文章编号: 1004-0609(2010)01-0079-07

TiAl 基合金的高温塑性变形行为

李慧中^{1,2,3}, 李 洲^{1,3}, 刘 咏², 张 伟², 王海军^{1,3}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;
2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室,长沙 410083;
3. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室,长沙 410083)

摘 要: 采用 Gleeble-1500 热模拟机在变形温度为 1 000~1 150 ℃、应变速率为 10⁻³~10⁰ s⁻¹ 的变形条件下,研究 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数,%)合金的热变形行为。利用光学显微镜和扫描电子显微镜分析合金在不同变形条件下的组织演化规律。结果表明:流变应力随着应变速率提高和变形温度降低而增大;在变形过程中,流变应力随着变形量增大而增大,当流变应力达到峰值后趋于平稳,表明合金在变形过程中发生了动态再结晶;热变形过程的流变应力可采用双曲正弦本构关系来描述,平均激活能为 337.75 kJ/mol;从合金的组织演化过程中可以看出,合金中不均匀的原始组织得到明显均匀化,变形后的组织是由 *a*₂/y 层片晶团和 y 晶粒组成的双态组织,在 *a*₂/y 层片晶团和 y 晶粒的晶界交界处发现分布均匀的 *B*₂ 相,并且随着变形温度升高 *B*₂ 相数量逐渐减少。 关键词: TiAl 基合金;热变形;流变应力;动态再结晶;激活能;*B*₂相 **中图分类号:** TG 146.2 **文献标识码:** A

Plastic deformation behavior of TiAl based alloy at high temperature

LI Hui-zhong^{1, 2, 3}, LI Zhou^{1, 3}, LIU Yong², ZHANG Wei², WHANG Hai-jun^{1, 3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The hot deformation behaviors of the Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (mole fraction, %) alloy were studied with a Gleeble-1500 machine at 1 000–1 150 °C with the strain rate of $10^{-3}-10^{0}$ s⁻¹. The microstructural evolution of the alloy was investigated by optical microscopy and scanning electron microscopy. The results indicate that the flow stress of the alloy increases with increasing strain rate and decreasing deformation temperature. The flow stress increases with increasing strain until the stress reaches the peak value, then the flow stress remains constant, which indicates that dynamic recrystallization happens during deformation. The flow behaviors are described by the hyperbolic sine constitutive equation, and the activation energy calculated is 337.75 kJ/mol. The as-forged microstructure consists of refined α_2/γ and γ grains, and the grains are much homogeneous than before. The B_2 phase distributes uniformly at the grain boundary of α_2/γ and γ grains. The B_2 phase decreases with increasing deformation temperature.

Key words: TiAl based alloy; hot deformation; flow stress; dynamic recrystallization; activation energy; B2 phase

基金项目:国家高技术研究发展计划资助项目(2008AA03A233);中国博士后基金资助项目(20070420828);中南大学博士后基金资助项目(2008-8) 收稿日期:2009-02-23;修订日期:2009-07-01

通信作者: 李慧中, 副教授, 博士; 电话: 0731-88830377; E-mail: lhz606@mail.csu.edu.cn

TiAl基合金具有较高的比强度和比刚度和较低的 密度,以及良好的高温抗氧化和抗蠕变性能^[1-3],是一 种非常有潜力的轻质高温结构材料,在航空航天和汽 车制造等工业领域有着广阔的应用前景[4-5],近年来一 直是材料科学领域研究的热点。然而,由于 TiAl 基合 金很脆, 其室温塑性较低、变形困难以及 850℃以上 抗氧化性能不好,这些是工业应用的最大阻碍。TiAl 基合金的变形性能与显微组织和变形条件密切相 关^[6-7],张俊红等^[8]研究 TiAl 基合金低温超塑性变形, 结果表明 TiAl 基合金在变形温度为 900 ℃、真应变为 5×10⁻⁴s⁻¹时,伸长率最大值为413%。由于超塑性变 形在工业中的应用效率很低, TiAl 基合金高温变形最 重要的手段是锻造。黄劲松等^[9]研究热模拟包套锻造 对 TiAl 基合金组织和变形性能的影响,结果表明,使 用 45[#]碳钢作为包套, TiAl 基合金的实际最大相对变 形量可达 50%, 晶粒被拉长和压扁。徐丽华等^[10]研究 包套锻造对高 Nb-TiAl 基合金组织的影响,分析合金 中 β 相的分布情况和影响 β 相变的因素。李宝辉等^[11] 研究 Ti-45Al-5Nb-0.3Y 合金的热变形行为,并计算出 合金的热变形激活能 O=399.5 kJ/mol。国内外学者对 TiAl 基合金的热变形行为已有相关的研究,但对 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数,%)合金热变形行为和组 织演化以及相变过程和相变对合金变形性能影响的研 究鲜见报道。本文作者采用 Gleeble-1500 热模拟机对 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数,%)合金在不同变形条件 下进行等温压缩,建立热变形本构方程,研究合金在 热变形过程中的组织演化规律,分析合金热变形时的 相变过程,较为系统地研究合金的热变形行为,为合 理制定合金的加工工艺提供理论基础。

1 实验

实验采用的合金名义成分(摩尔分数,%)为 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo。用旋转电极雾化法制备合金粉末, 粉末粒度为150~250 μm。在温度为1200 ℃、压力为 140 MPa的条件下热等静压4h,制得*d*50 mm×100 mm的致密圆柱试样,其致密度达99.6%。从热等静 压后的试样上用线切割加工出尺寸为*d*10 mm×12 mm,两端带有*d*8 mm×0.2 mm 凹槽的圆柱试样。将 加工好的试样在 Gleeble-1500 热模拟机上进行等温压 缩实验,压缩变形温度为1000~1150 ℃,应变速率 为10⁻³~10⁰ s⁻¹,压缩变形量为0.7(真应变)。压缩前往 圆柱试样两端的凹槽内填充玻璃粉,压缩时圆柱试样 两端用钽片垫在压头和试样之间,以减少摩擦的影响。 实验过程中,采用惰性气体(氩气)保护,热模拟机升 温速度 550 ℃/min,保温时间 5 min,压缩后的试样空 冷至室温。采用 Gleeble-1500 热模拟机的计算机系统 自动采集应力、应变、位移、温度及时间等数据。将 热压缩后的试样在中间垂直上下表面切开,采用 Leica 型光学显微镜(OM)和 Sirion 型高分辨场发射扫描电镜 (SEM)对表面进行显微组织分析。

2 结果及分析

2.1 真应力—真应变曲线

图 1 所示为不同变形条件下 TiAl 基合金的真应 力一真应变曲线。从图 1 中可以看出,合金在相同变 形温度,不同应变速率的条件下变形时,峰值真应力 随应变速率的提高而增大。在变形初期,真应力随应 变的增加迅速增大,当真应力达到峰值之后,在高应 变速率(应变速率为 10⁰、10⁻¹和 10⁻² s⁻¹)条件下,流变 应力呈现出一定的稳态流变特征(见图 1(a)、(b)和(c)); 而应变速率为 10⁻³ s⁻¹时,流变应力有明显的下降趋势 (见图 1(d)),说明合金在热变形过程中发生明显的动 态再结晶。对在相同应变速率和不同变形温度条件下 的流变应力进行比较可以看出,真应力随变形温度的 升高逐渐减小。合金在同一变形温度下,随应变速率 的增加,峰值真应力增大;在同一应变速率下,随变 形温度的升高,峰值真应力明显下降,说明 TiAl 基合 金在该实验条件下具有正的应变速率敏感性。

2.2 本构方程的建立

合金的流变应力与热加工参数的制定都要参考本 构关系,本构关系是合金塑性变形工艺设定和控制的 基础。本研究采用己广泛用于金属材料热变形中的双 曲正弦模型来描述流变应力与变形温度和应变速率的 关系^[12-13],即

 $\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)]$ (1)

式中: σ 为高温流变应力; ἐ 为应变速率; T 为变形温 度; n 为应力指数; A 和 α 为材料常数; R 为摩尔气体 常数; Q 为热变形激活能,它反映材料热变形的难易 程度,也是材料在热变形过程中重要的力学性能参数。

材料的指数关系模型和幂指数关系模型如下:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \tag{3}$$



图1 在不同应变速率下压缩 TiAl 基合金的真应力—真应变曲线

Fig.1 Compressive true stress—true strain curves for TiAl based alloy at different strain rates: (a) 10^{0} s^{-1} ; (b) 10^{-1} s^{-1} ; (c) 10^{-2} s^{-1} ; (d) 10^{-3} s^{-1}

式中:
$$A_1$$
和 A_2 是常数; n_1 和 β 是材料常数。

对式(2)和(3)两边取对数得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \tag{4}$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \tag{5}$$

由式(4)和(5)可知,当温度一定时, n_1 和 β 分别为 ln $\dot{\epsilon}$ —ln σ 和 ln $\dot{\epsilon}$ — σ 曲线的斜率,采用线性回归处 理,得 ln $\dot{\epsilon}$ —ln σ 关系曲线如图 2(a)所示。ln $\dot{\epsilon}$ — σ 关 系曲线如图 2(b)所示,相关系数均大于 0.99。由图 2 可求出 n_1 的平均值为 4.138 和 β 的平均值为 0.017 97, 利用 $\alpha=\beta/n_1$,求得 α 为 0.004 343。

Zener-Hollomon(Z)参数综合材料的热变形条件,Z 参数表达式如下:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp[Q/(RT)] \tag{6}$$

将式(6)代入式(1)得:

 $Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{7}$

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sin(\alpha\sigma)]} \right\}_{T} \cdot \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}}$$
(8)

采用线性回归处理,绘制出相应的 ln έ — ln[sinh(ασ)]关系曲线如图 3 所示。并采用同样方法绘制出 ln[sinh(ασ)]—1/T 关系曲线,结果如图 4 所示。 将其斜率值代入式(8),可求得不同温度和不同应变速 率条件下的变形激活能 *Q*,取其平均值为 337.75 kJ/mol。

对式(7)两边取对数得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$$
(9)

绘制 ln[sinh(ασ)]—lnZ 的关系曲线如图 5 所示。 采用一元线性回归处理,其相关系数为 0.99。显然可 用双曲正弦模型来描述 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数, %)合金的高温变形行为。

通过以上计算所求得的真应变——真应力关系方程为 $\dot{\varepsilon} = 3.94 \times 10^{10} [\sinh(0.004\,34\sigma)]^{3.029\,78} \cdot \exp[-337.75/(RT)]$

(10)



图 2 在不同温度下流变应力与应变速率的关系

Fig.2 Relationships between strain rate and flow stress at different temperatures: (a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$





Fig.3 Relationships between strain rate and flow stress at different temperatures

2.3 热变形过程中的组织演化

2.3.1 热变形前后的光学金相组织

Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数,%)合金热变形前后



图4 在不同应变速率下流变应力与温度的关系

Fig.4 Relationships between flow stress and deformation temperature at different strain rates





Fig.5 Relationship between flow stress and Zener-Hollomon parameter

的 OM 像如图 6 所示。由图 6(a)可以看出,合金变形 前的组织中晶粒大小很不均匀,有的晶粒很细小,有 的晶粒却非常粗大。从图 6(b)、(c)和(d)可以看出,合 金中不均匀的原始组织得到明显均匀化,并且出现很 多新的动态再结晶晶粒,合金在热变形过程中发生动 态再结晶,软化机制主要以动态再结晶为主。从金相 照片中还可以看出,合金热变形后的显微组织为细小 均匀的双态组织,由被拉长破碎的 a_2/y 层片晶团和 y晶粒组成,y 晶粒主要是热变形过程中动态再结晶的 产物。在高应变速率(应变速率为 10^0 s⁻¹)变形时,合 金再结晶的 y 晶粒尺寸波动较大,有的已经长大,有 的由于变形速率大,变形时间短,没有时间长大,非 常细小,并多分布在 a_2/y 片层晶团边界或内部比较脆 弱的部位(见图 6(b));随着应变速率的减小和变形时

83



图 6 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金热变形前后的 OM 像

Fig.6 OM images of Ti-47Al-2Cr-0.2Mo alloy before and after hot deformation: (a) Before hot deformation; (b) 1 150 °C, 10^{0} s⁻¹; (c) 1 150 °C, 10^{-2} s⁻¹; (d) 1 150 °C, 10^{-3} s⁻¹

间的延长,细小的γ晶粒逐渐长大(见图 6(c));当应变 速率为 10⁻³ s⁻¹时,细小的γ晶粒基本消失,γ晶粒明 显长大(见图 6(d))。

2.3.2 扫描电镜及能谱分析

在应变速率为10° s⁻¹、不同变形温度的变形条件 下,试样的 SEM 像如图 7 所示。从图 7 中可以看出, 在 α_2/γ 层片晶团和 γ 等轴晶粒的晶界处有更细小的白 色亮点相。图8所示为变形温度为1050 ℃、应变速 率为 10° s⁻¹ 时试样的 SEM 像及不同区域的 EDS 分析 结果。由图 8 中 A、B 和 C 处的能谱分析结果可知, 细小的白色亮点相中 Cr 和 Mo 的含量非常高, 几乎所 有的 Mo 都聚集在这个相中,与之相连接的基体相和 灰色相中 Cr 含量不高, 且没有发现 Mo。由于 Cr 和 Mo 是 β 相稳定元素, 使高温的 β 相保留到室温, 形 成B2相。经以上分析可知白色亮点相是B2相。在1000 ℃时, B₂相分布很均匀, 形状不规则, 大量存在合金 的组织中(见图 7(a));随温度的升高 B₂相逐渐减少, 并有球化的趋势(见图 7(b)); 当温度升高到 1 150 ℃ 时, B,相的数量不但明显减少,且已经球化成圆球或 椭球状(见图 7(c))。

3 讨论

Ti-47Al-2Cr-0.2Mo(摩尔分数,%)合金在高温度塑 性变形时,同时存在着加工硬化和动态软化两个过程 (见图 1)。在变形初期,流变应力迅速增大,合金变形 表现为加工硬化。加工硬化主要是由于在高温变形时, y 晶粒内部的变形主要通过位错滑移来进行, 由于受 到热激活的作用,有大量位错源开动,位错密度迅速 增加,位错之间互相交割,形成位错网络,以致许多 位错被钉扎住而滑移困难。动态软化则是使位错密度 降低和位错重新排列成低能量状态的组织,合金在热 变形过程中,主要的软化过程为动态再结晶过程。流 变应力达到峰值之后,在高应变速率变形时逐渐趋于 稳定,此时,合金变形的实质为位错增值和位错间由 于相互作用而引起的相互销毁和重组之间达到动态平 衡,加工硬化和动态软化达到平衡;在低应变速率变 形时, 流变应力逐渐降低, 主要是由于变形速度较慢, 相互销毁和重组位错的速度比增值位错的速度快,加 之动态再结晶晶粒的长大,动态软化强于加工硬化。

TiAl 基合金在高温热变形过程中,动态软化过程



图 7 应变速率为 10^{0} s⁻¹在不同变形温度下试样的 SEM 像 Fig.7 SEM images of specimens at strain rate of 10^{0} s⁻¹ and different temperatures: (a) 1 000 ℃; (b) 1 050 ℃; (c) 1 150 ℃



图 8 当变形温度为 1 050 ℃、应变速率为 10⁰ s⁻¹ 时试样的 SEM 像及不同区域的 EDS 分析结果

Fig.8 SEM image of specimen and EDS analysis results of different areas at temperature of 1 050 $^\circ C$ and strain rate of 10^0 s^{-1}

基本都由动态再结晶引起^[14-16]。TiAl 基合金是低层错 能金属, Mo 的添加进一步降低了 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金的层错能^[17],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 基合金在热变形的回 复过程中容易发生动态再结晶。合金显微组织在热变 形之前很不均匀,且以层片晶团为主,由于层片状组 织的边界呈锯齿状,在变形的过程中很难协调好,因 此在层片晶团边界产生较大的应力集中,引起层片晶 团边缘局部变形,导致动态再结晶的发生,形成环绕 层片晶团的细小再结晶晶粒,并使层片状晶团尺寸有 所减小。在高应变速率时,由于变形速度快,变形时 间短,部分再结晶晶粒没有时间长大,就形成如图 6(b) 所示的部分细小晶粒分布在层片晶团边界或晶团内比 较脆弱的部位; 且随着应变速率的减小, 变形时间的 延长,新形成的细小的再结晶晶粒有较充足的时间长 大,导致细小的再结晶晶粒消失,形成较大较均匀的 新晶粒(见图 6(d))。

在 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金热变形后显微组织的 背散射相中发现存在大量 B_2 相,且 B_2 相主要分布 α_2/γ 层片晶团和 y 晶粒的晶界处。由于室温下有序的 B2相 结构沿(100)解理面的解理强度较低而容易萌生裂纹, 降低合金的强度和室温塑性,极大的损害合金的力学 性能,所以热变形后的组织中应该尽量减少 B,相的数 量。合金中的 Cr 和 Mo 都是 B_2 相的稳定元素,由能 谱分析可以清楚的看到 Cr 和 Mo 主要聚集在 B_2 相内, 由于 Cr 和 Mo 的扩散速度较慢,在合金热变形的过程 中,应该提高合金的变形温度,加快Cr和Mo的扩散 速度,才能有效的减少室温组织中的 B2相的数量。从 图 7 可以看出, 变形温度较低时, 合金中的 B2 相分布 非常广泛, 且均匀的分布在 α_2/γ 层片晶团和 γ 等轴晶 粒境界处(见图 7(a)和(b)),这样的分布会直接破坏合 金的力学性能。随着温度的升高,合金中的 B2 相逐渐 减少,在变形温度达到1150 ℃时, B2相的数量不但 大量减少,还明显球化(见图 7(c)),能有效地减少合金 在变形过程中裂纹源的产生,有利于提高合金的力学 性能。由以上分析可知, Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金在 1 150 ℃高温变形,能有效地减少和球化 B₂相,为提 高合金的力学性能打下良好的基础。

4 结论

1) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金高温塑性变形的流变 应力随着变形温度的升高而减小,随着应变速率的增 加而增大,说明合金为正应变速率敏感材料。 2) 采用双曲正弦模型来描述 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金的高温变形行为,其平均激活能为 337.75 kJ/mol。

3) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金高温塑性变形的软化 机制主要以动态再结晶为主,热变形后的金相组织由 被拉长破碎的 α₂/γ 层片晶团和 γ 等轴晶粒组成。

4) 在变形温度为1150 ℃、应变速率为10⁰ s⁻¹的 条件下变形时,Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金显微组织中的 B₂相被有效地减少和球化,为提高合金的力学性能打 下良好的基础。

REFERENCES

- 张俊红,黄伯云,贺跃辉,周科朝,唐建成. TiAl 基合金板材 制备技术的发展现状[J]. 材料导报,2002,16(2):16-18.
 ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, ZHOU Ke-chao, TANG Jian-cheng. Development of technologies for manufacturing TiAl based alloy sheets[J]. Materials Review, 2002, 16(2): 16-18.
- [2] ROTH M, BIEMANN H. Thermo-mechanical fatigue behaviour of a modern *y*-TiAl alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2008, 30(2): 352–356.
- [3] COURET A, MOLEN'AT G, GALY J, THOMAS M. Microstructures and mechanical properties of TiAl alloys consolidated by spark plasma sintering[J]. Intermetallics, 2008, 16(9): 1134–1141.
- [4] BYSTRZANOWSKI S, BARTELS A, CLEMENS H, GERLING R. Characteristics of the tensile flow behavior of Ti-46A1-9Nb sheet material analysis of thermally activated processes of plastic deformation[J]. Intermetallics, 2008, 16(5): 717–726.
- [5] WANG Y H, LIN J P, XUA X J, HE Y H, WANG Y L, CHEN G L. Effect of fabrication process on microstructure of high Nb containing TiAl alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 458(1/2): 313–317.
- [6] XU X J, LIN J P, WANG Y L, LIN Z, CHEN G L. Deformability and microstructure transformation of pilot ingot of Ti-45Al-(8-9)Nb-(W,B,Y) alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 416(1/2): 98–103.
- [7] KIM J H, SHIN D H, SEMIANTIN S L, LEE C S. High temperature deformation behavior of a y TiAl alloy determined using the load-relaxation test[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 344(1/2): 146–157.
- [8] 张俊红,黄伯云,贺跃辉,孟力平. TiAl 基合金低温超塑性变 形的力学行为[J].中国有色金属学报,2003,13(2):442-447. ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, MENG Li-ping. Mechanical behaviors of TiAl alloy during low temperature superplastic deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 442-447.
- [9] 黄劲松,黄 岚,刘 彬,张永红,刘 咏,贺跃辉,黄伯云.

TiAl 合金的热压缩模拟[J]. 稀有金属, 2007, 31(2): 154–159. HUANG Jin-song, HUANG Lan, LIU Bin, ZHANG Yong-hong, LIU Yong, HE Yue-hui, HUANG Bai-yun. Hot compression simulation of TiAl alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2007, 31(2): 154–159.

- [10] 徐丽华, 徐向俊, 林均品, 王艳丽, 宋西平, 林 志, 陈国良, 李树索, 苏喜孔, 韩雅芳. 包套锻造对高 Nb-TiAl 基合金组 织的影响[J]. 材料工程, 2004(8): 21-24.
 XU Li-hua, XU Xian-jun, LIN Jun-pin, WANG Yan-li, SONG Xi-ping, LIN Zhi, CHEN Guo-liang, LI Shu-suo, SU Xi-kong, HAN Ya-fang. Effect of canned forging on microstructure of high Nb-containing TiAl alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2004(8): 21-24.
- [11] 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.
- [12] 王蕊宁, 奚正平, 赵永庆, 戚运连, 杜 宇. Zr-4 合金的热变 形和加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(5): 808-812.
 WANG Rui-ning, XI Zheng-ping, ZHAO Yong-qing, QI Yun-lian, DU Yu. Hot deformation and processing maps of Zr-4 alloy[J]. Rare Metal Material and Engineering, 2007, 36(5): 808-812.
- [13] BALASUBRAHMANYAM V V, PRASAD Y V R K. Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti-10V-4.5Fe-1.5Al in hot upset forging[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 336(1/2): 150–158.
- [14] LI S S, SU X K, HAN Y F, XU X J, CHEN G L. Simulation of hot deformation of TiAl based alloy containing high Nb[J]. Intermetallics, 2005, 13(3/4): 323–328.
- [15] 贺跃辉,黄伯云.包套锻复合热机械处理技术中 TiAl 基合金显微组织细化的机理[J].中南工业大学学报:自然科学版,1997,28(4):355-358.
 HE Yue-hui, HUANG Bai-yun. Mechanism of refining microstructure of TiAl based alloy in processing of multi-steps thermol mechanical treatment for sample canned[J]. Journal of Central South University of Technology: Natural Science, 1997, 28(4): 355-358.
- [16] ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, ZHOU Ke-chao, MENG Li-Ping. Physical simulation of hot deformation of TiAl based alloy[J]. Journal of Central South University of Technology, 2002, 9(2): 73–76.
- [17] 张俊红,黄伯云,周科朝,李志友,何双珍,刘 咏,贺跃辉. 包套轧制制备 TiAl 基合金板材[J].中国有色金属学报,2001, 11(6): 1055-1058.

ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, ZHOU Ke-chao, LI Zhi-you, HE Shuang-zhen, LIU Yong, HE Yue-hui. Pack rolling of TiAl based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 1055–1058.