

[文章编号] 1004-0609(2001)06-1055-04

包套轧制制备 TiAl 基合金板材^①

张俊红, 黄伯云, 周科朝, 李志友, 何双珍, 刘 咏, 贺跃辉

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘 要] 采用包套轧制技术, 在 1050 ℃制备了 2.7 mm 厚的 TiAl 基合金薄板。金相观察表明, 薄板具有均匀、细小的组织, 平均晶粒尺寸约为 3 μm。利用模拟平面应变实验研究了外加包套对 TiAl 基合金轧制时流变行为的影响, 揭示了包套轧制提高 TiAl 基合金热加工性能的机理。结果表明, 包套轧制可以降低 TiAl 基合金变形时的流变应力, 延缓流变软化趋势, 降低局部流变系数, 从而提高 TiAl 基合金的塑性变形能力。

[关键词] TiAl 基合金; 板材; 包套轧制; 塑性变形

[中图分类号] TG 337.1

[文献标识码] A

TiAl 基合金具有高的比强度、比刚度以及较好的高温抗蠕变、抗氧化能力, 是一种极有发展潜力的高温结构材料, 可期望用于制造航空、航天等超高速飞机发动机的零部件^[1]。TiAl 基合金板材除了可以直接用做结构材料外, 还可以采用超塑性气胀成形等技术制造发动机壳体、隔板以及热区蒙皮等。目前, 随着 TiAl 基合金实用化进程的发展, 对制备 TiAl 基合金板材的要求越来越迫切。但是, 由于 TiAl 基合金具有本质脆性^[2], 材料的可加工性差, 在热塑性变形过程中, TiAl 基合金容易发生不均匀变形, 从而导致变形试样表面开裂。为了解决 TiAl 基合金的变形开裂问题, 研究者们^[3, 4]在 TiAl 基合金锻造加工过程中, 采用包套包裹坯料进行加工变形, 变形后得到的试样表面光滑, 无裂纹。借鉴 TiAl 基合金包套锻造的经验, 可以采用包套轧制技术来制备 TiAl 基合金板材。但是, 相对于锻造工艺, 轧制过程中材料的应变状态更为复杂, 变形的应变速率更高, 因此, TiAl 基合金板材制备的难度很大。目前, 国内外研究 TiAl 基合金板材的文献报道较少, 国外只有少数几个研究者开展了这方面的工作^[5~9], 国内开展 TiAl 基合金板材的研究较晚, 目前尚未有文献报道。

本文作者对 TiAl 基合金板材的制备进行了探索性工作。采用模拟平面应变实验, 研究了有、无包套 TiAl 基合金试样的塑性流变行为, 初步揭示了包套轧制提高 TiAl 基合金可加工性的机理。

1 实验

实验用合金名义成分为 Ti-48Al-2Cr-0.5Mo(摩尔分数, %), 合金采用磁悬浮炉熔炼而成^[10]。铸锭在保护气氛下经 1 050 ℃, 48 h 均匀化退火及 170 MPa, 1 350 ℃, 4 h 热等静压处理。用电火花线切割从上述处理后的铸锭中切取 $d 70 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 的圆柱坯料, 按文献[4]的方法进行复合热机械处理。包套轧制采用 L₆500 型二辊轧机, 轧制速度小于 0.36 m/s, 压下速度为 0.417 mm/s, 工作辊直径为 420 mm, 开轧温度为 1 050 ℃(炉温), 道次变形量为 8%, 道次间回炉 5 min。包套材质为不锈钢。显微组织观察采用 Polyvar-Met 型光学显微镜, 浸蚀液为 Kroll 溶液。用截线法测量晶粒尺寸。在 Gleeble1500 型热/力模拟实验机上采用恒夹头速度压缩实验模拟轧制时平面应变, 平均应变速率为 10^{-1} s^{-1} , 变形温度为 1 100 ℃, 变形量为 70%。模拟实验的试样直接从热等静压后的铸锭中电火花切割, 试样尺寸为 $d 6 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$, 试样 1 为无包套试样, 试样 2 采用包套包裹, 包套壁厚为 2 mm。

2 结果与讨论

2.1 TiAl 基合金轧板的宏观形貌与显微组织

2.1.1 宏观形貌

图 1(a) 所示为 Ti-48Al-2Cr-0.5Mo 合金无包套热轧后的外观。TiAl 基合金在经过第一个道次轧制

① [基金项目] 国家“863”计划资助项目(715-005-0040); 教育部科技重点资助项目

[收稿日期] 2000-12-18; [修订日期] 2001-03-19

[作者简介] 张俊红(1970-), 女, 博士研究生。

后,即出现层裂,同时,沿轧板纵向出现贯穿裂纹。图 1(b)所示为 Ti-48Al-2Cr-0.5Mo 合金在 1 050 °C (炉温) 包套热轧后的宏观形貌。TiAl 基合金经 1 050 °C 包套轧制后轧板外形完整,表面光滑,无应力开裂。轧制前 TiAl 基合金坯料的厚度为 8 mm,轧制后薄板的厚度为 2.7 mm,轧制总变形量达到 65%。当采用普通热轧时,TiAl 基合金只经受很小的变形(< 8%)就已出现脆性解理开裂;而采用包套轧制,变形量高达 65%时,试样仍能保持完整的外形。可见,采用包套轧制显著提高了 TiAl 基合金的可加工性。

2.1.2 显微组织

图 2(a)所示为 TiAl 基合金轧制前坯料的显微组织。该组织为铸锭经过两次包套热锻开坯处理后的组织,平均晶粒尺寸为 15 μm 。开坯后的 TiAl 基合金被放置在特制的包套中,在 1 050 °C 轧制。经轧制后 TiAl 基合金的显微组织如图 2(b)所示,沿轧制方向晶粒无明显拉长现象,并且晶粒发生了显

著细化,平均晶粒尺寸约为 3 μm 。TiAl 基合金轧制后的这种组织形貌是轧制变形过程中发生的动态再结晶与道次间回炉处理时发生的静态再结晶共同作用的结果。TiAl 基合金是低层错能金属,Mo 的添加进一步降低了 TiAl 基合金的层错能^[11],低层错能金属位错的扩展宽度较大,不易发生交滑移,因而 TiAl 基合金在变形和变形之后的回复过程中容易发生再结晶过程。在动态再结晶和静态再结晶两种机制作用下,变形 TiAl 基合金产生再结晶,晶粒方向产生转动,因而变形组织特征不明显。

2.2 TiAl 基合金轧制变形时的塑性流变行为分析

由于实际轧制过程中流变性能参数难以采集,通常采用模拟平面应变实验来研究材料的轧制过程。图 3 所示为试样 1 和 2 在热/力模拟实验机上测得的位移-载荷曲线图,试样 1 为无包套 TiAl 基合金试样,试样 2 采用包套包裹。在图 3 中,曲线 1 载荷在达到峰值后急剧降低,然后,随着位移的增

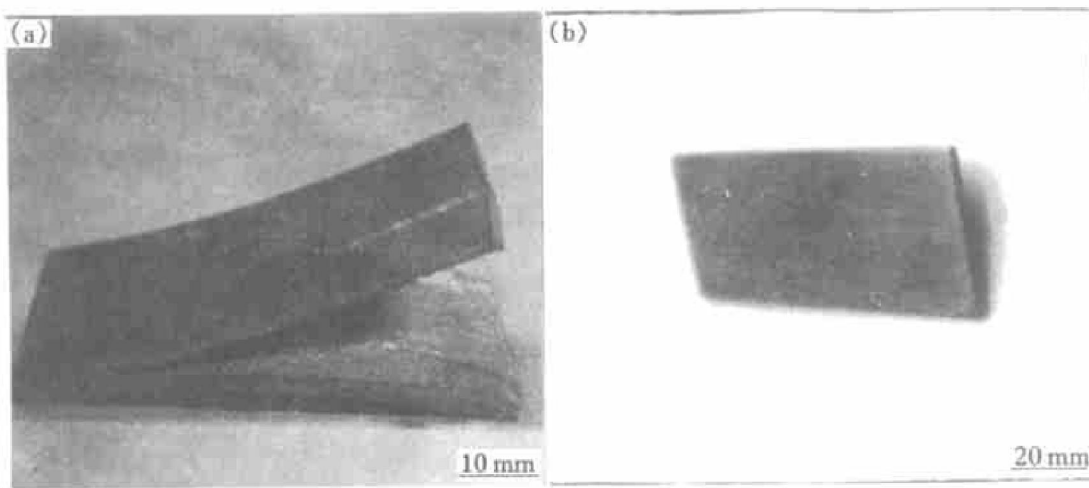


图 1 TiAl 基合金轧制后的宏观形貌

Fig. 1 Macrographs of TiAl alloy after traditional rolling (a) and pack rolling (b)

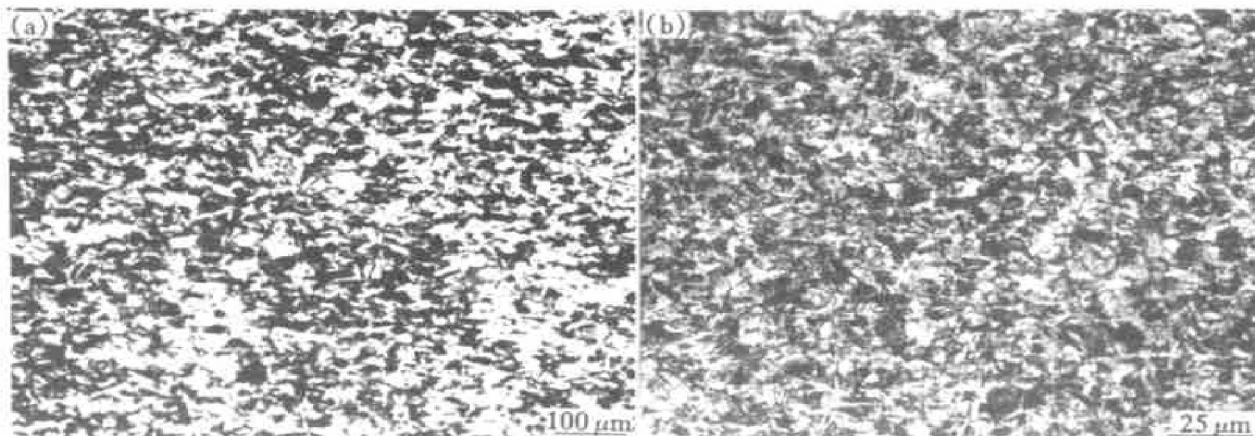


图 2 TiAl 基合金包套轧制前后的显微组织(轧制方向为水平方向)

Fig. 2 Microstructures of TiAl alloy before (a) and after (b) pack rolling (rolling direction is horizontal)

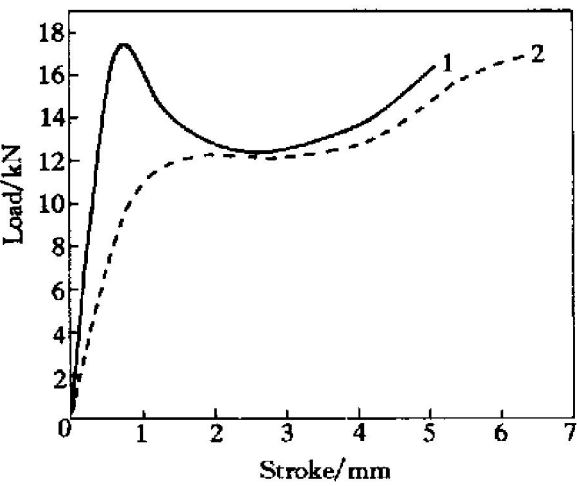


图 3 TiAl 基合金平面应变(模拟)的位移-载荷曲线

Fig. 3 Stroke-load curves of TiAl alloy during plain-strain deformation

1—Sample 1; 2—Sample 2

加, 载荷又缓慢上升; 曲线 2 载荷在达到第一个峰值后进入一段稳定期, 随后又随着位移的增加缓慢上升, 最终达到的峰值载荷与曲线 1 的峰值载荷相当。对比曲线 1 和曲线 2, 可以认为, 有包套 TiAl 基合金在变形初期主要是软性钢包套的变形。无包套 TiAl 基合金在曲线 1 急剧下降阶段, 内部有微裂纹萌生, 并最终扩展成为宏观裂纹, 变形后试样沿鼓面纵向开裂, 而有包套试样变形后表面光滑完整。

按照体积不变原则将图 3 转换成图 4 所示的真应力-应变曲线。曲线 1 在达到最大应力峰值后迅速软化, 进入不稳定塑性流变区, 曲线 2 在整个变形区内流变应力远远低于曲线 1, 并且, 流变软化现象不十分显著。TiAl 基合金的流变软化主要是由于显微组织发生变化或变形热引起的界面弱化等原因引起的。TiAl 基合金显微组织的变化包括: 层片的破碎、球化, 发生动态回复、动态再结晶等。在这些局部显微组织弱化区, 变形抗力降低, 变形易于集中, 这样, 在变形材料的内部就形成了局部流变(不均匀流变)。流变的不均匀性会引起变形不连续区域间形成带状的剪切区, 带状剪切区一经形成便能够自发地扩展。当局部流变发展到一定程度, 在带状剪切区界面上, 由于严重不均匀变形引起的应力会促使微裂纹在此萌生, 并逐渐扩展, 最终导致变形材料的破坏, (如图 1(a) 所示)。因此, 局部流变是判定金属材料成形性和可加工性的一个重要判据^[12]。平面应变状态局部流变系数 α 可用下式计算^[13]:

$$\alpha = - \dot{\gamma} / m$$

(1)

式中 $\dot{\gamma}$ —应变软化速率, $\dot{\gamma} = (1/\sigma) d\sigma/d\epsilon|_{\dot{\epsilon}, T}$,
 m —应变速率敏感性系数; $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}|_{\epsilon, T}$

当 $\alpha \geq 0$ 时, 表示局部流变开始出现; 当 $\alpha \geq 5$ 时, 表示局部流变严重, 材料会出现严重破坏(如宏观开裂等)。

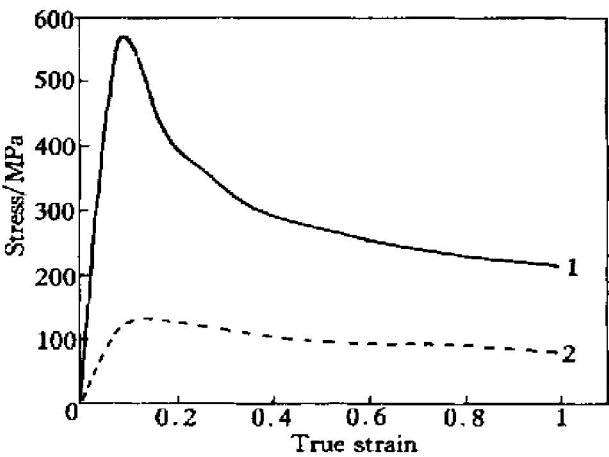


图 4 TiAl 基合金平面应变(模拟)的真应力-应变曲线

Fig. 4 True stress-strain curves of TiAl alloy during plain-strain deformation

1—Sample 1; 2—Sample 2

由式(1)计算出的 TiAl 基合金在 1 100 ℃, $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 条件下模拟平面变形时的局部流变系数 α 值见表 1。试样 1 在低应变阶段($\alpha < 0.33$) 具有较大的 α 值, 在变形初期 α 值高达 12.6, 而当采用包套包裹 TiAl 基合金变形时, 局部流变系数 α 值明显减小, 在整个变形区间 $\alpha < 5$ 。可见, 外加包套显著降低了 TiAl 基合金变形时的局部流变系数。当采用包套包裹 TiAl 基合金在一定的温度下变形时, 软质的包套首先开始变形, 包套内壁会对 TiAl 基合金坯料施加一个与变形方向相反的压应力, 使得 TiAl 基合金所受的静水压力提高, 静水压力有助于促进变形材料内部剪切带界面上微裂纹的愈合, 抑制裂纹的进一步扩展。因此, 采用包套轧制可以抑制局部流变的扩展, 从而提高了 TiAl 基合金的可加工性。值得注意的是包套在 TiAl 基合金变形过程中对局部流变系数的影响与包套的设计及包套与 TiAl 基合金坯料之间的配合密切相关。此外, 当

表 1 TiAl 基合金平面应变(模拟)局部流变系数 α 值

Table 1 Value of flow localization parameter during plain-strain deformation of TiAl alloy

Strain	0.15	0.24	0.33	0.43	0.55	0.68	0.83
Sample 1	12.6	8.8	5.1	4.7	4.1	2.8	2.5
Sample 2	2.8	4.2	3.2	2.5	0.8	1.3	2.8

$t = 1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

采用包套包裹 TiAl 基合金变形时, 还可以减少 TiAl 基合金在变形过程中热量的散失, 防止变形过程中的高温氧化, 这些也都有利于可加工性的提高。

3 结论

1) 采用包套轧制技术制备了厚度为 2.7 mm 的 TiAl 基合金薄板, 轧制总变形量达到 65%。

2) 轧制后的 TiAl 基合金发生了再结晶, 显微组织均匀、细小, 平均晶粒尺寸约为 3 μm 。

3) 包套轧制降低了 TiAl 基合金变形过程中的局部流变系数, 抑制了微裂纹的进一步扩展, 从而提高了 TiAl 基合金的可加工性能。

[REFERENCES]

- [1] Yamaguchi M, Umakoshi Y. The deformation behavior of intermetallic superlattice compounds [J]. Progress in Materials Science, 1990, 34: 1– 148.
- [2] Kawabata T, Izumi O. Dislocation reactions and fracture mechanism of TiAl L10 type intermetallic compound [J]. Scr Metall, 1987, 21(4): 435– 440.
- [3] RAO Qiu-hua, HE Yue-hui, HUANG Bai-yun. Stress analysis of canned hot forging specimen of TiAl intermetallic compound [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(2): 91– 94.
- [4] CHEN Ling-hui(陈伶俐), HUANG Bai-yun(黄伯云), QU Xuan-hui(曲选辉). TiAl 基合金的热机械处理 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有

色金属学报), 1996, 6(1): 121– 125.

- [5] Clemens H. Intermetallic γ -TiAl based alloy sheet materials process and mechanical properties [J]. Zeitschrift fuer Metallkunde, 1995, 86(12): 814– 822.
- [6] Appel F, Clemens H, Glatz W. Tensile properties and deformation mechanisms in two-phase titanium aluminide sheet material [J]. Mat Res Soc Proc, 1997, 460: 195– 200.
- [7] Semiatin S L, Seetharaman V. Deformation and microstructure development during hot-pack rolling of a near-gamma titanium aluminide alloy [J]. Metall & Mater Trans A, 1995, 26A: 371– 381.
- [8] Hanamura T, Hashimoto K. Improvement of microstructure and mechanical properties in TiB₂-dropped TiAl alloy by direct sheet casting [J]. JIM, 1998, 38(7): 724– 730.
- [9] Jewett T J, Dahms M. Protective coating for reactively synthesizing TiAl sheet material [J]. Journal of Materials Science Letters, 1996, (15): 1432– 1434.
- [10] SU Yan-qing, GUO Jing-jie, DING Hong-sheng, et al. Water-cooling crucible vacuum induction melting of γ -TiAl based alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1998, 8(1): 69– 72.
- [11] Maeda T, Okada M, Shida Y. Ductility and strength in Mo modified TiAl [J]. Mat Res Soc Symp Proc, 1991, 213: 555– 560.
- [12] Narayana Murty S V S, Nageswara R B, Kashyap B P. Instability criteria for hot deformation of materials [J]. Inter Mater Rev, 2000, 45(1): 15– 26.
- [13] Semiatin S L, Lahoti G D. Deformation and unstable flow in hot forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si [J]. Metall & Mater Trans A, 1981, 12A: 1705– 1717.

Pack rolling of TiAl based alloy

ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, ZHOU Ke-chao, LI Zhi-you,
HE Shuang-zhen, LIU Yong, HE Yue-hui

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University,
Changsha 410083, P. R. China)

[Abstract] A Ti-48Al-2Cr-0.5Mo (mole fraction, %) sheet, with the thickness of 2.7 mm, was prepared at 1 050 °C by pack rolling. Microstructure of the sheet and the effect of pack on the flow behavior were investigated using optical microscopy and plain strain compression testing. The experimental results show that, dynamic recrystallization and static recrystallization occur during pack-rolling and following reheat process between two rolling passes, thus, homogenous and refined microstructure with mean size of 3 μm is formed. During deformation of packed-TiAl based alloy, the lower flow stress and flow localization parameter are obtained, which lead to the increasing workability of TiAl based alloy at elevated temperature.

[Key words] TiAl based alloy; pack rolling; sheet; hot deformation

(编辑 何学锋)