

TiAl 合金高温锻造开坯过程数值模拟研究

Numerical Simulation of High Temperature Forging on TiAl Alloy

司家勇¹, 韩鹏彪¹, 高 帆², 张 继¹

(1 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081;

2 东北大学 材料各向异性与织构工程教育部重点实验室, 沈阳 110004)

SI Jia-yong¹, HAN Peng-biao¹, GAO Fan², ZHANG Ji¹

(1 High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 2 The Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

摘要: 利用商业化有限元模拟软件 Deform-3D 对 TiAl 合金高温锻造开坯工艺过程进行了数值模拟, 获得了两步锻造时不同变形量组合下变形饼坯中等效应变场和断裂因子分布信息。模拟结果表明, 采用 60% + 62.5% 的两步锻造方式, 锻后饼坯中的应变均匀性提高, 且断裂因子数值最小。实际锻造实验结果显示, 通过这种两步锻造方式, 确实能够有效扩大锭坯的均匀变形区, 且动态再结晶组织细小、均匀。

关键词: TiAl 合金; 高温锻造; 数值模拟

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2009)03-0022-05

Abstract: The commercial FEM code, DEFORM-3D Ver5.0, was used to investigate the high temperature forging of TiAl alloy. The effective strain and damage of forged pancake during whole process were analyzed. The results show that strain combinations of 60% + 62.5% two-step forging can enlarge the strain homogeneity of forged pancake and the damage is the lowest. Forging experiment was employed based on the prediction to verify those conclusions of the simulation work. Assuredly, the homogeneity of pancake was raised and it had a fine grained microstructure after the dynamic recrystallization.

Key words: TiAl alloy; high temperature forging; numerical simulation

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^[1-3]。高温锻造后锻坯中的显微组织主要由再结晶后生成的细小等轴晶粒构成, 但一般仍分布有少量残余层片、个别粗大的 γ 晶粒, 这种微观组织的不均匀性影响着 TiAl 合金的力学性能^[4,5]。

增大变形量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。受 TiAl 合金热加工性能的制约, 通过多步锻造累积大变形量可能是提高合金组织均匀性的一种有效方法^[6]。多步变形可以有多种组合, 如以试验来确定最佳的多步锻造工艺参数, 则成本较高, 周期也较长。有限元模拟作为一种便捷有效的方法, 可以给出热加工过程中材料的应力应变分布等详细信息, 而变形锭坯中等效应变的分布能够用于预测变形后的组织均匀性^[7-9]。

本工作通过 Gleeble 热压缩实验获得 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 高温流变曲线, 计算了其流变应力

本构模型, 利用商业化有限元模拟软件 Deform-3D 针对多种两步锻造的应变量组合进行了有限元模拟, 通过等效应变场和断裂因子分析, 得出了最佳应变量分配组合方式, 并采用此两步锻造方式进行了高温锻造开坯, 实际观察分析了这种两步锻造方式对细化 TiAl 合金变形组织的作用。

1 实验方法

实验合金名义成分为 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni (原子分数/%), 采用水冷铜坩埚真空感应悬浮炉熔炼, 使用石墨模浇铸成 $\phi 65\text{mm} \times 120\text{mm}$ 铸锭, 经 $1280^\circ\text{C}/140\text{MPa}/4\text{h}$ 热等静压处理。为建立有限元模拟用钛铝合金的流变应力模型, 从铸锭切取 $\phi 10\text{mm} \times 18\text{mm}$ 的圆柱试样在 Gleeble 1500 上进行热压缩实验, 变形温度为 1000, 1050, 1100, 1150, 1200°C , 应变速率为 1, 0.1, 0.01, 0.001s^{-1} , 压下量均为 70%。

建立如图 1 所示三维有限元模型, 考虑坯料为轴对称物体, 取 1/4 模型计算, 上模和下模均视为刚体, 工件为弹塑性物体, 划分为 8000 个四面体单元格, 摩擦系数设为 0.3, 模拟采用工程化锻造条件: 温度 1100 ℃, 应变速率 0.01s⁻¹。使用 Deform-3D v5.0 软件进行有限元数值模拟计算, 针对 85% 的总变形量, 确定两步锻造的最佳应变分配组合。

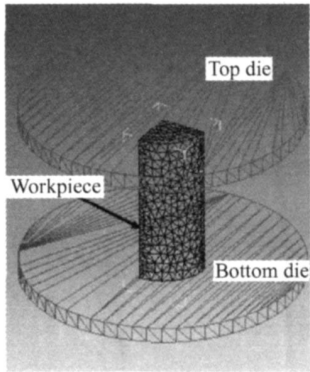


图 1 三维有限元模型
Fig 1 FEM net model

原始铸锭机加工成 $\phi 60\text{mm} \times 100\text{mm}$ 锭坯, 根据数值模拟获得的最佳应变分配方式, 进行 1100 ℃高温锻造开坯。采用线切割从锻造后的饼坯上沿锻造应力轴方向切取金相试样, 试样经机械研磨、抛光后, 采用 2% HF + 10% HNO₃ + 88% H₂O (体积分数) 溶液腐蚀, 进行宏观和微观组织的观察。

2 实验结果与分析

2.1 流变应力本构模型

通过热压缩实验获得的 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金高温变形真应力-真应变数值做成曲线图, 如图 2 所示。可见, 与其他低层错能合金类似, 随着应变的增加, 开始时应力迅速增加到峰值, 以后随着应变的增大, 由于动态再结晶的发生, 真应力逐渐减小, 并最终达到稳态。在应变速率一定时, 随着变形温度的升高, 峰值应力呈下降趋势, 稳态流变应力随着温度的变化呈现出与峰值应力相同的变化趋势; 在变形温度保持不变时, 流变应力随应变速率的增加而升高。

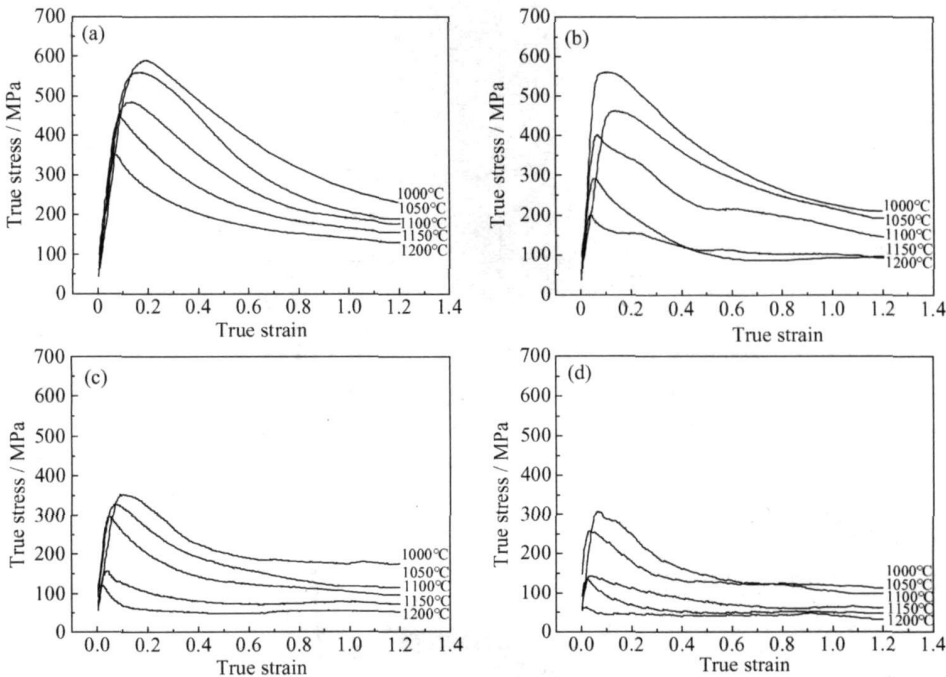


图 2 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金热压缩真应力-真应变曲线
(a) 1s⁻¹; (b) 0.1s⁻¹; (c) 0.01s⁻¹; (d) 0.001s⁻¹
Fig 2 Curves of true stress vs true strain of Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni alloy
(a) 1s⁻¹; (b) 0.1s⁻¹; (c) 0.01s⁻¹; (d) 0.001s⁻¹

金属材料的高温变形是一个热激活过程, 在高温塑性变形条件下, 流变应力、应变速率和温度之间的关系可用双曲正弦函数模型^[10]表示:

$$\sigma = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, (s⁻¹); A 为结构因子 (s⁻¹); α 为

应力水平参数 (MPa^{-1}); σ 可表示峰值应力或稳态流变应力, 或相应于某指定应变率时对应的流变应力, 本工作表示峰值应力; n 为应力指数; Q 为变形激活能, 是表征材料热变形的重要参数; R 为气体常数; T 为热力学温度。

式(1)可以简化成下列两式^[11]:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \sigma \leq 0.83373 \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \sigma \geq 1.60994 \quad (3)$$

且

$$\beta = n\alpha \quad (4)$$

对(1), (2), (3) 式两边取对数, 根据热模拟压缩实验的结果, 用不同变形温度下 TiAl 合金峰值应力绘制 $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma$, $\ln \dot{\epsilon}$ vs σ 关系图, 如图 3a, b 所示, 然后对图中曲线进行一元线性回归处理, 则其斜率分别为 n , β 。取各温度点下 n 的平均值与 β 的平均值, 根据式(4) 计算 α 值为 $4.01 \times 10^{-3} \text{MPa}^{-1}$ 。文献[12] 表明, α 值范围在 $(3.7 \sim 6.3) \times 10^{-3} \text{MPa}^{-1}$ 之间, 采取式(3) 的简化是可能的, 因此, 对于 TiAl 合金可利用式(3) 来构建本构方程。

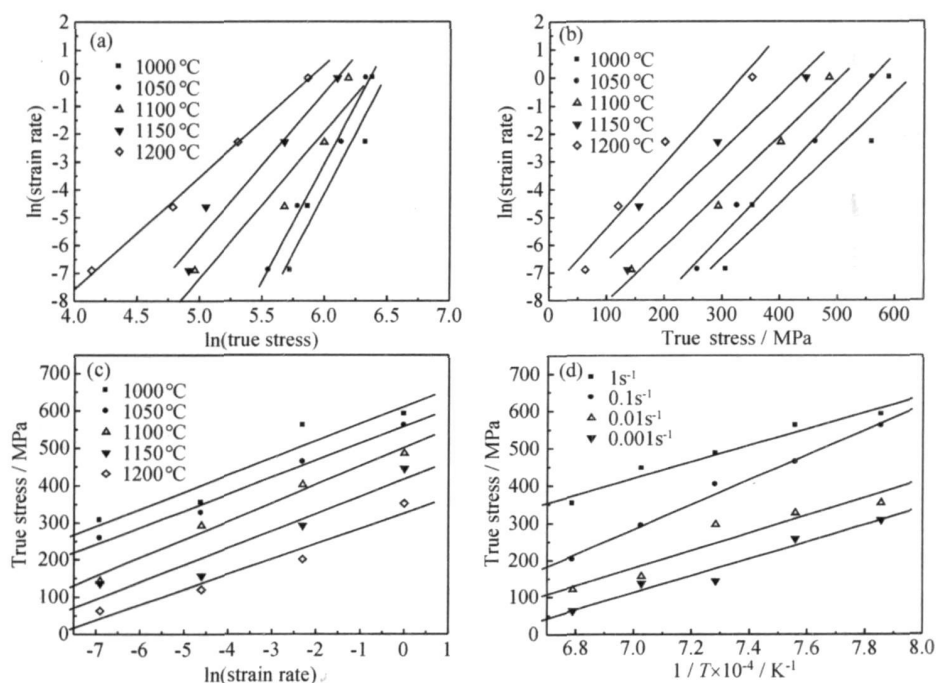


图3 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金压缩变形应变速率与峰值应力关系

(a) $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon}$ vs σ ; (c) σ_p vs $\ln \dot{\epsilon}$; (d) σ_p vs $1/T$

Fig 3 Relations of strain rate and peak stress for Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni alloy under different describing ways

(a) $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon}$ vs σ ; (c) σ_p vs $\ln \dot{\epsilon}$; (d) σ_p vs $1/T$

用 TiAl 合金峰值应力绘制 σ_p vs $\ln \dot{\epsilon}$, σ_p vs $1/T$ 关系图, 如图 3c, d 所示, 然后对图中曲线进行一元线性回归处理, 即可求出变形激活能(平均值) Q 为 466kJ/mol 。采用最小二乘法来对式(3) 拟合后得出本实验条件下 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 合金热变形本构方程式:

$$\dot{\epsilon} = 45.47(\ln \dot{\epsilon} - 4.66 \times 10^5 / RT - 30.34) \quad (5)$$

Z 参数和 σ_p 关系如图 4 所示, 可见在整个应力分布范围内二者较好的符合线性关系, 可见作为该合金高温变形所选用的流变应力本构模型(3) 式是适当的。

2.2 高温锻造有限元模拟

将 Ti-46.5Al-2.5V-1.0Cr-0.3Ni 高温流变应力

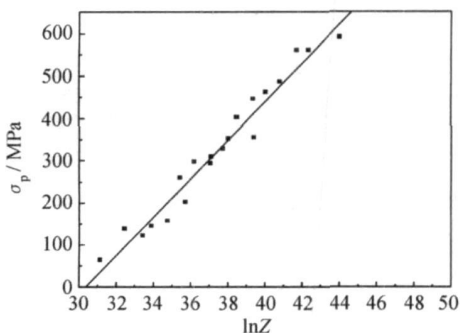


图4 Z 参数和 σ_p 关系图

Fig 4 Relationship between Z and σ_p

本构方程嵌入 Deform-3D v5.0 软件, 利用有限元模

拟, 比较了 50% + 70%, 55% + 66.67%, 60% + 62.5%, 65% + 57.14% 和 70% + 50% 五种不同应变分配情况下的等效应变场分布, 总变形量均为 85%。模拟结果表明, 50% + 70% 和 60% + 62.5% 应变分配时, 变形饼坯整体等效应变场分布均匀, 分别

为 0.918~2.85, 0.878~2.97, 如图 5f。综合比较图 5a 和图 5c, 即 50% + 70% 和 60% + 62.5% 两种应变组合情况, 60% + 62.5% 的均匀变形区面积更大。因此, 采用 60% + 62.5% 的两步锻造方式, 变形后饼坯的整体均匀性较高。

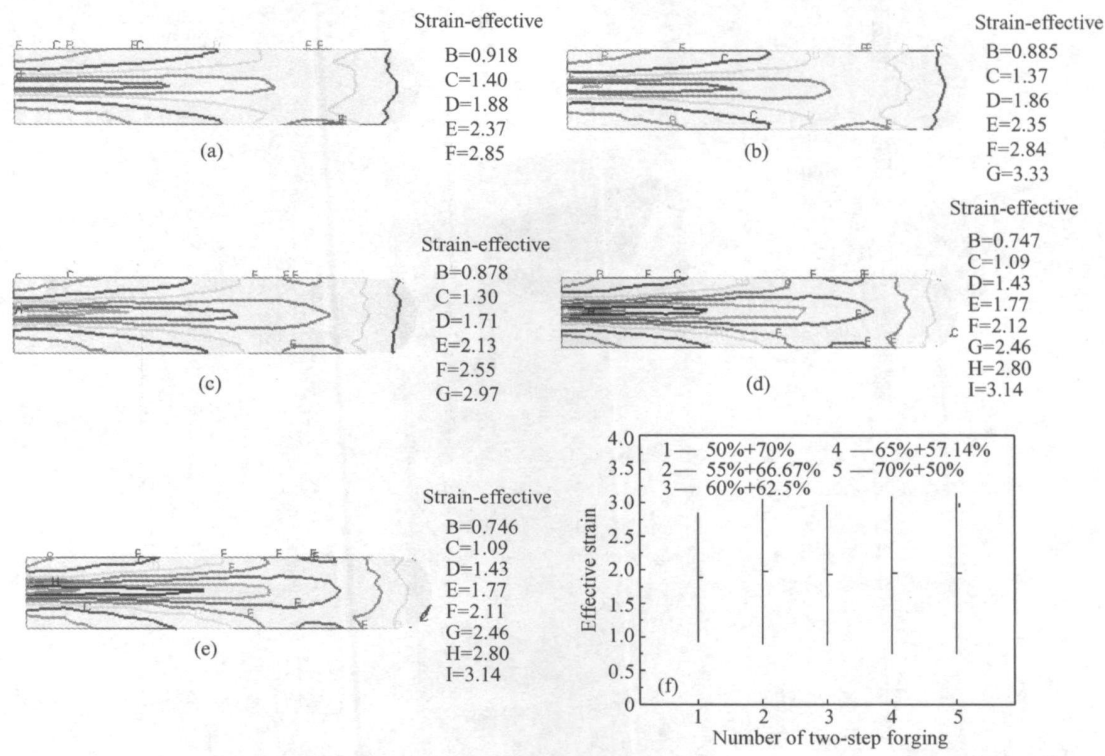


图 5 不同应变组合两步锻造等效应变场分布

(a) 50% + 70%; (b) 55% + 66.67%; (c) 60% + 62.5%; (d) 65% + 57.14%; (e) 70% + 50%;
(f) 等效应变场数值比较图

Fig. 5 Contours of effective strain at different reduction in height by two-step forging

(a) 50% + 70%; (b) 55% + 66.67%; (c) 60% + 62.5%; (d) 65% + 57.14%; (e) 70% + 50%;
(f) compare of effective strain value

实际工艺设计上还需考虑锻后坯料的完整性, 因而, 利用有限元软件模拟了锻后饼坯表面断裂因子分布, 预测高温锻造后饼坯表面裂纹产生情况。最简单和最广泛使用的断裂判据是由 Cockcroft 和 Latham 提出的, 该判据不是根据微观断裂力学模型而是简单地辨认出发生断裂时拉伸应力和塑性应变的连接作用, 断裂因子可表述为:

$$c = \int (\sigma_t / \sigma) d\varepsilon \quad (6)$$

式中: σ 为最大拉应力; σ 为等效应力; ε 为等效应变; c 为材料断裂因子。

研究两步高温锻造过程中的断裂因子分布, 可用于预测工件在热加工成形过程中可能产生裂纹或缺陷的部位和几率大小。模拟结果表明, 对于不同应变

组合的两步高温锻造, 最大断裂因子分布位置均处于锻造饼坯的鼓肚外表面, 见图 6a~ e, 这是由于鼓肚外表面始终是锻造过程中最大拉伸应力区域, 最终裂纹倾向于在鼓肚部分表面产生, 并向饼坯中心发展。图 6f 比较了各种两步锻造情况下最大断裂因子值, 60% + 62.5% 两步锻造下断裂因子数值最低, 仅为 0.838。

综合上述有限元模拟结果, 钛铝合金经 60% + 62.5% 的应变组合高温锻造后, 饼坯整体应变场均匀, 且产生表面裂纹的几率最小, 因此, 最佳高温锻造工艺应选择 60% + 62.5%。

2.3 实际锻造结果分析

为了实际分析有限元模拟所获得的最佳两步锻造应变分配方式对细化晶粒和提高显微组织均匀性的作用, 对钛铝合金铸锭进行了 60% + 62.5% 的高温锻造

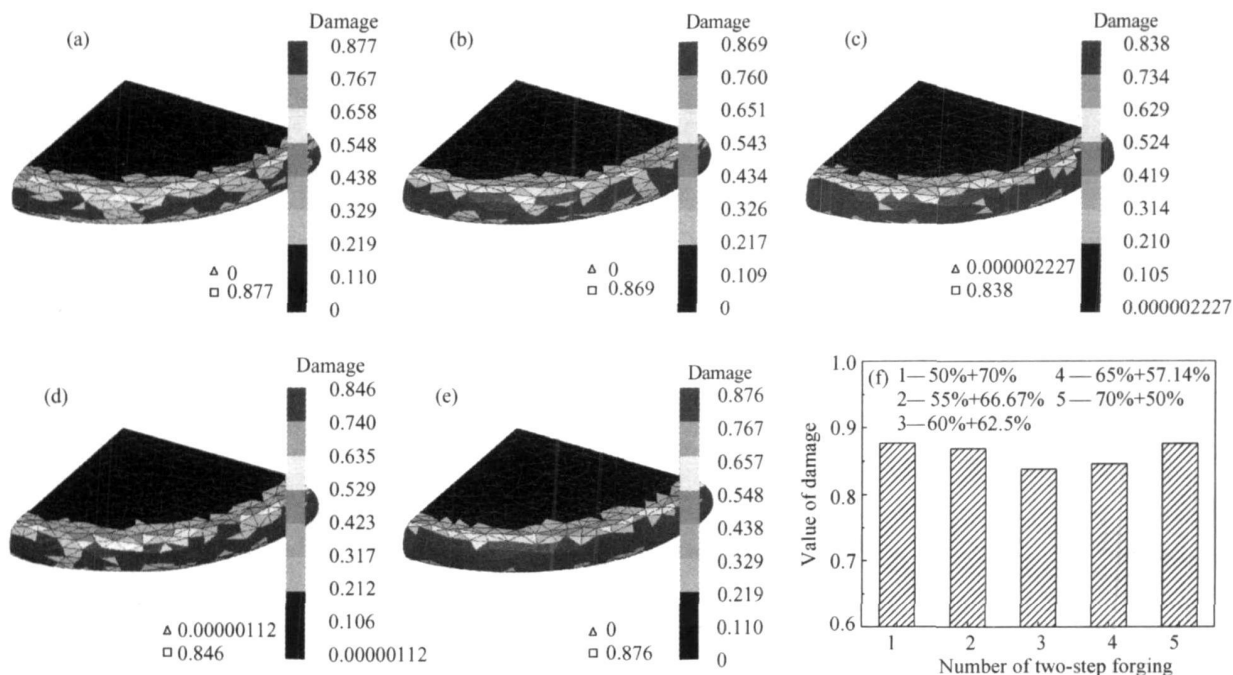


图 6 不同应变量组合两步锻造饼坯断裂因子分布

(a) 50% + 70%; (b) 55% + 66.67%; (c) 60% + 62.5%; (d) 65% + 57.14%; (e) 70% + 50%;
(f) 断裂因子数值比较

Fig 6 Distributions of damage at different reduction in height by two-step forging

(a) 50% + 70%; (b) 55% + 66.67%; (c) 60% + 62.5%; (d) 65% + 57.14%; (e) 70% + 50%;
(f) compare of damage value

实验,总变形量 85%。锻后检查饼坯外观,上下表面和鼓肚表面均未见裂纹,上下面展开良好,如图 7a 所示。宏观组织观察表明,变形后饼坯中心均匀变形区所占面积比为 86.2%,难变形区面积很小,变形流线贯穿整个饼坯纵截面,如图 7b。饼坯均匀变形区域显微组织如图 7c 所示,动态再结晶充分,主要由细小、等轴的动态再结晶晶粒组成,含有部分二次变形后被拉长的动态再结晶晶粒,未发现残余层片的存在。可见,应用有限元模拟结果所进行的 60% + 62.5% 两步锻造开坯方式有效的扩大了锭坯的均匀变形区,且其中动态再结晶组织细小、均匀。

3 结论

(1) 根据有限元模拟结果,通过 60% + 62.5% 的两步锻造方式可以获得 85% 的大变形量,锻后饼坯中的应变均匀性高、均匀变形区面积大,且断裂因子数值最小,不易出现开裂。

(2) 实际锻造实验结果显示,通过 60% + 62.5% 两步锻造方式,能够有效扩大锭坯的均匀变形区,且动态再结晶组织细小、均匀。

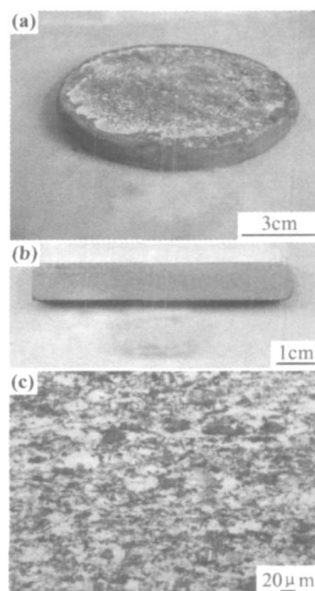


图 7 60% + 62.5% 两步锻造后饼坯宏观和微观组织

(a) 变形后饼坯外形; (b) 饼坯纵截面宏观组织;
(c) 均匀变形区域显微组织

Fig 7 Macrostructure and microstructure of the forged pancake after 60% + 62.5% forging

(a) appearance of forged billet; (b) macrostructure of the vertical section; (c) microstructure of uniform zone

(3) 铜纤维中加入芳纶浆粕的混杂纤维形式可显著提高摩擦材料的冲击强度, 当混杂比(质量比)为1:1时, 冲击强度最大。

参考文献

- [1] 贾 贤, 陈永潭, 凌若飞, 等. 半金属摩擦材料组成对其摩擦磨损性能的影响[J]. 机械工程材料, 1996, 20(1): 18–21.
- [2] 肖翠蓉, 陈攀. 芳纶浆粕混杂增强摩擦阻复合材料的研究[J]. 润滑与密封, 1996, (3): 71–76.
- [3] 郭洪涛, 张佐光, 仲伟虹. 碳纤维芳纶浆粕摩擦阻复合材料初步研究[J]. 复合材料学报, 2001, 18(2): 50–53.
- [4] GOPAL P, DHARANI L R, FRANK D. Hybrid phenolic friction composites containing Kevlar pulp [J]. Wear, 1996, (193): 199–206.
- [5] 曾宪佑, 牟善彬, 黄 畴, 等. 腰果油改性酚醛树脂制备高性能刹车片的研究[J]. 武汉理工大学学报, 2005, 27(5): 70–72.
- [6] 董抒华, 田贵山, 王成国. 不同胶粘剂含量下摩擦阻材料冲击韧性和硬度对摩擦学性能的影响[J]. 山东理工大学学报(自然科学

版), 2003, 17(4): 30–32.

- [7] 陈海燕, 王成国, 王海庆. 摩擦材料用改性酚醛树脂的研究进展[J]. 材料导报, 2003, 17(8): 51–53.
- [8] 曾泽斌, 曹献坤. 摩擦材料中改性树脂的性能研究[J]. 非金属矿, 1999, 22(6): 47–48.
- [9] 吴培熙, 张留成. 聚合物共混改性[M]. 第1版. 北京: 中国轻工业出版社, 1996, 99–103.
- [10] 董抒华, 姚光平, 王成国. 纤维增强摩擦阻材料增强增韧机理的SEM研究[J]. 山东理工大学学报(自然科学版), 2003, 17(6): 14–17.
- [11] 曹献坤, 杨晓艳. Kevlar短纤维对摩擦材料性能的影响效应[J]. 非金属矿, 2004, 27(3): 48–50.

收稿日期: 2008-01-15; 修订日期: 2008-07-07

作者简介: 王雪明(1977–), 男, 博士研究生, 现从事先进复合材料方面的研究, 联系地址: 北京航空航天大学材料学院 104 教研室(100083)。

E-mail: wtj1998@mse.buaa.edu.cn

(上接第26页)

参考文献

- [1] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, JAIN V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near gamma titanium aluminide[J]. Metall & Mater Trans A, 1994, 25A(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): 429–440.
- [3] KIM Y W. Strength and ductility in TiAl alloys [J]. Intermetallics, 1998, 6: 623–628.
- [4] SEMIATIN S L, CHESNUTT J C, AUSTIN C, et al. Processing of Intermetallic Alloys, Structural Intermetallics [M]. Warrendale, PA: TMS, 1997. 263–276.
- [5] 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.
- [6] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U. Recent progress in the development of gamma titanium[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(11): 699–720.
- [7] SEMIATIN S L, DELO D P, SHELL E B. Effect of material properties and tooling design on deformation and fracture during equal channel angular extrusion[J]. Acta Mater, 2000, 48: 1841–

1851.

- [8] BOWEN J R, GHOLINIA A, ROBERTS S M, et al. Analysis of the billet deformation behaviour in equal channel angular extrusion[J]. Mater Sci Eng, 2000, A287: 87–99.
- [9] NAGASEKHAR A V, TICK-HON YIP, LI S. Finite element study of multipass equal channel angular extrusion/pressing[J]. International Journal of Nanoscience, 2005, 4A(4): 745–751.
- [10] KARHAUSEN K, KOPPER R. Model for integrated process and microstructure simulation in hot forming [J]. Steel Research, 1992, 63(6): 247–271.
- [11] ROBERT W. Deformation, Processing and Structure [M]. OH: American Society of Metals, Metals Park, 1984. 109–184.
- [12] NOBUKI M, TSUJUMOTO T. Influence of alloy composition on hot deformation properties of Ti-Al binary Intermetallics[J]. ISIJ Intern, 1991, 31: 931–937.

基金项目: 863 国家高技术研究发展计划(2006AA03A204)

收稿日期: 2008-05-04; 修订日期: 2008-08-10

作者简介: 司家勇(1978–), 男, 博士研究生, 研究方向为高温材料, 联系地址: 钢铁研究总院高温材料研究所(100081), E-mail: sjy98106@163.com