

Ti43Al5Nb0.03Y 合金高温热压缩行为及其组织演变

张 浩, 徐文臣, 单德彬

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 在热模拟试验机上对 Ti43Al5Nb0.03Y 合金进行压缩变形实验, 温度范围为 1050~1200 °C, 应变速率范围为 10^{-3} ~ 10^{-1} s⁻¹, 获得了其真应力-真应变曲线, 并对热变形组织进行显微分析。结果表明: 在低于 1200 °C 的条件下, 材料的锻后组织为残余层片和再结晶晶粒的混合组织, 而温度达到 1200 °C 时, 材料锻后得到完全再结晶组织; 在实验所涉及的温度及应变速率范围内, Ti43Al5Nb0.03Y 合金的塑性变形机制主要为 γ 相中的滑移和孪生, 其流变软化机制主要为 γ 相动态再结晶以及少量的 γ 相中的回复; 该合金锻造温度不宜低于 1200 °C, 在锻造工艺参数为 1200 °C, 10^{-3} s⁻¹ 条件下可以得到表面无裂纹, 变形组织为细小等轴晶组织的锻件。

关键词: TiAl 合金; 热模拟; 显微组织; 流变应力

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)08-1368-05

TiAl 金属间化合物具有很高的比强度、比刚度、优良的抗氧化性和抗蠕变性, 以及高于常规钛合金的阻燃性, 因此被认为是极具应用前景的高温结构材料^[1-4]。但是, 其较低的室温塑性以及较差的热加工性一直限制着此类合金的应用^[5]。热塑性加工可显著细化铸态 TiAl 合金粗大晶粒^[6], 改善微观组织偏析, 从而改善室温塑性^[7,8]并且提高 TiAl 合金的其它力学性能^[9,10], 细化的晶粒也为其进一步热塑性成形创造条件。由于铸态 TiAl 合金的热加工性能很差, 对等温锻造条件要求较高, 使得 TiAl 合金的塑性加工难度很大。深入研究 TiAl 合金的热塑性变形行为, 并掌握其热塑性变形过程的组织演化规律, 确定 TiAl 合金合理的等温锻造工艺规范, 有助于突破 TiAl 合金的热塑性成形关键技术, 从而推动 TiAl 合金的应用。

本实验通过热模拟的手段研究 Ti43Al5Nb0.03Y 合金的高温压缩变形行为, 分析温度、应变速率对材料热加工性能及其显微组织的影响, 揭示其组织演变规律及其内在机制, 以期确定合理的等温锻造工艺规范打下基础。

1 实 验

选取合金名义成分为 Ti43Al5Nb0.03Y, 通过感应凝壳熔炼(Induction Skull Melting, ISM)法得到 ϕ 130 mm × 120 mm 铸锭, 随后经过 1250 °C, 140 MPa,

4 h 的热等静压(HIP)处理。采用线切割方法从铸锭上截取 ϕ 8 mm × 12 mm 的圆柱形试样, 在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上进行等温热压缩实验。变形温度取 1050~1200 °C, 应变速率取 10^{-1} ~ 10^{-3} s⁻¹, 冷却方式为水淬。随后使用线切割将压缩后的试样沿轴向剖开, 经砂纸打磨、机械抛光, 进行显微分析。透射电镜(TEM)试样经机械减薄后, 用双喷电解减薄, 双喷电解液为 6%高氯酸+35%正丁醇+59%甲醇。

利用 X650 型扫描电子显微镜(SEM)和 CM12 型透射电子显微镜(TEM)等测试仪器对试样的相组成以及显微组织进行分析。

2 结果与讨论

2.1 显微组织分析

Ti43Al5Nb0.03Y 合金铸态显微组织是近层片组织, 层片晶团的平均尺寸约为 600 μ m, 层片晶团边界处存在着少量的 γ 晶粒(图 1)。

Ti43Al5Nb0.03Y 合金经过等温热压缩之后, 层片状的晶团产生了不同程度的再结晶。当热压缩温度为 1150 °C, 应变量为 25%时, 层片晶团间产生了少量的再结晶晶粒, 并且观察到层片的弯曲现象(图 2a); 继续增大变形量至 50%, 则形成由残余层片和层片晶团间细小的再结晶 γ 晶粒组成的混合带状组

收到初稿日期: 2008-10-30; 收到修改稿日期: 2009-03-06

基金项目: 哈尔滨市青年科技创新人才基金(2008RFQXG040)

作者简介: 张 浩, 男, 1983 年生, 博士生, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86416221, E-mail: haozhang@hit.edu.cn

织(图 2b); 变形温度处于 1050~1150 °C 之间的其它热压缩试样的组织演变规律与 1150 °C, 10^{-3} s^{-1} 条件下相类似。当变形温度达到 1200 °C 时, 获得完全动态再结晶组织(图 2c)。

在低于 1200 °C 的热压缩过程中(图 2a), 当层片晶团处于难滑移取向(层片界面与外力近于平行)时, 大量的位错被塞积, 在高的应力作用下, 层片通过弯曲变形来调节自身取向; 而此时另一种硬取向的晶粒(层片界面与外力几乎垂直)由于缺乏足够的变形力而近似保持原貌。层片晶团力学性能的各向异性, 直接导致各晶粒间塑性变形的不协调, 而层片晶团的晶界呈锯齿形啮合状形貌不利于高温下层片晶团之间的晶界滑移和转动, 在高温热激活的作用下, 层片晶团的界面上优先发生动态再结晶以释放界面区域的变形能(图 2a)。随着压缩变形量的加大, 晶界区域再结晶体积分数逐渐增加(图 2b), 再结晶区域由于变形抗力低, 从而成为后继的主要变形区, 于是再结晶区域在晶界处随着变形量的加大, 逐渐向残余层片晶团内部扩展; 在再结晶区域塑性变形抗力下降, 而同时残余层片(层片界面与外力方向近于垂直)屈服应力很高的条件下, 残余层片内部几乎不再产生塑性变形, 从而保存下来。这些原因共同促使材料呈现出残余层片(层片界面与

外力垂直)和层片晶团间细小的再结晶 γ 晶粒组成的混合带状组织形貌。

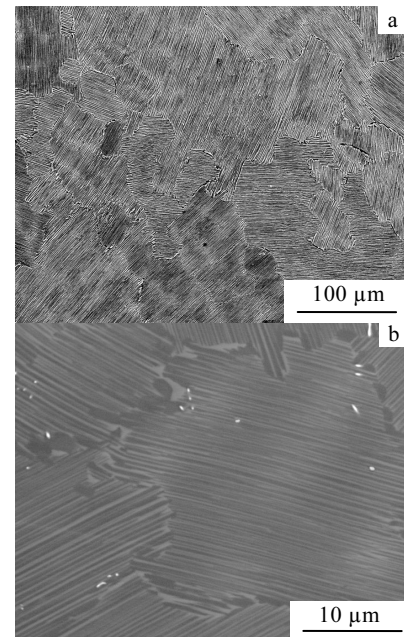


图 1 Ti43Al5Nb0.03Y 合金铸态显微组织
Fig.1 Microstructures of as-cast Ti43Al5Nb0.03Y alloy: (a) low magnification and (b) higher-amplification image

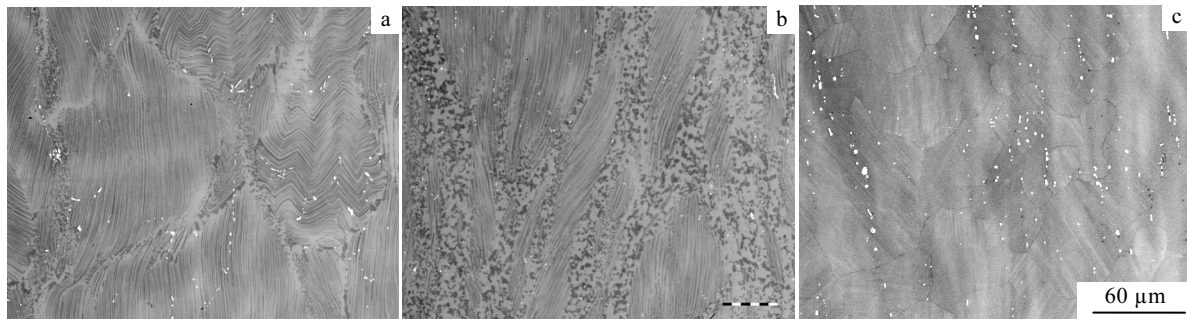


图 2 Ti43Al5Nb0.03Y 合金热压缩过程中的显微组织(注: 压缩沿水平方向)
Fig.2 BSE microstructures of Ti43Al5Nb0.03Y alloy as-forged: (a) 1150 °C, 10^{-3} s^{-1} , $\varepsilon=25\%$, (b) 1150 °C, 10^{-3} s^{-1} , $\varepsilon=50\%$, and (c) 1200 °C, 10^{-3} s^{-1} , $\varepsilon=50\%$ (compression is along horizontal direction)

当变形温度达到 1200 °C 时, 提高的热加工温度进一步促进材料内部的扩散行为, 从而使得材料更容易产生再结晶。高于共析温度(1175 °C)条件下, α_2 转化为 α 相, 普通位错的滑移将对塑性变形产生有益的影响, 这将进一步促进材料的均匀变形, 从而有益于全面引发材料内部的再结晶。最终, 在变形温度为 1200 °C 的条件下, 获得完全动态再结晶的组织(图 2c)。在 1200 °C, 10^{-3} s^{-1} 热加工条件下, 动态再结晶的 γ 晶粒的平均尺寸约为 42 μm 。

2.2 TEM 分析

Ti43Al5Nb0.03Y 合金热变形的 TEM 分析发现, γ 相中存在高密度的位错与回复形成的亚晶(图 3a)以及孪生变形(图 3b); 与 γ 孪生毗邻的 α_2 片层中几乎没有位错产生(图 3b); 并且观察到高密度位错与孪生同存在于一个 γ 相层片中(图 3c); 在晶界处发现了细小的再结晶的 γ 晶粒(图 3d)。

TEM 分析表明, 此材料高温塑性变形时, 变形主要集中在 γ 相中, 因为在与 γ 孪生毗邻的 α_2 片层中几

乎没有位错产生(图 3b); 并且发现位错与孪生存在于同一个 γ 层片中(图 3c), 孪生所需要的剪切应力由位错滑移产生的高约束应力提供, 而孪生变形可以改变位错滑移的方向, 从而对后续塑性变形产生有益的贡献。因此 γ 相中的位错滑移与孪生(图 3a, b)是此材料主要的塑性变形微观机制; 而该合金在高温变形的条件下, γ 相与 α_2 存在着变形的不协调性, α_2 起到了阻

碍塑性变形的作用, 这种微观的变形不协调, 使得此材料高温塑性较差。

γ 相在高温塑性变形过程中, 由于回复而产生了亚晶(图 3a); γ 相在晶界处形成等轴的再结晶晶粒(图 3d), 向 α_2 片层中隆起的晶界表明 γ 相通过蚕食原层片中的 α_2 层片而逐渐长大。 γ 相中回复与再结晶的共存, 使得材料产生了流变软化。

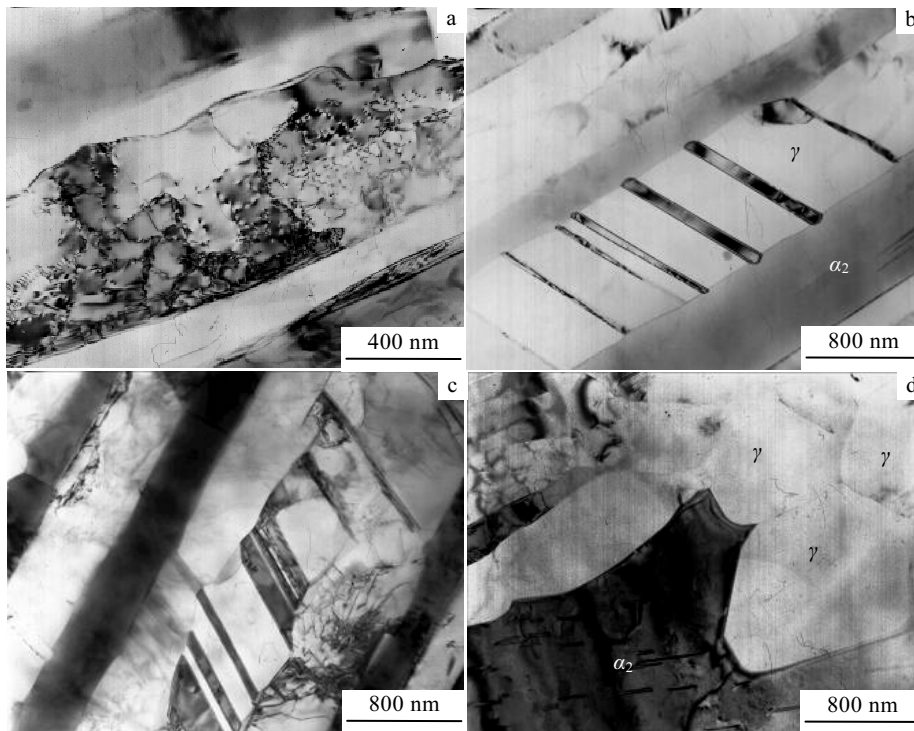


图 3 Ti43Al5Nb0.03Y 合金热压缩 TEM 照片 (1100 °C, $10^{-2} s^{-1}$, $\epsilon=25\%$)

Fig.3 TEM microstructures of Ti43Al5Nb0.03Y alloy compressed at 1100 °C, $10^{-2} s^{-1}$, $\epsilon=25\%$: (a) dislocations and sub-grains in γ phase, (b) twins in γ phase, (c) dislocations and twins in γ phase, and (d) recrystallization in γ phase

2.3 热变形图

系统的实验表明(图 4): 随着变形温度的升高和应变速率的降低, Ti43Al5Nb0.03Y 合金热压缩变形时产生裂纹的倾向逐渐降低; 当变形温度达到 1200 °C 时, 该合金可以在 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 的应变速率下达到 50% 的塑性变形量而不产生开裂。组织分析(图 2a, 2b)表明, 材料在变形过程中, 首先以层片弯曲和晶界区域塑性变形为主, 随着变形的加大, 产生再结晶的晶界处成为后继主要变形区, 而残余层片基本不参与塑性变形, 这种塑性变形的全程不协调性, 是材料热塑性很差的重要原因之一。提高变形温度, 可以降低位错滑移的阻力, 从而促使材料易于产生塑性变形; 同时由于 α_2 相转变为无序的 α 相($T_c=1171$ °C), 进一步激活 α 相中的普通位错滑移, 从而对塑性变形产生了有益的贡

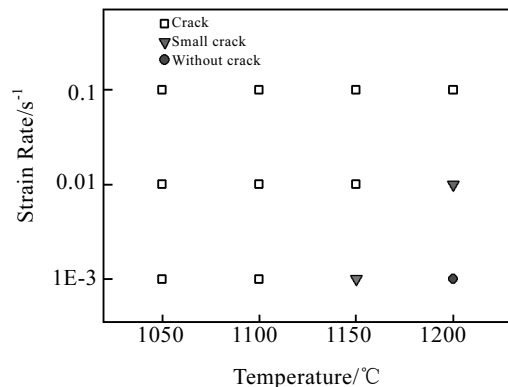


图 4 Ti43Al5Nb0.03Y 合金的热变形图

Fig.4 Hot deformation map of Ti43Al5Nb0.03Y alloy

献: 变形温度的提高进一步促进材料中的扩散行为, 激活材料中的位错攀移, 从而改善材料的塑性变形协调能力, 同时也加速了动态再结晶的速度, 而动态再结晶使得位错湮灭, 组织等轴化, 进一步加强了材料后继塑性变形的能力; 而降低应变速率同样可以进一步提高材料变形中对位错攀移的贡献, 从而进一步提高材料的塑性变形能力。

2.4 真应力-真应变曲线

Ti43Al5Nb0.03Y 合金的真应力-真应变曲线(图5), 在加工硬化和再结晶软化的作用下出现了典型的阶段分区。初始阶段, 加工硬化占据主导地位, 从而造成流变应力逐渐增大到峰值, 随后再结晶占据主导地位, 从而产生明显的流变软化。随着温度的升高和

应变速率的降低, 材料的流变应力大幅度降低, 真应力-真应变曲线的走势逐渐平稳。当变形温度低于 1200 °C 时, 材料的流变应力随着应变增加而减小的趋势十分明显, 而当变形温度提高至 1200 °C 时, 这种趋势显著减弱。合金的显微组织(图 2b, 2c)表明: 当变形温度低于 1200 °C, 再结晶主要发生在晶界, 并且随着变形量的加大再结晶从晶界向晶内扩展, 体积分数逐渐增大, 由此造成连续的流变应力下降; 而当变形温度达到 1200 °C 时, 材料内部发生了动态再结晶, 体积分数达到 100%, 动态再结晶和加工硬化过程基本达到动态平衡, 因此流变应力曲线表现出基本稳定的状态。

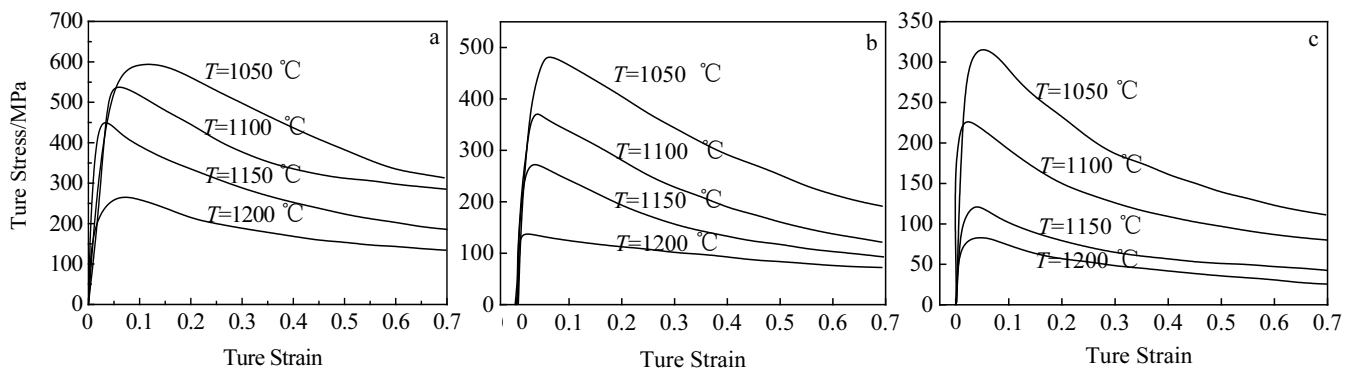


图5 Ti43Al5Nb0.03Y 合金的真应力-真应变曲线

Fig.5 True stress-true strain curves of as-cast Ti43Al5Nb0.03Y alloy at different temperature:

(a) $\dot{\epsilon}=1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

3 结论

1) 在低于 1200 °C 条件下等温锻造, 可得到残余层片和再结晶晶粒组成的混合组织, 而 1200 °C 条件下等温锻造, 则得到完全再结晶的等轴组织。

2) 材料在实验工艺参数范围内, 其塑性变形机制为 γ 相中的位错滑移和孪生。在 1050 至 1150 °C 时其软化机制主要为晶界处发生的 γ 相动态再结晶以及少量的 γ 相的回复, 其宏观表征为真应力-真应变曲线的峰值过后真应力的连续大幅下降; 在 1200 °C γ 相时, 其软化机制主要为 γ 相的完全动态再结晶, 其宏观表征为真应力-真应变曲线走势平稳。

3) Ti43Al5Nb0.03Y 合金的锻造温度低于 1200 °C, 显微组织演化以层片弯曲、晶界区域塑性变形及再结晶为主, 而处于硬取向(层片界面与外力垂直)的层片较少参与塑性变形, 这种塑性变形的不协调性使得材料的热加工性较差。当锻造温度高于 1200 °C 时,

α_2 相转变为无序的 α 相, 进一步激活 α 相中的普通位错滑移, 这使得 Ti43Al5Nb0.03Y 合金在 1200 °C 低应变速率下等温锻造是可行的。

参考文献 References

- [1] Kim Y W. *JOM*[J], 1994, 46(7): 30
- [2] Edward A Loria. *Intermetallics*[J], 2000, 8: 1 339
- [3] Appel F, Brossmann U, Christoph U. *Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(11): 699
- [4] Clemens H, Kestler H. *Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(9): 551
- [5] Kim Y W. *Mater Sci Eng*[J], 1995, A192/193: 519
- [6] Huang Zhaohui(黄朝晖). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(1): 69
- [7] Kong Fantao(孔凡涛), Chen Ziyong(陈子勇), Tian Jing(田竞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(2): 81

- [8] Xu X J, Lin J P, Wang Y L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 414: 175
- [9] Semiatin S L, Chestnutt J C, Austin C *et al.* *Structural Intermetallics 1997*[C]. Warrendale: TMS, 1997: 263
- [10] Kim Y W, Dimiduk D M. *Structural Intermetallics 1997*[C]. Warrendale: TMS, 1997: 531

Hot Compression and Microstructural Evolution of Ti43Al5Nb0.03Y Alloy

Zhang Hao, Xu Wenchen, Shan Debin

(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Thermo-mechanical processing parameters of Ti-43Al-5Nb-0.03Y (mole fraction, %) alloy are investigated by hot simulation tests at 1050~1250 °C on Gleeble-1500D with a nominal deformation of 50% and a strain rate of 10^{-1} ~ 10^{-3} s⁻¹. The true strain-true stress curves have been obtained and the microstructures are observed. The results show that the microstructure consists of recrystallized grains and remained-lamellar when the compression temperature is lower than 1200 °C, and of recrystallized grains at 1200 °C. The major mechanism of plastic deformation is the slip deformation and twinning deformation, and the main softening mechanism is dynamic the recrystallization and dynamic recovery in the γ phase. The crack-free pancakes are obtained at a hot compressive temperature of 1200 °C and a strain rate of 10^{-3} s⁻¹.

Key words: TiAl alloy; hot simulation tests; microstructure; flow stress

Biography: Zhang Hao, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86416221, E-mail: haozhang@hit.edu.cn