

新型 γ -TiAl 基合金在高温变形过程中的组织演变

罗媛媛^{1,2}, 毛小南², 奚正平², 杨英丽², 吴金平², 苏航标²

(1. 西北工业大学材料学院 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072;

2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

摘 要: 利用 Gleeble-3800 型热模拟试验机对经过 3 次真空自耗熔炼的 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)(摩尔分数, %)合金样品进行热模拟等温压缩试验, 研究该合金在 1 150~1 250 °C 及 0.01~1 s⁻¹ 应变速率下高温变形后的宏观与微观组织演变。结果表明, 在高温变形过程中, 变形使合金中的组织由粗大的铸态 γ/α_2 近片层组织演变为细小的近等轴 γ/α_2 组织。变形过程中原始片层组织发生了不同程度的动态再结晶, 动态再结晶是引起组织演变的主要原因。该合金的动态再结晶形核主要由位错塞积和孪晶形核控制。最佳高温塑形变形温度为 1 200 °C, 应变速率小于 1 s⁻¹。

关键词: TiAl 基合金; 热变形; 组织演变; 动态再结晶

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Microstructure evolution of new γ -TiAl alloy during hot deformation

LUO Yuan-yuan^{1,2}, MAO Xiao-nan², XI Zhen-ping^{1,2}, YANG Ying-li², WU Jin-ping², SU Hang-biao²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The samples of Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) (mole fraction, %) were hot compressed in the temperature range of 1 200–1 300 °C and strain rate range of 0.01–1 s⁻¹ for high temperature flow behavior and microstructure evolution study. The results show that the microstructure of the alloy evolves from as-cast big size γ/α_2 to small size near-equiaxed γ/α_2 . The dynamic recrystallization (DRX) is the main reason that origin lamella changes during the hot deformation. The main nucleation mechanism of the DRX is controlled by the twins and the dislocation tangle growth. The optimum temperature for hot forming of the alloy is 1 200 °C, and the strain rate is less than 1 s⁻¹.

Key words: TiAl based alloy; hot deformation; microstructure evolution; dynamic recrystallization

近年来, 两相($\alpha_2+\gamma$)TiAl 基合金由于具有低密度、高强度和刚度、优良的高温抗氧化能力和蠕变抗力等特质, 成为目前 TiAl 合金体系中最具有工程应用潜力的金属间化合物之一, 特别适用于航空发动机高压压气机叶片、低压涡轮叶片以及高速飞行器热端部件、翼、壳体等部件^[1-4]。然而该类合金的室温脆性大、高温区变形难的本质特征以及热加工过程中的工艺塑性

差、变形参数敏感等问题的存在, 在很大程度上限制其工业化条件下的生产和应用^[5]。

TiAl 合金的铸态组织为粗大的柱状晶, 具有很低的室温塑性, 而使粗大柱状晶破碎, 得到细小、均匀的等轴晶, 被认为是改善其室温塑性的有效工艺。事实上, TiAl 合金属于难变形材料, 其变形应力受变形温度和变形应变速率的影响, 只有在一定的温度区间,

其变形抗力低于解理强度,材料才可能进行无损热塑性变形,并且随着温度升高,变形抗力减小,热加工容易进行。因此,为了保证TiAl合金的热变形顺利进行,热加工都需在较高的温度、较低的应变速率下进行。对于新型TiAl合金来说,变形温度和应变速率的选择至关重要,研究该合金在不同温度和应变速率下的组织演变,对于掌握其在高温下的流变特性,获得合理的热加工工艺参数有重要作用^[6]。在圆柱试样恒温等应变速率热压缩实验方法中,其压缩状态更接近锻造、挤压和轧制等常规热加工的变形状态,并且在适宜的润滑条件下,试样可以保持较均匀的变形,且等温状态比较容易实现。

一般来说,TiAl基合金的变形性能与显微组织和变形条件密切相关,李宝辉等^[7]研究了Ti-45Al-5Nb-0.3Y合金的热变形行为,并计算了其热变形激活能为399.5 kJ/mol。ZHANG等^[8]研究了Ti-46.2Al-2.0V-1.0Cr-0.5Ni的热变形行为及微观组织变化,发现片层经过破碎及粗化后产生球化的片层,并细化晶粒。李慧中等^[9]研究了Ti-47Al-2Cr-0.2Mo合金的热变形行为,同时研究了不同变形条件下的组织演化规律,并研究认为该合金高温塑性变形的软化机制主要以动态再结晶为主。国内外学者对TiAl基合金的热变形行为已有相关研究,但关于TiAl基合金的宏观与微观的变形组织及动态再结晶方式的系统性研究却鲜有报道。本文作者以铸态Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金为研究对象,进行恒温等应变速率热压缩模拟试验,获得不同温度和应变速率下Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的应力—应变曲线后,利用光学显微镜(OM)和透射电子显微镜(TEM)观察变形前后合金的宏观、微观组织,确定该合金的高温变形组织与变形工艺参数之间的对应关系,并分析其微观变形机制。

1 实验

所用材料经3次真空自耗熔炼和(1 000 °C, 10 h)均匀化处理可得到铸态Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金。实验材料的原始组织为 α_2 + γ 混合组织。

等温恒应变速率压缩实验在Gleeble-3800型热模拟试验机进行,从铸锭上切取的 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 圆柱体试样,压缩变形温度分别为1 100、1 150、1 200和1 250 °C,应变速率为0.01、0.05、0.1、0.5和 1 s^{-1} ,变形量为50%。实验采用真空感应加热,升温速率为5 °C/s,升温至变形温度后保温120 s以使试样的温度均匀化,热变形完成后立即空冷,然后沿着平行于压

缩轴方向将试样切割成两部分,制备金相试样,采用 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:5$ 的腐蚀剂对试样进行腐蚀,并采用奥林巴斯PMG 3卧式光学显微镜和EM-200GX型透射电镜上观察和分析压缩实验前后Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金宏观组织和微观组织。

2 实验结果

2.1 铸态组织与结构

图1所示为铸态Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的相组成与显微组织。由图1(a)可见,该合金的铸态组织主要由 γ 与 α_2 组成。由图1(b)可见, γ/α_2 片层团的平均直径约为200 μm ,该结构为近片层组织。

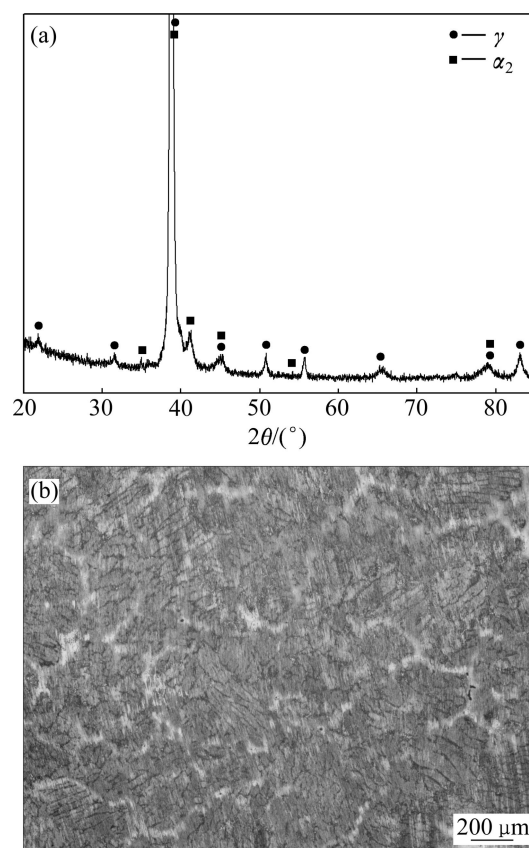


图1 铸态Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的XRD谱和显微组织
Fig. 1 XRD pattern(a) and microstructure(b) of as-cast TiAl-3Ta-0.3(Cr,W) alloy.

2.2 热加工窗口及压缩后的宏观组织

图2所示为该合金的热加工窗口,在1 200~1 250 °C和0.01~0.5 s^{-1} 下,合金变形无宏观裂纹,变形均匀;在1 100~1 250 °C和 1 s^{-1} 下,试样都存在不同程度的微裂纹。这说明高应变速率下的合金易发生开裂现象,

在加工过程中应避免发生。在 1 100 °C 下变形, 无论变形速率有多小, 试样仍然存在微裂纹。这说明该合金在此温度下不适合变形。通过该合金的热加工窗口发现, 该合金的最佳变形条件为 1 200 °C 且应变速率小于 1 s^{-1} 。

经过高温压缩变形后, 铸态组织发生了明显变化, 粗大的片层组织和大块等轴 γ 发生了不同程度的破碎, 晶粒显著细化。图 3 所示为 1 200 和 1 250 °C 时合金试样在不同应变速率下变形后的宏观组织。由图 3 可见, 压缩变形不是完全均匀的, 即试样纵截面上显示了明显的变形死区(I)、细晶区(II)和难变形区(III)。在较低的应变速率下, 细晶区所占比例较大(见图 3(a)和(b)), 变形死区面积所占的比例小, 变形也更均匀; 变形温度升高, 变形死区面积所占的比例增加(见图 3(c)和(d))。

2.3 变形温度和应变速率对微观组织的影响

变形后的显微组织受变形温度和应变速率的强烈影响(见图 4)。在低应变速率下, 变形有充分的时间, 破碎较均匀, 且等轴状再结晶晶粒小而多, 如图 4(a)所示; 提高变形温度, 晶粒被拉长、断裂, 再结晶晶

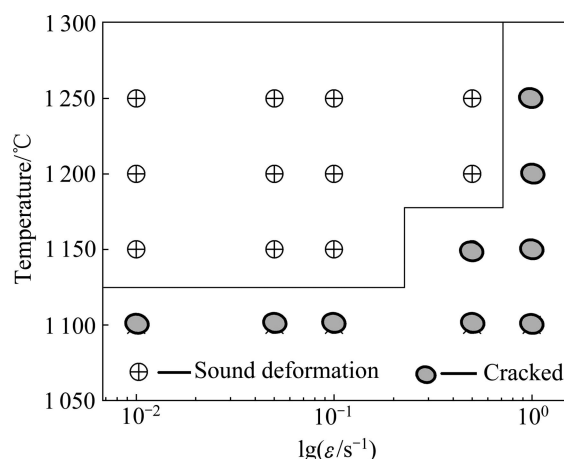


图 2 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的热加工窗口

Fig. 2 Processing window Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) alloy

粒有长大趋势, 如图 4(b)所示。继续提高变形温度至 1 250 °C, 晶粒长大趋势明显, 如图 4(c)所示。在相同的温度下, 提高应变速率, 再结晶晶粒较大(见图 4(d)); 随着变形温度提高, 表现出与低温相同的趋势(见图 4(e))。随着变形温度提高, 再结晶晶粒长大趋势明显(见图 4(f))。总之, 在相同应变速率下, 随着变形温度

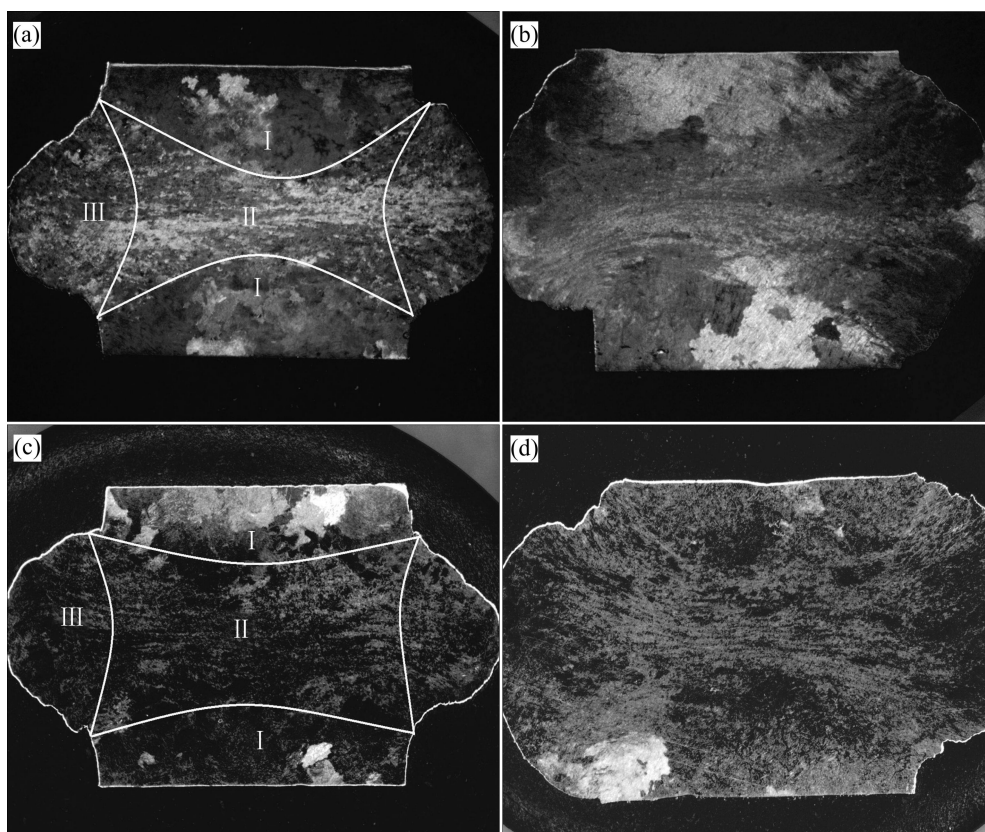


图 3 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金不同条件的宏观组织

Fig. 3 Macrostructures of Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) alloy under different deformation conditions: (a) 1 200 °C, 0.01 s^{-1} ; (b) 1 200 °C, 0.5 s^{-1} ; (c) 1 250 °C, 0.01 s^{-1} ; (d) 1 250 °C, 0.5 s^{-1}

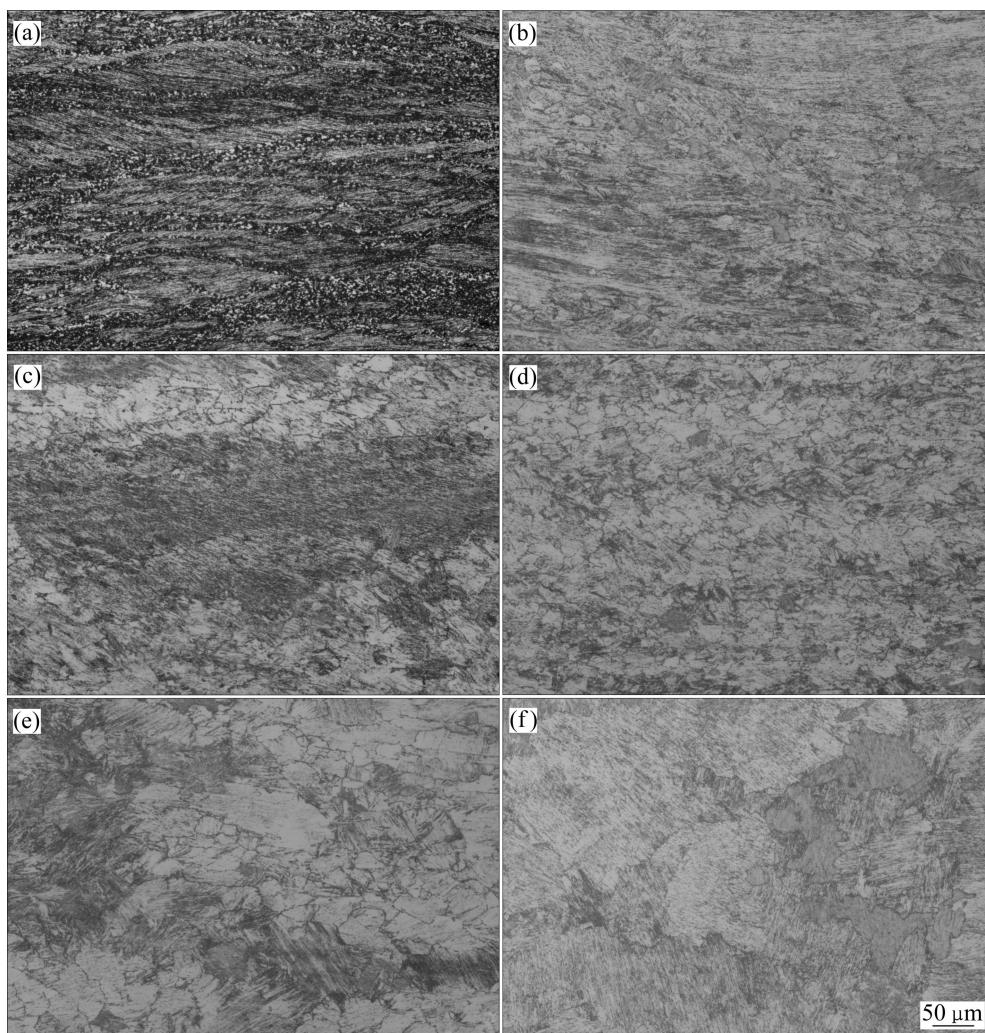


图 4 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金在不同变形条件下的微观组织

Fig. 4 Microstructures of Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) alloy under different deformation conditions: (a) 1 150, 0.01 s^{-1} ; (b) 1 200, 0.01 s^{-1} ; (c) 1 250, 0.01 s^{-1} ; (d) 1 150, 1 s^{-1} ; (e) 1 200, 1 s^{-1} ; (f) 1 250, 1 s^{-1}

提高, 再结晶晶粒的尺寸长大显著; 而在相同变形温度下, 随着应变速率提高, 变形的均匀性受到影响, 原始晶粒明显破碎, 且再结晶晶粒同样也会长大。

3 分析与讨论

由图 3 和 4 所示变形前后 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的宏观、微观组织演变情况可知, 该合金在 1 100~1 250 $^{\circ}\text{C}$ 以不同应变速率变形时发生了动态再结晶(DRX)和 $\alpha_2+\gamma$ 片层破碎、球化。动态再结晶(DRX)是该合金在高温下的重要变形机制, 也是导致 TiAl 合金发生流变软化和晶粒细化的主要原因^[10-12]。当然孪晶也是重要的变形机制之一^[13-15]。动态再结晶可导致流变软化并同步形成稳态流变, 有利于高温变

形。受到不同变形量、变形温度和应变速率的影响, TiAl 合金在变形过程中的动态再结晶呈现出不同特点, 从而导致合金不同的流变硬化、软化和组织演变特征^[16]。

从宏观来看, 变形后的试样沿纵向上可以清楚的看到变形死区(I)、细晶区(II)和难变形区(III) 3 个区域, 这主要是由于样品上变形量不同造成的。DRX 必须在足够的变形量条件下才能发生。I 区内的变形量很小, DRX 无法进行, 故变形后晶粒仍保持变形前的形态。在 III 区, 原始片层发生了一定程度的弯曲, γ 晶粒部分被破碎, 但还不足以促使 DRX 的发生, 也不会发生显著的晶粒细化。而在变形量非常大的细晶区内, DRX 容易发生且再结晶速度很快。观察细晶区的显微组织发现, 在不同变形温度和应变速率下, 合金均发生了不同程度的 DRX。变形温度和应变速率对

组织演变的影响主要表现在宏观组织均匀性和再结晶的充分程度以及再结晶晶粒的尺寸上。

对变形后的合金进行 TEM 观察时发现, 在高温低应变速率下, 再结晶较为充分, 再结晶晶粒尺寸较大, 说明在低应变速率下, 再结晶晶粒有充分的时间长大, 因此晶粒尺寸较大。反之, 在低温低应变速率下变形的合金虽然也发生了 DRX, 但不完全, 仍存在残留的 $\alpha_2+\gamma$ 层片。一般来说, DRX 可分为两种不同的类型: 一种是不连续性动态再结晶(DDRX), 其与低层错能材料中的凸起机制有关; 另一种是连续动态再结晶(CDRX), 其与新形成的小角度亚晶界转变为大角度晶界, 最后在变形过程中转变为再结晶晶粒有关^[17-18]。CDRX 有两种主要的过程, 连续亚晶旋转和几何动态再结晶。CDRX 主要产生于具有较高层错能的材料中, 目前在属于层错能较低的 TiAl 基材料中很难发现。图 5 和 6 所示为在 1 200 °C 及 0.01 s⁻¹ 条件下压缩变形后 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金中的扭折、弯曲的再结晶晶粒与李晶的形貌。Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金在高温变形过程中由两种形核机制所控制。一种是位错塞积形核, 如图 5(a)所示, 逐渐球形化形成新晶粒, 这属于连续动态再结晶机制; 最初的动态再结晶 DRX 由锯齿状的晶界和李晶所引起, 如图 5(b)所示。

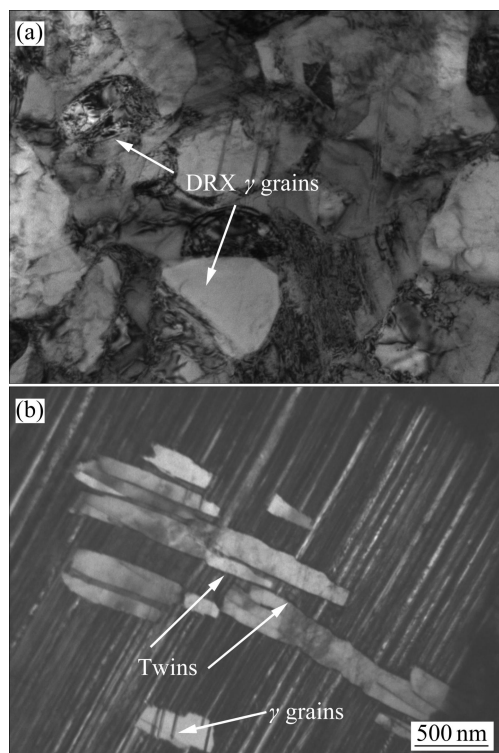


图 5 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金压缩变形后组织的 TEM 像
Fig. 5 TEM images of recrystallized grains of Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) alloy after deformation at 1 200 °C and 0.01 s⁻¹:
(a) Serrated grain boundaries; (b) Twins and γ grains

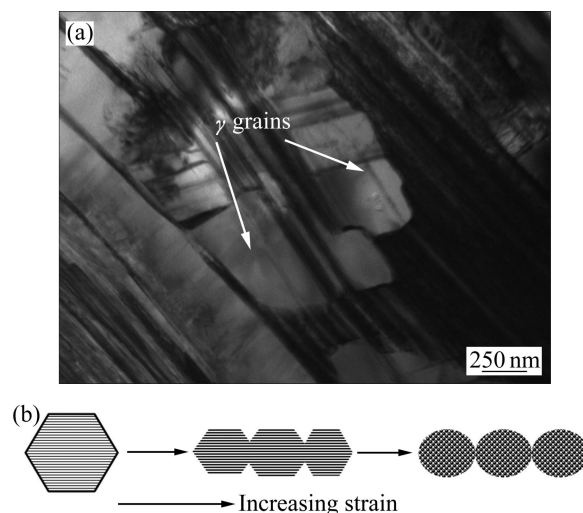


图 6 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金压缩变形后组织中的再结晶晶粒及示意图
Fig. 6 Recrystallized grains(a) of Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) alloy and schematic illustration(b) of spheroidization of γ grains during hot compression

锯齿状结晶中的凸起与变形中的应变诱发亚晶界有关。

李晶在初始变形组织中形成, 在 TiAl 合金中李晶被认为是动态再结晶中的不连续机制, 李晶能加速弓出, 有利于从原始晶粒中弓出分离。李晶形核长大, 形成长条状的晶粒, 新的再结晶晶粒与片层组织形成 90°夹角。在两种机制的作用下, 该合金的动态再结晶过程得到快速的完成。图 6 所示为层片组织扭折、断裂形成的再结晶组织及示意图。由图 6 可见, 片层组织受到变形的影响, 层片之间的距离减小到一定程度, 出现合并扭折、断裂的现象。因此, 分析认为近片层 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的高温变形主要通过 α_2/γ 片层的扭折、弯曲、球化和动态再结晶以及 γ 晶粒的拉长、破碎来实现。

李晶在初始变形组织中形成, 在 TiAl 合金中李晶被认为是动态再结晶中的不连续机制, 李晶能加速弓出, 有利于从原始晶粒中弓出分离。李晶形核长大, 形成长条状的晶粒, 新的再结晶晶粒与片层组织形成 90°夹角。在两种机制的作用下, 该合金的动态再结晶过程得到快速的完成。图 6 所示为层片组织扭折、断裂形成的再结晶组织及示意图。由图 6 可见, 片层组织受到变形的影响, 层片之间的距离减小到一定程度, 出现合并扭折、断裂的现象。因此, 分析认为近片层 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的高温变形主要通过 α_2/γ 片层的扭折、弯曲、球化和动态再结晶以及 γ 晶粒的拉长、破碎来实现。

4 结论

1) 具有两相、近片层组织的铸态 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金在本实验条件下, 最佳高温塑性变形温度为 1 200 °C 左右, 应变速率应小于 1 s⁻¹。

2) 经过高温塑性变形的合金由粗大的铸态片层组织转变为细小的等轴 $\alpha_2+\gamma$ 双态组织, DRX 是引起组织演变的主要原因。

3) Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W)合金的 DRX 行为中有两

种机制,一种是连续再结晶机制,由位错塞积形核;
一种是不连续再结晶机制,由孪晶形核。

REFERENCES

- [1] LORIA E A. Gamma titanium aluminides as prospective structural materials[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9/11): 1339–1345.
- [2] HE Wei-wei, TANG Hui-ping, LIU Hai-yan, JIA Wen-peng, LIU Yong, YANG Xin. Microstructure and tensile properties of containerless near-isothermally forged TiAl alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(12): 2605–2609.
- [3] CLEMENS H, CHLADIL H F, WALLGRAM W, ZICKLER A, GERLING R. In and ex situ investigations of the β -phase in a Nb and Mo containing γ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2008, 16: 827–833.
- [4] FAN Tao-kong, YU Yong-chen, DE Liang-zhang, SHU Zhi-zhang. High temperature deformation behavior of Ti-46Al-2Cr-4Nb-0.2Y alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 539: 107–114.
- [5] 林均品, 陈国良. TiAl 基金属间化合物的发展[J]. *中国材料进展*, 2009, 28(1): 31–34.
LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. *Materials China*, 2009, 28(1): 31–34.
- [6] 张 继, 仲增铺. TiAl 金属间化合物工程实用化研究与进展[J]. *中国材料进展*, 2010, 29(2): 9–13.
ZHANG Ji, ZHONG Zeng-yong. Research and development of TiAl intermetallics-based alloys[J]. *Materials China*, 2010, 29(2): 9–13.
- [7] 李宝辉, 陈玉勇, 孔凡涛. Ti-45Al-5Nb-0.3Y 合金的等温热变形模拟及包套锻造[J]. *航空材料学报*, 2007, 27(3): 42–46.
LI Bao-hui, CHEN Yu-yong, KONG Fan-tao. Isothermal deformation simulation and canned forging of Ti-45Al-5Nb-0.3Y alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2007, 27(3): 42–46.
- [8] ZHANG Ji, ZHANG Zhi-hong, SU Xi, ZOU Dun-xu, ZHONG Zeng-yong, LI Chang-hai. Microstructure preparation and hot-deformation of Ti-46.2Al-2.0V-1.0Cr-0.5Ni[J]. *Intermetallics*, 2000, 8: 321–326.
- [9] 李慧中, 李 洲, 刘 咏, 张 伟, 王海军. TiAl 基合金的高温塑性变形行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 79–85.
LI Hui-zhong, LI Zhou, LIU Yong, ZHANG Wei, WANG Hai-jun. Plastic deformation behavior of TiAl based alloy at high temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(1): 79–85.
- [10] 史蒲英, 李臻熙, 曹春晓. 铸态 Ti-46Al-6(Cr,Nb,Si,B)合金的高温流变行为及其组织演变[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(9): 1544–1549.
SHI Pu-ying, LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. High temperature flow behavior and microstructure evolution of As-cast Ti-46Al-6(Cr,Nb,Si,B) alloy[J]. *Rare Metal Material and Engineering*, 2011, 40(7): 1544–1549.
- [11] 孔凡涛, 张树志, 陈玉勇. Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y 合金的高温变形及加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 233–236.
KONG Fan-tao, ZHANG Shu-zhi, CHEN Yu-yong. Hot deformation and processing map of Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(1): 233–236.
- [12] NIU H Z, CHEN Y Y, XIAO S L, KONG F T, ZHANG C J. High temperature deformation behaviors of Ti-45Al-2Nb-1.5V-1Mo-Yalloy[J]. *Intermetallics*, 2011, 19: 1767–1774.
- [13] ZHANG Y G, CHATURVEDI M C. Deformation twinning intersections in a γ -TiAl-based Ti-50 at.% Al-2 at.% Mn-1 at.% Nb alloy deformed at room temperature[J]. *Philosophical Magazine A*, 1993, 68(5): 915–937.
- [14] LIANG Cheng, HUI Chang, BIN Tang, HONG Chao Kong, JIN Shan Li. Deformation and dynamic recrystallization behavior of a high Nb containing TiAl alloy[J]. *Journal of Alloys and Compound*, 2013, 552: 363–369.
- [15] ZHANG L C, CHEN G L, WANG J G, YE H Q. Hot-deformation-induced α_2/γ interfacial structure in a two-phase γ -TiAl-based alloy[J]. *Materials Letters*, 1998, 36: 132–136.
- [16] LIU Z C, LIN J P, WANG Y L, LIN Z, CHEN G L, CHANG K M. High temperature deformation behavior of as-cast Ti-46Al-8.5Nb-0.2W alloy[J]. *Materials Letters*, 2004, 58: 948–952.
- [17] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. Oxford, UK: Pergamon Press, 2004.
- [18] MCQUEEN H J. Development of dynamic recrystallization theory[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 387/389: 203–208.

(编辑 何学锋)