

熔铸 TiAl 合金热等静压处理的研究^①

熊 翔 黄伯云

(中南工业大学粉末冶金研究所, 长沙 410083)

摘 要 通过测定弯曲性能、观察金相组织和断口形貌, 探讨了热等静压处理(HIP)对改善 TiAl 合金弯曲延性的作用机理。研究表明, 经 1200℃, 150MPa, 2h 热等静压处理后, 合金的弯曲延性得到显著的改善。弯曲延性改善的作用机理主要为: 适当的热等静压处理消除了铸态合金内原有的铸造缺陷; 合金中形成了由均匀分布的 γ 等轴细晶粒和 $\alpha_2 + \gamma$ 两相片层晶粒构成的金相组织, 这种组织能延缓裂纹萌生而承受较大的塑性变形。

关键词 TiAl 合金 热等静压 弯曲性能 金相组织 断口形貌

TiAl 基金属间化合物因密度低、高温强度高而被看作是先进燃气涡轮发动机部件理想的候选材料, 但要使这种材料得到实际应用, 还必须改善其力学性能。TiAl 合金的最大缺陷是它在 600℃ 以下所表现出的延性很低, 机械加工性能也很差^[1, 2]。热等静压处理不仅可以消除 TiAl 合金内部的铸造缺陷, 而且还可以稳定或改善其组织, 从而提高合金延性及机械加工性能^[3, 4]。通过添加第三合金元素改善 TiAl 合金的室温延性是一种最常用且效果明显的方法。以 Cr 作为合金元素可以明显地改善 TiAl 合金的室温延性^[5, 6]。本研究以 TiAl + 2%Cr 合金为研究对象, 探讨了热等静压处理(HIP)对合金室温弯曲性能和裂纹扩展途径的影响及其作用机理。

1 实验过程

采用 QIH₃ 型热等静压机对非自耗电弧熔炼的均匀成份 TiAl + 2%Cr 合金钮扣锭进行处理, 温度为 1100、1200 和 1300℃, 氩气压力为 150MPa。合金锭经 2h 保温保压后随炉冷却至室温。采用线切割机从合金锭中切割出 4mm × 3mm × 30mm 尺寸的三点弯曲试样,

弯曲试验采用 25mm 的跨距, 加载时试验机十字头位移速率控制在 0.2mm/min。对弯曲试验断裂试样进行金相组织和 SEM 断口形貌的观察及分析。同时, 还对铸态和普通热处理态(1200℃, 2h)合金的弯曲性能、金相组织及断口形貌进行了研究。

2 结果及讨论

2.1 弯曲性能

图 1 为 TiAl + 2%Cr 合金三点弯曲试验的载荷-挠度曲线。与铸态合金相比较, 经 1100 和 1300℃ 热等静压处理合金的弯曲强度降低, 弯曲延性无明显变化, 其中以 1300℃ 处理合金表现尤为明显; 1200℃ 热等静压处理合金的强度虽也稍有降低, 但弯曲延性却得到较大的提高(约一倍), 而 1200℃, 2h 普通热处理(无压力作用)合金的弯曲强度和延性都降低。

2.2 金相组织

通常, 铸态合金内部存在着许多封闭孔洞(缩孔和/或气孔)。金相观察发现, 经 1200 和 1300℃ 热等静压处理, 合金内部原有的这些封闭孔洞可以全部被消除, 但 1100℃ 热等静压处理不能对合金内部的孔洞产生有效的作

① 收稿日期: 1994-07-07; 修回日期: 1994-09-27

用。TiAl 合金在铸态的金相组织一般由较粗大的全片层结构晶粒构成^[7]。根据相图分析,

且已有研究表明^[4], TiAl 合金铸态晶粒的片层结构是由于非平衡结晶无序六方 α 相初晶共析转变 ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$) 产生了 $\alpha_2 + \gamma$ 两相片层和 γ 相孪晶片层。在进行 1200 C, 2h 普通热处理时, 合金处在 $\alpha + \gamma$ 两相区, 因而其金相组织为在 $\alpha_2 + \gamma$ 片层结构晶粒(原 α 晶粒)晶界优先形核生长着许多 γ 等轴晶粒, 如图 2a 所示。如果在 1200 C 进行较长时间(例如 24 h)的退火热处理, γ 晶粒会长大且增多, 由 α 相晶冷却转变成的 $\alpha_2 + \gamma$ 片层结构晶粒则会缩小且减少, 最终组织主要由 γ 等轴晶粒构成^[6, 7]。

当对合金进行热等静压处理时, 在压力的作用下, 一方面, 高温相区移向低温区, 以致在 1300 C 温度下合金就完全处在六方晶系无序 α 相区中, 其晶粒生长很快, 合金的金相组

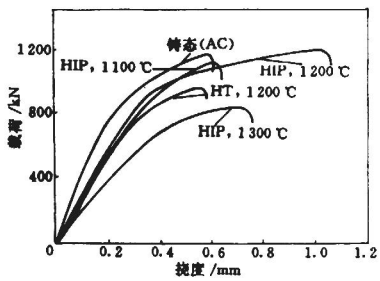


图1 三点弯曲载荷-挠度曲线

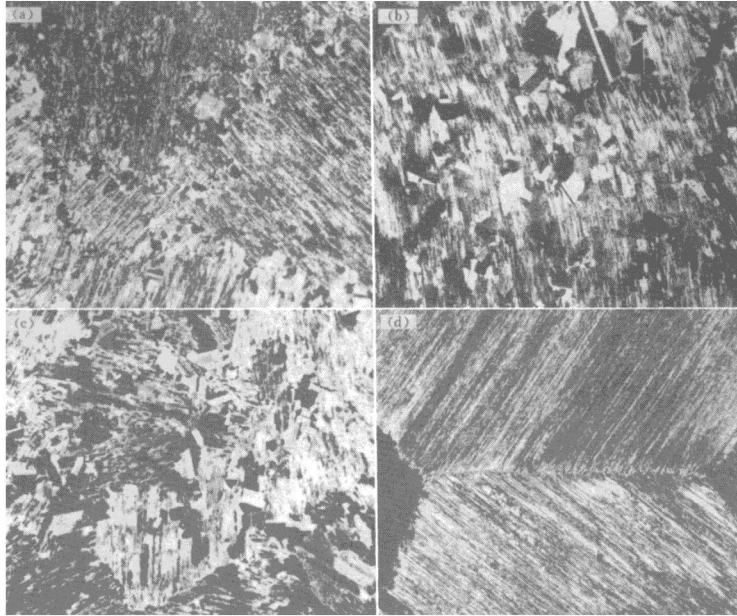


图2 TiAl+2%Cr 合金的金相组织

(a) 1200 C, 2h; (b) HIP, 1100 C, $\times 100$; (c) HIP, 1200 C, $\times 100$; (d) HIP, 1300 C, $\times 50$

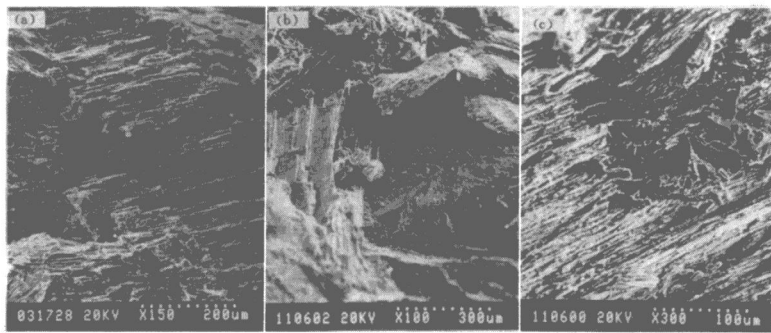


图3 热等静压处理的TiAl+2%Cr合金的SEM断口形貌

织将由粗大 α 晶粒转变成的 $\alpha_2 + \gamma$ 两相片层结构晶粒构成,如图2d所示,这种组织的晶界平直,晶粒有六方晶特征,三晶(粒)交界互成约 120° 。另一方面, γ 等轴晶粒分布较为弥散均匀,组织细化。图2b为 1100°C 热等静压处理合金的金相组织,其 γ 等轴晶虽稍大一点但分布均匀;图2c为 1200°C 热等静压处理合金的金相组织,与图2b相比较,其 γ 等轴晶粒较多而细小,且分布较均匀弥散,因等轴晶粒的分割、隔离,其片层结构晶粒也被减小了。

2.3 SEM断口形貌

扫描电子显微镜(SEM)断口形貌观察表明,对于等轴晶粒,裂纹穿晶解理断裂,断口为穿晶解理断裂型^[6]。铸态合金片层结构晶粒组织的断口形貌如图3a所示,呈现出阶梯状,表明裂纹是沿片层界面和穿越片层扩展。

通常,在 $\alpha_2 + \gamma$ 片层结构晶粒组织中,由于孪晶界、 α_2/γ 相界以及 α_2 脆硬相对变形的阻碍作用,片层结构晶粒变形呈明显各向异性,各晶粒间形变不连续,特别是当片层晶粒粗大时,相邻晶粒数少而取向偏差较大,造成晶粒间形变不连续,位错将塞积于晶界处而产生应力集中,这样裂纹易于萌生并沿晶界扩展,断口会呈现出平整光滑的沿晶断裂形貌,如图3b所示。图3b为 1300°C 热等静压处理合金

的断口形貌。具有这种组织和断口形貌的合金表现出较低的延性。若片层晶粒较细小,相邻晶粒间的取向差异就会相应较小,合金变形较连续,这有利于合金的塑性变形, 1300°C 热等静压处理合金的弯曲延性低于铸态合金的原因就在于此。如果在两相片层晶粒间还均匀分布着许多细小 γ 等轴晶粒,那么变形各向同性较好的等轴晶粒的变形将会调节片层晶粒间的不连续性变形,消除晶界应力集中,从而延缓裂纹萌生,使合金承受更大的变形。对于具有此种组织的合金,裂纹主要穿过等轴晶粒和片层结构晶粒扩展,其断口形貌为解理穿晶和阶梯状混合型,如图3c所示。图3c为 1200°C 热等静压处理合金的断口形貌。

参考文献

- 1 Lipsitt H A *et al.* Metall Trans, 1975, 6A(11): 1991.
- 2 Shechtman D *et al.* Metall Trans, 1974, 5A(8): 1373.
- 3 Masharu Yamaguchi, Yukichi Umakashi. Progress in Materials Science, 1990, 34(1): 1.
- 4 Kim Yongwon, Dimiduk Dennis M. JOM, 1991, (8): 40.
- 5 Xiong Xiang, Huang Boyun *et al.* In: Proceedings of C-MRS International Symposium, 1990, 2: 719.
- 6 熊翔等, 中南矿业学院学报, 1992, 23(5): 560.
- 7 熊翔等, 稀有金属材料与工程, 1992, 21(5): 37.