

Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 加工 动态再结晶行为研究

王克鲁, 鲁世强, 李 鑫, 杨化娟, 董显娟

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 利用 Thermecmator-Z 热模拟试验机, 在变形温度 1020~1080 °C 和应变速率 0.001~70 s⁻¹ 范围内对原始等轴组织的 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金进行等温恒应变速率压缩实验, 分析高温流动行为, 构建基于动态材料模型的功率耗散图, 并结合微观组织观察对其 β 加工的动态再结晶行为进行研究。结果表明, Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金在 β 单相区变形时, 不同温度和应变速率下的流动应力曲线均呈稳态流动特征, 但仅根据流动应力曲线并不能确定是否发生动态再结晶。根据功率耗散图分析和微观组织观察可知, Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 加工易发生动态再结晶的热力参数范围为: 变形温度 1020~1080 °C, 应变速率 0.01~0.1 s⁻¹, 此区域功率耗散率 η 值都大于 0.4, 为实际 β 加工时优化的热力参数范围; 应变速率过高或过低, 均不易发生动态再结晶。

关键词: Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金; 动态再结晶; β 组织; 动态材料模型; 功率耗散图

中图分类号: TG 146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)02-0219-05

动态再结晶是金属热变形过程中极为重要的微观组织变化现象, 它的发生与否对加工性能和晶粒细化起着关键作用。近些年来, 由于其本身具有重要的理论研究和实际应用价值, 许多学者对动态再结晶行为进行了研究, 这些研究主要着眼于动态再结晶机制、微观组织结构特征及其影响因素等方面^[1~5]。

Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si (TC11) 是目前我国航空发动机使用量最大的高温钛合金, 具有优良的综合力学性能、热强度和抗蠕变性能, 设计使用温度为 500 °C, 主要用于制造航空发动机压气机转子叶片、盘件、鼓筒等关键构件^[6,7]。Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金通常采用 $(\alpha+\beta)/\beta$ 转变温度以下 30~50 °C 加热变形的常规锻造工艺, 常规锻造得到 $(\alpha+\beta)$ 等轴组织, 其塑性和热稳定性好, 但材料的高温性能、抗疲劳裂纹扩展能力和断裂韧性较差, 没有完全发挥钛合金的性能潜力, 而且由于锻造温度低, 不能充分利用合金的可锻性, 给生产大型的、形状复杂的锻件带来困难。20 世纪 50 年代后期, Groan 等学者提出 $(\alpha+\beta)/\beta$ 转变温度之上的 β 锻造理论, 采用 β 锻造工艺, 不仅改善了模锻件的成形性能和减轻锻造设备的负荷, 而且还能提高钛合金的断裂韧性^[8~10]。随着 β 锻造工艺的进一步发展, 工艺制度的制定及优化越

来越得到科研工作者的关注, 然而关于钛合金 β 加工的动态再结晶行为研究尚不充分, 尤其对于 β 加工易发生动态再结晶的热力参数范围的系统研究更少。

本研究在热模拟实验的基础上, 分析变形热力参数对 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金流动行为的影响, 并采用基于动态材料模型的功率耗散图和微观组织分析相结合的方法分析 β 加工易发生动态再结晶的热力参数范围, 研究结果可以为制定合理的热加工工艺提供理论依据。

1 材料及方法

实验用原始材料为 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金铸件经过低-高-低 3 火改锻的棒材, 其 $(\alpha+\beta)/\beta$ 转变温度为 1008 °C, 原始组织为等轴组织 (图 1)。将原始材料加工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 并在两端面加工 0.2 mm 深的凹槽, 用于存储润滑剂。热模拟实验在 Thermecmator-Z 热模拟试验机上进行, 实验条件如下: 升温速度 10 °C/s, 升温至变形温度后保温 150 s 以使温度均匀化; 实验温度范围为 780~1080 °C; 应变速率分别为 0.001, 0.01, 0.1, 1.0, 10.0 和 70.0 s⁻¹; 最大真应变为 1.2。热变形完成后立即喷氦气冷却, 将变形后的试样沿压缩轴向对半剖开, 按常规

收到初稿日期: 2008-01-26; 收到修改稿日期: 2008-04-21

基金项目: 江西省自然科学基金资助 (2007GQC1575); 江西省材料科学与工程中心基金资助 (ZX200601002)

作者简介: 王克鲁, 男, 1968 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学材料学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-3863039, Email: wangkelu@126.com

方法制备金相试样。采用 10%HF+15%HNO₃+75%H₂O 腐蚀剂对试样进行腐蚀，并在金相显微镜下观察变形试样的微观组织。

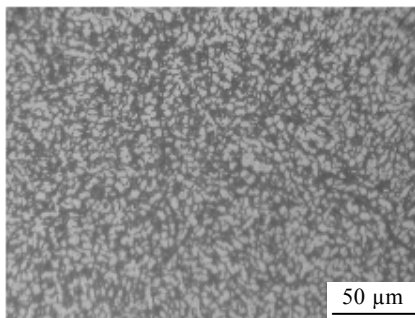


图 1 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的原始组织

Fig.1 Microstructure of the Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr -0.3Si alloy

2 结果及分析

2.1 流动应力行为

流动应力曲线反映流动应力与变形热力参数之间的内在关系，同时，也是材料内部组织变化的宏观表现。从宏观上来看，热加工过程中材料的应力应变场与微观组织之间是相互作用、相互影响的，塑性变形能引起材料的动态回复和动态再结晶；动态回复和动态再结晶也会影响材料的流动应力，从而影响塑性变形过程。

变形温度为 1050 °C 时，不同应变速率下的 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的流动应力曲线如图 2 所示。可以看出：当变形温度一定时，应变速率越大，流动应力越高，这表明 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金是正应变速率敏感性材料；在变形初期，随着应变量的增加，流动应力迅速增大，这主要是由于在变形初始阶段，随着应变增大，位错密度不断增高，材料的加工硬化占主导地位；当应变继续增大时，位错密度不断增大，同时位错消失的速度也不断增大，加工硬化速度逐渐减弱，并最终达到动态平衡状态，继续增大应变，流动应力变化很小，即变形呈现稳态流动特征。根据传统理论，一般认为，变形呈流动软化特征时，材料才发生动态再结晶；因此，仅从流动应力曲线上看，Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金在 β 单相区变形时，不同应变速率下的流动应力曲线均接近于动态回复曲线类型^[11]。但文献[12,13]等发现流动应力呈稳态特征，甚至流动应力随应变增大一直上升时也可能发生动态再结晶，所以对于 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金来说，仅从流动应力曲线上判断动态再结晶发生与否并不一定准确，必须

和微观组织观察相结合，才能正确判断材料是否发生动态再结晶。

通过对变形温度分别为 1020 和 1080 °C 时，不同应变速率条件下的流动应力曲线分析可知，其变化规律与 1050 °C 时的情况基本一致。

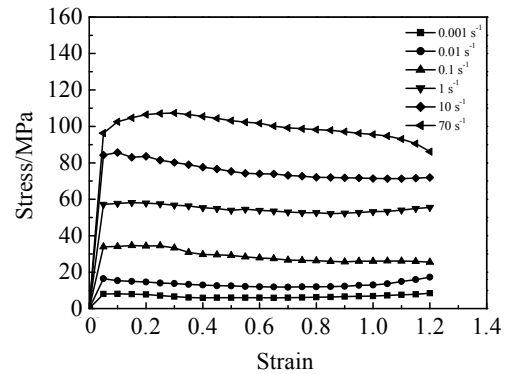


图 2 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr -0.3Si 合金在变形温度为 1050 °C 时不同应变速率下的流动应力曲线

Fig.2 Flow curves of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr -0.3Si alloy deformed in compression at 1050 °C and different strain rates

2.2 动态材料模型理论基础及 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的功率耗散图

动态材料模型(Dynamic Material Model 即 DMM)是一种可以用来对材料热加工过程进行优化设计，以实现对材料热加工微观组织和性能进行控制，提高产品质量和可靠性的理论方法，其理论基础是大塑性流变连续介质力学、物理系统模型和不可逆热力学。利用 DMM 方法不仅可以优化加工性能，还可以确定不同微观变形机制所在的加工区域，以避免失稳变形区域，获得所需要的组织和性能^[14~18]。

Gegel 等学者根据耗散结构理论认为，在塑性变形过程中，工具的功率 P 通过以下 2 个方面进行耗散^[19~21]：

$$P = \bar{\sigma} \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \bar{\sigma} d\dot{\epsilon} + \int_0^{\bar{\sigma}} \dot{\epsilon} d\bar{\sigma}$$

(1)

式中： G 表示材料由于塑性变形所消耗的能量，其中绝大部分转化成热能； J 表示在变形过程中组织演变所消耗的能量，即与组织演化，如动态回复、动态再结晶、绝热剪切、局部流动、相变等有关的功率耗散。

由于：

$$\left[\frac{\partial J}{\partial G} \right]_{\bar{\sigma}, T} = \left[\frac{\dot{\epsilon} \partial \bar{\sigma}}{\bar{\sigma} \partial \dot{\epsilon}} \right]_{\bar{\sigma}, T} = \left[\frac{\partial(\ln \bar{\sigma})}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \right]_{\bar{\sigma}, T} = m \quad (2)$$

故应变速率敏感指数 m 亦决定 P 在 G 和 J 二者之间的分配。

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \bar{\sigma} d\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\sigma} \dot{\epsilon}}{1+m} \quad (3)$$

$$J = \int_0^{\bar{\sigma}} \dot{\epsilon} d\bar{\sigma} = \frac{m \bar{\sigma} \dot{\epsilon}}{1+m} \quad (4)$$

对于理想线性耗散 ($m=1$) 来说, J 具有最大值

$$J_{\max} = \frac{P}{2}。定义:$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} \quad (5)$$

η 为功率耗散效率, 则由式 (1)、式 (4) 和式 (5) 可知:

$$\eta = \frac{2m}{1+m} \quad (6)$$

式中 η 是一个无量纲的参数, 由式 (4) 和 (5) 可知, 其在本质上描述工件在变形过程中的微观变形机制。 η 值随应变速率和温度的变化便构成功率耗散图, 功率耗散图中的不同区域体现不同的组织变化机制, 它表示在热加工过程中的连续能量转化。功率耗散图上的等值线表示与材料的微观结构演化相关的相对熵产率, 表示热变形中微观结构的变化, 也被称为微观组织轨迹线。一般来说, 高 η 值区域对应着较佳的加工性能区。钛合金 β 加工时, 动态再结晶区域为优先选择的区域, 该区域一般为功率耗散效率峰值区域, 该区域对应的变形温度和应变速率就是材料 β 加工的最佳热力参数范围。

Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金应变量为 1.2 时的功率耗散图如图 3 所示。等值线上的数值为功率耗散效率 η 值。作为金属材料最重要的物理冶金过程之一, 动态再结晶是通过形核和长大完成的, 其发生条件随层错能的变化而不同。文献[22, 23]等认为, 动态再结晶随层错能的变化是由位错的形核率和晶界的迁移率 2 个过程相互竞争的结果, 对于低层错能金属来说, 其扩展位错宽度较大, 集束成特征位错困难, 位错的形核率较低, 动态再结晶主要由形核率控制, 因而功率耗散效率 η 值较低, 其值大约为 0.3~0.35; 对于中等层错能材料来说, 发生动态再结晶的功率耗散效率 η 值一般在 0.4 左右; 而对于高层错能金属, 易通过交滑移产生动态回复, 动态回复形成的胞状亚结构和亚晶有利于再结晶形核, 因而形核率较高。动态再结晶主要受晶界迁移率的控制, 变形过程中与组织变化有关的功率耗散协量 J 较大, 即功率耗散效率 η 值较高, 一般发生在低应变速率条件下, η 值大约为 0.5~0.55。从图 3 可以看出, 在所研究的变形温

度范围内, 当应变速率大于 1 s^{-1} 时, 功率耗散效率较低, 都小于 0.29, 变形热力参数处于该区域时, 一般不易发生动态再结晶。当应变速率为 $0.1 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 时, 功率耗散效率 η 值较高, 都大于 0.4, 可以大致判断该区域应为 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 加工时易发生动态再结晶的区域。应变速率低于 0.01 s^{-1} , 变形温度为 $1030 \sim 1080 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 存在一个功率耗散效率 η 局部极小值区域, 该区域的功率耗散效率 η 值都小于 0.38, 且应变速率越低, η 值越小, 该区域内一般只能发生动态回复, 而不易发生动态再结晶。

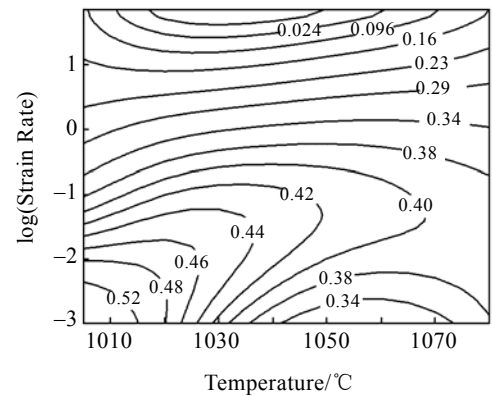


图3 应变量为 1.2 时, Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的功率耗散图

Fig.3 Power dissipation efficiency map obtained on Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy at a strain of 1.2

2.3 微观组织观察与分析

功率耗散图中功率耗散效率 η 值高的区域一般为最佳加工性能区, 但由于楔形裂纹等破坏机制通常也对应着高的功率耗散效率 η 值, 因此需要进一步的显微组织分析来佐证功率耗散图。为了确定各区域的变形机制与功率耗散图的对应关系, 对 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金不同热力参数下的微观组织进行观察和分析。

变形温度为 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 不同应变速率下的微观组织如图 4 所示。图 4a 为应变速率 70 s^{-1} 时的微观组织, 此变形条件下, 功率耗散效率 η 值仅为 0.05; 从图 4a 可以看出, 基本未发生动态再结晶现象, β 晶粒在垂直于压缩轴线的方向上被拉长。图 4b 为应变速率 1 s^{-1} 时的微观组织, 此变形条件下, 功率耗散效率 η 值为 0.36; 从图 4b 可以看出, β 晶粒同样被拉长, 在被拉长的 β 晶界处可以观察到少量的动态再结晶晶粒, 动态再结晶晶粒平均尺寸约 $16 \text{ }\mu\text{m}$, 而未发生动态再结晶的晶粒平均尺寸达 $173 \text{ }\mu\text{m}$, 动态再结晶晶粒与未发生动态再结晶的晶粒尺寸相差很

大;这主要是由于应变速率较高时,没有足够的时间进行动态复原过程,只能在晶界上畸变能较大的地方,发生部分动态再结晶;由于晶粒尺寸明显不均匀,易造成材料的力学性能不均匀。图 4c 为应变速率 0.1 s^{-1} 时的微观组织,此变形条件下,功率耗散效率 η 值较高,达到 0.42;从图 4c 可以看出,变形后的 β 晶粒较为细小,同时还可以看出晶界弯曲,说明 β 晶粒发生了动态再结晶,动态再结晶晶粒平均尺寸约为 $38 \mu\text{m}$ 。图 4d 为应变速率 0.001 s^{-1} 时的微观组织,此变形条件下,功率耗散效率 η 值为 0.30;从图 4d 可以看出, β 晶粒非常粗大,晶粒平均尺寸超过 $190 \mu\text{m}$;这主要是由于畸变能被动态回复所消耗,达不到发生动态再结晶所需要的能量水平,同时,在低应变速率和高变形温度下,受界面能的影响, β 晶粒会长大所致;这种粗大的变形组织,降低了 Ti-6.5Al-3.5Mo-

1.5Zr-0.3Si 合金的加工性能,同时对力学性能也有不利影响。总结功率耗散图分析结果及微观组织观察可知, Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 加工易发生动态再结晶的热力参数范围为:变形温度 $1020 \sim 1080 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率 $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$, 此区域功率耗散效率 η 值都大于 0.4;实际 β 加工时,应尽可能在此热力参数范围内进行成形。

通过上述分析可知,对于 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金来说,流动应力曲线并不能完全反映材料的动态再结晶过程,即使未发生流动软化现象,仍可能发生动态再结晶,这与低层错能金属有很大的不同。同时,通过基于动态材料模型的功率耗散图分析和微观组织观察可知,功率耗散图能较准确地预测易发生动态再结晶的热力学参数区域。

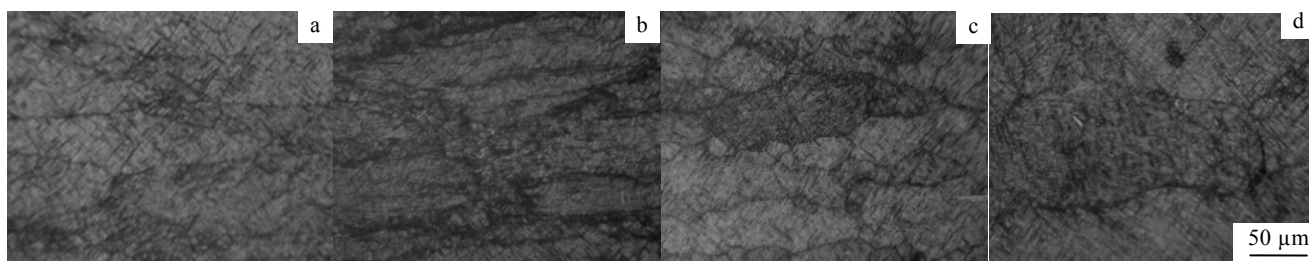


图 4 变形温度为 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,不同应变速率下 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的微观组织

Fig.4 Microstructures of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy specimens deformed at $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ and different strain rates: (a) 70 s^{-1} ; (b) 1 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; and (d) 0.001 s^{-1}

3 结 论

1) Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 单相区变形时,不同温度和应变速率下的流动应力曲线均呈稳态流动特征,但仅根据流动应力曲线并不能准确确定是否发生动态再结晶,必须和微观组织观察结合起来。

2) 根据微观组织观察可知,当应变速率超过 1 s^{-1} 时, β 加工动态再结晶程度很低, β 晶粒在垂直于压缩轴线的方向上被拉长,少量动态再结晶晶粒与未再结晶晶粒平均尺寸相差很大。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时, β 组织粗大,基本未发生动态再结晶。

3) 结合基于动态材料模型的功率耗散图分析和微观组织观察可知, Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 β 加工易发生动态再结晶的热力参数范围为:变形温度 $1020 \sim 1080 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率 $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$, 其功率耗散功率 η 值都大于 0.4, 此区域为实际 β 加工时优化的热力参数范围。

参考文献 References

- [1] Gourdet S, Montheillet F. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 2685
- [2] Tanja Pettersen, Erik Nes. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 2717
- [3] Kugler G, Turk R. *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 4659
- [4] Fatemi-Varzaneh S M, Zarei-Hanzaki A, Beladi H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007(456): 52
- [5] McQueen H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004 (387~389): 203
- [6] William D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998 (243): 299
- [7] Xiao Jinsheng(萧金声), Xu Guodong(许国栋). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1997, 7(4): 97
- [8] Li Xiaoqin(李晓芹). *Mechanical Science and Technology* (机械科学与技术) [J], 2000, 19(1): 127
- [9] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weidong(曾卫东), Li Xiaoqin(李晓芹) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999,

- 35(1): 45
- [10] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T, Medeiros S C *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2000, 9(2): 153
- [11] Yu Hangqing(俞汉清), Chen Jinde(陈金德). *The Principle of Plastic Deformation in Metals*(金属塑性成形原理)[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 2002: 23
- [12] Niu Changsheng(牛长胜), Wang Yanli(王艳丽), Lin Junpin(林均品) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2003, 24(1): 28
- [13] Lin Junpin(林均品), Wang Jingyun(王晶云), Chu Wuyang(褚武扬) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1994, 30(6): 274
- [14] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu U S M *et al.* *Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15: 1883
- [15] Prasad Y V R K, Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*[M]. Materials Park, OH: ASM International, The Materials Information Society, 1997: 1
- [16] Narayana Murty S V S, Nageswara Rao B. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1999, 18: 1757
- [17] Prasad Y V R K. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(6): 638
- [18] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李鑫), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2007, 43(8): 77
- [19] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Shu Ying(舒滢) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(1): 1
- [20] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李鑫), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(6): 890
- [21] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 673
- [22] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22: 2339
- [23] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Materials Science and Engineering A*[J], 1992 (156): 195

Dynamic Recrystallization of β Phase of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si Alloy

Wang Kelu, Lu Shiqiang, Li Xin, Yang Huajuan, Dong Xianjuan
(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: An isothermal and constant strain rate compression test is carried out for the Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy with an equiaxed $\alpha+\beta$ microstructure in the temperature range of 1020~1080 °C and the strain rate range of 0.001~70 s⁻¹. A power dissipation map is developed on the basis of flow stress data and by using the principles of dynamic material model. The results show that the steady state flow characteristics exist during hot compression deformation for the Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy in the temperature range 1020~1080 °C. The dynamic recrystallization regime was identified in the power dissipation map and the microstructure examination was performed for validation. In the β phase field, the dynamic recrystallization occurred in the temperature range of 1020~1080 °C and the strain rate range of 0.01~0.1 s⁻¹ with the efficiency of power dissipation η mostly larger than 0.4, which is the optimum β forging processing parameters. It is proved that the power dissipation map based on dynamic material model is an effective method for successful β -forging and microstructure control.

Key words: Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy; dynamic recrystallization; β Phase; dynamic material model; power dissipation map

Biography: Wang Kelu, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-3863039, E-mail: wangkelu@126.com