

# 大变形量近等温锻造开坯对 TiAl 合金组织与性能的影响

Effects of Large Deformation Near-isothermal Forging on Microstructures and Properties of TiAl Alloy

司家勇<sup>1</sup>, 李 胜<sup>2</sup>, 张 继<sup>2</sup>

(1 中南林业科技大学 机电工程学院, 长沙 410004;

2 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

SI Jia-yong<sup>1</sup>, LI Sheng<sup>2</sup>, ZHANG Ji<sup>2</sup>

(1 College of Mechanical & Electrical Engineering, Central South University of Forestry & Technology, Changsha 410004, China;

2 High Temperature Material Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

**摘要:** 采用近等温锻造开坯工艺实验定量研究了增大变形量对 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金变形组织均匀性和力学性能稳定性的作用。通过锻坯组织观察分析及硬度、强度分布测试, 揭示了 TiAl 合金近等温锻造过程中变形量与宏观组织和微观组织均匀性的基本关系。结果表明: 近等温锻造变形量为 65%, 70%, 75%, 80%, 85% 时, 随着变形量的增大, TiAl 合金锻坯内的宏观变形流线分布趋于均匀, 均匀变形区域面积不断增大, 变形量 85% 时均匀变形区面积增加至 68.0%, 微观变形组织由等轴的  $\gamma$  和  $\alpha_2$ , 以及很少量的残余层片团组成, 晶粒尺寸明显细化, 且等轴组织在合金中占到了绝大部分; 锻坯硬度分布测试表明随着近等温锻造变形量的增大, 均匀变形区域的硬度变化基本趋于均匀一致, 且硬度平均值也在不断增高; 锻坯难变形区和均匀变形区经 1250°C/15h/AC 热处理后取样进行室温压缩测试, 随着近等温锻造变形量的增加锻坯各部位室温压缩应力应变数据分散度降低, 性能稳定性提高。

**关键词:** TiAl 合金; 大变形量; 近等温锻造; 组织性能

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.06.008

**中图分类号:** TG146.2      **文献标识码:** A      **文章编号:** 1001-4381(2013)06-0040-05

**Abstract:** The effects of increasing deformation strain on the microstructure uniformity and mechanical property stability of Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni alloy were quantitative studied by single near-isothermal forging. The observed microstructure and measured hardness and strength can revealing the basic relationship among deformation strain, macrostructure and microstructure. The results show that distribution of flow lines is more uniform and the area of uniform zone is enlarged with the engineering strain raised from 65%, 70%, 75%, 80% to 85%. In the forged pancake, the proportion of uniform zone expand to 68.0% when the strain is 85%. And the deformation microstructure is composed by equiaxed  $\gamma$ ,  $\alpha_2$  and a few remnant laminas. The grain dimension is obviously refined and the vast majority is equiaxial microstructure. The hardness testing shows that hardness of uniform zone is tending to be uniformity and the average hardness is continuous to increase. The room temperature compression samples were machined from stagnant zone and uniform zone with heat treatment at 1250°C/15h/AC. The dispersity of room temperature compression results is reduced and it means that property stability is improved with the increased engineering strain.

**Key words:** TiAl alloy; large deformation; near-isothermal forging; microstructure and property

$\gamma$ -TiAl 金属间化合物由于其低密度, 高比强度和比弹性模量, 良好的抗蠕变及抗氧化能力等特点, 成为航空、航天、能源及汽车工业极具竞争力的高温结构材

料<sup>[1,2]</sup>。近等温锻造开坯方法能够显著细化铸态 TiAl 合金显微组织, 是提高 TiAl 合金室温延性和工程应用性能的一种重要方法<sup>[3-6]</sup>。

TiAl 合金铸锭开坯的目的是将铸态粗晶组织转变为适合后续锻造的均匀细晶组织,但由于 TiAl 合金铸态层片组织强烈的变形各向异性及宏观变形应变分布的差异,导致锻坯内部存在组织不均匀现象,影响 TiAl 合金的开坯效果<sup>[7-9]</sup>。根据金属材料变形的基本规律,在特定变形方式和工艺条件下,增大变形量可有利于铸态组织的动态再结晶,获得更为均匀、细小的显微组织<sup>[10]</sup>。但迄今为止,有关通过提高近等温锻造变形量改善 TiAl 合金开坯组织均匀性的系统研究鲜见报道。

本工作采用近等温锻造开坯工艺实验方法定量研究增大变形量对 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金变形组织均匀性和力学性能稳定性的作用。通过锻坯组织观察分析及硬度、强度分布测试,揭示合金近等温锻造开坯过程中变形量与宏观组织和微观组织均匀性的基本关系,可为 TiAl 合金近等温锻造开坯工艺的制定提供参考。

## 1 实验方法

合金名义成分为 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni (原子分数/%),通过真空感应悬浮熔炼而成,并浇铸成  $\phi 45\text{mm} \times 120\text{mm}$  的铸锭,经热等静压处理以消除缺陷,机加工后尺寸为  $\phi 40\text{mm} \times 90\text{mm}$ ,用于近等温锻造开坯工艺实验。近等温锻造用液压机最大压力为 500t,配备感应加热腔,预先加热至  $1100^\circ\text{C}$  并保温,坯料经软包套后在  $1200^\circ\text{C}$  的加热炉中均匀化 1h 后,迅速取出在液压机上进行 65%,70%,75%,80%,85% 变形量(工程应变)的近等温锻造开坯,上下压头温度约为  $1100^\circ\text{C}$ ,应变速率约为  $0.01\text{s}^{-1}$ 。采用线切割沿锻造应力轴方向从锻坯上切取金相试样,观察面如图 1 所示。试样经机械研磨、抛光后,利用 LEICA 光学显微镜和 JEOL JSM-6400 扫描电镜进行微观组织观察。采用 HV-5 维氏硬度计,对 65%,75%,85% 近等温锻造饼坯纵截面均匀变形区内选取 5 个测试点,进行硬度测试。在 65%,75%,85% 锻坯的难变形区和均匀变形区内分别沿径向切取三个尺寸为  $\phi 5.0\text{mm} \times 8.0\text{mm}$  的试样,经  $1250^\circ\text{C}/15\text{h}/\text{AC}$  热处理获得双态组织后按照 GB/T7314—2005 进行室温压缩性能测试。

## 2 实验结果

### 2.1 锻坯宏观分析

观察不同变形量锻造后锻坯外观,65% 变形量锻

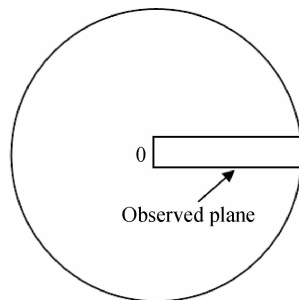


图 1 锻坯取样示意图

Fig. 1 Schematic view of observed plane on the forged pancake

坯表面完好,未发现任何肉眼可见宏观裂纹,当变形量提高至 70% 时,锻坯外缘鼓肚部位开始出现裂纹,随变形量进一步增加至 85%,裂纹沿锻坯鼓肚部位外缘至中心方向扩展,最深处达到 10mm,锻坯外观如图 2 所示。

对比 65%,70%,75%,80%,85% 五种不同变形量锻坯纵截面宏观组织,随变形量增加,宏观变形流线分布趋于均匀,锻坯中部的均匀变形区域面积不断增大,逐渐扩大至上下表面,同时上下端面的难变形区和鼓肚位置的自由变形区的面积百分数随变形量的增加也在相应逐渐减小,如图 3 所示。以 50% 动态再结晶分数为依据进行各变形区域面积百分比统计,经 65% 变形量近等温锻造后锻坯均匀变形区面积仅占纵截面 42.6%,但当变形量提高至 85% 时均匀变形区面积则增加至 68.0%,如图 4 所示,此时均匀变形区的体积正好满足某型航天涡轮转子加工尺寸要求。变形量小于 70% 时,均匀变形区域面积百分数增加较为缓慢;变形量大于 70% 时,均匀变形区域面积百分数增加速率加快;变形量高于 80% 时,均匀变形区域面积百分数增加又减慢。这是由于在较低应变时,锻坯内部具有各向异性的层片团中达到动态再结晶临界应变量的数量较少,导致均匀变形区域面积增加较为缓慢,随着应变量的增大,层片团破碎数量增多,动态再结晶开始逐渐加剧,均匀变形区域面积增加较快,当应变量增至更高时,锻坯内残余层片团减少,显微组织动态再结晶较为完全,均匀变形区域面积增速趋缓。

### 2.2 锻坯微观分析

利用扫描电镜对不同变形量锻坯均匀变形区微观组织进行观察,扫描电镜观察模式为背散射,背散射照片中黑色相为  $\gamma$  相,白色为  $\alpha_2$  相,应力轴方向均为竖直方向,以下均同。在近等温锻造过程中,65% 变形量时大多层片沿压力轴方向折曲严重,并出现了明显的变形条带,动态再结晶等轴晶粒开始大量形成,已形成的一些等轴晶粒发生二次变形,被拉长,但基体中仍存在一定数量的残余层片团,热变形组织动态再结晶转

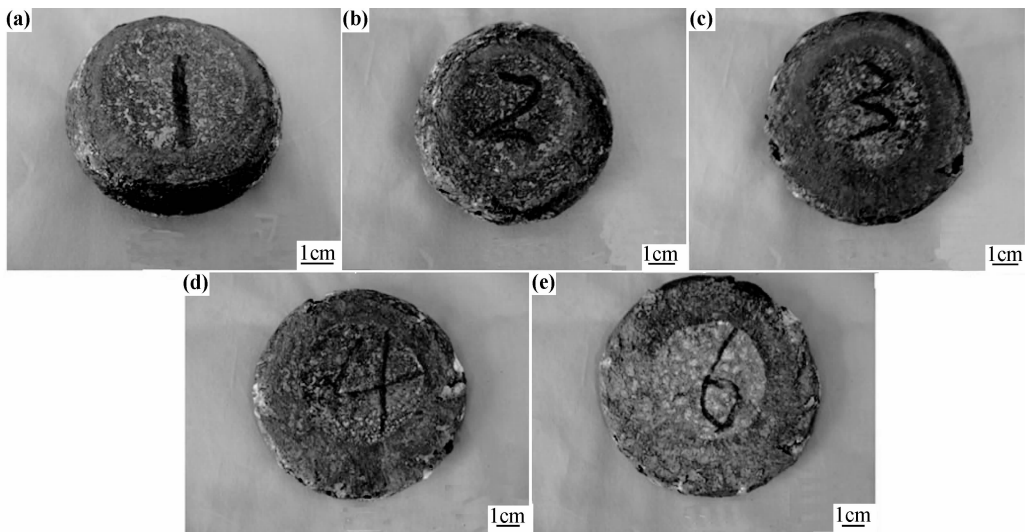


图 2 不同变形量锻造锻坯外观 (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%  
Fig. 2 Appearance of forged pancakes with different strain (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%

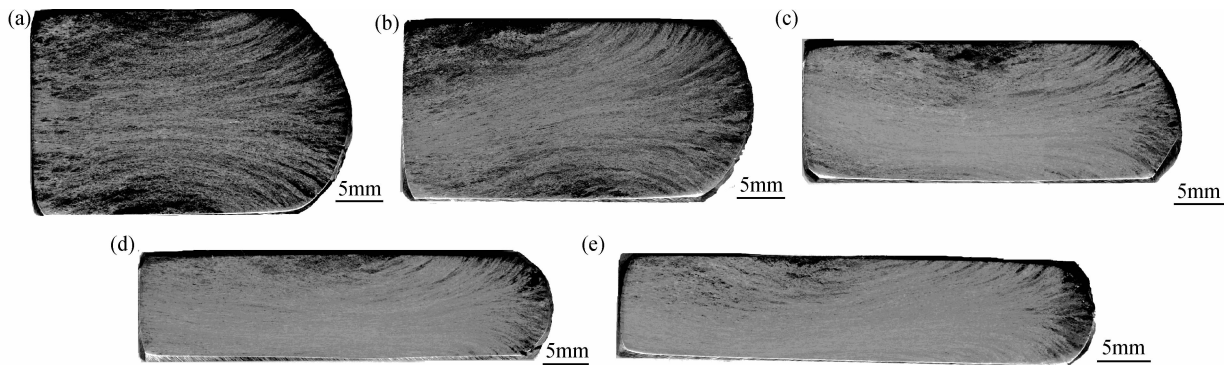


图 3 锻坯宏观组织 (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%  
Fig. 3 Macrostructure of forged pancakes (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%

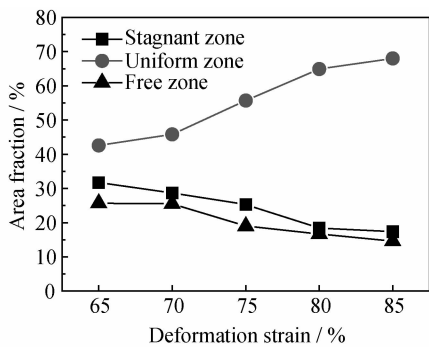


图 4 锻坯各变形区域面积分数  
Fig. 4 The area fraction of three typical deformation zones

变不完全,其均匀变形区域主要由部分残余层片和细小等轴晶粒组成。随着变形量从 65%提高至 85%,残余层片逐渐减少,再结晶形成的等轴晶粒逐渐增多。最终应变量 85%时,变形组织由等轴的  $\gamma$  和  $\alpha_2$ ,以及很少量的残余层片团组成,晶粒尺寸明显细化,且等轴

组织在合金中占到了绝大部分,如图 5 所示。由此可见,提高近等温锻造变形量至 85%是破碎 TiAl 合金铸态层片、获得均匀变形组织的有效方式。

2.3 锻坯硬度和强度分布测试

利用压入法测量试样的硬度值实际上反映的是材料抵抗变形的能力。由于在压痕不同的深处金属所承受的应力和所产生的变形程度不同,因此压入法硬度值实际上是综合反映了压痕附近局部体积内金属的弹性、微量塑变抗力、形变强化能力等物理量的大小<sup>[10]</sup>。目前利用硬度测试可以定性得到变形体内部的有效应力和有效应变的分布规律,因此可以采用硬度分布值反映 TiAl 合金热加工后变形组织的均匀性。从不同变形量 TiAl 合金锻坯均匀变形区域选取 5 个分散点进行维氏硬度分布测试,测试结果如图 6 所示。由图 6 给出的不同变形量下均匀变形区域硬度分布情况可见,随着近等温锻造变形量的增大,均匀变形区域的硬度变化基本趋于均匀一致,且硬度平均值也在不断增

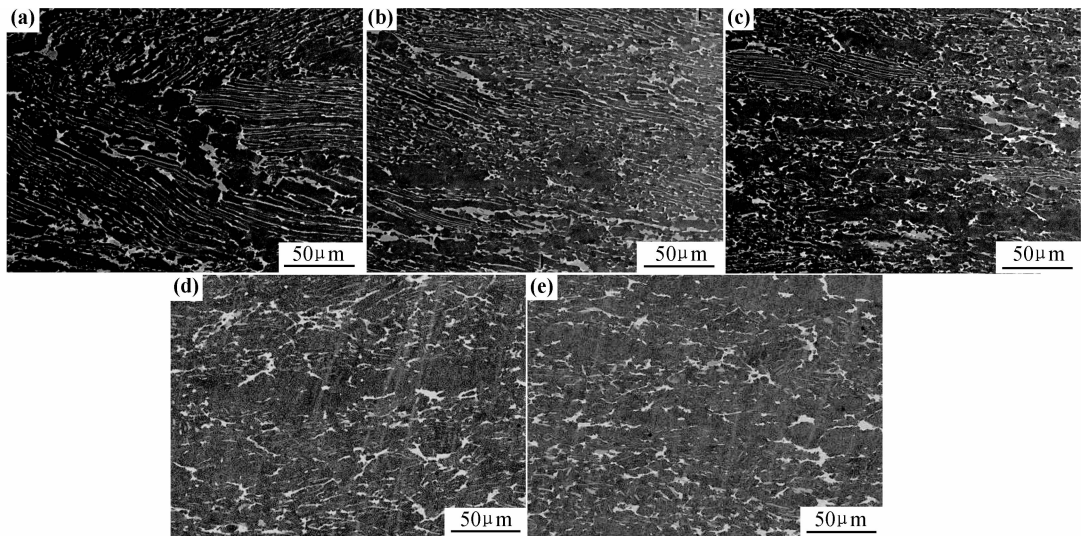


图 5 不同变形量均匀变形区微观组织 (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%

Fig. 5 Microstructures of uniform deformation zone with different strain (a)65%;(b)70%;(c)75%;(d)80%;(e)85%

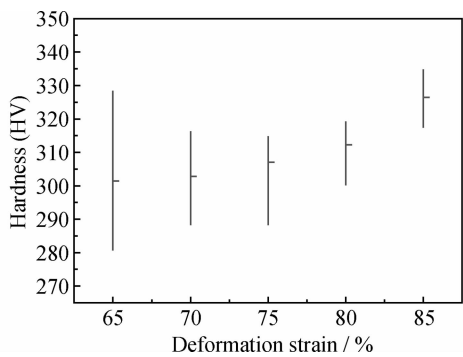


图 6 不同变形量锻坯均匀变形区域硬度分布

Fig. 6 Hardness of uniform deformation zone with different strain

高,65%变形量时的平均硬度值约 300,当变形量增至 85%时平均硬度值提高到 325,即变形量越大,合金显微组织越均匀、强度越高。

虽然 TiAl 合金近等温锻造开坯过程中大量铸态层片发生动态再结晶形成细小等轴晶粒,但变形后显微组织中仍会存在一些残余层片,在随后的热处理过程中,这些残余层片不能被完全消除,从而影响最终合金力学性能稳定性<sup>[9,11,12]</sup>。为研究不同变形量锻后锻坯性能稳定性,分别从锻坯内部难变形区域和均匀变形区域切取试样,热处理后进行室温压缩测试。考虑到若将试样热处理成全层片或近全层片组织,则在热处理过程中残余层片有可能会发生异常长大,影响性

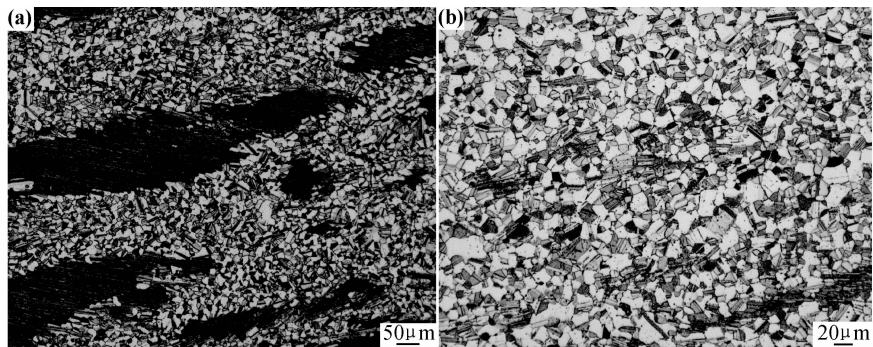


图 7 变形量 85%锻坯经 1250℃/15h/AC 热处理后显微组织 (a)难变形区域;(b)均匀变形区域

Fig. 7 Microstructure of deformed to 85% after 1250℃/15h/AC heat treatment (a)stagnant zone;(b)uniform zone

能评价的客观性,因而采用 1250℃,保温 15h,出炉空冷的热处理工艺,将其处理成组织细小,晶粒尺寸约为 20~30 μm 的双态组织进行室温压缩测试。图 7 为变形量 85%锻坯经双态热处理后的微观组织,难变形区域内的残余层片仍然沿锻造流线方向分布,其余部分为细小的双态组织;均匀变形区内则完全为均匀细小的

双态组织。

对比变形量分别为 65%,75%和 85%锻坯经热处理后不同变形区域室温压缩结果,如图 8 所示。可见,在变形量为 65%时,热处理后均匀变形区和难变形区室温压缩应力应变数据分散度较大,这表明 TiAl 合金经 65%近等温变形后,锻坯内各变形区域的性能差异

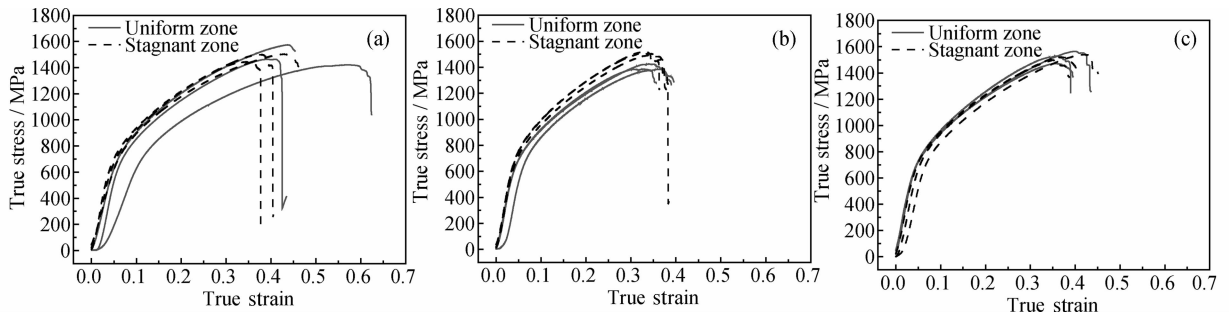


图 8 经 1250℃/15h/AC 热处理后不同变形区域室温压缩曲线 (a)65%;(b)75%;(c)85%

Fig. 8 The room temperature compression curves of different deformation zone after 1250℃/15h/AC (a)65%;(b)75%;(c)85%

较大、稳定性较低;随着应变量提高到 75%时,各区域室温压缩应力应变数据分散度降低,性能稳定性有所提高;应变量达到 85%时,均匀变形区域和难变形区域性能差别进一步减小。可见,变形量的增加有利于提高合金力学性能稳定性。

### 3 结论

(1)随着近等温锻造变形量从 65%增加至 70%, 75%, 80%, 85%, TiAl 合金锻坯内的宏观变形流线分布趋于均匀,锻坯中部的均匀变形区域面积不断增大,逐渐扩大至上下表面,当变形量提高至 85%时均匀变形区面积增加至 68.0%,但锻坯外缘开始出现肉眼可见的宏观裂纹。

(2)随着近等温锻造变形量的增加,残余层片逐渐减少,再结晶形成的等轴晶粒逐渐增多。变形量达到 85%时,微观变形组织由等轴的  $\gamma$  和  $\alpha_2$ , 以及很少量的残余层片团组成,晶粒尺寸明显细化,且等轴组织在合金中占到了绝大部分。

(3)锻坯硬度分布测试表明随着近等温锻造变形量的增大,均匀变形区域的硬度变化基本趋于均匀一致,且硬度平均值也在不断增高,变形量增至 85%时平均硬度值约为 325。

(4)锻坯经 1250℃/15h/AC 热处理后难变形区和均匀变形区室温压缩测试表明,随着近等温锻造变形量的增加锻坯各部位室温压缩应力应变数据分散度降低,性能稳定性有所提高。变形量的增加有利于提高 TiAl 合金的力学性能稳定性。

#### 参考文献

- [1] SEMIATIN S L. Wrought processing of ingot-metallurgy gamma titanium aluminide alloys[A]. Gamma Titanium Aluminides[C]. Warrendale: TMS, 1995. 509—524.
- [2] YAMAGUCHI M, INUI H, ITO K. High-temperature structural intermetallics[J]. Acta Metall Mater, 2000, 48(1): 307—322.
- [3] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, JAIN V K. Microstruc-

ture development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide[J]. Metall & Mater Trans A, 1994, 25A(12): 2753—2768.

- [4] FUJIWARA T, NAKAMURA A, HOSOMI M, et al. Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly-stoichiometric composition[J]. Philosophical Magazine A, 1990, 61(4): 591—606.
- [5] 张永刚,韩雅芳,陈国良,等. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2003.
- [6] SI Jia-yong, HAN Peng-biao, ZHANG Ji. The design for the isothermal forging of Ti-46. 5Al-2. 5V-1. 0Cr-0. 3Ni alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2010, 17(8): 67—73.
- [7] SEMIATIN S L, CHESNUTT J C, AUSTIN C, et al. Processing of intermetallic alloys[A]. Structural Intermetallics[C]. Warrendale: TMS, 1997. 263—276.
- [8] SEETHARAMAN V, SEMIATIN S L. Plastic-flow and microstructure evolution during hot deformation of a gamma titanium aluminide alloy[J]. Metall & Mater Trans A, 1997, 28A (11): 2309—2321.
- [9] 司家勇,高帆,张继. 变形方向对 TiAl 合金二次热变形行为的影响[J]. 材料工程, 2010, (12): 51—54.  
SI Jia-yong, GAO Fan, ZHANG Ji. Effect of direction on flow behavior of TiAl alloy in secondary hot deformation[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, (12): 51—54.
- [10] 汪大年. 金属塑性成形原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1982.
- [11] KIM Y W. Strength and ductility in TiAl alloys [J]. Intermetallics, 1998, 6(7): 623—628.
- [12] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. Hot working of titanium alloys-an overview[A]. WEISS I E, SRINIVASAN R, BANIA P J, et al. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing[C]. Warrendale: TMS, 1997. 3—73.

基金项目: 中南林业科技大学青年科学研究基金重点项目 (QJ2010001A)

收稿日期: 2012-02-08; 修订日期: 2013-04-10

作者简介: 司家勇(1978—), 男, 副教授, 博士, 现从事高温合金变形工艺方向研究, 联系地址: 湖南省长沙市韶山路 498 号中南林业科技大学机电学院(410004), E-mail: sjy98106@163.com