

文章编号:1000-6893(2010)09-1900-07

TiAl 金属间化合物缺口断裂性能

乐献刚, 周朝辉, 马岳, 宫声凯

(北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191)

Notch Fracture Properties of TiAl Intermetallic Compounds

Yue Xian'gang, Zhou Zhaohui, Ma Yue, Gong Shengkai

(School of Materials Science and Engineering, Beijing University of
Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

摘 要: TiAl 合金作为准脆性材料,在其服役过程中由于缺口的存在使得断裂对缺口非常敏感,严重降低了其使用性能,因此需要研究 TiAl 合金在缺口作用下的断裂性能。采用带缺口的组合拉伸试样研究了温度和拉伸速率对具有近全片层组织 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金缺口断裂性能的影响。结果表明,室温下 TiAl 合金对缺口非常敏感,随着温度的升高,TiAl 合金对缺口敏感性降低,当温度为 800 °C 时,TiAl 合金对缺口不敏感。TiAl 合金在低温区塑性变形是通过位错滑移和变形孪晶引起的,高温下是由扩散控制的位错攀移作用引起的。研究还表明,200 °C 下拉伸速率较低时 TiAl 合金对缺口不敏感,当拉伸速率增加到较高时,TiAl 合金对缺口很敏感。

关键词: TiAl; 断裂性能; 缺口敏感性; 温度; 拉伸速率

中图分类号: V252; TG146.4 **文献标识码:** A

Abstract: As a quasi-brittle material, TiAl alloys are very sensitive to notches since their existence may cause fracture which may reduce seriously the service performance of the alloy. Therefore it is necessary to study the fracture properties of TiAl alloys with notches. In this article, a study is conducted on the influence of temperature and tensile rate on the notch fracture properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb with near full lamellar microstructures using the combined tensile specimens with notches. The study indicates that TiAl alloys possess notch sensitivity at room temperatures, but that the notch sensitivity of TiAl alloys is reduced at higher temperatures. When the temperature reaches 800 °C, the alloys exhibit little sensitivity to notches. The plastic deformation of TiAl alloys may be caused by dislocation sliding and mechanical twinning at lower temperatures, while at higher temperatures it may be caused by dislocation climbing controlled by diffusion. The study also indicates that TiAl alloys possess no notch sensitivity at lower tensile rates at 200 °C, while they become sensitive as the tensile rate increases.

Key words: TiAl; fracture properties; notch sensitivity; temperature; tensile rate

现代航空航天发动机和汽车发动机对高效、节能和清洁的紧迫要求推动了对低密度高温结构材料的探索和研制^[1-4]。γ-TiAl 基合金作为一种新型高温结构材料,由于具有低密度、高弹性模量、高的使用温度以及良好的高温抗氧化性能而引起广泛关注,被认为是航空航天和汽车工业用理想的轻型高温结构材料^[5-7],尤其是可作为低压涡轮叶片的候选材料。但是其室温塑性较差,导致材料缺陷敏感及脆性断裂阻碍 TiAl 基合金作为高温结构材料的实际应用^[8]。TiAl 作为准脆性材料,在其用于航天飞机蒙皮、

结构件及涡轮发动机的叶片等零部件时必须考虑断裂问题,并且断裂问题在缺陷的作用下变得更加敏锐,严重降低了其使用性能。在工程应用中,一些材料内部本身存在的缺陷、加工缺陷及结构设计形成的缺陷是很难避免的^[9]。本文通过研究温度和应变速率对近全片层 Ti-48Al-2Cr-2Nb(原子分数)缺口敏感性的影响,并对微观机理进行分析,为 TiAl 基合金的工程应用提供参考。

1 实验方法

实验用合金成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb,合金是经水冷坩锅真空感应磁悬浮熔炼,浇铸成 $\varnothing 70 \text{ mm} \times 110 \text{ mm}$ 的圆棒,为消除气孔和疏松等

铸造缺陷以及成分偏析对合金力学性能的影响,对铸造得到的板状试样进行 $1\ 280\ ^\circ\text{C}/200\ \text{MPa}/4\ \text{h}$ 的热等静压处理(HIP)和 $900\ ^\circ\text{C}/24\ \text{h}$ 的真空退火处理。用线切割从上述铸锭上切取 $\varnothing 12\ \text{mm} \times 96\ \text{mm}$ 圆柱试样,机加工成如图 1 所示的棒状拉伸试样,缺口直径和平行段直径都为 $\varnothing 5\ \text{mm}$ 。拉伸实验在材料测试系统(MTS)力学性能试验机上进行,测试温度为 $20, 100, 200, 400, 600, 800\ ^\circ\text{C}$,记录力-位移拉伸曲线。用 JSM-5800 扫描电镜(SEM)的二次电子像观察分析拉伸试样的断口形貌,用 JEM-2100F 透射电镜(TEM)观察室温($20\ ^\circ\text{C}$)、 $400\ ^\circ\text{C}$ 和 $800\ ^\circ\text{C}$ 变形的位错亚结构。

2.2 温度对 TiAl 缺口断裂性能的影响

(1) 温度对 TiAl 缺口敏感性的影响

图 3 是在拉伸速率为 $0.15\ \text{mm}/\text{min}$ 不同温度下试样拉伸断裂性能。从图 3(a)可以看出,随着温度的升高,试样由从缺口处断裂逐渐向平行段断裂的趋势增大。在室温($20\ ^\circ\text{C}$)下,4 根试样全部从缺口处断裂,断裂强度比较低,表现出材料对缺口很敏感。当温度上升到 $100\ ^\circ\text{C}$ 时,缺口处断裂和平行段断裂的比例为 $1:1$,缺口断裂强度为 $482.5\ \text{MPa}$,平行段断裂强度为 $523\ \text{MPa}$ 。 $200\ ^\circ\text{C}$ 和 $600\ ^\circ\text{C}$ 时缺口断裂和平行段断裂的比例为 $1:3$,平行段断裂的趋势增大了,缺口敏感性降低了,断

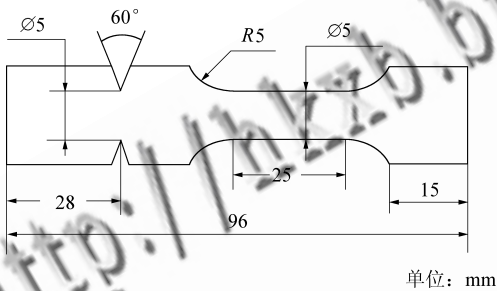


图 1 棒状组合拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic of claval tensile specimens

2 实验结果

2.1 初始组织

γ -TiAl 基合金经热等静压和均匀化处理后的宏观组织如图 2 所示。可以看出,该组织主要由粗大的 γ/α_2 片层团和少量分布于片层团间的等轴 γ 晶粒组成的近全层片组织,平均晶团尺度约为 $2\ 500\ \mu\text{m} \times 500\ \mu\text{m}$ 。 γ/α_2 在晶团内部以板条形态平行交替排列(图 2)。

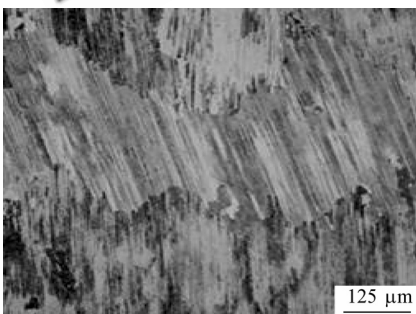
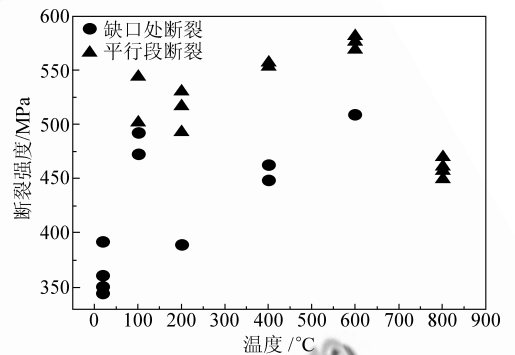
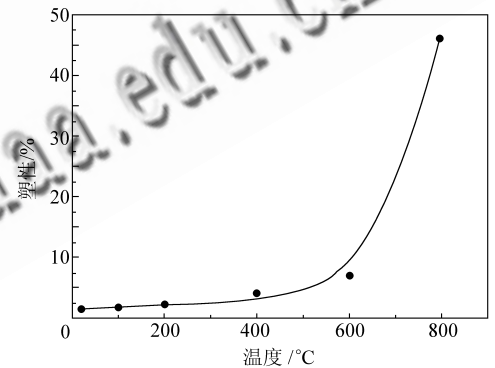


图 2 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的显微组织

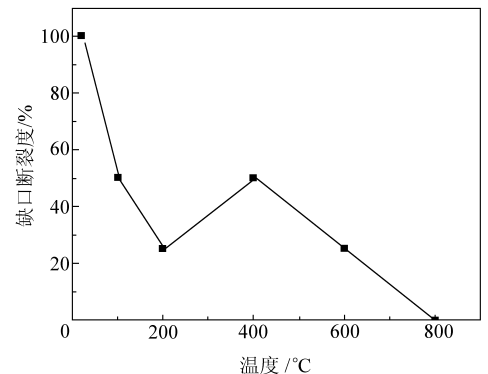
Fig. 2 Microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb



(a) 断裂强度



(b) 塑性



(c) 缺口断裂度

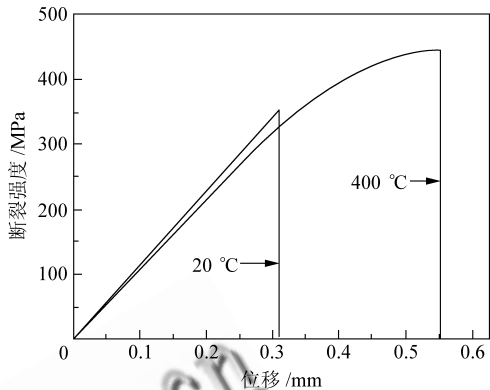
图 3 不同温度下 TiAl 合金断裂性能

Fig. 3 Fracture properties of TiAl alloys at different temperatures

裂强度增大。当温度上升到 800 °C 时,4 根试样全部从平行段断裂,断裂试样平行段发生严重的塑性变形,断裂强度明显降低。图 3(b)是塑性随着温度变化的关系,室温下塑性仅为 1.3%,600 °C 以下塑性都很低,800 °C 塑性突变到 46%。因此可以推断该材料的脆韧转变温度在 600~800 °C 之间。图 3(c)是缺口断裂度(缺口断裂度=缺口处断裂根数/总试样根数)与温度的关系。在 20 °C 下 4 根试样全部从缺口处断裂,缺口断裂度为 100%,200 °C 和 600 °C 为 25%,100 °C 和 400 °C 时为 50%。当温度上升到脆韧转变温度以上时,缺口断裂度为 0,因此在脆韧转变温度以上 TiAl 基合金对缺口不敏感。另外在 600 °C 无论是缺口处断裂还是在平行处断裂,断裂强度都达到一个最高值,缺口处断裂强度值为 509 MPa,平行段断裂强度值为 580 MPa。

(2) 断口分析

图 4 是 20 °C 和 400 °C 材料拉伸缺口处断口形貌对比及拉伸曲线,虽然同样是在缺口处断裂,但断口形貌有很大的区别。图 4(a)是 20 °C 时缺口处断裂形貌,断口非常平坦,层片间的二次裂纹没有充分形成,断口形貌表现为穿层片解理断裂,由于位错滑移系很少,裂纹扩展很快,能量很低,所以断裂强度比较低。图 4(b)是 400 °C 时缺口处断裂形貌,随着温度的升高,边缘二次裂纹扩



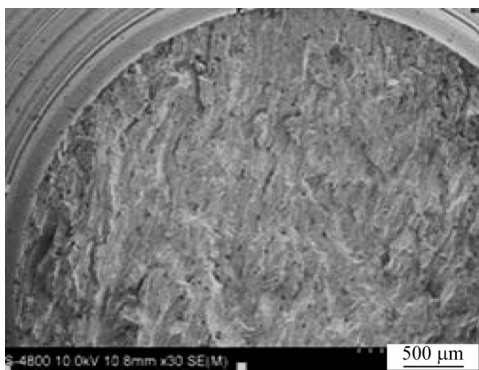
(c) 20 °C 和 400 °C 缺口断裂拉伸曲线

图 4 20 °C 和 400 °C 缺口断裂性能对比

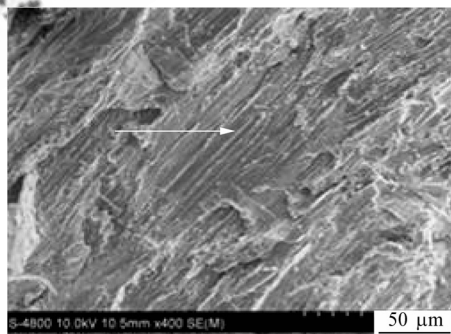
Fig. 4 Contrast of notch fracture properties at 20 °C and 400 °C

展(图 4(b)椭圆内)比较充分,在试样的边缘主要表现为穿层片断裂,但是在心部,出现了部分层片撕裂和层片团界面开裂(图 4(b)方形内),在拉伸曲线上表现一定的屈服,屈服强度为 352 MPa,拉伸塑性为 0.8%,断裂强度为 449 MPa。因此随着温度的升高,TiAl 的缺口敏感性降低。

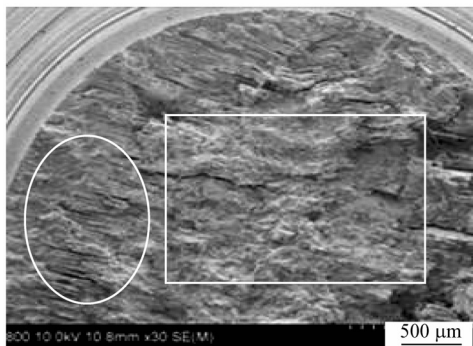
随着温度的升高,断口形貌也呈现复杂的变化。图 5 是不同温度下的断口形貌。低温区试样断口表现出很明显的穿层片解理断裂(图 5(a)),塑性为 1.3%,断裂强度为 361 MPa(图 3(a)、(b))。温度升高时,二次裂纹扩展很充分,表现为穿层片解理断裂+层片撕裂+层片团界面开裂(图 5(c))



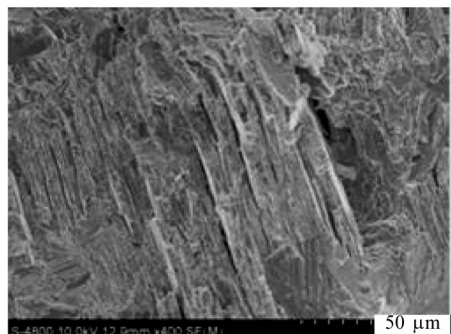
(a) 20 °C 时断口形貌



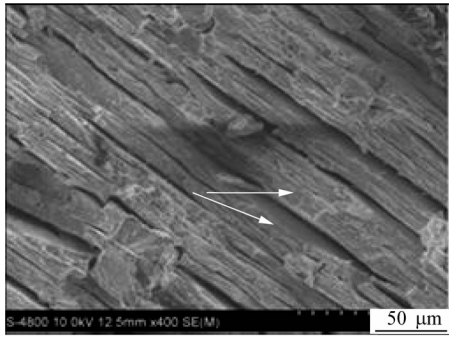
(a) 20 °C



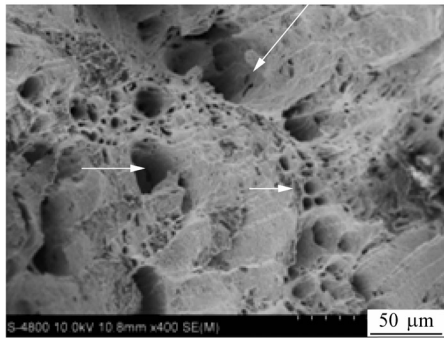
(b) 400 °C 时断口形貌



(b) 200 °C



(c) 600 °C



(d) 800 °C

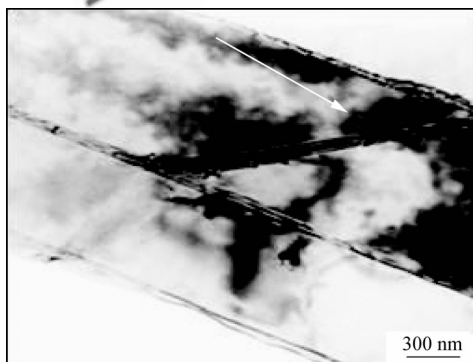
图 5 不同温度下的断口形貌

Fig. 5 Fracture morphologies at different temperatures

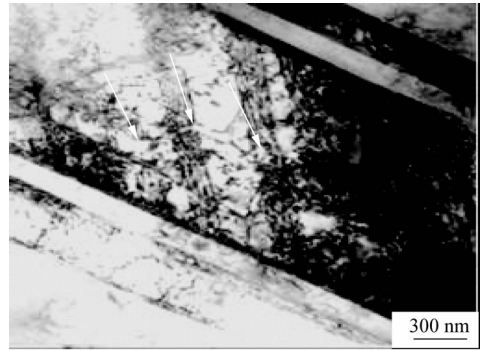
箭头所示为片层撕裂),塑性为 7.1%,断裂增强为 580 MPa(600 °C)。而在高温(800 °C)下,断口塑性变形很大,断口发生了颈缩现象,断口出现了韧窝形貌(图 5(d)箭头所示)。

(3) TEM 分析

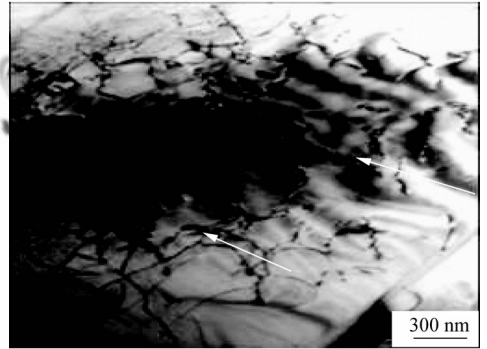
图 6 所示为不同温度下拉伸试样断口附近的位错组态。在室温(20 °C)下,变形材料内部看不到明显的位错堆积,有部分形变孪晶及其交互作用(图 6(a))。在 400 °C 时,随着温度的升高,位错密度大大增加,并且出现了典型的层间位错组态、层错、位错网以及孪晶等结构(图 6(b))。高温(800 °C)下,位错发生了严重的弯曲(图 6(c)),有的呈现螺旋形状,说明在高温下形变机制主要以位错攀移为主^[10]。



(a) 20 °C



(b) 400 °C



(c) 800 °C

图 6 不同温度下的位错形态

Fig. 6 Dislocation configuration at different temperatures

2.3 拉伸速率对 TiAl 缺口断裂性能的影响

(1) 拉伸速率对 TiAl 缺口敏感性的影响

表 1 为 200 °C 下 3 种不同拉伸速率下试样断裂情况。拉伸速率为 0.015 mm/min 时,试样全部在平行段断裂,材料对缺口表现为不敏感;拉伸速率为 0.15 mm/min 时,平行段断裂和缺口处断裂的比例为 1 : 1,材料有一定的缺口敏感性;当拉伸速率增加到 45 mm/min 时,3 根试样全部从缺口处断裂,材料对缺口非常敏感。可见随着拉伸速率的增加,TiAl 对缺口敏感性增加。

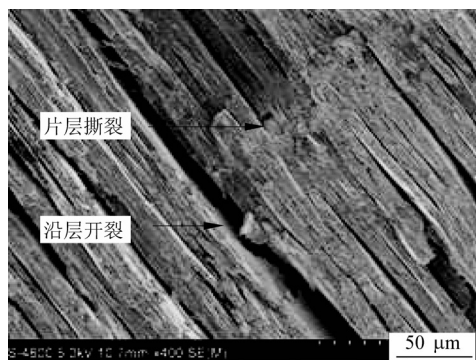
表 1 200 °C 不同拉伸速率下试样断裂情况

Table 1 Fracture properties under different tensile rates at 200 °C

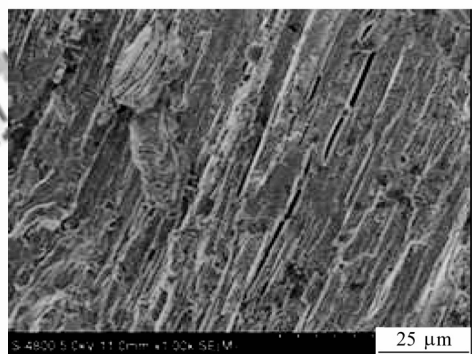
拉伸速率/ (mm · min ⁻¹)	编 号	断裂方式	断裂强度/ MPa
0.015	1	平行段断裂	560
	2	平行段断裂	534
	3	平行段断裂	553
0.15	1	平行段断裂	531
	2	平行段断裂	517
	3	缺口处断裂	389
	4	缺口处断裂	413
45	1	缺口处断裂	538
	2	缺口处断裂	535
	3	缺口处断裂	516

(2) 断口分析

图7是不同拉伸速率下的断口形貌。当拉伸速率很小(0.015 mm/min)时(图7(a)),二次裂纹扩展到很充分,断口形貌除了穿层片断裂外,还有大量的沿片层开裂、片层撕裂还有少量的沿片层团开裂。拉伸速率很大(45 mm/min)时(图7(b)),主要表现为穿片层断裂断口很平整,二次裂纹扩展不充分。



(a) 拉伸速率0.015 mm/min, 平行段断裂



(b) 拉伸速率45 mm/min, 缺口处断裂

图7 200 °C不同拉伸速率断口形貌对比
Fig. 7 Contrast of fracture morphology under different tensile rates at 200 °C

3 讨论

3.1 温度对TiAl形变和断裂机理的影响

结合图3~图5的断口扫描和图6的TEM观察,可以将温度对TiAl形变和断裂机理划分为3个区间。

(1) 低温区间:由于温度低,可动的位错非常少,造成应力集中不易松弛而发生裂纹形核,裂纹一旦形成扩展非常快,主要特点是塑性很差,没有屈服段,断裂方式表现为缺口处断裂,由于裂纹扩展非常快,二次裂纹没有形成,没有应力松弛,导致塑性和强度都很低,TiAl基合金对缺口作用很

敏感(图5(a))。

(2) 中温区:200~600 °C,主要特点是随着温度的上升,有一定的屈服强度,但断裂方式有一定的随机性,400 °C为转折点,无论断裂发生在平行段还是在缺口处,都有一定的塑性,特别是在缺口处断裂,开始有一定的屈服(图4(c)拉伸曲线)。从这个温度开始,断裂发生就有一定的迟缓性,TiAl基合金的缺口敏感性降低。

(3) 高温区:800 °C发生的断裂完全是塑性断裂,颈缩现象很严重,氧化也很严重。随着材料的颈缩,流变应力降低,强度上升到一个最大值后逐渐降低,断口形貌一个重要的标志是有韧窝形成,和中低温下的穿片层和沿片层断裂方式不同,开始转化为韧窝断裂,断裂机制发生了改变,TiAl基合金对缺口作用不敏感(图5(d))。

研究表明^[11],TiAl基合金中存在4种变形模式:① $a/2\langle 110 \rangle$ 正常位错的滑移;② $a\langle 101 \rangle$ 型超位错的滑移;③ $a/2\langle 112 \rangle$ 型超位错的滑移;④ $\langle 112 \rangle\{111\}$ 型变形孪晶。H. A. Lipsitt等^[12]发现:在变形温度低于700 °C时,作为超位错分量的 $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错被一种未知障碍物钉扎,超位错不易开动,同时 $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错也是孪生位错,因而在低于700 °C时塑性变形主要由正常位错和孪晶变形为主。

根据Von Mises理论,均匀任意地进行滑移需要至少5个独立滑移系统。在TiAl基合金中,由于超位错不容易开动,导致滑移系不足,使材料早期萌生解理裂纹而发生脆断。由于缺口存在,缺口处容易形成微裂纹造成应力集中,所以在低温下断裂发生趋向于缺口处,断口很平坦,二次裂纹没有充分扩展,主要表现为穿晶解理断裂,位错和孪晶数量都很少(图6(a))。因此TiAl基合金在低温下对缺口很敏感。

随着温度的升高,由于晶界活化作用增强,使得变形孪晶增多。变形孪晶大量出现在 γ 片层内,终止于 γ/α_2 界面处(图6(b))。位错和孪晶的增加宏观上使得塑性增加,因此在中温区断裂开始由缺口处断裂转向平行段断裂,由于热激活作用,使得晶界松弛,断口形貌除了穿片层断裂为主外,沿片层开裂作用随着温度升高也增强,特别是在接近脆韧转变温度时沿片层团界面断裂作用增强,使得材料对缺口敏感性降低。而当温度超过脆韧转变温度时, $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错不再被钉扎,超位错活性大大

增强。热激活作用使晶内活化作用增强^[13],扩散过程大大增强,位错运动由滑移转变为攀移作用,位错大量增殖,普通位错严重弯曲(图6)。因此在高温下,TiAl对缺口表现为不敏感。高温的韧窝断口则是由原子扩散的微观形变机制造成的。

3.2 拉伸速率对TiAl缺口敏感性的影响

由表1可以看出,随着拉伸速率的增大,TiAl基合金的缺口敏感性逐渐增加,由拉伸速率为0.015 mm/min时对缺口完全不敏感变为45 mm/min时的完全敏感。当拉伸速率很小时,裂纹在很小的外载荷下沿着强度最低的层间方向产生很多微裂纹(图7(a)),并且这些微裂纹有足够的时间起裂并扩展^[14],如图8所示的路径1。

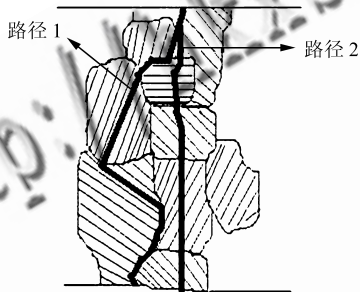
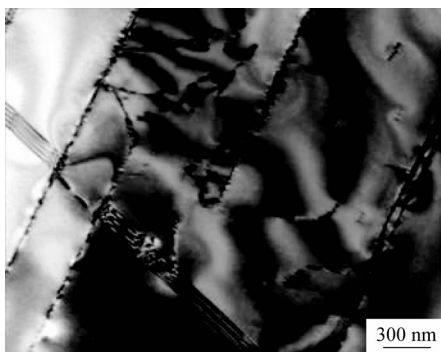


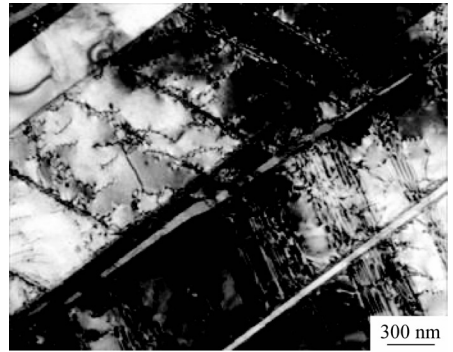
图8 200 °C不同拉伸速率裂纹扩展路径

Fig. 8 Schematic of crack propagation paths under different tensile rates at 200 °C

图9所示为200 °C下两种不同应变速率下位错形态对比。由图9可以看出,低应变速率下变形过程中大量位错和层错使得变形易于协调,在一定程度上缓冲了位移加载过程中的应力作用,材料内部应力得以松弛,特别是试样缺口处的应力集中得到松弛,因此在低拉伸速率下TiAl对缺陷表现不敏感,断裂主要发生在平行段。当拉伸速率很大时,微裂纹没有足够时间起裂并扩展,裂纹扩展速



(a) 45 mm/min



(b) 0.015 mm/min

图9 200 °C不同拉伸速率下的位错形态

Fig. 9 Dislocation configuration at 200 °C

度与加载的位移速度很难达到平衡^[14],因而没有明显的微裂纹扩展过程,断口很平整,主要表现为穿晶断裂,二次裂纹没有大量形成,如图7(b)所示。一旦裂纹形成就迅速穿过整个晶粒发生断裂,如图8所示的路径2。

由于缺口部位应力集中在快速加载过程中来不及释放,应力集中在缺口处产生微裂纹,应力作用使得微裂纹快速扩展并迅速穿过整个晶粒而发生脆断;所以试样容易在缺口处断裂,表现为很强的缺口敏感性。另外,大的拉伸速率产生的应力完全能够满足裂纹穿晶粒所需要的应力要求,因此断裂强度相对拉伸速率为0.15 mm/min缺口处断裂强度要大。

4 结论

(1) 室温下TiAl基合金对缺口很敏感,随着温度的升高,缺口敏感性逐渐降低,当温度为800 °C时表现为对缺口不敏感。

(2) 低温区TiAl的塑性变形主要是由位错滑移和孪晶作用引起的,高温下则由原子扩散控制的位错攀移作用引起。

(3) 室温下断裂方式主要表现为穿片层解理断裂,温度升高时,沿层断裂和沿片层团界面断裂的趋势增强,高温下主要表现为片层团断裂和韧窝断裂。

(4) 拉伸速率为0.015 mm/min时,TiAl基合金对缺口不敏感;拉伸速率为45 mm/min时,TiAl基合金对缺口很敏感。

参考文献

- [1] 王淑荷,郭建亭,赖万惠,等.制备工艺对NiAl-30Fe-Y合金组织与性能的影响[J].航空学报,1996,17(1):77-84.

- Wang Shuhe, Guo Jianting, Lai Wanhui, et al. The influence of manufacture process on the microstructure and property of NiAl-30Fe-Y alloy[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 1996, 17(1): 77-84. (in Chinese)
- [2] Zhou L Z, Guo J T. Preliminary investigation of NiAl-TiB₂ compsite prepared by reaction milling [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 1999, 15(5): 427-430.
- [3] Kim Y W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ -TiAl alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1995, 192-193(2): 519-533.
- [4] 黄伯云. 钛铝基金属间化合物[M]. 长沙:中南工业大学出版社, 1998: 75.
Huang Baiyun. TiAl based intermetallic TiAl alloys[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1998: 75. (in Chinese)
- [5] Yamaguchi M. Directional solidification of TiAl based alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(5): 511-517.
- [6] Kim Y W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide[J]. *Journal of Metals*, 1989, 41(7): 24-30.
- [7] 谭毅, 李敬锋. 新材料概论[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 160.
Tan Yi, Li Jingfeng. Generality of new materials[M]. Beijing: The Metallurgical Industry Press, 2004: 160. (in Chinese)
- [8] 彭超群, 黄伯云, 贺跃辉, 等. TiAl 基合金的工艺-显微组织-力学性能关系[J]. *中国有色金属学报*, 2001, 11(4): 527-528.
Peng Chaoqun, Huang Baiyun, He Yuehui, et al. Relationships among technologies, microstructures and mechanical properties of TiAl-based alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2001, 11(4): 527-528. (in Chinese)
- [9] 曹睿, 陈剑虹, 张继, 等. 金属间化合物 TiAl 的缺口断裂机制[J]. *稀有金属*, 2004, 28(5): 894-895.
Cao Rui, Chen Jianhong, Zhang Ji, et al. Fracture mechanisms of intermetallic TiAl alloys[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2004, 28(5): 894-895. (in Chinese)
- [10] 刘自成, 张卫军, 李书江, 等. Ti45Al10Nb 合金全片层组织韧脆转变机制的研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2000, 29(3): 186-188.
- Liu Zicheng, Zhang Weijun, Li Shujiang, et al. Effect of strain rate on brittle-ductile transition mechanism of the Ti45Al10Nb alloy with fully lamellar microstructure[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2000, 29(3): 186-188. (in Chinese)
- [11] Shechtman D, Blackburn M J, Lipsitt H A. The plastic deformation of TiAl [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1974, 5(6): 1373-1374.
- [12] Lipsitt H A, Shechtman D, Schafrik R E. The deformation and fracture of TiAl at elevated temperatures [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1975, 6(11): 1991-1996.
- [13] Imaev V M, Imaev R M, Salishchev G A. On two stages of brittle-to-ductile transition in TiAl intermetallic[J]. *Intermetallics*, 2008, 8(1): 1-6.
- [14] 曹睿, 雷明霞, 陈剑虹, 等. 加载速度对 TiAl 基合金缺口弯曲断裂机制的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2008, 37(7): 1259-1260.
Cao Rui, Lei Mingxia, Chen Jianhong, et al. Effect of loading speed on the notch bending fracture mechanism of TiAl-based alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, 37(7): 1259-1260. (in Chinese)

作者简介:

乐献刚(1984—) 男, 硕士。主要研究方向: TiAl 金属间化合物。

Tel: 010-82338392

E-mail: yuexiangang@sina.com

马岳(1962—) 女, 教授, 博士生导师。主要研究方向: 新型高阻尼铝合金的阻尼机制及动态特性, 新型热障涂层界面组织及性能表征以及高温结构材料的微观组织及性能表征。

Tel: 010-82338392

E-mail: mayue@buaa.edu.cn

(编辑: 蔡斐, 杨冬)