

# 全层片组织 TiAl 基合金的室温断裂 及断裂韧性<sup>①</sup>

刘文胜 黄伯云 贺跃辉 陈小群 曲选辉  
(中南工业大学粉冶所, 长沙 410083)

顾松青  
(郑州轻金属研究院, 郑州 450041)

**摘要** 采用标准试样, 测试了全层片组织 Ti-33Al-3Cr-0.5Mo (质量分数, %) 合金的室温断裂韧性(以下简称断裂韧性)。在 SEM、TEM 下原位观察了板状和薄膜状合金试样中裂纹产生及扩展的动态过程。发现试样的断裂韧性因层片板条取向的不同而呈现各向异性,  $\alpha_2$  相层片板条对裂纹的扩展具有阻碍作用并使裂尖发生钝化。基于以上原因, 使得层片板条取向呈现随机性的合金试样具有高的室温断裂韧性。

**关键词** TiAl 基合金 全层片组织 断裂韧性

近年来, 对 TiAl 基合金的断裂行为进行了广泛的研究<sup>[1-4]</sup>, 发现影响 TiAl 基合金断裂韧性的因素是多方面的, 其中, 显微组织的影响最重要<sup>[5]</sup>; 在 TiAl 基合金的四种典型室温显微组织中, 全层片组织具有最高的断裂韧性<sup>[6, 7]</sup>。本工作采用具有高的室温断裂韧性值的 Ti-33Al-3Cr-0.5Mo 合金全层片组织试样, 利用 SEM 和 TEM 原位观察了裂纹萌生和扩展的动态过程, 以探求全层片组织 TiAl 基合金断裂韧性值高的本质, 为进一步提高 TiAl 基合金  $K_{IC}$  值的研究提供理论依据。

## 1 试验过程

供研究用的合金名义化学成分为 Ti-33Al-3Cr-0.5Mo, 采用自耗电弧炉经两次重熔铸成。铸锭经过 1050 °C/48h 真空均匀化处理和 1250 °C/2h/170MPa 的 HIP 处理后, 采用包套锻复合热机械处理新工艺进行热加工, 得到均匀的热变形组织。再经 1310 °C/15 min 的退火及 910 °C/8 h 的稳定化回火以后, 得到具有均匀

全层片状显微组织的 TiAl 基合金材料。用电火花线切割机将其加工成尺寸为 7 mm × 14 mm × 70 mm 的试样, 并在试样中点切出深度为 7 mm 的预制缺口, 再用高频低应力疲劳加工装置在缺口处制备微裂纹, 以供测试  $K_{IC}$  值用。使用电火花线切割机将测试  $K_{IC}$  值后的试样制成 7 mm × 1 mm × 35 mm 的板状试样和  $d_3$  mm × 0.4 mm 的圆片状试样, 分别供 SEM 和 TEM 动态拉伸用。SEM 用试样依次经过机械抛光、电解抛光和 Kroll 溶液浸蚀。TEM 观察用薄膜状试样按照标准方法制备。光学金相分析在 Leica Quantimet 显微镜上进行,  $K_{IC}$  值测试在 Instron 1342 型电液伺服控制材料试验机上进行, SEM 分析在 X650 型扫描电子显微镜上进行, TEM 分析在 H800 型透射电子显微镜上进行, 操作电压为 200 kV。

## 2 试验结果与分析

Ti-33Al-3Cr-0.5Mo 合金试样, 经过包套锻复合热机械处理后, 得到具有均匀全层片组

① 国家“八六三”高技术研究计划基金资助项目 收稿日期: 1996-05-21; 修回日期: 1997-06-10  
刘文胜, 男, 28岁, 硕士研究生

织的合金试样，图1为合金显微组织光学金相照片。显微组织图像分析结果表明，这种组织由大量层片状晶团组成，每个晶团由排列方向一致并交叠出现的 $\alpha_2$ 相和 $\gamma$ 相板条组成，各个晶团的层片取向呈随机分布。在晶界和相界上未发现明显的界面沉积物。显微组织的平均晶粒尺寸为 $540\mu\text{m}$ 。

三点弯曲试验结果表明，3个试样的室温断裂韧性平均值 $K_{IC} = 26.8\text{MPa m}^{1/2}$ 。图2为全层片组织TiAl基合金室温断裂断口的SEM二次电子像，断裂方式为穿晶断裂和沿晶断裂组成的混合型，其中以穿晶断裂为主。

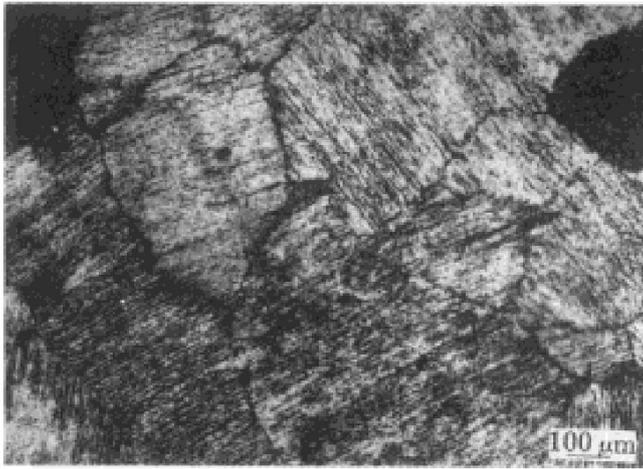


图1 Ti-33Al-3Cr-0.5Mo 经复合热机械处理及最终热处理后的显微组织光学金相照片



图2 全层片组织TiAl基合金室温断裂断口SEM二次电子像

对具有预制缺口的全层片状TiAl基合金板状试样，利用SEM较详细地研究了在垂直缺口方向施加拉应力时，试样中裂纹形成、扩展的动态过程。图3为拉伸试样缺口部位的SEM二次电子像。试验所用板状试样厚度约为 $150\mu\text{m}$ 。

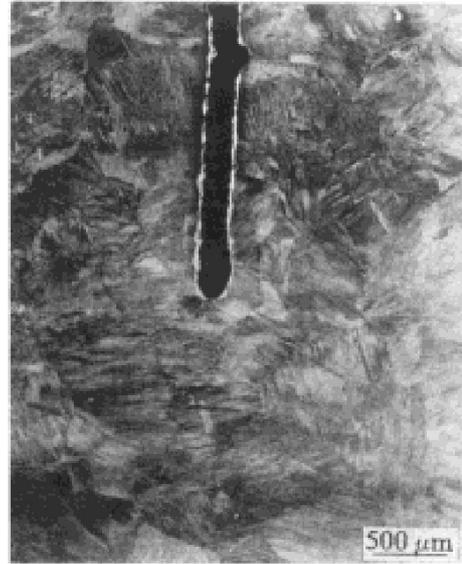


图3 拉伸试样缺口部位的SEM二次电子像

图4示出试样缺口前缘显微组织的分布情况。在缺口前缘，存在两个层片取向不同的晶团，如A和B所示。两个晶团之间的界面同时处于缺口前端。晶团A和B的层片方向与拉应力垂直方向的夹角分别约为 $40^\circ$ 和 $65^\circ$ 。晶团A/B间晶界处于缺口前端直线段与拉应力垂直方向的夹角为约 $15^\circ$ 。在预制裂纹的前端，应力集中程度相当。略施加拉应力后，在缺口前端出现了3处微裂纹a、b、c。裂纹a处于晶团A内，裂纹面平行于层片方向；裂纹b、c处于晶团B内，b的裂纹面起始垂直于拉力轴方向，随后，在其尖端发生分支，形成3个裂纹面平行于层片方向的微裂纹；裂纹c的裂纹面平行于层片方向。进一步施加外力，裂纹a开始扩展。裂纹b、c无变化，晶界处也未形成新的裂纹。

同时，本研究利用TEM观察了全层片组织TiAl基合金薄膜状试样内裂纹形成及扩展的动态过程，以及裂纹尖端变形亚结构的形态。图5为施加拉应力后，其中一条裂纹扩展

的路径。可以看出,沿层片板条方向的解理主要是由  $\alpha_2/\gamma$  相界面的分离造成的。图 6 为当裂纹沿着接近垂直于层片的方向进行扩展时,裂尖受阻于  $\alpha_2$  相板条时的情况。此时,裂尖发生了明显的钝化现象,同时,由于裂纹尖端附近发生的应力集中而产生了更大区域的范性形变。

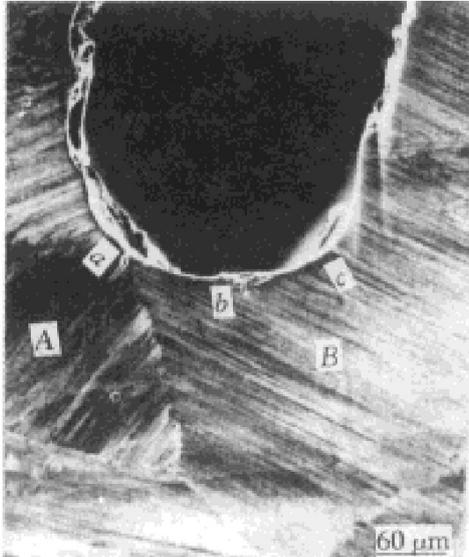


图 4 试样缺口前缘显微组织分布及略施外力后形成微裂纹的 SEM 二次电子像

### 3 讨论

TiAl 基合金的初始断裂韧性(即  $K_{IC}$  值),通常被认为由包括基体相滑移和韧化相钝化两

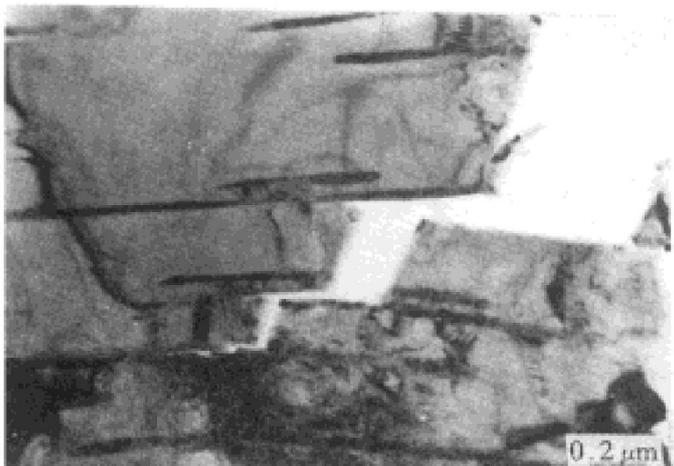


图 5 薄膜试样施加外力后裂纹扩展路径的 TEM 明场像

种微观机制在内的本质韧化机制所决定<sup>[3]</sup>。全层片组织 TiAl 基合金,由于  $\alpha_2/\gamma$  相界面两侧具有不同的晶体位向及晶体结构,造成层片相界面上存在相当数量的错配位错,从而使得一些应力状态下的界面滑移比晶内滑移更易于进行。当裂纹遇到  $\alpha_2$  相板条并受阻时,由于沿界面方向存在的分切应力,造成基体沿  $\alpha_2/\gamma$  相界面发生滑移,裂尖钝化,如图 6 所示。这种沿界面发生的滑移,一方面使裂尖的应力集中得到暂时释放,另一方面使裂尖附近的塑性变形区扩大。裂纹进一步扩展所需增加的能量及塑性变形区扩大所需增加的塑性应变能,额外增加了裂纹扩展的能量耗散,从而使全层片组织 TiAl 基合金呈现高的断裂韧性。

在本研究中,SEM、TEM 动态拉伸用试样分别为薄板状试样和薄膜状试样,其厚度都小于一个晶团尺寸,因此沿试样厚度方向的相组成和组织组成基本一致。如此,根据 SEM 及 TEM 的动态拉伸结果,在应力集中程度一定的情况下,全层片组织 TiAl 基合金中裂纹的形成及扩展,优先选择拉应力分量较大的  $\alpha_2/\gamma$  相界面,而不选择拉应力分量相当的晶团界面或与层片板条成一定夹角形成新的断裂面。与层片板条界面成一定夹角萌生的微裂纹,要么发生转向,使裂纹面趋向于与层片板条界面平行;要么扩展至遇到  $\alpha_2$  相板条时受阻并发生钝化。也就是说,在外加应力方向一



图 6 裂纹遇  $\alpha_2$  板条受阻及裂尖钝化的 TEM 明场像

定的情况下, 全层片组织 TiAl 基合金中裂纹的萌生和扩展会因层片取向的不同而呈现各向异性, 由此造成室温断裂韧性也因层片板条取向不同而呈现各向异性。一般的 TiAl 基合金试样及构件, 其沿三维空间方向的尺寸都大于或远大于一个晶团尺寸, 且层片板条的取向在各个方向上的分布具有随机性。全层片组织 TiAl 基合金断裂韧性表现的各向异性以及层片板条分布的随机性, 使得主裂纹沿任一方向萌生并扩展时, 该方向上各个晶团的断裂韧性将会复合, 这样, 使该种显微组织的合金表现出高的室温断裂韧性。

## 4 结论

(1) 多晶全层片组织 TiAl 基合金材料表现出较高的室温断裂韧性。

(2) 全层片组织 TiAl 基合金试样中裂纹优先在应力分量较大的  $\alpha_2/\gamma$  相界面上形成和扩展,  $\alpha_2$  相板条对裂纹的扩展具有阻碍作用, 并使裂尖发生钝化。

(3) 全层片组织 TiAl 基合金的室温断裂韧性随层片取向的不同而呈现各向异性, 由于多晶合金试样中层片取向呈现随机性, 因而各向的断裂韧性复合, 使得合金试样呈现高的室温断裂韧性。

(4) 全层片组织 TiAl 基合金中由于界面阻止裂纹扩展而使裂尖发生钝化, 随着外加应力的增加, 塑性变形区扩大, 且在该区的一些弱面上萌生新的裂纹, 因而额外地增加了能量耗散, 使得室温断裂韧性提高。

### 参考文献

- 1 Lippitt H A, Shechtman D, Schafrik R E. Metall Trans, 1975, 6A(11): 1991.
- 2 Kim Y W. Acta Metall Mater, 1992, 40(6): 1121.
- 3 Chan K S. Metall Trans, 1993, 24A(3): 569.
- 4 Chan K S, Kim Y W. Metall Trans, 1993, 24A(1): 113.
- 5 刘文胜, 黄伯云, 贺跃辉等. 材料导报, 1997, 11(1): 19.
- 6 Chan K S, Kim Y W. Metall Trans, 1992, 23A(6): 1663.
- 7 Deve H E, Evans A G, Shih D S. Acta Metall Mater, 1992, 40(6): 1259.

# ROOM-TEMPERATURE FRACTURE AND FRACTURE TOUGHNESS OF A FULLY LAMELLAR TiAl ALLOY

Liu Wensheng, Huang Baiyun, He Yuehui, Chen Xiaoqun, Qu Xuanhui

*Powder Metallurgy Research Institute, Central South University of Technology, Changsha 410083*

Gu Songqing

*Zhengzhou Light Metal Research Institute, Zhengzhou 450041*

**ABSTRACT** The fracture toughness of the fully lamellar TiAl-based alloy was measured with standard specimens at ambient temperature. The process of initiation and extension of crack were in-situ observed with plate and foil specimens in SEM and TEM. The results revealed that the fracture toughness of specimens shows anisotropism depend on the lamellar orientation, the  $\alpha_2$  phase lath may hinder the extension of crack and make the crack-tip blunt. Thus, the materials with random lamellar orientation exhibits highest room-temperature fracture toughness.

**Key words** TiAl-based alloy fully-lamellar microstructure fracture toughness

(编辑 朱忠国)