

TiAl 基金属间化合物的显微组织 与断裂韧性^①

周科朝 黄伯云 曲选辉 贺跃辉

(中南工业大学粉末冶金研究所, 长沙 410083)

摘 要 通过复合热机械处理新工艺, 得到了细小均匀的 TiAl 基合金的显微组织, 并研究了这些显微组织的断裂韧性。结果表明: 全层片组织的断裂韧性最高, 近层片组织的稍次, 双态组织的最低。最后分析了 TiAl 基合金的显微组织被均匀细化的原因, 并讨论了各种显微组织的断裂机制。

关键词 TiAl 基合金 显微组织 断裂韧性 复合热机械处理

TiAl 基合金的比重轻, 具有良好的高温力学性能和高温抗氧化性能, 是一种很有潜力的航空航天材料^[1]。然而, 这种合金的室温延性和室温断裂韧性都较低, 加上不容易变形, 使得这种材料的实际应用遇到了困难^[2]。通过热机械处理和添加合金元素可以改善 TiAl 基合金的显微组织, 从而改善其力学性能^[3, 4], 包括断裂韧性。研究表明, 在 TiAl 基合金的各种显微组织中, 粗大的全层片组织断裂韧性最好^[5]。因而近年来对 TiAl 基合金的断裂韧性的研究主要集中在粗大的全层片组织。但这种组织的室温延性几乎为零, 综合力学性能很差。所以, 如何使 TiAl 基合金既有一定的断裂韧性, 又有较好的延性, 已成为国内外的研究者们共同关注的问题。不少人认为^[6, 7], 获得细小均匀的显微组织, 尤其是细小均匀的全层片组织, 是解决这个问题的重要途径。显然, 研究细小均匀的显微组织的断裂韧性具有重要的实际意义。

本文采用复合热机械处理新工艺, 研究了在三向压应力状态下显微组织的变化, 得到了各种均匀细小的显微组织。在此基础上还研究了不同显微组织的断裂韧性, 并讨论了其断裂

机制。

1 试验步骤

试验用合金的名义成份为 Ti-33Al-3Cr-0.5Mo(%) , 采用自耗电弧熔炼技术在氩气中将合金熔成 20 kg 的铸锭。为了减少成分偏析, 铸锭在 1040 °C 真空退火 48 h。用电火花线切割机从铸锭中切出 $d71\text{mm} \times 100\text{mm}$ 的圆柱试样。将试样置入包套中, 然后将加包套的试样在 1180 °C 变形 60%, 经过 1250 °C, 7 h 退火处理后, 再在 1040 °C 下进行第二次变形, 变形量为 50%。经过上述复合热机械处理后, 得一饼状试样。从饼状试样中切出三块小试样分别在 1310、1280 和 1250 °C 下做最终热处理。

断裂韧性试样为标准三点弯曲试样。试样尺寸为 $7\text{mm} \times 14\text{mm} \times 63\text{mm}$ 。试样经过机械抛光后, 用细钼丝在其中部切出垂直于底面的钝缺口, 缺口深度为 6.40 mm。试样按 GB4161-84 制备, 断裂韧性试验在 Instron-1346 型材料试验机上进行。跨距为 56 mm, 加载速率为 $2 \times 10^{-2} \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

① 国家自然科学基金资助项目
周科朝, 33 岁, 讲师, 博士

收稿日期: 1995- 10- 13; 修回日期: 1996- 02- 06

金相试样按标准方式制备, 浸蚀液为 Kroll 溶液。采用 Leica 光学金相显微镜和 X650 型扫描电镜观察显微组织和断口形貌。

2 试验结果

2.1 显微组织

图 1 为经过最终热处理后得到的 TiAl 基合金的三种显微组织。这三种组织的共同特征是晶粒细小, 且分布均匀。其中图 1(a) 为 1250 ℃下退火 4h 得到的双态组织, 晶粒尺寸在 10 ~ 20 μm 之间; 图 1(b) 为 1280 ℃退火 3.5h 得到的近层片组织, 平均晶粒尺寸约为 15 μm。在 α 单相区退火, 则得到了细小均匀的全层片组织, 晶粒尺寸在 20~ 30 μm 之间, 见图 1(c)。

2.2 断裂韧性 K_{IC}

断裂韧性试样按三种不同的显微组织分为三组, 每组各取三个试样。试验结果见附表。从附表可以看出, 全层片组织的断裂韧性最高, 近层片组织的次之, 双态组织的最低。

2.3 断口形貌

图 2 示出了三种显微组织的断口形貌。在双态组织的断口上有大量的河流花样, 主要是沿晶断裂, 见图 2(a)。在近层片组织的断口上, 既有河流花样, 又有小的解理面, 说明这

种显微组织的断裂模式既有穿晶断裂, 又有沿晶断裂, 见图 2(b)。全层片组织的断口形貌见图 2(c), 主要是小解理面, 为穿晶断裂模式, 并可见到少量撕裂棱, 这是层片解理造成的。

3 讨论

众所周知, TiAl 基合金是一种难加工变形材料。虽然人们采用了等温锻造工艺^[8], 但仍然难以在整个试样中得到均匀的显微组织, 而且试样表面会形成许多裂纹。造成这种结果的原因在于等温锻造时试样处于单向压应力状态。在试样外面加上适当的包套, 则试样在一定的温度下受到压缩变形时, 试样所处的应力状态变为三向压应力状态, 从而提高了合金的塑性。这是因为^[9]: (1) 三向压应力阻止或减少了晶间变形, 使变形主要集中在晶粒内部, 晶粒易于破碎。而且, 压应力越大, 晶间变形

附表 三种显微组织的断裂韧性 K_{IC} (MPa·m^{1/2})

显微组织	试样号	K_{IC}	K_{IC} 平均值
双态	1	11.9	13.5
	2	13.7	
	3	14.9	
近层片	4	16.3	16.4
	5	16.1	
	6	16.7	
全层片	7	17.7	18.7
	8	18.3	
	9	20.1	

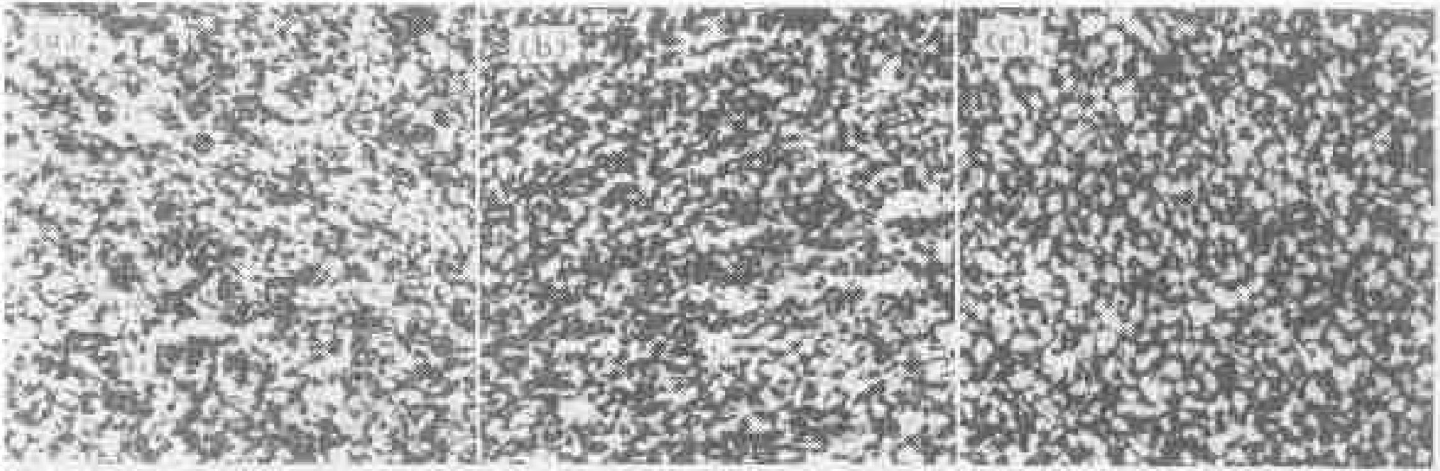


图 1 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金试样经过 1180 ℃, 60%+ 1250 ℃, 7h+ 1040 ℃, 50% 及随后的 1250, 4h(a), 1280 ℃, 3.5h(b) 和 1310 ℃, 0.5h(c) 最终退火热处理的显微组织光学金相照片, ×100



图2 具有不同显微组织的(Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo

合金断裂韧性试样的断口形貌 SEM 照片

(a) 一双态组织; (b) 一近层片组织; (c) 一全层片组织

愈困难,晶粒的变形量愈大。(2) 三向压应力有利于抑制或消除晶体中由于塑性变形引起的各种微观破坏(包括晶体中原来存在的脆性杂质、微裂纹等),使微孔或各相界面间分离处闭合,从而抑制裂纹的扩展。(3) 三向压应力能抵消由于变形不均匀所引起的附加拉应力,防止附加拉应力引起的裂纹产生。(4) 三向压应力状态使晶体的变形抗力增加,从而增加了晶体热变形后的储能,为后续退火过程中晶体的再结晶提供了足够的形核能,为晶粒的细化创造了条件。然而,试验发现^[10],只进行一次变形不足以使 TiAl 基合金中的粗大晶粒全部破碎,在第一次变形后经过退火处理的试样中仍然有一些粗大的双态组织晶团存在。对试样进行第二次压缩变形时,由于粗大晶团的周围是细小的等轴晶粒,这些晶团在应力作用下易于转动到有利的变形方向,加上变形主要集中在这些粗大晶团上,从而使所有的粗大晶团彻底破碎,再经过适当的最终热处理,便可以得到细小均匀的各种显微组织。

TiAl 基合金的断裂是脆性断裂,它是晶界分离或沿平面滑移带开裂造成的^[11],因而既有沿晶断裂又有穿晶断裂。这两种断裂过程直接与 TiAl 基合金中独立滑移系数目不足有关,这导致单个晶粒内发生初始屈服时,晶界处的塑性不相容应变不能释放。如果晶界或相界存

在韧性相,容纳这些塑性不相容应变,则基体相可以承受较大的变形而不会在晶界或相界产生微裂纹,滑移系数目不足而引发的断裂将被减弱。以前的研究结果表明,层片状组织的断裂韧性高于双态组织,而双态组织的断裂韧性又高于等轴状 γ 单相 TiAl 合金^[12]。随着显微组织中层片状晶团体积分数的增加, TiAl 基合金的断裂韧性提高^[13]。本文的研究结果也证实了上述观点。这是因为^[14]: 层片组织中的 α_2 板条可以容纳 α_2/γ 界面上的塑性不相容应变。在全层片组织中,由于 α_2 板条的存在,裂纹失稳扩展时裂纹尖端的塑性变形可达 20%,因而对裂纹扩展的阻力较大,断裂韧性值较高,断裂模式主要是穿晶断裂,并因层片间的分离而出现撕裂棱,如图 2(c) 所示。而对于双态组织,裂纹失稳扩展时裂纹尖端几乎没有塑性变形,对裂纹扩展没有阻碍作用,因而断裂韧性值很低,断裂模式主要是沿晶断裂,见图 2(a)。

TiAl 基合金的断裂韧性与晶粒尺寸也有密切关系。对于层片组织,随着晶粒尺寸的增加,断裂韧性值增加,并且当晶粒尺寸达到 600 μm 时,断裂韧性达到最大值,然后断裂韧性值随晶粒尺寸的增加而下降^[7, 11, 15]。断裂韧性之所以随晶粒尺寸(小于 600 μm) 的增大而增加,是由于在大的晶粒中存在大量的剪切

韧带^[11]。这些韧带是由不匹配的裂纹面形成的。当主裂纹在晶粒间发生弯曲时,相对于各个晶粒而言,主裂纹偏折的角度及开裂的晶面在晶界或相界都不相连,而是被一些剪切韧带隔开。为了使裂纹面彻底分离,这些韧带必须断裂,从而增加了断裂韧性。根据本文结果,对于层片组织,晶粒尺寸对断裂韧性的影响非常明显,晶粒越小,断裂韧性值越低。但对于双态组织,晶粒尺寸对断裂韧性的影响不太明显,因为在粗大的双态组织晶粒中,上述剪切带也非常少,所以断裂韧性值仍然很低。

4 结论

(1) 通过复合热机械处理新工艺,得到了均匀细小的 TiAl 基合金显微组织,这归因于 TiAl 基合金在热变形过程中处于三向压应力状态。

(2) 在均匀细小的 TiAl 基合金显微组织中,全层片组织的断裂韧性最高,近层片组织的次之,双态组织的最低。

(3) 对于层片组织,晶粒尺寸减小,断裂韧性值降低;对于双态组织,晶粒大小对断裂韧性的影响不大。

参考文献

- 1 Lipsitt H A, Schechtman D, Schafrick R E. Metall Trans, 1975, 6A(11): 1991.
- 2 Sastry S M L, Lipsitt H A. Metall Trans, 1977, 8A(1): 299.
- 3 Ganamoorthy R *et al.* Mater Sci Eng, 1994, 184A: 37–44.
- 4 Kim Y W. Mater Sci Eng, 1995, 192/193A: 519–533.
- 5 Pu Z J, Wu K H, Shi J, Zou D. Mater Sci Eng, 1995, 192/193(A): 347.
- 6 Huang S C. Metall Trans, 1992, 23A: 375.
- 7 Kim Y W. Acta Metall Mater, 1992, 40: 1121.
- 8 Semiatin S L *et al.* Metall Trans, 1992, 23A: 1719–1735.
- 9 陈森灿, 叶庆荣. 金属塑性加工原理. 北京: 清华大学出版社, 1991: 90.
- 10 贺跃辉, 周科朝等. 热加工工艺, 1995, 5: 17.
- 11 Chan K S. Metall Trans, 1993, 24A: 569.
- 12 Ganamoorthy R, Mutoh Y *et al.* Metal Trans A, 1995, 26: 305.
- 13 Kampe S L *et al.* In: Kim Y W, Boyer R R eds, Proc TMS Symp on Microstructure and Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys. TMS Warrendale P A, 1991: 313–322.
- 14 Chan K S, Kim Y W. In: Kim Y W, Boyer R R eds, Proc TMS Symp on Microstructure and Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys. TMS Warrendale P A, 1991: 179–196.
- 15 Chan K S, Kim Y W. Metall Trans, 1992, 23A: 1663.

FINE MICROSTRUCTURES AND FRACTURE TOUGHNESS OF TiAl-BASED ALLOY

Zhou Kechao, Huang Baiyun, He Yuehui, Qu Xuanhui

Powder Metallurgy Research Institute,

Central South University of Technology, Changsha 410083

ABSTRACT The microstructures of TiAl-based alloy were refined and homogenized by multi-step thermomechanical treatment (MSTMT) process, and the fracture toughness of the materials with these fine microstructures were investigated. The results showed that the lamellar microstructure yielded higher fracture toughness than the duplex microstructure did. The refining mechanism of the microstructures was analysed and the fracture mechanisms were discussed.

Key words TiAl-based alloy microstructures fracture toughness

(编辑 彭超群)