

变形方向对 TiAl 合金二次热变形行为的影响

Effect of Direction on Flow Behavior of TiAl Alloy in Secondary Hot Deformation

司家勇¹, 高 帆², 张 继²

(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-yong¹, GAO Fan², ZHANG Ji²

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

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

摘要: 通过等温热压缩实验研究变形方向对经一次锻造后的 Ti-46.2Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金热变形行为的影响, 所选定的二次热变形方向垂直或平行于一次锻造应力轴方向, 试样初始组织状态分别为锻造态、去应力退火态和双态组织。结果表明: 变向二次热变形均加快了三种热处理状态钛铝合金加工硬化率的衰减过程; 对于其中具有双态组织的钛铝合金继续施加变向或不变向二次热变形均有利于减小流变软化程度, 提高二次热变形后的组织均匀性。进一步的微观组织观察表明, 变向二次热变形与不变向二次热变形相比, 更有利于合金的残余层片分解和动态再结晶的进行。

关键词: 钛铝合金; 变形方向; 二次热变形

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)12-0051-04

Abstract: The flow behavior of already forged Ti-46.2Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni alloy by the isothermal compression experiments was investigated. The direction of secondary hot deformation was taken to be vertical or parallel to the former forging axis (reversed or unreversed deformation). Specimens have three kinds of starting microstructures, as-forged, relief annealed and duplex. The results show that reversed deformation can accelerate the decline of work hardening rate. And compared with other two microstructures, the duplex microstructure has the lowest softening degree in reversed or unreversed secondary hot deformation. According to the results of microstructure observation, the reversed secondary hot deformation can be favorable to the breakdown and dynamic recrystallization of remanent lamellar structure.

Key words: TiAl alloy; direction; secondary hot deformation

高温锻造能够显著细化合金显微组织, 是提高 TiAl 合金室温延性和工程应用性能的一种重要方法^[1-4]。其高温锻造后的显微组织主要由再结晶后生成的细小等轴晶粒构成, 但一般仍分布有较多的残余层片, 这些残留层片很难在后续热处理过程中被消除, 影响着 TiAl 合金实际应用的可靠性^[5-9]。因而, 需对其进行二次热变形, 以增大变形量, 进一步破碎一次锻造后的残余层片团, 使组织更为细小、均匀, 获得更加良好的力学性能水平。

本工作以一次锻造锻坯为基础, 通过等温热压缩实验研究了 TiAl 合金不同初始组织状态下变形方向

对其二次热变形的变形抗力、加工硬化率和流变软化程度的影响, 并初步对比分析了二次热变形后的微观组织变化。

1 实验方法

实验合金名义成分(原子分数/%)为 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni, 采用自耗+凝壳的双联工艺冶炼而成, 经 1320℃、150MPa、3h 热等静压处理消除铸造缺陷。热等静压后的铸锭加工为 $\phi 105\text{mm} \times 140\text{mm}$

的圆柱形坯料。坯料经 1200℃预热后,在 1100℃环境下进行近等温锻造开坯,压下量 70%。在一次锻造坯均匀变形区域内分别切取与一次锻造应力轴方向平行和垂直的高温热压缩试样,进行不同制度的热处理,相应热处理工艺和组织状态如表 1 所示。压缩试样加工尺寸为 $\phi 10\text{mm} \times 18\text{mm}$,端面涂覆玻璃润滑剂后,在 Gleeble-1500 型热模拟试验机上沿一次锻造应力轴的平行和垂直方向进行等温热压缩实验,分别称为不变向二次热变形和变向二次热变形。热压缩条件为温度 1000℃,应变速率 0.1s^{-1} ,压下量 70%。试样变形结束后立即水淬,以保留变形组织。利用电火花线切割将试样沿轴向切开,经机械抛光、腐蚀后,光学金相试样采用 2% HF+10% HNO₃+88% H₂O(体积分数)溶液腐蚀,采用光学金相显微镜进行显微组织观察。

2 结果与分析

三种热处理状态的实验合金在 1000℃、 0.1s^{-1} 实验条件下,分别进行不变向和变向二次热变形,所获得的典型流变曲线如图 1 所示。可见,TiAl 合金进行二次热压缩变形时,随着应变的增加,开始时应力迅速增加,当应变达到一定值后,真应力达到最大,即峰值应力;以后随着应变的增大,真应力逐渐减小,并最终有可能达到一个相对稳定的值,即稳态应力。显然,这种现象是变形过程中应变硬化和动态软化共同作用的结果。在刚刚开始变形时,主要以应变强化为主,导致真应力增加,随着变形量的增大,动态回复和动态再结晶逐渐增强,在某一变形量处,两者达到平衡,真应力不再继续增加,从而导致峰值应力的出现。当继续进行变形时,动态软化作用大于形变硬化,从而导致真应力的下降;随着变形量的进一步增大,动态软化和应变硬化达到平衡,导致稳态流变抗力的出现。

从流变曲线应力-应变数值来看,变形方向对三种组织状态实验合金二次热变形时的变形抗力影响趋势相同,变向二次热变形的峰值应力和稳态流变应力均较不变向二次热变形的稍有升高。这是由于锻造态和去应力退火状态的合金二次热变形前的组织都由粗大

表 1 合金初始热处理制度与组织状态

Table 1 Heat treatment and starting microstructure of test alloys

No	Heat treatment	Starting microstructure
1	—	As-forged
2	950℃/6h/AC	Relief annealed
3	1260℃/24h/AC	Duplex

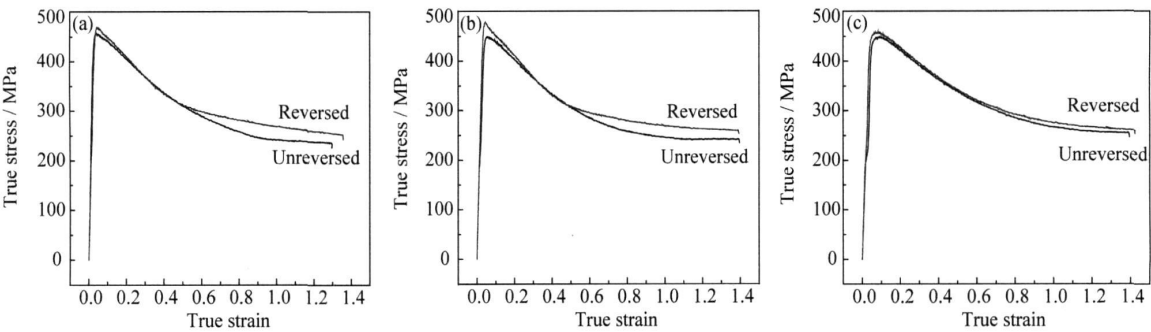


图 1 不同热处理状态不变向和变向二次热变形流变曲线
(a) 锻造态; (b) 退火态; (c) 双态

Fig. 1 The true stress-strain curves of secondary hot deformation with different heat treatments
(a) as-forged; (b) relief annealed; (c) duplex

的残留层片团和等轴晶粒组成。当合金沿着一次锻造应力轴方向继续进行第二次热变形时,残留层片不会向着另外的方向发生偏转,只是继续碎化和分解,并发生动态再结晶,所需的能量较低,因此对应的变形抗力也较低。但当合金二次热变形的方向与一次锻造应力轴方向垂直时,一次变形时发生倾转的层片团,在继续破碎分解的同时,又要向着垂直的方向再次重新偏转,这个过程需要较高的能量才能完成,因此对应的变形

抗力稍高。

2.1 加工硬化率

根据公式 $\theta = [\partial \sigma / \partial \epsilon] \cdot \dot{\epsilon} \cdot T^{10}$ 计算了三种组织状态实验合金热压缩曲线达峰值前不同应变阶段的加工硬化率 θ ,其中 σ 为真应力, ϵ 为真应变, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, T 为变形温度,结果如图 2 所示。对于三种不同热处理状态的实验合金,加工硬化率均随应变量的增加迅速降低,然后逐渐趋于稳定状态。不变向二次热变形时,加工硬

化阶段的初始加工硬化率随着合金热处理制度的不同而发生改变,从锻态、去应力退火态到双态组织,相应的初始加工硬化率在不断升高,且初始应变值也在不断增大;对于变向二次热变形,不同热处理组织状态实验合

金的初始加工硬化率数值相近,仅初始应变值在不断增大。分析变形方向对实验合金二次热变形加工硬化率的影响,变向二次热变形加快了加工硬化率的下降速率,即加速了钛铝合金加工硬化率的衰减过程。

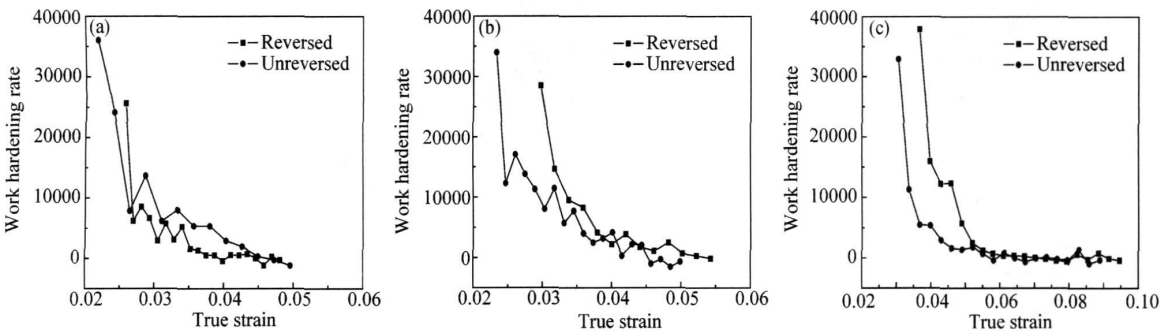


图2 不同热处理状态不变向和变向二次热变形加工硬化率
(a) 锻造态; (b) 退火态; (c) 双态

Fig. 2 Work hardening rate of secondary hot deformation with different heat treatments
(a) as-forged; (b) relief annealed; (c) duplex

研究发现,热加工过程中钛铝合金始终受加工硬化和流变软化的影响,而动态再结晶通常是其流变软化的主要机制^[10]。在真应力-真应变曲线峰值出现前钛铝合金中已发生动态再结晶软化。因而,根据加工硬化率分析结果可以推测,变向二次热变形有利于促进钛铝合金动态再结晶的发生,破碎一次锻造残余层片组织。

2.2 流变软化程度

不同热处理状态合金二次变形流变软化程度可用 $|\sigma_p - \sigma_s|$ 的差值来进行计算,其中 σ_p 是真应力-真应变曲线上的峰值应力, σ_s 为稳态流变应力,均取为真应变量为 1.0 时所对应的真应力。三种热处理状态实验合金不变向和变向二次热变形计算获得的流变软化程度如图 3 所示。初始组织为锻造态的实验合金不变向和变向二次热变形的流变软化数值均较退火态和双态组织状态要高,而变向和不变向二次热变形对锻造态初始组织实验合金的流变软化程度影响较大,对双态初始组织的实验合金影响较小。一般合金软化程度越高,发生局部应变的趋势越显著,不利于合金的稳态塑性流变^[10]。可见,钛铝合金一次锻造组织经热处理获得双态组织后,继续施加变向或不变向二次热变形均有利于减小流变软化程度,提高二次热变形组织的均匀性。

2.3 二次热变形组织

三种热处理状态合金经变向和不变向二次热变形后的光学显微组织如图 4 所示。对于锻造态和退火态

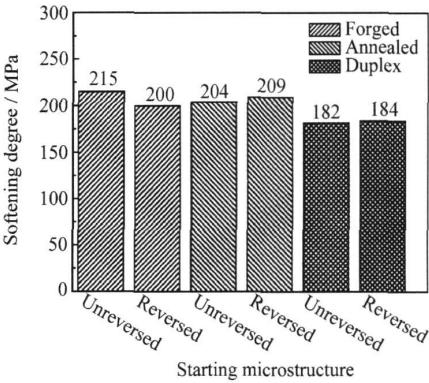


图3 不同热处理状态不变向和变向二次热变形流变软化程度

Fig. 3 Softening degree of secondary hot deformation with different heat treatments

初始组织实验合金,变向二次热变形与不变向二次热变形相比,大量残余层片区域被破碎,等轴晶粒体积分数增加,动态再结晶进行的程度更加完全,组织中已经没有粗大连续的残留层片分布,显微组织得到明显细化;而对于双态初始组织实验合金,变向二次热变形与不变向二次热变形相比,微观组织变化差异较小,仅变向二次热变形后显微组织中的细小层片团和等轴 γ 晶粒的边界出现较多的等轴晶粒。综合显微组织观察结果,相对于不变向二次热变形,变向二次热变形有利于合金的层片分解和动态再结晶的进行,有利于合金显微组织的均匀化。

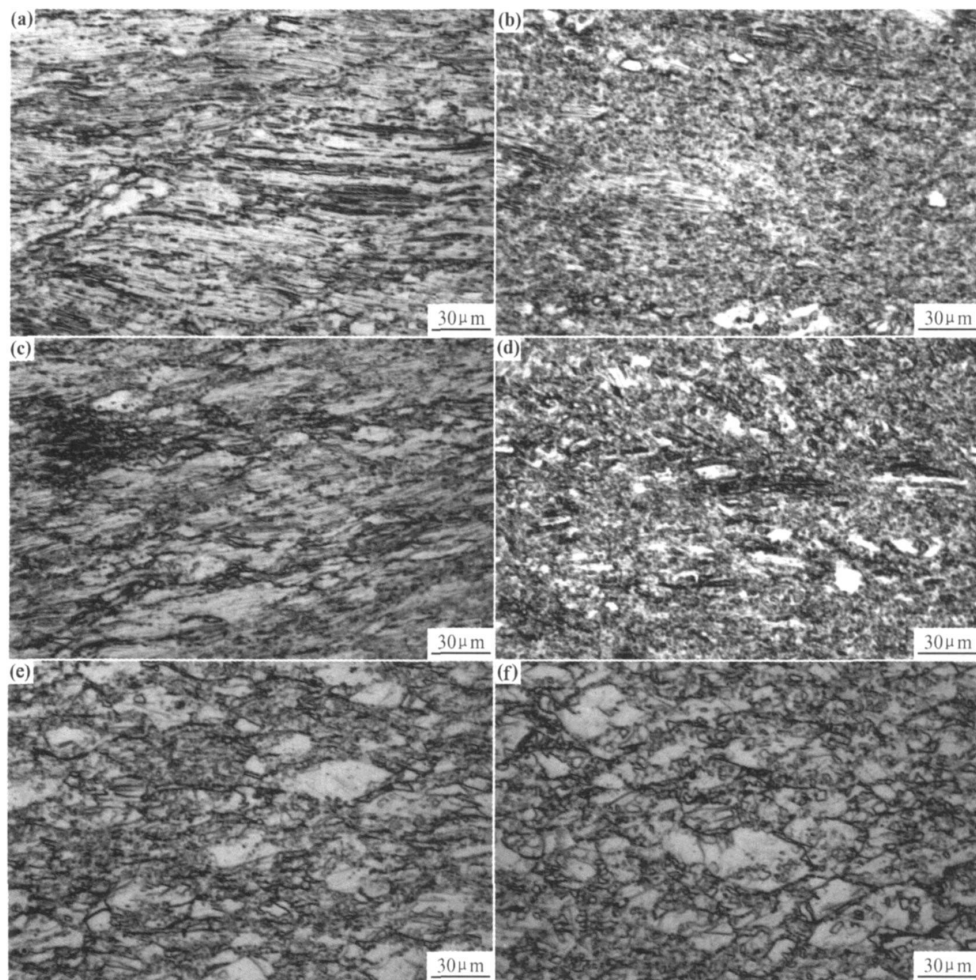


图 4 不同热处理状态不变向和变向二次热变形组织

(a) 锻造态不变向; (b) 锻造态变向; (c) 退火态不变向;

(d) 退火态变向; (e) 双态不变向; (f) 双态变向

Fig. 4 Microstructure of secondary hot deformation with different heat treatments

(a) as-forged and unreversed; (b) as-forged and reversed; (c) relief annealed and unreversed;

(d) relief annealed and reversed; (e) duplex and unreversed; (f) duplex and reversed

3 结论

(1) 变向二次热变形加快了三种热处理状态钛铝合金加工硬化率的衰减过程, 有利于促进钛铝合金动态再结晶的发生, 破碎一次锻造残余层片组织。

(2) 变向二次热变形有利于降低锻造态组织钛铝合金变形过程中的流变软化程度, 对于具有双态组织实验合金, 继续施加变向或不变向二次热变形均有利于减小流变软化程度, 提高二次热变形组织的均匀性。

(3) 对于一次锻造变形后经三种热处理状态的钛铝合金, 变形方向对其二次热变形后的组织有显著影响, 变向二次热变形与不变向二次热变形相比, 更有利于合金的层片分解和动态再结晶的进行。

参考文献

- [1] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, JAIN V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near- γ titanium aluminide[J]. Metall & Mater Trans A, 1994, 25(12): 2753–2768.
- [2] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures[J]. Intermetallics, 1996, 4(6): 429–440.
- [3] SEMIATIN S L. Wrought processing of ingot-metallurgy γ TiAl alloys[A]. KIM Y W, WAGNER R, YAMAGUCHI M. Gamma Titanium Aluminides[C]. Warrendale: TMS, 1995. 509–524.
- [4] FURRER D, HOFFMAN R R, KIM Y W. Fundamentals of gamma titanium aluminides[A]. KIM Y W, WAGNER R, YAMAGUCHI M. Gamma Titanium Aluminides[C]. Warrendale: TMS, 1995. 611–618.

(下转第 65 页)

(3) 非晶态 Ni-P-ZrO₂ 复合镀层在 350℃ 热处理温度下已转变为晶态结构, 镀层具有最高的耐磨性能, 其磨损方式为磨粒磨损和脆性剥离。

参考文献

- [1] GUO Zhong-cheng, XU Rui-dong, ZHU Xiao-yun. Studies on the wear resistance and the structure of electrodeposited RE-Ni-W-P-SiG-PTFE composite materials [J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 187(2-3): 141-145.
- [2] 梁志杰. 现代表面镀覆技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2005. 295-296.
- [3] 孔晓丽, 刘勇兵, 杨波. 纳米复合材料的研究进展[J]. 材料科学与工艺, 2002, 10(4): 436-441.
- [4] ZHAO Guo-gang, ZHOU Yue-bo, ZHANG Hai-jun. Sliding wear behaviors of electrodeposited Ni composite coatings containing micrometer and nanometer Cr particles[J]. Transactions of Nonferrous Metal Society of China, 2009, 19(2): 319-323.
- [5] CIUBOTARIU A C, BENEAL D, MAGEAL V, et al. Electrochemical impedance spectroscopy and corrosion behaviour of Al₂O₃-Ni nanocomposite coatings [J]. Electrochimica Acta, 2008, 53(13): 4557-4563.
- [6] WANG Chao, ZHONG Yun-bo, WANG Jiang, et al. Effect of magnetic field on electroplating Ni/nano-Al₂O₃ composite coating [J]. Journal of Electroanalytical Chemistry, 2009, 630(1-2): 42-48.
- [7] ABDEL A A, KHALED M I, ABDEL H Z. Enhancement of wear resistance of ductile cast iron by NiSiC composite coating [J]. Wear, 2006, 260(9-10): 1070-1075.
- [8] VAEZI M R, SADRNEZHAAD S K, NIKZAD L. Electrodepo-

sition of Ni-SiC nanocomposite coatings and evaluation of wear and corrosion resistance and electroplating characteristics [J]. Colloids and Surfaces A: Physicochemical Engineering Aspects, 2008, 315(1-3): 176-182.

- [9] SPANOUS, PAVLATOU E A, SPYRELLIS N. Ni/nano-TiO₂ composite electrodeposits: textural and structural modifications [J]. Electrochimica Acta, 2009, 54(9): 2547-2555.
- [10] XIE Yibing, HUANG Chuan-jun, ZHOU Limin, et al. Supercapacitor application of nickel oxide-titania nanocomposite [J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(13): 2108-2114.
- [11] TSUBOTA T, TANII S, ISHIDA T, et al. Composite electroplating of Ni and surface-modified diamond particles with silane coupling reagent [J]. Diamond and Related Materials, 2005, 14(3-7): 608-612.
- [12] SHRESTHA N K, TAKEBE T, SAJI T. Effect of particle size on the co-deposition of diamond with nickel in presence of a redox-active surfactant and mechanical property of the coatings [J]. Diamond and Related Materials, 2006, 15(10): 1570-1575.
- [13] GUL H, KILIE F, ASLAN S, et al. Characteristics of electrodeposited Ni-Al₂O₃ nanoparticle reinforced metal matrix composite (MMC) coatings [J]. Wear, 2009, 267(5-8): 976-990.

收稿日期: 2010-02-11; 修订日期: 2010-10-06

作者简介: 许乔瑜(1955—), 男, 博士, 副教授, 主要从事材料表面工程研究, 联系地址: 广州市华南理工大学材料科学与工程学院(510640), E-mail: qyxu@scut.edu.cn

(上接第 54 页)

- [5] KIM Y W. Strength and ductility in TiAl alloys [J]. Intermetallics, 1998, 6(7): 623-628.
- [6] SEMIATIN S L, CHESNUTT J C, AUSTIN C, et al. Processing of intermetallic alloys[A]. NATHAL M V. Structural intermetallics[C]. Warrendale: TMS, 1997. 263-276.
- [7] MARTIN P L, RHODES C G, MCQUAY P A. Thermomechanical processing effects on microstructure in alloys based on γ-TiAl [A]. DAROLIA R, LEWANDOWSKI J J, LIU C T, et al. Structure Intermetallics [C]. Warrendale: TMS, 1993. 177-186.
- [8] 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.
- [9] WURZWALLNER K, CLEMENS H, SCHRETTTER P, et al.

Forming of gamma-TiAl alloys [A]. BAKER I, DAROLIA R, WHITTENBERGER J D, et al. High Temperature Ordered Intermetallics Alloys V [C]. Pittsburgh: Materials Research Society, 1993. 867-872.

- [10] 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, 28(11): 2309-2321.

基金项目: 863 国家高技术研究发展计划资助项目(2006AA03A204)

收稿日期: 2009-10-11; 修订日期: 2010-07-01

作者简介: 司家勇(1978—), 男, 博士, 讲师, 研究方向: 钛铝合金, 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工程学院(410004), E-mail: sjy98106@163.com