

新型低成本钛合金的热变形行为研究

胡金宝¹ 牟义强¹ 张洛川¹ 姚楠¹ 王枫² 覃美玲² 徐勤思¹

(1.沈阳航空航天大学民用航空学院;2.攀枝花市午跃科技有限公司)

摘要 针对一种新型低成本钛合金 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 在应变速率范围为 $0.000\ 2\sim 0.2\ \text{s}^{-1}$, 变形温度在 $1\ 123\sim 1\ 273\ \text{K}$ 之间, 工程应变量为 50% 条件下的热变形行为进行了研究。根据真应力-真应变曲线分析变形参数对流变应力的影响, 建立了该合金的 Arrhenius 本构模型。基于动态材料学模型, 给出 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金在真应变为 0.92 下的加工图, 以优化相应的工艺参数。

关键词 低成本钛合金; 热变形行为; 本构方程; 加工图

中图分类号 TG146.23

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.08.023

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Hot Deformation Behavior of a Novel Low-cost Titanium Alloy

Hu Jinbao¹, Mu Yiqiang¹, Zhang Mingchuan¹, Yao Nan¹, Wang Feng², Qin Meiling², Xu Qinsi¹

(1.Department of Civil Aviation, Shenyang Aerospace University; 2. Panzhihua Wuyue Technology Co., Ltd.)

Abstract: The hot deformation behavior of a novel low-cost titanium alloy Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe in the strain rate range of $0.000\ 2\sim 0.2\ \text{s}^{-1}$ and temperature range of $1\ 123\sim 1\ 273\ \text{K}$ was evaluated at 50% of deformation degree. The effects of deformation parameters on flow stress of the alloy was analyzed according to the true stress-strain curves, and the constitutive equation was established. On the basis of the dynamic material mode, the processing maps of Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy were constructed at the strain of 0.92 to optimize the corresponding parameters.

Key Words: Low-cost Titanium Alloys, Hot Deformation Behavior, Constitutive Equation, Processing Maps

钛合金具有密度小、比强度高、耐蚀性优异、无磁性等特点, 在航空航天、舰船、化工、医疗等领域得到广泛应用, 是重要的战略金属材料^[1]。钛合金因具有良好的生物相容性和抗腐蚀性能, 其在仿生医用领域的应用优势愈加明显。通过钛合金的有效替换, 可以提供更轻与更强的膝关节骨架。此外, 以往研究充分验证了钛合金在抗腐蚀能力上的优越性, 极大地满足了仿生旋转器目前的发展趋势, 体积越做越小, 同时具备防水特性, 有助于在海边或多雨的环境下使用。

当前, 仿生医用钛合金相关研究十分广泛。早期, 国际上医用仿生钛合金以纯钛和 Ti-6Al-4V 合金为主, 制成接骨板、髓内钉、关节置换物等用于外科植入, 以取代密度大、生物相容性不良的医用不锈钢和 Co-Cr 合金。但后期发现, 该合金中 V 元素具有毒副作用, 随着使用时间延长会引起恶性组织反应, 且 V 元素价格高昂, 这促进了不含 V 的钛合金的研发。因此, 保证医用钛合金使用成本更低和生物相容性更好, 已成为当前该

领域的研究热点^[2-3]。

本研究在合金化程度低的 Ti-5Al-Mo-Fe(-Cr/O) 系钛合金基础上优化设计低成本钛合金 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe, 通过热模拟压缩试验来研究不同变形温度和变形速率下 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的热变形行为, 通过绘制热加工图结合组织演变规律, 探索了 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的热加工变形机制, 为该合金热加工工艺参数的制定提供参考。

1 试验方法

试验材料为 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 开坯锻材, 合金初始组织形貌为魏氏组织, 纵横比大的细长条状 α 相密集排列在原始 β 晶粒中, 见图 1。采用连续升温金相法得到该合金的相变温度为 $(1\ 223\pm 5)\ \text{K}$ 。热模拟压缩试样尺寸为 $\phi 8\ \text{mm}\times 12\ \text{mm}$, 在 INSTRON5869 试验机上进行热变形压缩试验, 试验温度分别设为 $1\ 123$ 、 $1\ 173$ 、 $1\ 223$ 和 $1\ 273\ \text{K}$, 应变速率分别设为 $0.000\ 2$ 、

收稿日期:2022-09-02;**修改稿收到日期:**2022-10-09

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51871220);辽宁省自然科学基金资助项目(LACT-007)

第一作者简介:胡金宝,男,1997 年出生,硕士研究生,沈阳(110136),E-mail: hujinbao0831@163.com

通信作者:徐勤思,女,1987 年出生,讲师,沈阳(110136),E-mail: 20180062@sau.edu.cn

引用格式:胡金宝,牟义强,张洛川,等. 新型低成本钛合金的热变形行为研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(8): 1 132-1 136.

HU J B, MOU Y Q, ZHANG M C, et al. Hot deformation behavior of a novel low-cost titanium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(8): 1 132-1 136.

0.002、0.02 和 0.2 s⁻¹；最大加工变形量设为 50%。加热到预定温度后保温 10 min。为保留变形组织，试验后立即水淬，然后沿与压缩轴平行的方向切割试样，金相腐蚀剂采用体积配比为 5% 的 HF+10% 的 HNO₃ 溶液腐蚀的；利用 Axiovert 300MAT 型金相显微镜观察组织变形^[3]。

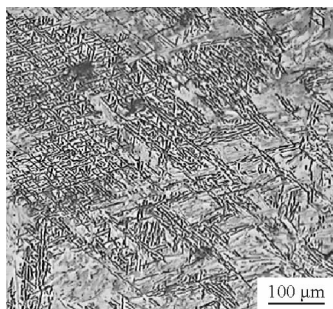


图 1 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金变形前组织

Fig.1 Microstructure of Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy before deformation

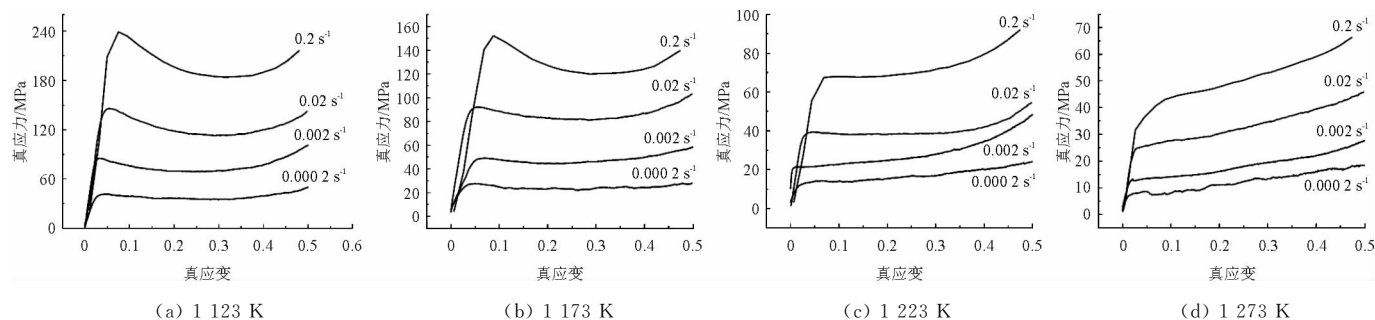


图 2 在不同温度和应变速率下 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy at different temperatures and strain rates

应力的稳定阶段并不明显。这种现象与其他具有低层错能的合金一致^[6-7]。随着变形温度升高，应力峰趋于平缓。同样随应变速率降低，应力峰值愈不明显，见图 2d。由图 2a 和图 2b 可以看出，流变应力达到峰值后应力急剧下降，这是因为晶界源大量新活动导致新的位错产生^[8]。总体上，应变速率和变形温度对流动应力产生了显著影响，流变应力随着变形温度或应变速率升高而增大。这是由于高温为晶界提供了高位错率，而低应变速率为动态再结晶晶粒的形核和生长提供了足够长的时间。

2.2 构建本构方程

为研究合金塑性变形行为，结合 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金真应力-真应变曲线的特点，采用本构方程来描述这种热激活稳态变形行为，其中 Arrhenius 方程能表征热加工变形过程中变形参数与流变应力之间的关系^[9]。Arrhenius 方程有 3 种表达形式，分别是^[10-11]：

低应力水平下呈幂函数关系：

2 试验结果与分析

2.1 流变应力特征

图 2 为 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的真应力-真应变曲线。在不同温度和应变速率下初始阶段流变应力均急剧增加，直到变形早期达到峰值应力，这是由于位错产生和加工硬化导致的。由于层错能低，Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的动态回复进展缓慢。一旦变形程度超过临界应变，位错密度的增加导致动态再结晶发生。随着变形程度增加，动态再结晶成为主要的软化机制，导致流变应力降低。当获得加工硬化和动态软化之间的动态平衡时，流变应力随着应变的增加而保持在一个稳定值^[4]。对于 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金，在变形温度为 1 123、1 173 K 下，流变应力呈现出明显的稳定阶段。这是由于加工硬化、动态回复和动态再结晶的共同作用^[5]。但随着应变速率增加和变形温度升高，流变

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp[-Q/(RT)] \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (1)$$

高应力水平下呈指数关系：

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp[-Q/(RT)] \quad (\alpha\sigma > 1.3) \quad (2)$$

所有应力水平下呈双曲正弦函数关系：

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (3)$$

式中， Q 为形变激活能，J/mol； T 为温度，K； $\dot{\epsilon}$ 为应变速率，s⁻¹； σ 为流变应力，MPa； A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 和 β 均为材料常数； R 为气体常数，8.314 J/(mol·K)。

对式(1)~式(3)分别取自然对数后得到：

$$\frac{1}{n_1} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

$$\frac{1}{\beta} = \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (5)$$

$$\frac{1}{n} = \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (6)$$

以 $\ln \dot{\epsilon}$ 为横坐标，分别以 σ_P 峰值应力和 $\ln \sigma_P$ 为纵坐标绘制 $\sigma_P - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_P - \ln \dot{\epsilon}$ 关系图，结果见图 3。由 $\sigma_P - \ln \dot{\epsilon}$ 关系图中直线平均斜率可求得 n_1 ，由 $\ln \sigma_P - \ln \dot{\epsilon}$

关系图中直线平均斜率可求得 β 。由 $\alpha = \beta/n_1$ 可求得 α , 代入式(6)绘制出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln\dot{\epsilon}$ 关系图, 见图 4, 通过直线斜率的平均值可求得 n 的值。

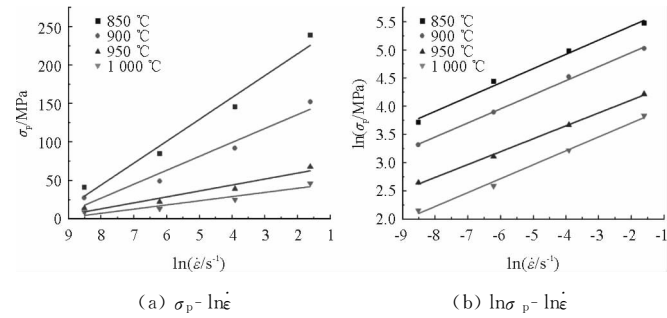


图 3 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金应变速率与峰值应力的关系
Fig.3 Relationship between strain rates and peak stress for Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe

计算得 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的几项参数为: $n_1 = 3.8761$, $\beta = 9.6501 \times 10^{-2}$, $\alpha = 2.4896 \times 10^{-2}$, $n = 4.4707$ 。引入 Zener-Hollomon 温度补偿变形速率因子 Z 表示变形温度和应变速率之间的关系:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (7)$$

当应变速率恒定不变时, 假设在一定温度区间内热变形激活能 Q 值也稳定不变, 对式(7)取自然对数并将两侧对 $1000/T$ 求偏导, 整理得:

$$Q = Rn \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1000/T)} \quad (8)$$

图 5 为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 关系图。根据图中直线求得平均斜率为 9.9926, 代入式(8)求得 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的形变激活能 Q 为 322.0207 kJ/mol。

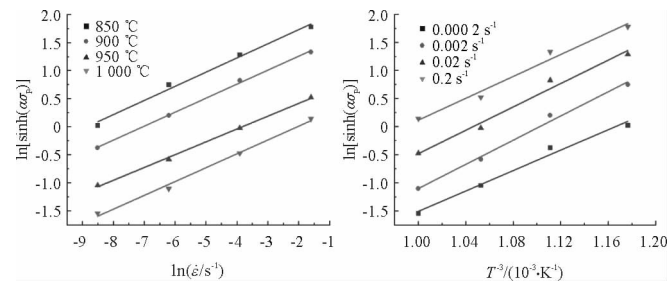


图 4 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金不同变形温度下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln\dot{\epsilon}$ 关系

Fig.4 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ and $\ln\dot{\epsilon}$ at different deformation temperature for Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy

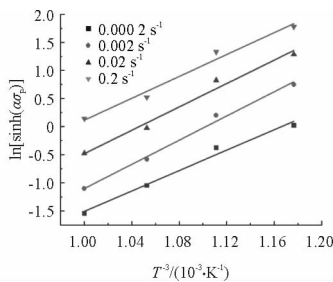


图 5 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金不同应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 与 $1000/T$ 关系
Fig.5 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ and $(1000/T)$ at different strain rates for Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy

结合式(3)、式(6)和图 4 中 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln\dot{\epsilon}$ 关系, 整理得出图 4 直线截距 $(1/n)$, 将 Q 、 n 值代入可计

算 $\ln A$ 值, 进而可求得 $A = e^{36.0082}$ 。将 Q 值带入式(7)中整理得 $\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, 求得不同变形速率和变形温度下的 Z 值。图 6 为 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图, 经线性拟合结果可以得到 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的校正决定系数 0.98902, 相关系数 $R^2 = 0.978$, 表明达到预测效果, 具有良好的线性关系。

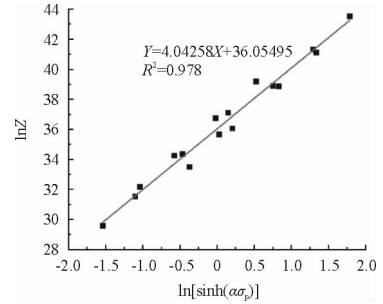


图 6 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金中 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 关系
Fig.6 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ for Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy

将上述求得的参数代入双曲正弦型本构方程中, 最终得到 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 4.34692 \times 10^{15} [\sinh(2.4896 \times 10^{-2} \sigma)]^{4.4707} \exp[-322.02 \times 10^3 / (RT)]$$

2.3 热加工图

动态材料模型(DMM)在研究材料热加工性和微观结构发展之间的关系方面发挥着重要作用^[12-13]。根据 DMM 可知热变形的工件是一个非线性能量耗散单元, 在塑性变形过程中外界输入的总能量(P)耗散分为塑性变形耗散的能量(G)和微观组织演变耗散的能量(J)^[14]。其中塑性变形耗散的能量 G 基本都会转化成热量, 只有少部分会存留在零件中, 即合金的塑性失稳和断裂过程受 G 影响; 微观组织演变耗散的能量 J 主要表现为微观组织的相变、回复、再结晶等转化量, 即微观组织转化受 J 影响^[15]。综上, Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 在热变形过程中吸收的能量 P :

$$P = \dot{\epsilon} \sigma = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (9)$$

式中, σ 为真应力, MPa; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} 。

在恒定应变和温度下, 流变应力可以表示为 $\sigma = K \dot{\epsilon}^m$, 其中 K 为材料常数; m 为材料的应变率敏感系数与变形材料有关, 可由下式确定:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d(\ln\sigma)}{d(\ln\dot{\epsilon})} \quad (10)$$

在变形温度和应变恒定不变情况下, J 可表示为:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (11)$$

对于理想的线性耗散过程, 应满足 $m = 1$ 和 $J_{\max} =$

$\sigma\dot{\epsilon}/2$, 因此材料的功率耗散率 η 值表示为:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (12)$$

参数 η 反映了特定范围内微观结构变化的机制应变率和温度范围。 η 随温度和应变率的变化生成不同区域的功耗图。

另一个与材料本身性质有关的参数(温度敏感指数)其表达式为:

$$s = (1/T) [d(\ln\sigma)/d(1/T)] \quad (13)$$

动态材料模型的 4 个稳定性判据, 其表达式如下:

$$0 \leq m \leq 1 \quad (14)$$

$$m' = \frac{\partial m}{\partial(\ln\dot{\epsilon})} < 0 \quad (15)$$

$$s \geq 1 \quad (16)$$

$$s' = \frac{\partial s}{\partial(\ln\dot{\epsilon})} < 0 \quad (17)$$

金属和合金在热工作条件下通常满足式(14), 此条件综合考虑材料系统和试验观察的最大功率耗散率的理论。式(15)表示与 m 随对数变化有关的稳定性标准, 源于材料系统不断降低其总能量的理论要求。式(16)是根据不可逆过程的净熵产率必须为正的前提下推导求得, s 值高与动态再结晶过程有关。由热力学第二定律可知工件在稳定流动变形时储存的熵应至少快于加工热产生的熵, 即材料在稳定流动变形下应满足式(17)^[16]。

根据变形温度并参考应变速率离散点数, 材料所受真实应力可表示为:

$$\ln\sigma = a + b\ln\dot{\epsilon} + c(\ln\dot{\epsilon})^2 + d(\ln\dot{\epsilon})^3 \quad (18)$$

式中, a 、 b 、 c 和 d 分别为拟合系数^[17]。

由式(15)和式(18)可得标准参数 m 和 m' 计算式:

$$m = b + 2c\ln\dot{\epsilon} + 3d(\ln\dot{\epsilon})^2 \quad (19)$$

$$m' = 2c + 6d\ln\dot{\epsilon} \quad (20)$$

由式(17)和式(18)可得 s 和 s' 计算式:

$$s = (1/T) [b + 2c(1/T) + 3d(1/T)^2];$$

$$s' = [b + 2c(1/T) + 3d(1/T)^2] +$$

$$(1/T)[2c + 6d(1/T)].$$

根据式(12)计算得到能量耗散效率 η , 以 η 值为等高线值作功率耗散图。计算不同变形温度和不同应变率下的 m 、 m' 、 s 和 s' 的值, 在功率耗散图中用灰色阴影区域标出加工失稳区。将功率耗散率图和加工失稳区叠加构成真应变为 0.92 下的 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金热加工图, 见图 7。

如果合金在热加工图灰色失稳区的加工工艺参数下发生塑性变形, 会产生一些微观组织结构缺陷, 对材料性能产生影响。因此, 应避免在失稳区进行热变形加

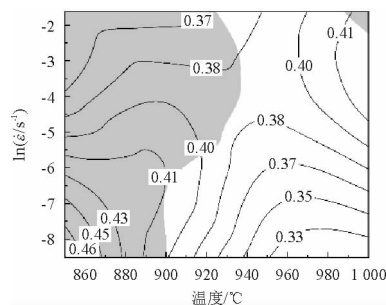


图 7 真应变为 0.92 下的 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金热加工图

Fig.7 Hot processing map of Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy at a strain of 0.92

工。由图 7 可以看出, Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的塑性失稳区分布在温度范围为 1 123~1 173 K、应变速率为 0.000 2~0.2 s⁻¹; 温度范围为 1 173~1 213 K、应变速率为 0.02~0.2 s⁻¹ 以及 1 258~1 273 K、应变速率为 0.2 s⁻¹。如果 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金在该区域内对应的工艺参数下进行塑性变形时, 可能会出现对微观组织不利的各种缺陷, 应尽量避免在这些区域内进行热加工^[15]。其余区域为稳定加工区域, 可以通过观察合金变形试样的显微组织来更进一步确定可靠的加工参数。

2.4 显微组织分析

通过图 7 可知, 在加工安全区 0.02~0.2 s⁻¹ 功率耗散值较大, 在 0.002 s⁻¹ 附近达到极大值。图 8 为 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金在不同变形条件下的显微组织。由图 8a 可知, 温度为 1 123 K、应变速率为 0.002 s⁻¹ 处于热加工失稳区, 此温度下合金变形所受的流变抗力比较大, 且方向与压缩轴方向近乎平行, 导致原始片状 α 相出现了厚度减小同时伴随着扭结折弯。扭结折弯的 α 相在热变形的过程中会限制 α 片层球化, 加速生成流变剪切带, 因此该条件下热加工具有不稳定性^[3,18]。

由图 8b 可知, 随温度升高, 变形条件为 1 173 K 的显微组织中 α 相扭结折弯减少, 同时一些 α 相纵横比开始变小, 说明 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金在该条件下压缩变形时局部区域有球化的趋势, 但未得到充分球化, 导致组织不均匀, 加工性能不稳定。此外, 部分区域出现动态再结晶现象, 这可能是由于变形过程中局部区域受压缩产生的塑性变形热来不及扩散到其他低温区域, 使得该区域温度过高, 引起局部动态再结晶, 导致变形失稳^[3,18]。

由图 8c 可知, 温度为 1 223 K 下, α 相发生明显球化, 这是因为 1 223 K 接近合金相变点, 大量 α 相发生相变转化为 β 相, 合金在高温热加工变形所受的流变抗力较低(见图 2), 同时应变速率低, 所以合金变形时间长, α 相球化效果明显。同时 β 相因其自身的 bcc 结构塑性较好、滑移系较多, 在晶界处出现动态再结晶和相

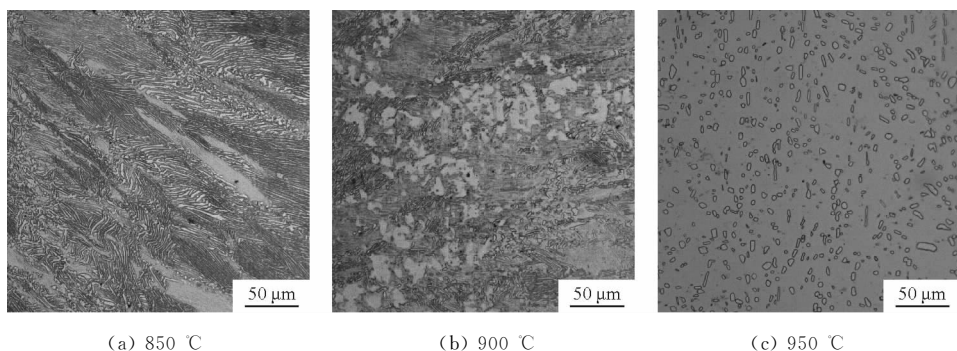


图 8 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金不同变形条件下的微观组织 (0.002 s^{-1})

Fig.8 Microstructures of Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe alloy under different deformation conditions

变,出现一定数量的细小等轴组织和较大比例的片状组织以及 α 相球化现象明显,能够改善合金组织的可加工性。在该加工条件下得到的组织对仿生钛合金骨架的质量更轻、强度更高的要求均得到满足。此加工条件处于热加工图的稳定区,对应该温度与应变速率条件下功率耗散系数极大值(0.38)。综上,温度为 1 223 K、应变速率为 0.002 s^{-1} 时合金变形后的微观组织满足仿生医学材料的性能要求^[3,18]。

3 结 论

(1)Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金对变形温度和应变速率的变化较为敏感,流变应力峰值随着应变速率的增加以及变形温度的降低而增加。

(2)由 Arrhenius 关系式得到 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金的本构方程以描述合金热激活稳态变形行为。

(3)Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金理想的热加工工艺参数是变形温度为 1 223 K,应变速率为 0.002 s^{-1} 。该条件下 Ti-5Al-1.5Mo-1.8Fe 合金高温塑性时变形抗力相对较低,合金中原始片状组织发生较大程度的球化,能较好满足锻造需求。

参 考 文 献

- [1] 冯秋元,佟学文,王俭,等.低成本钛合金研究现状与发展趋势[J].材料导报,2017,31(9):128-134.
- [2] 刘剑桥,刘佳,唐毓金,等.钛合金在骨科植入领域的研究进展[J].材料工程,2021,49(8):11-25.
- [3] 朱晓弦,常辉,谢英杰,等.基于加工图的 2 种 TC4- x Fe 合金的热变形行为[J].稀有金属材料与工程,2017,46(S1):204-210.
- [4] 朱琳,徐勇,陈乐平,等.TC6 钛合金高温低应变速率变形行为研究[J].特种铸造及有色合金,2022,42(2):226-229.
- [5] 王可均.动态回复和动态再结晶[J].机械工程师,1988(1):28-30.
- [6] NING Y,FU M W,CHEN X.Hot deformation behavior of GH4169 super alloy associated with stick δ phase dissolution during isothermal compression process[J].Materials Science & Engineering,2012,A540:164-173.
- [7] WANG Y,SHAO W Z,ZHEN L,et al.Hot deformation behavior of delta-processed super alloy 718[J].Materials Science & Engineer-

ing,2011,A528(7-8):3 218-3 227.

- [8] 王伟,宫鹏辉,张浩泽,等.电子束冷床熔炼 TC4 钛合金的热变形行为[J].材料研究学报,2020,34(9):665-673.
- [9] 周爱美,余新平,潘巧玉,等.TC21 钛合金热变形组织演变及本构关系研究[J].特种铸造及有色合金,2022,42(2):230-234.
- [10] YU D J,XU D S,WANG H,et al.Refining constitutive relation by integration of finite element simulations and Gleeble experiments[J].Journal of Materials Science & Technology,2019,35(6):85-89.
- [11] 王明主,董洪波,邹忠波,等.TB8 钛合金超塑性拉伸变形流变行为与本构方程[J].特种铸造及有色合金,2016,36(1):103-106.
- [12] YANG Z J,YU W X,LANG S T,et al.Hot deformation behavior and processing maps of a new Ti-6Al-2Nb-2Zr-0.4B titanium alloy[J].Materials,2021,14(9):2 456.
- [13] PRASAD Y,SESHACHARYULU T.Processing maps for hot working of titanium alloys[J].Materials Science & Engineering,1998,A243(1-2):82-88.
- [14] 李晓丽.钛合金高温变形时跨层次模型及数值模拟[D].西安:西北工业大学,2005.
- [15] 张晓露,李付国,彭富华,等.基于热加工图的 TC4 合金热成形性能研究[J].航空材料学报,2007(5):40-44.
- [16] MALAS J C,SEETHARAMAN V.Using material behavior models to develop process control strategies[J].JOM,1992,44(6):8-13.
- [17] LI H Z,JIANG J,DENG M,et al.Hot deformation behavior and microstructure of 6069 aluminum alloy[J].Materials Science Forum,2014,788:201-207.
- [18] 岳远旺,温彤,刘澜涛,等.基于 BP 神经网络预测的 TC4 热加工图[J].稀有金属,2014,38(4):567-573.

(编辑:刘晨辉)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- 微官网
- 行业动态
- 联系我们
- 微商城
- 铸造前沿
- 免费推广
- 本刊会议
- 经典案例
- 铸造职场
- 收录动态
- 铸造学堂
- 产品库
- 稿件系统
- 专利与发明
- 企业库