具有马氏体组织的 TC11 合金两相区变形的组织机制及工艺优化

宋鸿武¹,程 明¹,张士宏^{1*},门 菲²,王忠堂²

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016; 2. 沈阳理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110168)

摘要:采用等温压缩实验研究了具有马氏体组织的 TC11 合金在两相区的变形行为及微观组织演变规律。等温压缩实验在 Gleeble3500 热模拟 实验机上进行,其中变形温度为 920~980 ℃,应变速率为 0.1~10 s⁻¹,变形量为 70%。基于动态材料模型(DMM),建立了具有马氏体组织 的 TC11 合金两相区变形的热加工图。在低温(<940 ℃)区和高温(>960 ℃)高应变速率(>1 s⁻¹)区域存在失稳现象,主要表现为低温时的 表面开裂和高应变速率区的绝热剪切带;在塑性加工安全区域,分别对应着片层扭折和片层球化的组织机制,其中变形量 70%时应变速率敏 感因子在 980 ℃,0.1 s⁻¹时取得峰值为 0.73,此时可得到完全球化的细晶组织(等轴 α 尺寸约为 0.7 μm)。具有马氏体组织的 TC11 合金两相 区变形时,为避免缺陷并得到细的等轴组织,合适的加工工艺为温度:950~980 ℃,应变速率 0.1~1 s⁻¹。

关键词: TC11 钛合金; 等温压缩; 组织机制; 工艺优化

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号:0258 - 7076(2008)06 - 0698 - 07

TC11 钛合金(Ti-6.5Al-1.5Zr-3.5Mo-0.3Si)属 于马氏体型 α + β 双相热强型钛合金,可以在 500 ℃下长期工作,具有比强度高、中温性能好、耐腐 蚀性能好等优点,是一种重要的航空和宇航材料, 目前已广泛用于航空关键部件以及飞机结构件, 主要用于制造压气机盘、叶片、环形件和紧固件 等^[1]。

包括 TC11 在内的双相钛合金的热加工从铸锭 开坯到最终零件成形常常包含一系列的步骤,最 终的目标是为了获得所需要的微观组织。通常为 获得均匀一致的锻态组织,钛合金主要是在单相 β 区进行热加工及再结晶退火,之后在冷却过程中 形成 β 转变组织,且随冷却速度快慢的不同,呈现 出不同的形态,包括相对较粗大的片层组织(炉 冷)、网篮组织(空冷)和细针状组织(水淬马氏 体)。目前为了满足航空零件对钛合金性能的要 求,常常需要等轴组织,而通过 β 加工后形成的片 层状组织比钢中的珠光体稳定,一般不能通过热 处理改变其片层的形貌,使其球化或等轴化,只能 靠 $\alpha+\beta$ 两相区大变形实现。因此在相变点以下对 这种转变组织进行的热加工过程对获得等轴 α 组 织起着至关重要的作用。

双相钛合金两相区变形过程中的变形行为及

微观组织演化的研究也因此受到了广泛的关注。 其中美国空军实验室 Semiatin 等针对 Ti-6Al-4V 及 Ti-6242 合金(Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si),在两相 区变形时的流动应力软化行为^[2,3],流动失稳及绝 热剪切带的形成^[4],基于加工图的微观组织变形机 制^[5,6]及片层组织球化规律^[7,8]、动力学^[2]及球化机 制^[9]方面开展了大量的研究,文献[10]对这些研究 作了较好的综述;俄罗斯学者 Korshunov 等^[11,12]也 研究了不同加载方式对 VT9(Ti-6.6Al-3.5Mo-1.7Zr-0.27Si)合金片层组织球化的影响及片层的 球化机制;西北工业大学周军等^[13]也在 Ti-17 合金 两相区的变形行为及变形参数对球化规律的影响 等方面进行了研究。

针对 TC11 合金的热变形行为和微观组织演 化,李晓芹等^[14]进行了β区锻造 TC11 合金组织及 性能的研究。潘雅琴等^[15]研究了 TC11 合金的热压 变形行为。朱磊等^[16]分析了 TC11 合金的高温变形 行为并建立了相应的本构方程。孙新军等^[17]研究 了具有初始淬火马氏体组织的 TC11 合金在低应变 速率下(10⁻³量级)的热变形行为和微观组织特点, 结论认为在 α + β 区发生了动态再结晶。陈慧琴 等^[18]研究了具有初始片层状β转变组织的 TC11 合 金高温β区变形的流变行为及组织演变,分析得出

收稿日期: 2007-12-05;修订日期: 2008-01-11

作者简介:宋鸿武(1981-),男,山东荷泽人,博士研究生;研究方向:塑性加工技术与理论

^{*} 通讯联系人 (E-mail: shzhang@imr.ac.cn)

β相区的热变形主要受扩散控制,微观组织观察表明,在不同变形条件下,分别存在动态再结晶和动态回复两种变形机制,实现了β晶粒的细化。李鑫等^[19]研究了具有初始等轴组织的TC11合金β相区大应变热变形行为及微观组织,结果认为TC11合金β相区变形时发生了动态再结晶。Chen等^[20]研究了具有初始等轴组织的TC11合金的热变形行为和微观组织演化,研究得到等轴TC11合金在850~980℃,0.001~0.01 s⁻¹条件下变形时表现为超塑性的变形行为,计算得到的变形表观激活能为600 kJ·mol⁻¹。

可见 TC11 合金的热变形行为随着变形材料状态和热力参数的不同而存在一定的差异,弄清 TC11 合金热机械加工过程中的变形机制及组织演 化对实现变形过程的组织控制具有十分重要的指 导意义。但目前对 TC11 合金的研究还多集中于β 相区的变形及等轴态组织两相区的变形,对片层 组织特别是具有马氏体组织的 TC11 合金两相区变 形时的变形行为及微观组织演化的研究还较少。 Shell 等^[7]对片层厚度对片层球化的影响的研究表 明片层越细越有利于片层组织的球化,且球化相 晶粒尺寸越小。本文针对具有马氏体组织(初始片 层厚度约为 0.3 μm)的 TC11 合金,研究工艺参数 对两相区变形行为及微观组织演化的影响规律, 为实现组织控制和工艺优化提供依据。

1 实 验

1.1 材料及方法

试验用 TC11 合金的化学成为为: 6.42Al,

3.29Mo, 1. 79Zr, 0. 23Si, 0. 025C, 0. 077Fe, 0.0960, 0.0044N, 0.0034H, 其余为Ti, 其β转变 温度约为 1008 ℃。具有等轴组织的改锻棒料(图 1(a))经1040 ℃保温 30 min 后水淬,得到如图 1 (b)所示的马氏体组织, 其平均 α 片层厚度约为 0.3 μm, 原始β晶粒尺寸约为400~500 μm。然后 将其加工成 Φ 8 mm × 12 mm 的圆柱体试样,在 Gleeble3500型热模拟实验机上进行等温恒应变速 率压缩变形, 变形温度分别为: 920, 950, 980 ℃, 应变速率为0.1, 1, 10 s⁻¹, 压缩变形量为70%(对 应的真应变为1.2)。压缩过程中,试样端头采用钽 片润滑,同时减小试样和压头间的热传导。试样采 用真空下电阻加热,温度由焊在试样侧面中部的 热电偶实时控制,升温速率为5℃·s⁻¹,保温3 min。试样压缩到预定的变形量后,取出空冷至室 温。将变形试样沿轴线的纵剖面切开,制成金相样 品,采用1ml HF+2ml HNO3+6ml H2O 腐蚀剂进 行腐蚀, 在莱卡 MeF-4 倒置金相显微镜进行组织 观察。

1.2 真实应力-应变曲线

由等温恒应变速率压缩试验得到的具有马氏体组织的 TC11 钛合金在不同变形温度和应变速率下的真实应力-应变曲线如图 2 所示。

从图 2 中可以看出, TC11 合金在两相区变形 时流动应力表现为如下特征:

(1)温度和应变速率对合金的流动应力均有 显著影响:应变速率一定时,流动应力随变形温度 的升高而降低;温度一定时,流动应力随应变速率 的升高而增加。



图 1 TC11 合金的微观组织(a)初始锻态及(b)β 热处理态

Fig.1 Microstructures of TC11 alloy: (a) equiaxed microstructure in as-received forged bar and (b) martensite microstructure after β heat treatment





(2)变形温度和应变速率一定时,随应变的增加,流动应力迅速达到峰值(对应的应变 < 0.1),然后呈持续软化现象,在应变较大时(>0.8)有达到稳态流动的趋势。达到峰值应力时的应变随温度升高及应变速率的降低而减小。

TC11 合金表现的这种小应变下快速达到峰值 然后急剧软化的流动应力特征为双相钛合金两相 区变形时的典型变形行为^[2],其中流动软化现象可 归结于绝热温升、变形织构、片层扭曲及片层球化 等因素的作用^[2,3]。同时,这种显著流动应力软化 行为也使得双相钛合金两相区加工时更容易因出 现流动失稳而导致缺陷的产生。

2 基于热加工图的热变形组织机制分析

2.1 热加工图的建立及分析

基于 DMM (Dynamic material model)模型^[21], 建立了 TC11 合金单相区变形的热加工图。其中不 同变形条件(温度和应变速率)下的应变速率敏感 因子(m)通过实验得到的流动应力数据(如图 2 所 示)对应变速率的三次函数拟合后由式(1)计算得 到,然后在一定应变下,作应变速率敏感因子 m与变形温度T和应变速率 ϵ 之间的关系图,便可以 得到功率耗散图。利用 Malas^[22]变形稳定区判据 (式 2 – a, b)计算流动失稳区域,当式(2)的条件不 满足时,即意味着发生了组织的不稳定。

 $m = \left[\frac{\partial(\lg\sigma)}{\partial(\lg\varepsilon)}\right]_{\varepsilon T}$ (1)

式中 σ 为流动应力, ϵ 为应变速率, T为变形温度 (K)。

$$\frac{\partial m}{\partial \lg \varepsilon} < 0 \quad 0 < m \le 1 \tag{2-a}$$

$$\frac{\partial s}{\partial \lg \varepsilon} \leq 0 \quad s \geq 1 \tag{2-b}$$

式中,T为变形温度, ϵ 为应变速率,m为流动应 力对应变速率的敏感性参数,s是流动应力对温度 的敏感性参数:

$$s = -\frac{1}{T} \left. \frac{\partial \lg \sigma}{\partial (1/T)} \right|_{\epsilon}$$
(3)

塑性失稳图与功率耗散图叠加,就得到 TC11 钛合金的热加工图。图 3 给出了真应变分别为 0.2 和 1.2 时马氏体 TC11 合金两相区变形时的热加工 图,图中阴影部分为根据稳定准则计算的塑性流 动的失稳区域。

由图 3 可以看出, 马氏体 TC11 合金两相区变 形时存在较宽的流动失稳区, 说明变形时易出现 缺陷, 这于其流动应力急剧软化的变形行为有关; 同时, 不同应变时 *m* 值的分布情况相似, 其分布 存在如下几个典型区域: (1)低温(<940 °C)低应 变速率($\leq 1 s^{-1}$)区, 此区内对应的 *m* 值较大(最大 值约为 0.65)(如图 3(b)中 A 区所示)。(2)低温 (<940 °C)高应变速率(>1 s^{-1})和高温(>960 °C) 高应变速率(>1 s^{-1})区, 此区 *m* 值在 0.2~0.4之 间(如图 3(b)中 B 区所示)。(3)中温高应变速率 区(940~960 °C, $\geq 1 s^{-1}$), 此区对应的 *m* 值取到 极小值(<0.2), 且此区的 *m* 值的变化较小(见图 3(b)的 C 处)。(4)高温(>960 °C)低应变速率区 (<1 s^{-1})区, *m* 值在此区取到峰值(最大值约为 0.73)(如图 3(b)中 D 处所示)。



图 3 不同应变下 TC11 合金两相区变形时的热加工图 Fig.3 Processing maps for sub-transus deformation (a) Strain = 0.2; (b) Strain = 1.2

图中用等值线绘制的应变速率速率敏感因子 m,是材料塑性成形过程中显微组织演变单位时间 所耗散的能量与因塑性变形所耗散能量的比例关 系,也表示与材料的微观结构演化相关的相对熵 产率,因此 m 值的分布表明了不同变形条件下存 在不同的微观组织机制。另外低应变速率时计算 得到的峰值 m 值偏大,这也可能与其对应的微观 组织有关。

2.2 加工图中各区域对应的微观组织机制

2.2.1 绝热剪切 绝热剪切(ASB)一般出现在 高应变速率的区域,由于 TC11 钛合金的热传导率 比较低,快速变形时产生的热量来不及向周围环 境释放,导致局部温度升高,此时的试样承受大量 局部变形,因而演化为局部热塑性失稳,形成绝热 剪切带。图 4 所示给出了在高应变速率下 TC11 合 金产生的绝热剪切带,从图中可以看出在绝热剪 切带内由相变发生。

2.2.2 表面开裂 在马氏体组织的 TC11 钛合 金的热加工图中,低温(<940 ℃)低应变速率(≤1 s⁻¹)区也出现了塑性失稳,结合金相照片可以观察 该区主要发生了表面开裂(如图 5 所示)。这是由于 压缩变形时试样两端和压头之间的摩擦和沿试样 长度方向上存在温度梯度(由于试样两端同压头之 间存在热交换使得两端温度低于中部),引起不均 匀变形产生鼓肚进而导致侧面形成拉应力,促成 材料在局部剪切流动处发生剪切开裂(如图 6 所 示)。随着应变量的增加,微观开裂进一步扩展,



图 4 TC11 合金 980 ℃, 10 s⁻¹, 应变 1.2 变形时产生的绝 热剪切带

Fig.4 Adiabatic shear band formation of TC11 alloy at 980 °C. 10 s⁻¹ deformation with strain of 1.2



- 图 5 TC11 合金 920 ℃, 应变 1.2 不同应变速率下变形时 的表面开裂
- Fig.5 Surface cracking of TC11 alloy at 920 °C deformation with strain of 1.2 at different strain rates
 (a) 0.1 s⁻¹; (b) 1 s⁻¹





- 图 6 沿局部剪切流动处产生的开裂(图 5(a)试样开裂处的微观组织)
- Fig. 6 Microstructure of a specimen shown in Fig. 5 (a) showing initiation of fracture along localized flow

加工图中流动失稳的主要原因,且在热加工时选择合适的工艺参数可避免此类缺陷的产生(如图 3 中的非阴影区所示)。

2.2.3 片层组织演化 在热加工图的安全区中 (如图 3(b)所示)中, *m* 值得分布存在 3 个不同的 区域, 3 个区域对应的微观组织分别如图 7(a), (b)和(c)所示。从图 7 可以看出,中温高中应变速 率区(940~960 ℃,>1 s⁻¹)对应的组织为 α 片层 的扭曲(7a);在该温度下,随着应变速率的降低(1 s⁻¹),片层组织开始部分发生球化(图 7(b));随应 变速率的继续降低和温度的升高(980 ℃,0.1 s⁻¹), *m* 值出现峰值,此时的微观组织已变成完全 球化的细晶等轴组织,等轴化的 α 相尺寸仅约为 0.7 μ m(图 7(c))。

根据上述分析,得到的马氏体 TC11 合金两相 区变形的微观组织机制如图 8 所示。



图 7 应变 1.2 时,对应加工图安全区内不同区域的变形条件下的微观组织

Fig.7 Microstructures at different deformation conditions corresponding to different safe region in the processing map at strain of 1.2 (a) 950 °C, 10 s⁻¹; (b) 950 °C, 1 s⁻¹; (c) 980 °C, 0.1 s⁻¹







2.3 加工工艺参数的选择

根据加工图和微观组织分析,马氏体 TC11 合 金两相区变形合适的工艺参数为950~980 \mathbb{C} ,0.1 ~1 s⁻¹,该变形条件比粗片层组织需要的工艺(应 变速率 < 0.01 s⁻¹)^[3,9]更适合在普通的水压机上完 成。另外,在该变形条件下,马氏体组织与粗片层 组织相比,需要相对较小的应变(\geq 1.2)就可以获 得细小均匀的等轴组织。

3 结 论

1. 马氏体 TC11 合金两相区变形时流动应力 表现为持续软化的特征。

2. 马氏体 TC11 合金两相区变形的热加工图 存在四个典型的区域: (1) 低温(<940 ℃)低应变 速率(≤1 s⁻¹)时由表面开裂导致的塑性失稳区; (2)低温(<940 ℃)高应变速率(>1 s⁻¹)和高温 (>960 ℃)高应变速率(>1 s⁻¹)时绝热剪切带的 产生引起的塑性失稳区。(3)中温高应变速率区 (940~960 ℃,≥1 s⁻¹)区对应片层组织的扭曲。 (4)高温(>960 ℃)低应变速率区(<1 s⁻¹)区,得 到完全球化的细小等轴组织。

3. 具有马氏体组织的 TC11 合金两相区变形时,合适的加工工艺范围为 950~980 ℃,0.1~1 s⁻¹,这使得马氏体 TC11 合金两相区开坯更适合在普通水压机上进行。

参考文献:

- 王金友,葛志明,周彦邦. 航空用钛合金 [M]. 上海:上海 科学技术出版社,1985.
- [2] Semiatin S L, Seetharaman V, Weiss I. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure [J]. Materials Science and Engineering, 1999, A263: 257.
- [3] Semiatin S L, Beiler T R. Effect of texture and slip mode on the anisotropy of plastic flow and flow softening during hot working of Ti-6Al-4V [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2000, 32A: 1787.
- [4] Semiatin S L, Lahoti G D. Deformation and unstable flow in hot forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si [J]. Metallurgical Transactions, 1981, 12A: 1705.
- [5] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G, Prasad Y V R K. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure [J]. Materials Science and Engineering, 2002, A325: 112.
- [6] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Morgan J T, Malas J C, Frazie W G, Prasad Y V R K. Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A279: 289.
- Shell E B, Semiatin S L. Effect of initial microstructure on plastic flow and dynamic globularization during hot working of Ti-6Al4V [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1999, 30A: 3219.
- [8] Semiatin S L, Thomas J F, Dadras P. Processing-microstructure relationships for Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0. 1Si [J]. Metallurgical

Transactions, 1983, 14A: 2363.

- [9] Weiss I, Froes F H, Eylon D, Welsch G E. Modification of Alpha Morphology in Ti-6Al-4V by thermomechnical processing [J]. Metallurgical Transactions, 1986, 17A: 1935.
- [10] Semiatin S L, Seetharaman V, Wesis I. Hot working of titanium alloys-an overview [A]. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing [C]. Edited by Wesis I, Srinivasan R, Bania P J, Eylon D, Semiatin S L, The Minerals, Metals & Materials Society, 1997: 4
- [11] Korshunov A A, Enikeev F U, Mazurski M I, Salishchev G A, Dmitriev O V. Grain-structure refinement in titanium alloy under different loading schedules [J]. Journal of Materials Science, 1996, 31(17): 4635.
- [12] Kaybyshev O A, Lutfullin R Y, Saishchev G A. Microstructural changes during heat treatment and hot deformation of titanium alloy VT9 with platelike microstructure [J]. Fiz. Metal. Metalloved, 1985, 50: 578.
- [13] 周 军. Ti-17 钛合金片状组织球化规律研究 [D]. 西北工 业大学, 2005.
- [14] 李晓芹. TC11 钛合金β锻造工艺,组织和性能的关系 [J]. 机械科学与技术,2000,(1):127.
- [15] 潘雅琴,杨昭苏. TC11 钛合金热压变形行为 [J].稀有金属材料与工程,2006,(2):253.
- [16]朱 磊,张麦仓,董建新,庞克昌. TC11 合金本构关系的 建立及其在盘件等温锻造工艺设计中的应用 [J].稀有金属 材料与工程,1992,(3):18.
- [17] 孙新军, 白秉哲, 顾家琳, 陈南平. TC11 合金热变形行为 及 Z-D 关系的研究 [J]. 稀有金属, 2000, (3): 171.
- [18] 陈慧芹,林好转,郭 灵,曹春晓. TC11 合金高温流变行 为及组织演变[J]. 航空材料学报, 2007, (3): 1.
- [19] 李 鑫,赵为纲,鲁世强,王克晋. TC11 合金β相区大应
 变热变形行为及组织研究 [J]. 兵器材料科学与工程,2007,
 (3): 28.
- [20] Chen H Q, Lin H Z, Guo L, Cao C X. Hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti-6.5Al-1.5Zr-3.5Mo-0.3Si with equiaxed $\alpha + \beta$ starting structure [J]. Materials Science Forum, 2007, 546-549: 1383.
- [21] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Processing maps for hot working of titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243: 82.
- [22] Malas J C, Seetharaman V. Using material behavior model to develop process control strategies [J]. JOM, 1992, 7: 8.

Microstructure Mechanism and Processing Optimization during Sub-Transus Deformation of TC11 Alloy with Martensite Microstructure

Song Hongwu¹, Cheng Ming¹, Zhang Shihong^{1*}, Men Fei², Wang Zhongtang²(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 2. School of Materials Science

and Technology, Shenyang Ligong University, Shenyang 110168, China)

Abstract: The effect of processing parameters on deformation behavior and microstructure evolution during sub-transus deformation of TC11 alloy with martensite microstructure was studied using isothermal hot compression tests. Testing was conducted on Gleeble 3500 hot simulator at strain rates of $0.1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$, temperature range 920 ~ 980 °C and height reductions of 70%. The processing maps for martensite microstructures were constructed based on dynamic materials model (DMM). In the working regions of temperatures lower than 940 °C or higher than 960 °C and strain rate higher than 1 s⁻¹ flow instability including surface cracking and adiabatic shear band (ASB) were observed. In safe regions of plastic working processing, deformed microstructures showed lamella kinking and dynamic globularization. After imposing 70% deformation on the alloy, the peak strain rate sensitivity index of about 0.73 at 980 °C, 0.1 s⁻¹ was observed, that was corresponding to fully fined globularized microstructure (the grain size of globularized α phase was about 0.7 μ m). To avoid defects and realize microstructure control, the appropriate processing parameters were 950 ~ 980 °C, 0.1 ~ 1 s⁻¹ for sub-transus deformation of TC11 alloy with martensite microstructure.

Key words: TC11 alloy; isothermal compression; microstructure mechanism; process optimization