

β 型 γ -TiAl 合金的组织特征及其超塑性变形行为

牛红志¹, 张于胜¹, 陈玉勇²

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 研究了热变形作用下 β 型 γ -TiAl 合金 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B (at%) 的组织演变过程, 以及锻态组织的高温超塑性变形行为。结果表明: 包套锻造过程中, 层片晶结构发生快速分解 $L(\alpha/\gamma) \rightarrow \gamma + \beta$, γ 和 β 晶粒发生显著的动态再结晶, 锻态组织主要由大角度晶界的 γ 和 B2 细晶组成; 该合金大角度晶界为主的 $\gamma + B2/\beta$ 细晶变形组织在 900~950 °C 之间表现出典型的低温超塑性变形行为, 950 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时延伸率可达 405%; 超塑性变形过程中残余层片晶结构完全分解, γ 和 B2/ β 晶粒进一步动态再结晶细化; γ 和 B2/ β 晶粒的晶界滑移是该合金超塑性变形的的主要变形机制。

关键词: β 型 γ -TiAl; 组织; 超塑性; 变形机制

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)04-0892-05

新型 Beta-gamma TiAl 合金具有细小均匀的铸态组织, 优良的高温变形能力和机加工能力, 逐渐引起各国研究者的兴趣^[1-3]。奥地利 Clemens 教授研制出 TNMTM (Ti-43Al-4Nb-1Mo-B) 合金, 利用常规的锻造设备制备出叶片毛坯^[3, 4]; 目前该合金高压压气机 HCP 叶片已经通过了航空发动机测试, 并被选定为 GFT 发动机的低压压气机转子 LPT 叶片材料^[5]。作者前期对 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B 合金的凝固行为、热变形行为和力学性能进行了系统研究, 发现 Nb 和 Mo 共同稳定化可使 β 型 γ -TiAl 合金的高温强度维持到 750 °C, 750 °C 以下该合金强度保持在 900 MPa 以上, 800 °C 的强度仍高达 540 MPa^[6]。

目前, TiAl 合金的超塑性变形行为研究, 已经从普通的双相 γ -TiAl 合金扩展到三相的 Beta-gamma 合金。双相 γ -TiAl 合金, 如 Ti-47Al-2Mn-2Nb-1B^[7]、Ti-48Al-2Cr^[8]、Ti-47Al-2Cr-0.2Si^[9]、Ti-45.2Al-3.5(Nb, Cr, B)^[10] 等, 超塑性变形温度通常都在 1000 °C 或 T_{eu} 以上; 而细晶的双相 γ -TiAl 或 Beta-gamma TiAl 合金可以在 1000 °C 以下进行低温超塑性变形^[11, 12]。考虑到 900 °C 以上 TiAl 合金的抗氧化能力较差, 以及当前热塑性成形用模具工作温度的限制, TiAl 合金具备 1000 °C 以下的低温超塑性变形能力具有重要意义。

本工作对高温包套锻造和拉伸作用下 β 型 γ -TiAl 合金 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B 的组织演变特征, 以及该锻态合金的高温超塑性变形行为和变形机制进行了研

究评价。

1 实验

Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B (at%) 合金铸锭采用水冷铜坩埚真空感应熔炼技术制备, 铸锭尺寸为 $\Phi 120 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$ 。对合金铸锭进行 950 °C/10 h 去应力退火处理, 然后切取 $\Phi 100 \text{ mm} \times 130 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 车光后涂覆抗氧化涂料, 再进行包套处理。包套材料为 304 不锈钢, 包套厚度 20 mm; 锻造工艺为: 出炉温度 1220 °C, 初始应变速率 0.1 s^{-1} , 总变形量为 80%。板状拉伸试样从锻坯的中部切取, 标距段尺寸为 $20 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。

合金显微组织采用 SEM (BSE)、EBSD 和 TEM 等技术进行表征分析。超塑性高温拉伸试验在 Instron-5500R 万能材料试验机上进行, 拉伸前试样表面涂覆玻璃抗氧化涂料, 达到设定温度时保温 5 min 再进行拉伸。拉伸温度分别为 800、850、900 和 950 °C; 初始应变速率分别为: 1.0×10^{-4} 、 2.0×10^{-4} 和 $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

2 结果与讨论

2.1 显微组织特征

图 1 描述了该合金的铸态组织特征。从图 1a 可以看出, 凝固组织均匀细小无偏析, 主要由细小的层片晶及其周围 γ 和 B2 晶粒的混合组织组成, 层片晶粒大小在 40~50 μm 。这种凝固组织的产生, 主要是因为 β

收稿日期: 2014-04-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51301140, 51271152)

作者简介: 牛红志, 男, 1983 年生, 博士, 副研究员, 西北有色金属研究院先进材料研究所, 陕西 西安 710016, E-mail: hznzniu@126.com

相稳定化元素 Mo 和 Nb, 特别是强 β 相稳定化元素 Mo 的加入, 同时低 Al 含量, 促使该合金的凝固路径通过单一 β 相凝固路径: $L \rightarrow \beta \rightarrow \beta + \alpha \rightarrow \beta + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + B2 + \gamma$ 或 $B2 + \gamma$, 避免了 $L + \beta \rightarrow \alpha$ 包晶反应。由于 α 相从初析 β 相的相变遵循晶体学关系 $\{1\bar{1}0\}_\beta // (0001)_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 1\bar{1}\bar{2}0 \rangle_\alpha$, 可以沿 12 个不同的晶体学取向进行, 从而可以最终产生 12 个不同取向的 α 晶粒^[13]。这在晶体学上叫作“晶体分割”。层片晶周围的 B2 相是由于固态相变过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 的不完全转化造成的, 这种不完全转化的产生, 是由于高熔点元素 Mo 对 β 相的稳定化作用造成的; 而 B2 相周围的 γ 相, 一方面来自 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变分解, 另一方面则是在 T_{eu} 温度以下, 从 B2/ β 相中析出长大形成的^[14]。层片晶晶界区域的 γ 和 B2 相总是相伴而生的。细化剂 B 的加入, 在该合金中产生了 B27 结构的 TiB 晶体, 呈现出扁棒状特征, 分布在层片晶的内部^[6], 如图 1a 标注和图 1b 中箭头标示。

图 1b 所示为 1220 °C/2 h/WQ 热处理后的铸态组织。相比初始铸态组织, 1220 °C/2 h 的高温处理促使层片晶结构发生分解, 层片晶周围的 γ 和 B2/ β 相含量显著增加, 而层片晶结构的内部析出了大量的细小 β 相。前期我们已经研究表明, 该合金的 $T_\alpha \approx 1250$ °C, 1220 °C 处于该合金的 $\alpha + \beta + \gamma$ 三相区^[6]。该三相区含有较高的 β 相含量和较少的 α 相含量, 且温度合适, 适合进行 β 型 γ -TiAl 合金的高温锻造, 并有利于得到均匀细小的再结晶组织, 进一步提高后续二次热变形/成形能力, 如板材轧制、模锻和超塑性成形等。

本工作设计的包套锻造温度为 1220 °C, 处于 $\alpha + \beta + \gamma$ 三相区, 且避免接近 T_α 温度。图 2 为包套锻造开坯后的显微组织 EBSD 表征结果。图 2a 为 EBSD 的 IQ 图, 通常晶界和相界等晶体结构缺陷或晶格扭曲等处表现出低的 IQ 值, 即在 IQ map 中呈现出深黑色, 所以 EBSD IQ 图能清晰地描述合金组织形貌、晶粒尺寸、晶界相界等特征。很明显, 锻态 Ti-43Al-4Nb-

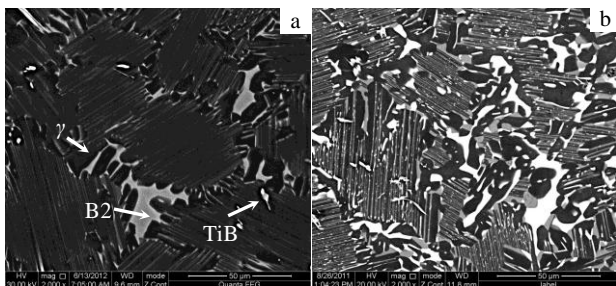


图 1 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B 合金的铸态显微组织

Fig.1 BSE images showing microstructure of casting ingot: (a) as-cast and (b) as-treated by 1220 °C/2 h/WQ

2Mo-0.5B 合金的组织以等轴细小的 DRX 晶粒为主, 同时存在少量的残余层片晶组织, 且层片结构的 α_2/γ 相界面与锻造方向垂直; 从图 2b 中的 EBSD 相分布图中发现, 该合金锻态组织的相组成如下: γ 相 86.1%, B2 相 11.7%, α_2 相仅为 2.1%。受 EBSD 扫描步长的限制, 层片晶内部的 α_2 相未能探测出, 统计的 α_2 相含量其实仅是组织中 α_2 晶粒的含量。同时发现, 等轴的 B2 和 γ 晶粒混合均匀。

图 2c 为锻态组织的晶界特征图, 该合金的变形组织中, 大角度晶界占据了主导, 含量为 87.7%, DRX 细晶区基本上呈现出大角度晶界 ($>15^\circ$), 小角度晶界 ($<15^\circ$) 主要分布在残余层片晶内部和少量较大尺寸的 γ 晶粒内部。小角度晶界代表亚晶特征, 常常是晶粒动态再结晶的起始位置或萌生处。

结合图 2a~2c, 我们可以发现: 经过 $\alpha + \beta + \gamma$ 三相区包套锻造, 铸态层片晶组织发生了快速分解: $L(\alpha/\gamma) \rightarrow \gamma + \beta$, γ 和 β 晶粒动态再结晶细化效果明显; 除残余层片晶结构外, 合金的晶粒尺寸基本分布在 5 μm 以下。大角度晶界特征的细晶组织, 加上高温下较软的 bcc 结构 β 相的存在, 将非常有利于后续热加工变形的进行。

2.2 锻态组织的高温超塑性变形性能

图 3 为 800~950 °C, $1.0 \times 10^{-4} \sim 4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下锻态合金试样拉伸后的宏观形貌。很显然, 随着温度的升高和应变速率的减小, 延伸率不断增加, 在 $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 应变速率下, 850、900、950 °C 的延伸率依次为 200%、300%、405%; 900 和 950 °C, $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 拉伸试样变形均匀, 断口处没有明显的颈缩, 表现出优异的超塑性变形性能。

图 4 描述了本工作锻态合金超塑性拉伸变形的力学行为。图 4a 为真应力-工程应变曲线, 体现了不同拉伸条件下的超塑性变形应力水平和塑性延伸率。从中看出, 在拉伸初始阶段, 即 $\epsilon=10\% \sim 15\%$, 曲线都呈现出明显的峰值应力, 然后随着应变量的增加逐步进入流变软化阶段。在 850 和 900 °C 温度, $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 应变速率下, 真应力-应变曲线的加工硬化和流变软化都非常明显, 850 °C/ $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 峰值应力高达 495 MPa, 900 °C/ $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下峰值应力达到 375 MPa, 在 850 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 峰值应力仍高达 325 MPa。只有当温度提高到 950 °C, 或在 900 °C 且应变速率较低时, 峰值应力才降至 300 MPa 以下, 且曲线 100% 应变处的流变应力低于 200 MPa, 出现相对稳定的塑性流动。应变速率敏感度系数 m , 就是 $\ln \sigma_{15} - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线的斜率, 即: $m = d(\ln \sigma_{15}) / d(\ln \dot{\epsilon})$ 。 m 值的大小反映了金属材料在超塑性变形或成形过程中抵

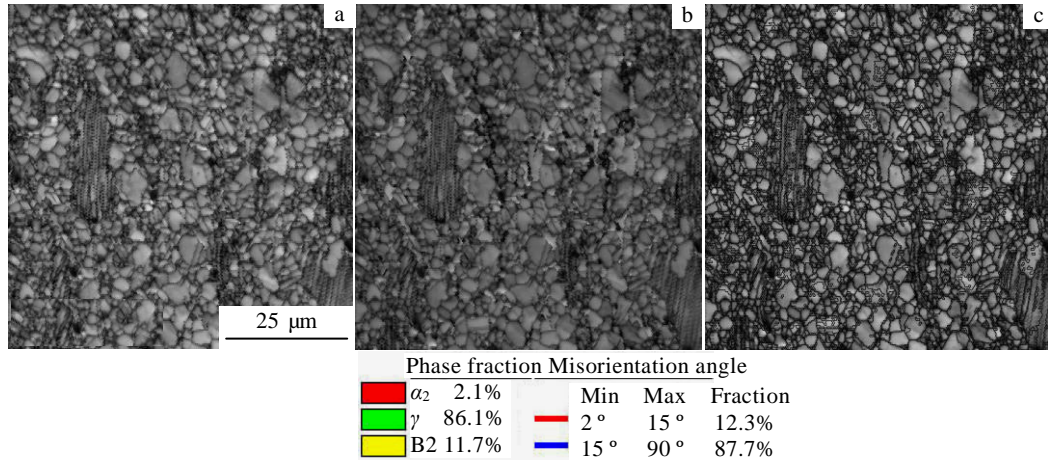


图 2 包套锻造组织的 EBSD 表征结果

Fig.2 EBSD maps of as-forged microstructure, showing image quality (IQ) (a), phase distribution overlapped by IQ (b), and grain boundaries (c)

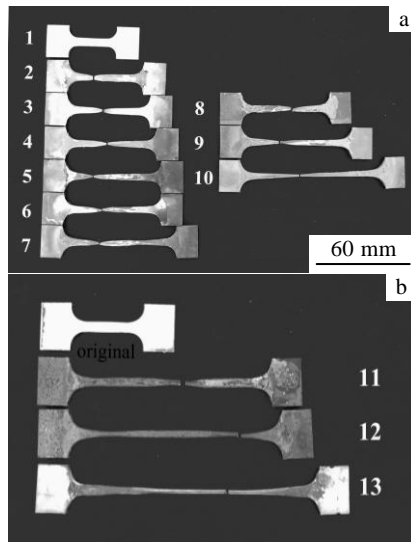


图 3 高温拉伸后拉伸试样的形貌

Fig.3 Specimen appearances after high-temperature extension at 800~900 °C (a) and 950 °C (b)

(1, undeformed; 2, 800 °C, $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 3, 800 °C, $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 4, 800 °C, $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 5, 850 °C, $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 6, 850 °C, $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 7, 850 °C, $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 8, 900 °C, $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 9, 900 °C, $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 10, 900 °C, $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 11, 950 °C, $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 12, 950 °C, $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 13, 950 °C, $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

抗颈缩的能力。 m 值越大, 则材料能够均匀地塑性变形的能力就越强, 塑性延伸率就越高。图 4b 为一定温度下 $\ln \sigma_{15}$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 之间的关系曲线。从中看出, 在 850、900 和 950 °C, $\ln \sigma_{15}$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 之间都保持较为严格的线

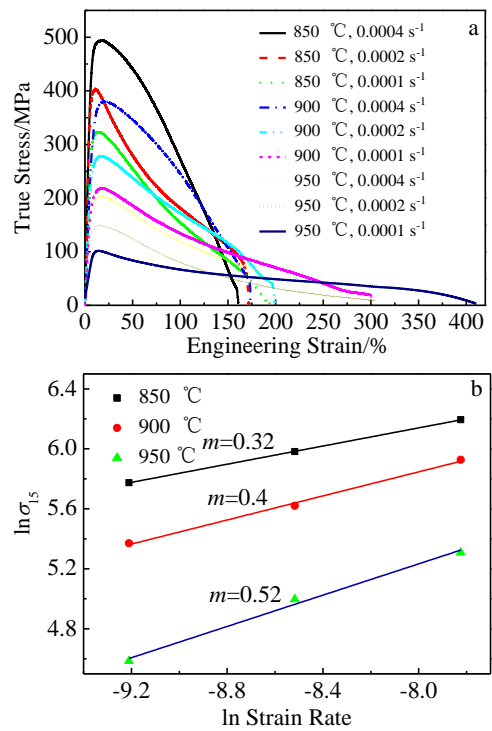


图 4 锻态合金超塑性拉伸变形的力学行为

Fig.4 Mechanical behaviors of superplastic deformation for current as-forged alloy: (a) true stress vs. engineering strain curves and (b) strain rate sensitivity factor

性关系。本工作锻态合金的应变速率敏感度系数 m 值随着变形温度的升高而增加, m 值在 850、900、950 °C 依次为 0.32、0.4、0.52。通常, 0.3 作为材料是否具备超塑性变形能力的临界 m 值^[15]。硬化因子 $n=1/m$, 表

明加工硬化的水平; 850 °C 时 m 值较小, 则表明在较低的温度下, 加工硬化比较明显, 峰值应力较大。

通常, 金属或合金的高温超塑性变形行为, 都具备以下特征^[15-19]: (1) 较高的塑性延伸率 (TiAl 合金在 100% 以上); (2) $m > 0.3$; (3) 较低的强度和流变应力; (4) 无明显颈缩或真应力-真应变曲线上出现相对稳态的塑性流变阶段。然而单凭塑性延伸率或 m 值, 不能判定是否具备超塑性变形能力。因此, 对锻态合金而言, 只有在 900~950 °C 温度范围, 才具备典型的高温超塑性变形行为; 在 850 和 800 °C 温度下, 该锻态合金虽然具有超塑性延伸率, 但是并不是真正的超塑性变形行为, 加工硬化 (强度) 和流变软化过于突出, 试样的颈缩也很明显 (见图 3)。双相 γ -TiAl 合金的超塑性变形温度通常在 1000 °C 以上或高于 T_{eu} 温度^[7-10, 16], 而粉末冶金或热变形的细晶 γ -TiAl 合金, 则表现出 1000 °C 以下超塑性变形能力^[12, 17, 20]。相对而言, 本工作锻态合金的超塑性变形属于低温超塑性变形行为的范畴。

2.3 超塑性变形组织演变和变形机理分析

图 5 所示为远离拉伸试样断口处的显微组织特征。从图 5a 中可以看出, 经过 900 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的超塑性拉伸变形, 锻态组织中的残余层片结构已经完全分解, 组织演变为 B2 和 γ 的细晶混合组织。超塑性变形过程中残余层片晶结构的相变分解 $L(\alpha_2/\gamma) \rightarrow \gamma + \text{B2}/\beta$, 主要是由 Mo 过饱和的亚稳 α_2 相引起的, 偏离 T_α 温度越远, α/α_2 相的稳定性就越低。V. Imayev^[15] 等人也发现了在低温退火处理和超塑性变形过程中, Mo 合金化的 β 型 γ -TiAl 合金中层片晶的分解。

细晶 γ -TiAl 合金的高温超塑性变形机制通常是晶界滑移 (GBS—Grain Boundary Sliding), 同时伴随着晶界扩散或晶内位错滑移或攀移等协调机制^[21, 22]。另外, 超塑性变形过程中的相变和动态再结晶行为, 也有利于软化组织, 减少晶界处应力集中并推迟开裂^[15]。本工作合金的锻态组织以大角度晶界的细晶 γ 和 B2/ β 组织为主, 有利于高温超塑性变形过程中晶界滑移变形; 残余层片晶组织在后续超塑性变形过程中发生了快速动态再结晶分解, 减小了局部应力集中, 改善了组织的变形协调性; 高温下 bcc 结构的 β 相, 在变形过程中优先动态再结晶细化, 且较软的 β 相能够协调周围 γ 晶粒的自由转动, 减少应力集中, 保证超塑性变形的顺利进行。本工作作者前期研究证实^[11]: $\gamma + \text{B2}$ 细晶组织经过 900 °C 拉伸变形, γ 和 B2 晶粒内部没有明显的位错滑移或孪晶的出现。因此, 本工作锻态 β - γ 合金的超塑性变形, 是以晶界滑移机制进行的, 细晶的 $\gamma + \beta$ 热变形组织是低温超塑性变形的保障。

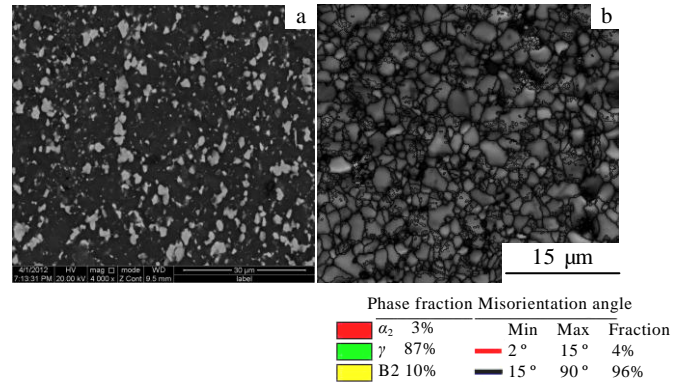


图 5 900 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 超塑性变形后的显微组织特征
Fig.5 Microstructures after superplastic deformation at 900 °C and $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$: (a) BSE image and (b) EBSD image showing phase distribution and grain boundary characteristics

3 结论

1) β 型 γ -TiAl 合金 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B, 凝固组织均匀细小无偏析, 由细小的层片晶晶粒和其周围 γ 和 B2 的混合组织组成。

2) 高温包套锻造和拉伸变形作用下, 层片晶结构发生 $L(\alpha/\gamma) \rightarrow \gamma + \beta$ 的快速分解, γ 和 β 晶粒能够充分地动态再结晶细化。锻态组织以大角度晶界的细晶 $\gamma + \text{B2}/\beta$ 组织为主, 并存在少量残余层片结构; 高温拉伸变形后, 组织完全由大角度晶界的 $\gamma + \text{B2}/\beta$ 细晶组织组成。

3) 大角度晶界为主的 $\gamma + \text{B2}/\beta$ 细晶组织特征, 具备低温超塑性变形能力。950 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 超塑性延伸率达到 405%。

4) γ 和 β 细晶的晶界滑移是本工作锻态合金超塑性变形的主要变形机制。

参考文献 References

- [1] Donald S, Kim Y W. *Ti-2007 Science and Engineering*[C]. Kyoto: The Japan Institute of Metals, 2007
- [2] Xiao Shulong(肖树龙), Yu Hongbao(于宏宝), Zhang Deliang(张德良) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 23
- [3] Clemens H, Wallgram W, Kremmer S *et al. Adv Eng Mater*[J], 2008, 10(8): 707
- [4] Wallgram W, Schmädler T, Cha L. *Int J Mater Res*[J], 2009, 100(8): 1021

- [5] Kim Y W. *Gamma (TiAl) Alloy Technology 2012*[C]. Beijing: University of Science & Technology Beijing, 2012
- [6] Niu H Z, Chen Y Y, Xiao S L *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 225
- [7] Sun F, Lin D L. *Scripta Mater*[J], 2001, 44: 665
- [8] Clemens H, Glatz W, Schretter P *et al. Gamma Titanium Aluminides*[C]. Warrendale: TMS, 1995
- [9] Das G, Clemens H. *Gamma Titanium Aluminides*[J], Warrendale: TMS, 1999
- [10] Imayev V M, Imayev R M. *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 348: 15
- [11] Niu H Z, Kong F T, Chen Y Y *et al. J Alloy Compd*[J], 2012, 543: 19
- [12] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P *et al. Intermetallics*[J], 2002, 10: 511
- [13] Jin Y G, Wang J N, Yang J *et al. Scripta Mater*[J], 2004, 51: 113
- [14] Niu Hongzhi(牛红志). *Research on Refining the Microstructure of Investment Casting Ti-47Al-2Cr-2Nb Alloys and Interfacial Reaction*(熔模精铸 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金组织细化及界面反应的研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012
- [15] Imayev V M, Imayev R M, Khismatullin T *et al. Scripta Mater*[J], 2007, 57: 193
- [16] Imayev V M, Imayev R M, Kuznetsov A V. *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 348: 15
- [17] Imayev R M, Salishchev G A. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 300: 263
- [18] Clemens H, Rumberg I, Schretter P. *Intermetallics*[J], 1994, 2: 179
- [19] Jimenez JA, Ruano OA. *Intermetallics*[J], 2005, 13: 749
- [20] Sun J, He Y W, Wu J S. *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 329-331: 885
- [21] Wang J N, Wang Y. *Int J Plasticity*[J], 2006, 22: 1530
- [22] Zhang C P, Zhang K F. *J Alloy Compd* [J], 2010, 492: 236

Microstructure Characteristics and Superplastic Deformation Behavior of a β - γ TiAl Alloy

Niu Hongzhi¹, Zhang Yusheng¹, Chen Yuyong²

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

(2. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The microstructure characteristics of a novel β - γ alloy Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B (at%), as well as superplastic deformation behavior of its wrought microstructure were investigated. The results indicate that the rapid decomposition of lamellar structures $L(\alpha/\gamma) \rightarrow \gamma + \beta$ takes place during hot canned forging; meanwhile γ and β grains dynamically recrystallize obviously; the as-forged alloy consists of fine-grained γ and B2/ β grains with high-angle grain boundaries (HAGB). Furthermore, the HAGB-dominated $\gamma + B2/\beta$ fine-grained microstructure is found to display low-temperature superplastic deformation ability between 900 and 950 °C, a 405% elongation is obtained at 950 °C/ $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; during superplastic deformation, the retained lamellar structures decompose completely, and γ and β grains dynamically recrystallize further. The grain boundary sliding of γ and β grains is considered as the main deformation mechanism for current superplastic deformation.

Key words: β - γ TiAl; microstructure; superplasticity; deformation behavior

Corresponding author: Niu Hongzhi, Ph. D., Associate Researcher, Advanced Materials Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: hznui@126.com