

Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金的高温塑性变形行为

李超¹, 张晓泳^{1,2}, 唐仁波³, 周科朝¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083; 2. 中南大学 冶金科学与工程学院, 长沙 410083;
3. 湖南金天钛业科技有限公司, 常德 410007)

摘要: 在Gleeble-1500 热模拟机上对Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe合金进行高温热压缩实验, 研究该合金在变形温度为750~900 °C、应变速率为0.001~1 s⁻¹ 条件下的流变应力行为。利用光学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: 合金的流变应力随着应变速率的增大和变形温度的降低而增大; 流变应力随着应变的增加而增大, 出现峰值后逐渐趋于平稳; 变形过程中的流变应力可用Arrhenius双曲正弦本构关系来描述, 平均变形激活能为454.2 kJ/mol; 各种变形条件均可细化原始晶粒尺寸。随着温度的升高和应变速率的降低, 合金的主要软化机制由动态回复逐渐变为动态再结晶; 在(α + β)相区变形(750~850 °C)时, α 相对 β 晶粒的动态再结晶的发生起到阻碍作用。

关键词: Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金; 热变形; 流变应力; 显微组织

中图分类号: I46.2

文献标志码: A

Plastic deformation behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy at high temperature

LI Chao¹, ZHANG Xiao-yong^{1,2}, TANG Ren-bo³, ZHOU Ke-chao¹

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Metallurgical Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
3. Hunan Goldsky Titanium Industry Technology Co. Ltd., Changde 410007, China)

Abstract: The hot deformation behaviors of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy were studied by a Gleeble-1500 machine at 750–900 °C with the strain rate of 0.001–1 s⁻¹. The microstructural evolution of the alloy was investigated by optical 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. The flow stress in deformation can be described by Arrhenius hyperbolic sine constitutive equation, and the average activation energy is 454.2 kJ/mol. The original grain size can be refined under all deformation conditions. The main softening mechanism is changed from dynamic recovery to dynamic recrystallization with increasing the deformation temperature and decreasing the strain rate. In the (α + β) region (750–850 °C), α phase can inhibit the dynamic recrystallization of β grains particles during deformation.

Key words: Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy; hot deformation; flow stress; microstructure

高强高韧近 β 钛合金具有比强度高、疲劳性能和断裂韧性等匹配性高等特点, 且具有较宽的加工锻造窗口, 适于加工大尺寸结构件, 在制造大型运输机起落架等承力构件方面具有广泛的应用前景^[1-4]。1990

年代初期, 以 Ti1023(Ti-10V-2Fe-3Al)等为代表的近 β 钛合金锻件开始在 B-777 等机型上得到广泛应用^[5], 其中包括前起落架和襟翼滑轨在内的超过 200 个部件使用该材料, 实现了显著的减重效果^[4-5]。近年来,

基金项目: 国家自然科学基金委员会创新研究群体科学基金资助项目(51021063); 湖南省科技重大专项资助项目(2010F51004); 中南大学前沿研究计划资助项目(2009QZZD007); 中南大学 2009 年博士后基金资助项目

收稿日期: 2011-06-23; **修订日期:** 2011-11-10

通信作者: 张晓泳, 讲师, 博士; 电话: 0731-88830464; E-mail: zhangxiaoyong@mail.csu.edu.cn

Ti55511(Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)和 Ti5553(Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr)等合金得到了广泛关注。与应用较早的 Ti1023 合金相比, Ti55511 和 Ti5553 易于熔炼铸造, 且具有更优异的综合力学性能和淬透性, 因此适合用于制作大尺寸的承力构件, 受到广泛关注^[6-8]。

目前, 关于 Ti55511 合金流变行为的研究主要集中在热加工工艺、组织-性能匹配及 α 相形貌演变方面^[9-13]。Ti55511 钛合金的变形主要集中在 β 相区和 ($\alpha+\beta$)相区, 开坯变形温度集中在 1 180~1 020 °C, 热模锻温度集中在 750~900 °C^[3-4]。于兰兰等^[11]采用热模拟实验方法研究 Ti55511 合金的热变形与组织演变, 结果表明 Ti55511 合金组织对温度敏感性较高, α 相形貌控制主要在($\alpha+\beta$)两相区变形完成, 且在变形程度为 60%~90%之间存在着晶粒明显细化的临界变形量。沙爱学等^[12]采用热模锻方法研究 Ti55511 合金模锻件显微组织对拉伸、冲击、断裂韧性等力学性能的影响, 研究发现, 相变点附近变形时容易产生组织和性能的不均匀性, 经 β 相区锻造后冷却形成的初始 α 相为片层状组织, ($\alpha+\beta$)两相区变形可以获得较好的 α 相组织。

Ti55511 合金复杂形状锻件、大规格棒材($d \geq 350$ mm)、投影面积不低于 0.5 m²的大中型锻件制备及工程化应用是国内外研究的重点^[3]。随着塑性成形技术的发展, 物理模拟和数值模拟在金属塑性成形加工中的理论研究和生产实际作用已经显示出巨大的作用。通过实验的物理模拟, 构建成型过程本构关系, 获得反应材料热加工过程中流动应力与热力参数(如应变、应变速率和变形温度)之间的关系, 从而为后续数值模拟和设备吨位选择提供依据, 以节约生产成本, 提高研发效率。

国内外在 Ti55511 合金本构关系方面的研究鲜有报道。有鉴于此, 本文作者在 Gleeble-1500 热模拟试验机上对 Ti55511 钛合金固溶态圆柱试样进行等温压缩, 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, 为该合金锻造工艺制定和有限元模拟提供理论依据。

1 实验

本研究采用由湖南湘投金天钛业科技有限公司提供的 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金锻棒, 化学成分(质量分数, %)5.75Al、5.42Mo、4.48V、0.75Cr、1.2Fe, 杂质总含量<0.3, 其余为 Ti, 相变点 $t_{\beta}=875$ °C。锻棒首先进行(900 °C, 2 h)均匀化退火, 然后加工成 $d 8$ mm $\times 12$ mm 圆柱试样, 最后将圆柱试样在 Gleeble-1500

热模拟试验机上进行等温压缩实验: 压缩温度 750~900 °C(热模拟机升温速度 5 °C/s, 压缩前保温 5 min), 应变速率 0.001~1 s⁻¹, 压缩变形量 0.7(变形程度为 50%)。在热模拟压缩过程中, 采用氩气对压缩样品进行气氛保护; 将钼片垫在压头和试样之间, 以减少摩擦的影响; 利用热模拟试验机的计算机系统自动采集压缩过程中应力、应变、温度等数据。压缩后的试样水淬至室温以保留高温变形组织, 沿压缩方向切开后, 制成金相试样, 用 1.5 mL HF + 3 mL HNO₃ + 100 mL H₂O 腐蚀液腐蚀, 采用 XJP-6A 型金相显微镜对试样进行金相组织分析。

2 结果与讨论

2.1 真应力—真应变曲线

图1所示为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金在不同压缩变形条件下的真应力—真应变曲线。从图1可以看出, 在温度 750~900 °C、应变速率 0.001~1 s⁻¹ 的变形条件下, 合金呈现出一定的稳态流变特征, 即在一定变形速率和变形温度下, 当真应变超过一定值以后, 真应变的增加对真应力的变化影响不大。

另外, 在图1中还可以发现, 同一应变速率条件下, Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金的流变应力首先随着应变的增加迅速升高, 应变量进一步增加后, 应力逐渐减小, 直至达到稳定状态, 而且稳态流变应力随着变形温度的升高而降低。在同一变形温度下, 流变应力随着应变速率的增大而增大, 说明在该实验条件下 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金具有正的应变速率敏感性, 即应变速率越大, 温度越低, 合金达到稳态变形越困难, 这与文献[14]报道的研究结果一致。另外合金的应力—应变曲线在各变形条件下均出现一定程度的下降现象, 说明合金在热变形过程中发生了动态再结晶现象。

2.2 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金本构方程的建立

合金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制定和控制的基础。根据蔡一鸣等^[14]的研究, 材料在高温塑性变形时, 应变速率受热激活过程的控制, 应力与应变速率之间的关系可用一项 Z 参数描述, 即 Zener-Hollomon 温度补偿的应变速率因子:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \frac{\Delta H}{RT} \quad (1)$$

式中: ΔH 为激活焓; R 为摩尔气体常数; T 为热力学

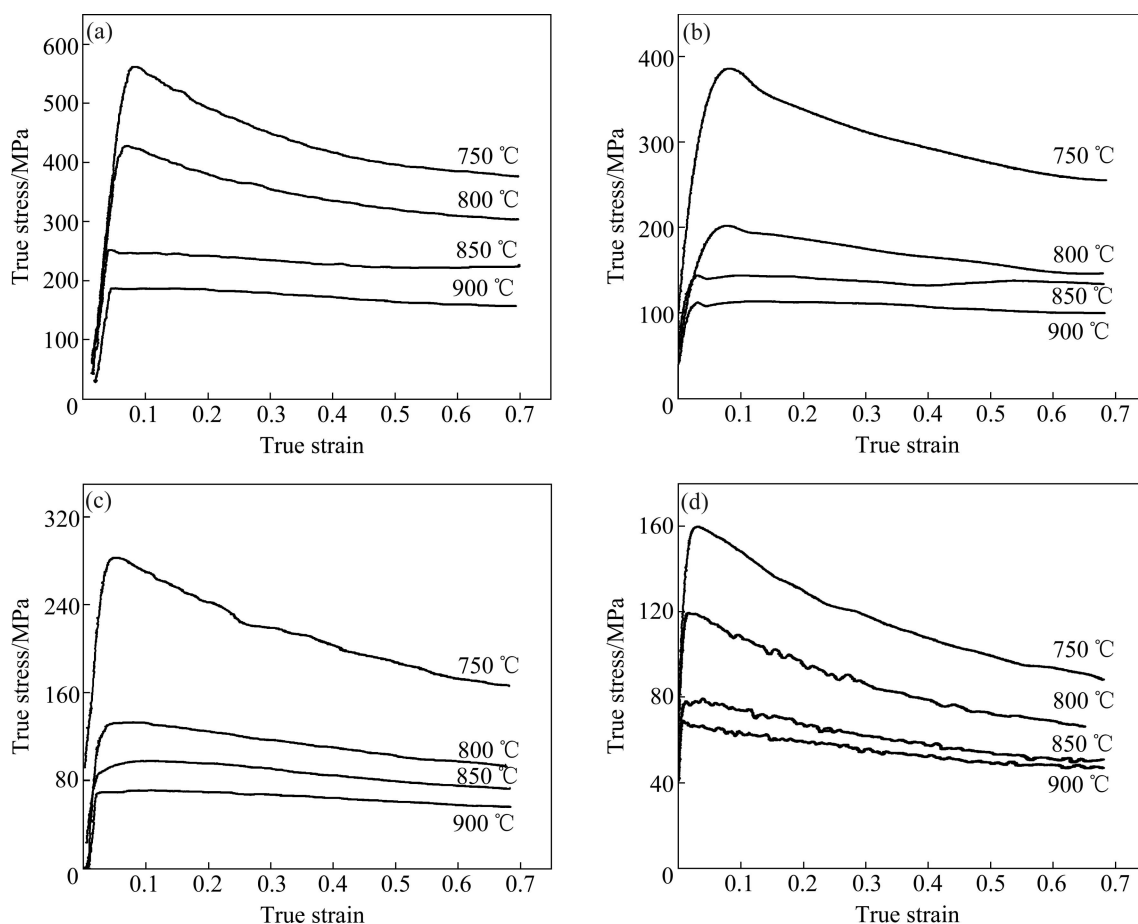


图1 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金热压缩变形的真应力—真应变曲线

Fig. 1 True stress—strain curves of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy at different temperatures and strain rates: (a) 1 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

温度。

在低应力水平的条件下, 稳态流变应力(σ)和应变速率($\dot{\epsilon}$)之间的关系接近指数关系:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

在高应力水平下, 稳态流变应力和应变速率之间的关系接近幂指数关系:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (3)$$

合金高温塑性变形在所有应力水平下的流变应力、应变速率和温度之间满足双曲正弦关系^[15]:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (4)$$

式中: A_1 、 A_2 、 A 、 α 、 n_1 、 β 和 n 分别为与温度无关的常数, 且满足 $\alpha = \beta/n_1$ 的关系; Q 为变形激活能, 通常与激活焓 ΔH 相等, 它反映了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。

结合式(1)和(4), 可得

$$Z = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (5)$$

分别对式(2)和(3)取对数, 可知当温度一定时, n_1 和 β 分别为 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线的斜率, 采用一元线性回归处理, 可得到 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 的关系曲线(图2中给出的2种线性关系相关系数均大于0.98)。将图2中曲线进行一元线性回归得到不同温度下的斜率 n_1 和 β , 可算出不同温度下的参数 α 。

对式(4)两边对自然对数的偏微分可得到:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (6)$$

式中: 右边第1项代表 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线的斜率; 第2项代表 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 关系曲线的斜率。将合金压缩变形时各变形条件下的峰值应力和不同温度下求得的 α 代入 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$, 对应相应的应变速率和温度, 用线性回归绘制出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线(见图3(a))和 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 关系曲线(见图3(b))。将所得斜率代入式(6), 可得到不同变形温度下的变形

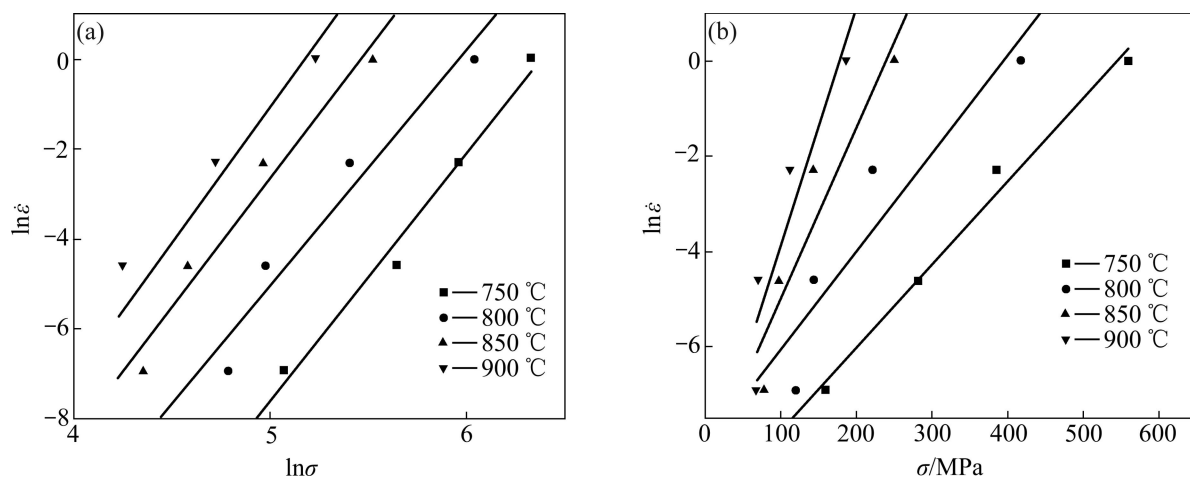


图 2 应变速率与流变应力的关系

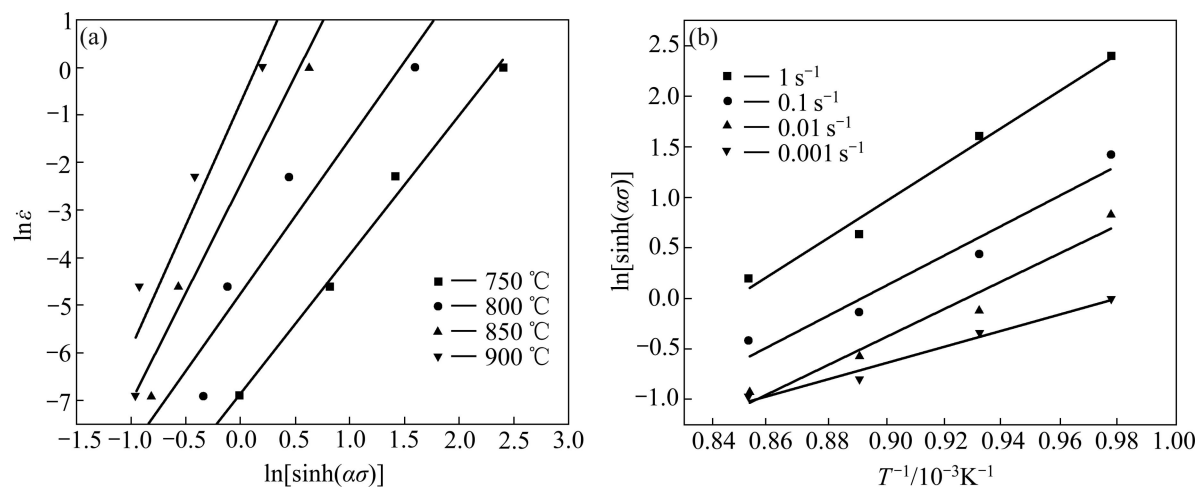
Fig. 2 Relationship between strain rate and flow stress: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 

图 3 流变应力与应变速率、变形温度的关系

Fig. 3 Relationships among deformation temperature, flow stress (a) and strain rate (b)

激活能, 取其平均值 $Q=454.2$ kJ/mol。

对式(5)两边取对数可得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (7)$$

将所求的变形激活能、不同变形条件下的 Z 值、相对应的稳态流变应力 σ 和 α 一起代入式(7), 绘制出 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的关系曲线, 如图 4 所示。可知温度补偿变形速率 Z 的自然对数和流变应力 σ 的双曲正弦项的自然对数间满足线性关系, 说明包含 Arrhenius 项的 Z 参数可以用于描述 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金高温压缩变形时的流变行为。对图 4 中数据进行一元线性回归分析, 可求得 $A=6.839 \times 10^{19} \text{ s}^{-1}$ 。

综上所述, Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金材料常数

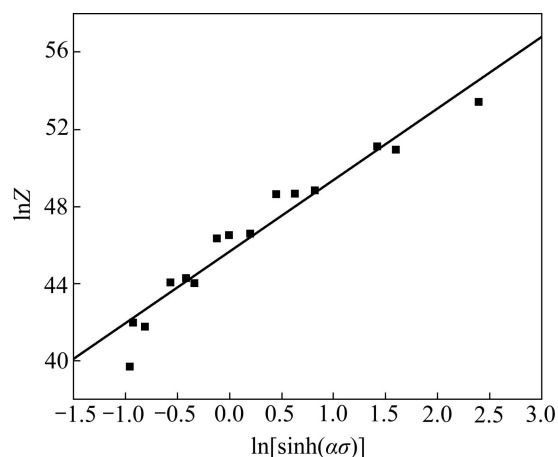
图 4 流变应力与 Z 参数的关系

Fig. 4 Relationship between Zener-Hollomon parameter and flow stress

的求解结果: 变形激活能 $Q=454.2$ kJ/mol, 应力指数 $n=3.726\ 48$, 应力水平参数 $\alpha=5.528\times 10^{-3}$ MPa $^{-1}$, 结构因子 $A=6.839\times 10^{19}$ s $^{-1}$ 。将 Q 、 α 、 n 、 A 等材料参数代入式(4), 得到 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金热变形压缩时的真应力—真应变本构关系方程为

$$\dot{\varepsilon} = 6.839 \times 10^{19} [\sinh(5.528 \times 10^{-3} \sigma)]^{3.726\ 48} \exp[-454.2/(RT)]$$

2.3 热变形过程中的组织演化

图5所示为Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe钛合金热变形前后的金相显微组织。可以发现, 合金经(900 °C, 1 h)固溶处理后为单一 β 相组织(见图 5(a)), 但合金变形前

组织中晶粒大小不均匀。经变形后合金组织均匀得到明显均匀化, 并在各变形条件下均出现了新的动态再结晶晶粒(见图 5(b)~(e))。当变形在($\alpha+\beta$)相区(750~850 °C)进行时, 合金析出 α 相, 且随着变形温度的降低, α 相含量逐渐增高(见图 5(b)~(d))。在变形温度 750 °C、应变速率 1 s $^{-1}$ 的合金组织中出现了大量粗大的位错缠结胞状组织, 动态再结晶发生程度较低(见图 5(f))。从合金显微组织的演变过程可知, 随着变形温度的升高和应变速率的减小, 合金发生了由动态回复向动态再结晶转变的过程。

2.4 讨论

Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金在 β 相区和($\alpha+\beta$)

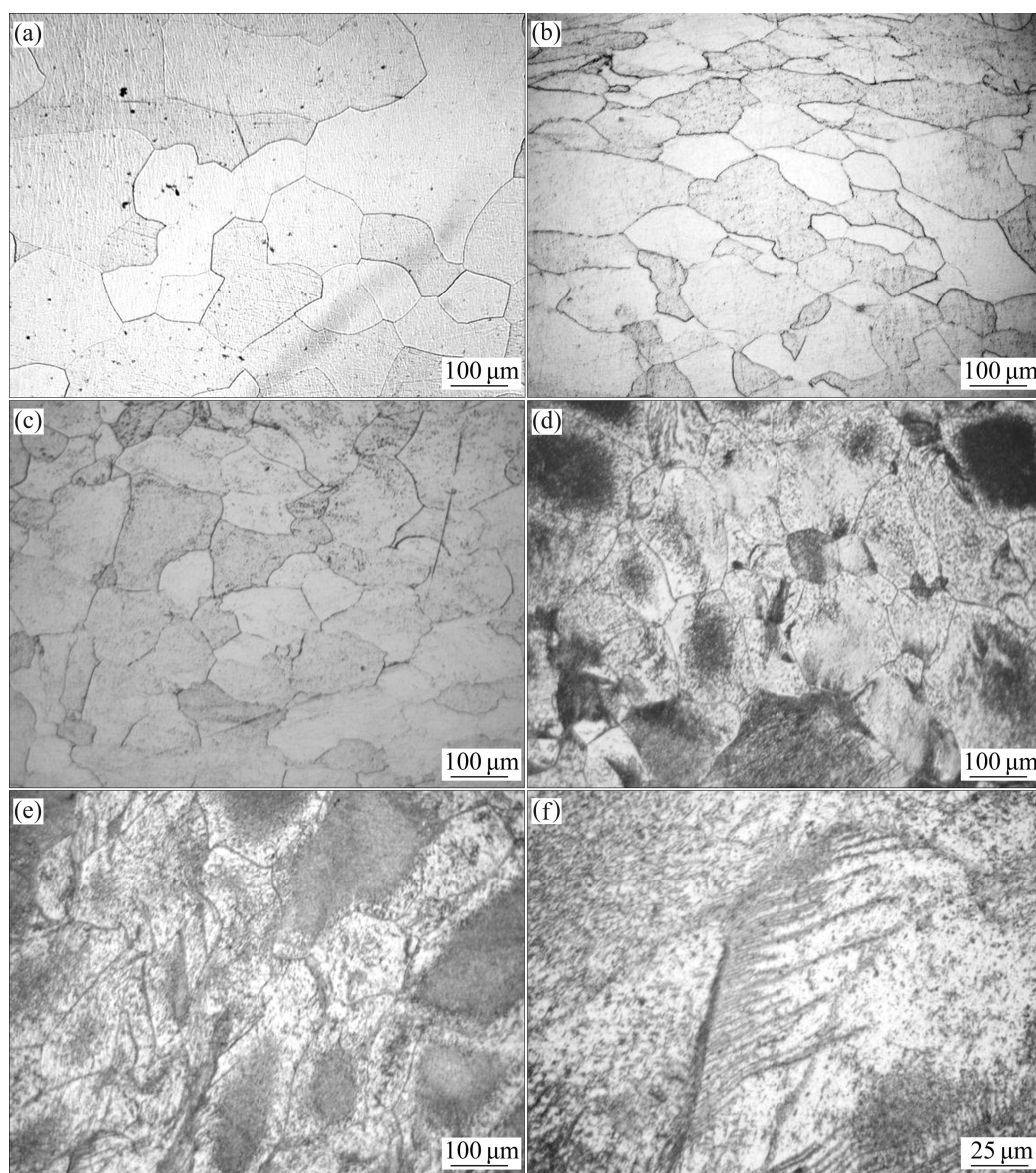


图5 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金热变形前后的金相显微组织

Fig. 5 Optical microstructures of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy before and after hot deformation: (a) Before hot deformation; (b) 900 °C, 1 s $^{-1}$; (c) 850 °C, 0.01 s $^{-1}$; (d) 800 °C, 0.1 s $^{-1}$; (e), (f) 750 °C, 0.1 s $^{-1}$

相区变形时,各变形条件下均存在着加工硬化和动态软化两个过程(见图1)。随着热变形温度升高和应变速率减小合金中的组织演变由动态回复向动态再结晶转变(见图5),流变应力也降低(见图1),这种组织演变规律与流变行为特征相符。在变形初期,流变应力迅速增大,合金变形表现为加工硬化。加工硬化主要是在高温变形时, β 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,位错之间发生相互交割,以致许多位错被钉扎住而滑移困难,形成位错网络。动态软化则是使位错密度降低和位错重新排列形成低能量状态的组织,合金在热变形过程中,主要的软化机制为动态回复和动态再结晶过程。流变应力达到峰值后,在高应变速率变形时逐渐趋于稳定,此时,合金变形的实质是位错增殖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,主要由于变形速率较慢,相互销毁和重组位错的速度比增殖位错的速度快,加之动态再结晶晶粒长大使动态软化强于加工硬化。变形温度升高和应变速率减小(即热变形时间的延长)均有利于合金中位错的运动。热变形温度越高和应变速率越小,位错之间相互抵消和重组越彻底和完善,越有利于亚晶尺寸增大,导致合金的动态再结晶程度增大,而且热变形温度升高和应变速率减小到一定程度时,合金的主要软化机制也由动态回复转变为动态再结晶^[6]。此外,在相同应变速率下,变形温度升高,金属原子热振动的振幅越大,原子间的相互作用力减弱,位错滑移阻力减小,因而不产生新的滑移,使得变形抗力降低;而在相同变形温度下,应变速率减小,塑性变形时单位应变的变形时间增大,导致合金中产生的位错数量减少。这些因素的综合作用使金属的临界切应力下降,导致合金的流变应力减小^[7]。

近 β 钛合金Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe在 β 转变温度 T_β 以下会析出针状 α 相,在变形过程中位错滑移阻力增大除受到温度和应变速率影响之外, α 相的析出与分布在一定程度上对位错运动也起了阻碍作用。根据陈慧琴等^[8]对TC11合金的研究,位错从 β 相运动至 α 相时,通过滑移和攀移机制的回复在 α 片内形成规则排列的亚晶界,这种位错的运动引起的位错切割、扩散或绕过 α 相的现象,会对位错起到钉扎、固定作用,降低滑移系的移动概率。 α 相析出成为引起流变应力在低温(750~800℃)变形时,峰值应力过高的重要原因之一。

3 结论

1) Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe钛合金的流变应力在变形初期随着应变的增加而迅速增大;在相同应变速率的条件下,合金的流变应力随变形温度升高而减小;在相同变形温度的条件下,合金的流变应力随应变速率的增大而增大。

2) 用线性回归方法可求得Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe钛合金高温变形的4个特征常数:结构因子 $A=6.839 \times 10^{19} \text{ s}^{-1}$,应力水平参数 $\alpha=5.528 \times 10^{-3} \text{ MPa}^{-1}$,应力指数 $n=3.72648$,变形激活能 $Q=454.2 \text{ kJ/mol}$,并且该合金的流变应力满足以下本构方程

$$\dot{\varepsilon} = 6.839 \times 10^{19} [\sinh(5.528 \times 10^{-3} \sigma)]^{3.72648} \exp[-454.2/(RT)]$$

3) 随着热变形温度升高和应变速率减小,Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe钛合金的主要软化机制由动态回复向动态再结晶转变,热变形后的金相组织由被拉长破碎的 β 相和晶内析出的 α 相组成。

4) 在($\alpha+\beta$)相区(750~850℃)变形时, α 相析出量随变形温度的降低逐步提高, α 相析出对再结晶起到一定阻碍作用。

REFERENCES

- [1] 付艳艳,宋月清,惠松晓,米绪军.航空用钛合金的研究与应用进展[J].稀有金属,2006,30(6):850-856.
FU Yan-yan, SONG Yue-qing, HUI Song-xiao, MI Xu-jun. Research and application of typical aerospace titanium alloys [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006, 30(6): 850-856.
- [2] 沙爱学,王庆如,李兴无.航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J].稀有金属,2004,28(1):239-242.
SHA Ai-xue, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Research and application of high-strength titanium alloys used in airplane structure [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 239-242.
- [3] 韩栋,张鹏省,毛小南,卢亚锋,奚正平,杨建朝. BT22钛合金及其大型锻件的研究进展[J].材料导报,2010,24(2):46-50.
HAN Dong, ZHANG Peng-sheng, MAO Xiao-nan, LU Ya-feng, XI Zheng-ping, YANG Jian-chao. Research progress of BT22 titanium alloy and its large forgings [J]. Materials Review, 2010, 24(2): 46-50.
- [4] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry [J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213(1/2): 103-114.

- [5] JACKSON M, JONES N G, DYE D, DASHWOOD R J. Effect of initial microstructure on plastic flow behavior during isothermal forging of Ti-10V-2Fe-3Al [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 501(1/2): 248–254.
- [6] JONERS N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D. Development of chevron-shaped precipitates in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(7): 571–573.
- [7] JONERS N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D. β phase decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(13): 3830–3839.
- [8] NAG S, BANERJEE R, HWANG J Y, HARPER M, FRASER H L. Elemental partitioning between α and β phases in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe (Ti-5553) alloy [J]. *Philosophical Magazine*, 2009, 89(6): 535–552.
- [9] NAG S, BANERJEE R, SRINIVASAN R, HWANG J Y, HARPER M, FRASER H L. ω -assisted nucleation and growth of precipitates in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe β titanium alloy [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(7): 2135–2147.
- [10] WELK B A. Microstructural and property relationships in titanium alloy Ti-5553 [D]. Columbus, OH: The Ohio State University, 2010.
- [11] 于兰兰, 毛小南, 赵永庆, 张鹏省, 袁少冲. 热变形行为与 BT22 钛合金的组织演变[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(3): 505–508.
YU Lan-lan, MAO Xiao-nan, ZHAO Yong-qing, ZHANG Peng-sheng, YUAN Shao-chong. Isothermal behavior and Microstructure evolution of BT22 titanium alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(3): 505–508.
- [12] 沙爱学, 李兴无, 王庆如, 鲍如强. 热变形温度对 TC18 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(8): 1167–1172.
SHA Ai-xue, LI Xing-wu, WANG Qing-ru, BAO Ru-qiang. Influence of hot deformation temperature on microstructure and mechanical properties of TC18 alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(8): 1167–1172.
- [13] 官杰, 刘建荣, 雷家峰, 刘羽寅. TC18 钛合金的组织与性能与热处理制度的关系[J]. *材料研究学报*, 2009, 23(1): 77–82.
GUAN Jie, LIU Jian-rong, LEI Jia-feng, LIU Yu-yin. The relationship of heat treatment-microstructures-mechanical properties of the TC18 titanium alloy [J]. *Chinese Journal of Material Research*, 2009, 23(1): 77–82.
- [14] 蔡一鸣, 李慧中, 梁晓鹏, 汤国建. 7039 铝合金高温的热变形行为[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(10): 1775–1780.
CAI Yi-ming, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, TANG Guo-jian. Thermal deformation behavior for 7039 aluminum alloy at elevated temperature [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(10): 1775–1780.
- [15] SELLARS C M, TEGART W J. Hot workability [J]. *International Metallurgical Reviews*, 1972, 17 (1): 1–24.
- [16] 李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平. 2519 铝合金热变形流变行为[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(4): 621–625.
LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping. Hot deformation behavior of 2519 aluminum alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(4): 621–625.
- [17] 潘清林, 张小刚, 李文斌, 刘晓艳, 张心明, 郭昀抒. Al-Mg-Sc 合金热压缩变形的流变应力行为[J]. *中南大学学报: 自然科学版*, 2009, 40(4): 926–931.
PAN Qing-lin, ZHANG Xiao-gang, LI Wen-bin, LIU Xiao-yan, ZHANG Xin-ming, GUO Yun-shu. Flow stress behavior of Al-Mg-Sc alloy during hot compression [J]. *Journal of Central South University: Science and Technology*, 2009, 40(4): 926–931.
- [18] 陈慧琴, 曹春晓, 郭灵, 林海. TC11 钛合金片层组织热变形球形化机制[J]. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(3): 421–425.
CHEN Hui-qin, CAO Chun-xiao, GUO Ling, LIN Hai. Globularization mechanisms during hot deformation processes of TC11 alloy with lamellar structure [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(3): 421–425.

(编辑 何学锋)