, 柏氏矢量为  $a \langle 110 \rangle$ 。在切应力作用下位错运动, 通常发生分解, 分解成超点阵不全位错中间夹一内禀层错(SISF)<sup>[12, 13]</sup>, 位错运动具有较大的阻力。当运动着的位错遇到晶界等障碍时将产生位错塞积, 按照 Stroh<sup>[6]</sup>模型, 位错塞积的障碍附近将产生应力集中, 从而导致裂纹的产生<sup>[4]</sup>。相对于滑移面不同的方位所产生的正应力遵循式(3)的关系, 按照计算, 当  $\theta = 70.5^\circ$  时位错塞积产生的正应力达到最大, 这个力通常认为是产生临界裂纹长度  $c$  所需要的力, 就  $\theta = 70.5^\circ$  方位而言, 恰是在另一个 {111} 晶面。利用 EET 对 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金不同晶面解理能计算表明, 该合金 {110} 晶面具有最低的解理能。在与 (111) 滑移面成  $35.3^\circ$  的方向, 位错塞积产生的正应力虽然不是最大, 但仍然具有较高的应力集中, 计算表明在与 (111) 滑移面成  $35.3^\circ$  的 (110) 晶面形成的正应力远高于按 (110) 表面能计算的产生临界长度为  $c$  的裂纹所需的正应力。也就是说, 在 (111) 晶面上的滑移位错受到晶界等障碍塞积后, 将产生应力集中, 而且随着位错塞积的增多应力集中增大, 在  $35.3^\circ$  方位的 (110) 晶面上产生的正应力已超过产生解理裂纹所需的正应力后, 合金的解理裂纹优先产生于 {110} 型晶面。

对 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温弯曲断口解理刻面的 EBSD 测试结果表明, {110} 型解理刻面约占 54%, {100} 型解理刻面约占 31%, {111} 型刻面约占 8%, 这说明该合金的室温解理主要发生于 {110} 型晶面, 按照上述理论, 滑移位错受到晶界等阻碍时, 在障碍附近形成应力集中, 所产生的正应力优先诱发 {110} 晶面裂纹, 产生 {110} 解理。在解理的扩展过程中将会转向 {100} 晶面, {111} 晶面或其它晶面也产生解理。

## 4 结论

(1) 利用 Stroh 位错塞积模型结合 Griffith

断裂理论可解释 L1<sub>2</sub> 结构 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温变形解理裂纹的萌生。

(2) Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温变形过程中, 当 (111) 滑移面位错遇到晶界等障碍被塞积时, 将在与滑移面成  $35.3^\circ$  的 {110} 晶面产生应力集中, 由应力集中引起的正应力超过在 {110} 晶面产生临界长度裂纹所需的正应力, 解理裂纹将优先在 {110} 晶面被诱发产生。

(3) 对 Al<sub>67</sub>Mn<sub>8</sub>Ti<sub>25</sub>合金室温断口解理面 EBSD 测定结果表明, {110} 型解理刻面约占 54%, {100} 型解理刻面约占 31%, {111} 型刻面约占 8%, 这说明该合金解理断裂优先发生于 {110} 型晶面。

## REFERENCES

- 1 Dimiduk D M, Miracle D B and Ward C H. *Materials Science and Technology*, 1992, 8(4): 367.
- 2 Froes F H. *J Mater Sci*, 1992, 27: 5113.
- 3 Zhong Zengyong (仲增墉). *Intermetallic (金属间化合物)*. Beijing: Mechanical Industry Press, 1992, 1 ~ 9.
- 4 Chen Shipu, Zhang Wei, Zhang Yuanhu *et al.* *Scr Metall Mater*, 1992, 27: 455.
- 5 Chen X F, Wu X H, Chen S P *et al.* *Scr Metall Mater*, 1992, 26: 1775.
- 6 Stroh A N. *Adv Phys*, 1957, 6: 418.
- 7 Ha Kuanfu (哈宽富). *The Microstructural Principle of Mechanical Properties of Metals (金属力学性质的微观理论)*. Beijing: Science Press, 1983, 624 ~ 627.
- 8 Song Yujia (宋余九). *Effects of Grain Boundary on The Strength of Metals (金属的晶界与强度)*. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1987, 101 ~ 103.
- 9 Yu Ruihuang (余瑞璜). *Chinese Science Bulletin (科学通报)*. 1978, 23(4): 217.
- 10 George E P, Pope D P, Fu C L *et al.* *ISIJ International*, 1991, 31(10): 1063~ 1075.
- 11 Wen Jiuba (文九巴), Rong Yonghua (戎咏华), Chen Shipu (陈世朴) *et al.* *Journal of Chinese Electron Microscopy Society (电子显微学报)*, 1998, 17

- (6): . Metall Mater, 1993, 28: 1519~ 1523.
- 12 Bartholomeusz M F and Wert J A . Acta Metall Mater, 1992, 40(4): 673~ 682.
- 13 Wu Xiaohua, Rong Yonghua, Chen Shipu *et al.* Scr Metall Mater, 1993, 28: 17~ 22.
- 14 Varin R A and Winnicka M B. Scr Metall Mater, 1993, 28: 17~ 22.

## Initiation of cleavage cracks in intermetallic $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$ alloy

Wen Jiuba, Rong Yonghua, Chen Shipu, Hu Gengxiang

*Education Ministry Open Research Lab For High Temperature Materials and Testing,  
Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, P. R. China*

**Abstract:** Stroh's dislocation piling-up model can be successfully applied to explain the nucleation mechanism of deformation-induced cleavage microcracks in  $\text{L1}_2$ -structured  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  intermetallic compound at bending deformation. Calculations show that a pile-up of dislocations induces preferentially a cleavage microcrack at  $35.3^\circ$  with the pile-up plane and results in cleavage fracture. The calculation results are verified by Electron Backscatter Diffraction in cleavage fractured  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  specimens after bending at room temperature. The results indicate that the cleavage cracks in the  $\text{L1}_2$ -structured  $\text{Al}_{67}\text{Mn}_8\text{Ti}_{25}$  alloy preferentially initiate in crystallography planes  $\{110\}$ .

**Key words:**  $\text{L1}_2$ -structured  $\text{Al}_3\text{Ti}$ ; cleavage fracture; Electron Backscatter Diffraction(EBD)

(编辑 黄劲松)