

Ti-22Al-24Nb 合金热成形工艺参数优化研究

任书杰, 王克鲁, 鲁世强, 黄 贇, 许求喜, 高夏云

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机研究 Ti-22Al-24Nb 合金在温度 900~1110 °C 和应变速率 0.01~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为。分析了该合金的高温流变应力曲线特性和不同相区的热变形激活能及变形机制, 并根据基于 Prasad 和 Murty 失稳判据下的加工图及相应的组织特征优化了该合金的热成形工艺参数。结果表明, Ti-22Al-24Nb 合金的流变应力对热成形工艺参数敏感; 其在(α_2 +B2)两相区的主要变形机制为晶界滑移, 对应的变形激活能为 603.56 kJ/mol, 而 B2 单相区的变形激活能为 406.25 kJ/mol, 其变形主要以动态回复和动态再结晶的变形机制为主。根据这两种加工图的比较和组织观察可知, Ti-22Al-24Nb 合金选择基于 Prasad 失稳判据下的加工图更为合理; 其对应的主要失稳区为 900~990 °C、0.2~10 s⁻¹ 和 1035~1095 °C、1~10 s⁻¹, 且失稳区所预测的组织中主要存在绝热剪切带和局部流变失稳现象; 而动态再结晶及胞状亚结构的组织易出现在 η 峰区, 表明该合金较优的热力参数区间是 990~1035 °C、0.01~0.03 s⁻¹, 1040~1090 °C、0.02~1 s⁻¹ 和 1090~1110 °C、0.01~0.18 s⁻¹。

关键词: Ti-22Al-24Nb 合金; 热成形工艺参数; 热变形激活能; 加工图

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)09-2793-07

Ti₂AlNb 基合金主要是以正交有序结构 O 相为基础的金属间化合物, 具有较低的密度、良好的高温强度和高温抗氧化性以及抗蠕变性能, 是制备航空航天发动机关键热端构件的首选高温结构材料之一^[1,2]。由于 Ti₂AlNb 基合金铸态组织粗大, 热变形抗力高, 对变形条件要求较苛刻, 因此需要合理制定或优化热成形工艺参数, 避免热加工组织缺陷的产生, 以获得所需组织和性能的产品。目前, 基于动态材料模型(dynamic material model, DMM)及其加工图技术已成功应用于高温合金、复合材料以及合金钢等材料^[3-6]的热变形工艺参数优化, 并对实际应用提供了重要的理论依据。

为了定量表征材料热成形组织的好坏, 国外许多学者提出一些判断材料热塑性流变失稳的判据, 其中 Prasad 和 Murty 失稳判据均能较好地对材料组织进行预测^[7,8]。本工作主要通过热压缩实验研究 Ti-22Al-24Nb (原子分数, %)合金的高温流变特性, 计算不同相区的热变形激活能并结合组织以分析相应的变形机制; 同时, 基于 DMM 理论构建 Prasad 和 Murty 失稳判据下的加工图, 并对加工图相应区域进行微观组织验证, 以优化该合金的热成形工艺参数。

1 实 验

实验研究材料为 Ti₂AlNb 基合金, 其名义成分为 Ti-22Al-24Nb。通过 OM、SEM 和 XRD 观察及测试结果(见图 1)得知取样材料的微观组织为(α_2 +O+B2)三相组织, 分别由粗大的 B2 相晶粒以及分布在 B2 相上的等轴颗粒 α_2 相和以深灰色的、较小尺寸板条形状存在的 O 相组成。试样在 Gleeble-3500 型热模拟试验机上进行热压缩实验, 其尺寸为 $\Phi 8$ mm×12 mm 的圆柱体, 两端面加工有 0.2 mm 深的凹槽, 主要用于储存高温润滑剂, 以减小摩擦对实验的影响。实验采用真空感应加热, 以 5 °C/s 的升温速率分别对试样加热至设定温度(900~1110 °C, 温度间隔为 30 °C)后保温 300 s 使试样温度均匀化, 然后以 0.01, 0.1, 1, 10 s⁻¹ 的应变速率对试样进行单道次热压缩变形; 根据该合金的实际锻造成形的特点, 对该合金进行的最大变形程度为 60%, 并对压缩后试样立即水冷来保留高温组织, 以便后续的组织分析。实验过程中, 由 Gleeble-3500 热模拟试验机的计算机系统自动采集真应力、真应变、温度等数据, 绘制高温流变应力曲线。采用线切割方法对形变后的试样沿轴向对半剖开并制备金相试样, 经

收稿日期: 2017-09-05

基金项目: 国家自然科学基金(51464035)

作者简介: 任书杰, 男, 1991 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: renshujiechu@163.com

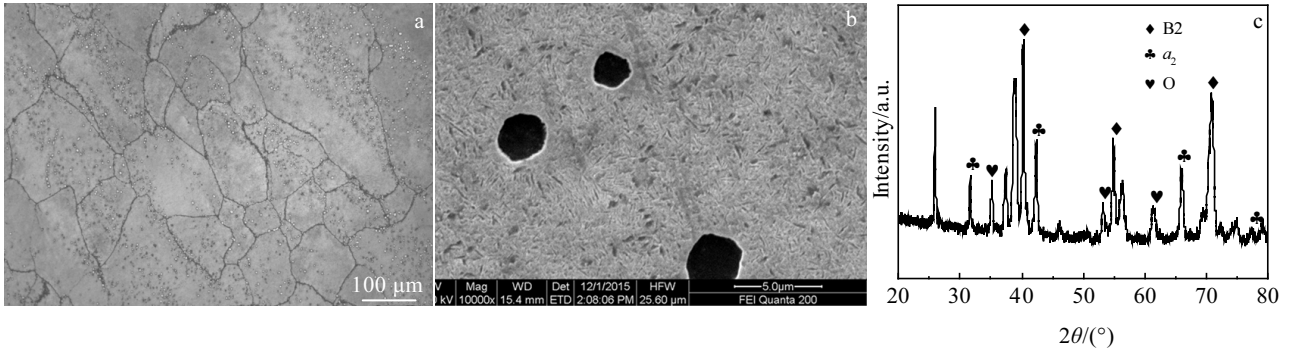


图 1 Ti-22Al-24Nb 合金原始组织及 XRD 分析

Fig.1 OM (a), SEM (b) original microstructure of Ti-22Al-24Nb alloy and X-ray diffraction phase analysis (c)

研磨-抛光-腐蚀后在 XJP-6A 型金相显微镜上进行组织观察，所用腐蚀剂采用体积比为 1:3:7 的 HF+HNO₃+H₂O 和 2:5:100 的 HF+H₂O₂+H₂O 混合腐蚀液。

2 结果及分析

2.1 高温流变应力行为

金属材料在热变形过程中因受到加工硬化、动态回复软化以及动态再结晶软化等多种物理机制的作用，导致材料高温流变应力行为极为复杂。图 2 所示为 Ti-22Al-24Nb 合金在高温下的真应力-应变曲线。可以看出该合金高温流变应力曲线的总体变化规律：随着真应变的增加，流变应力在变形初期快速增加，达到峰值应力后开始逐渐下降，但不同条件下的曲线下降程度不一，最终流变应力基本达到某个稳定值。根据图 2 的曲线特征，分析认为材料流变应力在达到峰值之前，主要以加工硬化作用为主；随着软化效应的增强会逐渐降低流变应力的增长速度，即曲线斜率越来越小，直到软化效应与加工硬化效应影响基本持平，此时流变应力达到峰值；随着变形的继续，曲线将呈现两种明显特征：一种是软化作用进一步加强，曲线表现为流变应力持续下降直至趋于稳定；另一种是流变应力达到峰值后，基本呈现稳态流动特征，即峰值应力与稳态应力相差不大，这种现象易出现在较高的温度和较低的应变速率条件下，可能是由于在高温和低应变速率条件下，材料的软化效应在达到峰值应变时已达到某一饱和值，在随后的变形过程中软化效应与硬化效应一直保持动态平衡，使得流动应力变化不大。

从图 2 中还可以看出，当变形温度恒定时，流变应力随应变速率的增大而增加，且应变速率每提高 1 个数量级，峰值应力增加 23~216 MPa(见图 3)。这主要在于应变速率的增大会缩短材料的热变形时

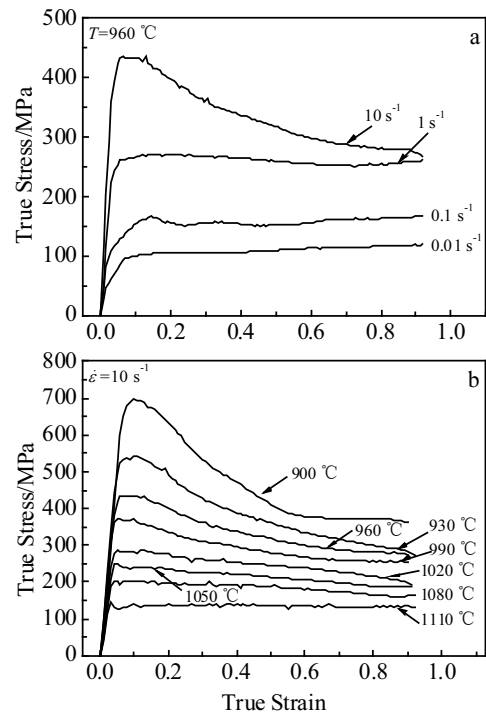


图 2 Ti-22Al-24Nb 合金在不同应变速率和温度下的真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of Ti-22Al-24Nb alloy at different strain rates (a) and temperatures (b)

间，使得合金的动态再结晶等软化行为得不到充分进行，致使流变应力随之增大；而峰值应力的增幅不同是由于变形温度的影响，温度升高，材料发生形变所需的激活能便会降低，导致材料软化效应增强，从而易于削弱加工硬化的影响，使得峰值应力增幅减小；相反，温度降低，材料发生形变的阻力增大，加工硬化现象显著且在短变形内难以消除，导致峰值应力增幅较大。当应变速率恒定时，流变应力随变形温度的

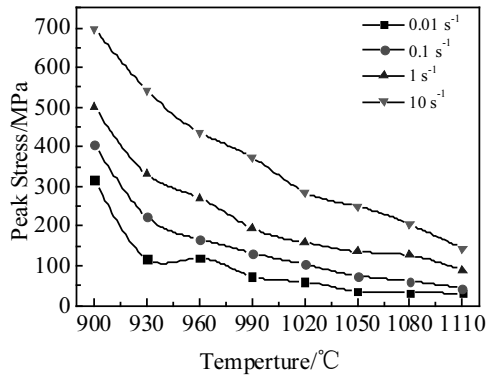


图3 Ti-22Al-24Nb 合金在不同应变率下的峰值应力曲线
Fig.3 Peak stress curves of Ti-22Al-24Nb alloy at different strain rates

升高而降低,且高应变速率下对应的峰值应力随温度变化更为显著(见图3)。这主要是由于温度的升高,热激活作用增强,变形时原子之间的活动能力增大,同时材料易于发生动态再结晶行为,导致该合金的变形抗力降低。

2.2 热变形激活能的确定及变形机制探讨

金属的高温变形可由如下几个过程组成:位错的滑移或攀移运动以及异号位错相抵消引起的变形;晶界之间相对滑动引起的变形;界面相对运动引起的变形;空位或间隙原子定向扩散引起的变形。每个变形过程均需要克服一定的能量势垒才能完成,这个势垒就是该过程的变形激活能^[9]。本研究以峰值应力数据为基础,根据 Arrhenius 幂函数方程来确定 Ti-22Al-24Nb 合金的热变形激活能,其函数表达式为:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma_p^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中, σ_p 为峰值应力, MPa; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; T 为变形温度, K; Q 为热变形激活能, J/mol; R 为气体常数, 值为 $8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; n 和 A 为材料常数, 其中 $n=1/m$ 。对式(1)两边取自然对数, 整理成如下 2 种形式:

$$\ln \sigma_p = m \ln \dot{\varepsilon} + m(Q/RT - \ln A), \quad m = \frac{1}{n} \quad (2)$$

$$\ln \sigma_p = k \cdot \frac{1000}{T} + \frac{1}{n} (\ln \dot{\varepsilon} - \ln A), \quad k = \frac{Q}{1000nR} \quad (3)$$

这里, m 和 k 值可由 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln \sigma_p - (1000/T)$ 曲线一元线性拟合的斜率计算(见图4); 由于该合金的 B2 相变温度约为 $1070 \text{ }^\circ\text{C}$, 因此在不同相变区间发生热变形的激活能(Q)可能存在较大的差异。根据公式 $Q=1000knR$ 便可得出 Ti-22Al-24Nb 合金在不同相变区的 Q 值, 经计算得出该合金在温度区间为 $900\sim 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, 即 $(\alpha_2+\text{B2})$ 两相区, 对应的 Q 值为 603.56

kJ/mol ; 温度区间为 $1050\sim 1110 \text{ }^\circ\text{C}$, 即 B2 单相区, 对应的 Q 值为 406.25 kJ/mol ; 整个变形区间的 Q 值为 543.59 kJ/mol 。

从中可以看出合金在 B2 单相区的激活能明显低于 $(\alpha_2+\text{B2})$ 两相区的激活能, 这主要是由于随着变形温度的升高, 位错的滑移或攀移运动的能力加强以及合金内发生的软化行为使得材料变形所需的激活能降低。另外, 由于单相区主要是 B2 相, 为体心立方(bcc)结构, 具有较高的堆垛层错能, 可强化位错运动的能力以降低激活能; 而在两相区存在大量的 α_2 相, 为密排六方(hcp)结构, 是典型的脆性相, 这大大阻碍了位错的运动, 以致材料变形需要克服更多的能量势垒, 使发生变形所需的激活能升高。

根据计算的结果, 两个相区的激活能值远高于纯 α 钛和纯 β 钛合金的自扩散激活能(204 和 161 kJ/mol)^[10], 表明该合金在不同相区的热变形是由高温扩散以外的过程控制且可能对应着不同的变形机制。本实验结合文献[9-12]的研究工作, 并选取该合金在不同相区内对应的微观组织(见图5), 以探究 Ti-22Al-24Nb 合金在 $(\alpha_2+\text{B2})$ 两相区和 B2 单相区可能存在的变形机制。从图 5a 中可以看出组织中部分三叉晶界处有细小的动态再结晶晶粒析出, 这是由于该温度下可开动的滑移系较少, 位错容易塞积在 B2 相晶界上, 当位错达到某一临界值时会导致再结晶晶粒从晶界处析出, 流变应力曲线会表现为随应变速率增加呈现陡降趋势, 这种变化可从真应力-应变曲线中得知; 因此, 作者认为 $(\alpha_2+\text{B2})$ 两相区的主要变形机制是晶界滑移。图 5b 为 B2 单相区的组织, 从中可看出组织中存在胞状亚结构且出现连续动态再结晶现象, 但 B2 单相区的流变应力曲线趋势表现为动态回复型, 对此, 动态回复和动态再结晶是 B2 单相区的主要变形机制。

2.3 加工图的构建及分析

Ti-22Al-24Nb 合金加工图的建立主要是基于 DMM, 该模型认为材料在发生大塑性连续热变形过程中能量的耗散行为与微观组织的变化有关。在热变形过程中, 工件可被视为一个非线性的能量耗散体, 某应变下所吸收的总功率 P 为流变应力和应变速率的乘积^[13], 可表示为:

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (4)$$

式中, $G = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon}$ 和 $J = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma$ 是 2 个互补函数, 分别称为功率耗散量和功率耗散协量。在给定的温度和应变下, 材料对应变速率的动态响应可表示为 $\sigma = K\dot{\varepsilon}^m$, 由此可得:

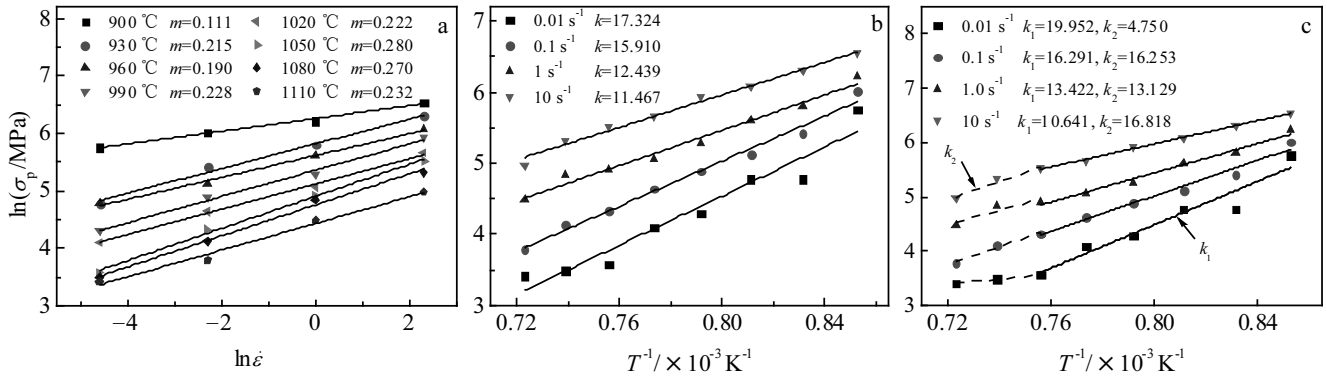


图 4 Ti-22Al-24Nb 合金在不同实验条件下 $\ln \sigma_p$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $(1000/T)$ 的关系曲线

Fig.4 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ (a) and $\ln \sigma_p - (1000/T)$ (b, c) curves for Ti-22Al-24Nb alloy under different experimental conditions

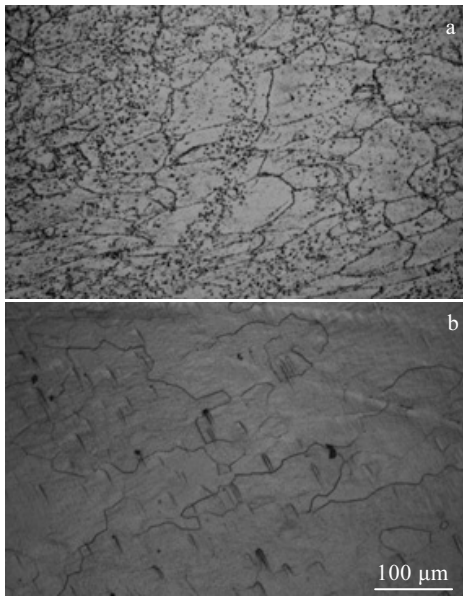


图 5 Ti-22Al-24Nb 合金在不同相区的微观组织

Fig.5 Microstructure of Ti-22Al-24Nb alloy in different phase regions: (a) 960 °C, 10 s⁻¹ and (b) 1110 °C, 0.01 s⁻¹

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} K \dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} (\sigma/K)^{1/m} d\sigma \quad (5)$$

$$= \sigma \dot{\epsilon} / (m+1) + m \sigma \dot{\epsilon} / (m+1)$$

式中, m 是应变速率敏感性指数, 可认为是材料发生热变形时所消耗的能量 G 与材料内部微观组织演化所消耗的能量 J 之间的分配系数。对于理想的线性耗散 ($m=1$) 过程, $J = J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2$; 而对于非线性耗散 ($m < 1$) 过程, 功率耗散率 η 可表示为:

$$\eta = J / J_{\max} = 2m / (m+1) \quad (6)$$

式中, η 为一个无量纲的参数, 描述材料因热变形造成微观组织改变而消耗的能量与消耗总能量比值的 2

倍 ($2J/P$)。功率耗散图表示 $\eta - T - \dot{\epsilon}$ 的变化规律, 由于图中等值线可定量表征材料在热变形过程中的微观组织变化, 因此也被称为微观组织轨迹线^[14]。

Prasad 等人^[13]基于 Ziegler 大塑性流变理论的不可逆热力学的极值原理, 推导出了材料在热变形过程中发生流变失稳的判据为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(\frac{m}{m+1})}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (7)$$

Murty 等人^[15]认为对于复杂的合金系统, m 值是不恒定的, 会随应变速率变化而变化, 而 Prasad 判据中 m 值是恒定的, 因此对 DMM 进行了修正, 提出包含积分运算的功率耗散率表达式 (见式 8), 并在此基础上推导出了一种适合任何应力-应变速率曲线的失稳区判据 (见式 9)。

$$\eta_{\text{MDMM}} = J / J_{\max} = 2(1 - G/P) \quad (8)$$

$$= 2[1 - (\int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}) / \sigma \dot{\epsilon}]$$

$$2m - \eta_{\text{MDMM}} < 0 \quad \text{or} \quad \eta_{\text{MDMM}} \leq 0 \quad (9)$$

在本实验条件下, 为了减少实验误差和保证数据的准确性, 采用 Matlab 软件编程, 利用三次样条函数对真应变为 0.92 时 Ti-22Al-24Nb 合金的流变应力数据进行插值, 根据上述公式计算相应的材料参数 m 、 η 、 $\xi(\dot{\epsilon})$ 和 η_{MDMM} , 并在二维平面图上分别绘制随温度和应变速率变化的等值线图, 即功率耗散图和流变失稳图, 将两者叠加便得到基于 Prasad (见图 6a) 和 Murty (见图 6b) 失稳判据的 2 种加工图, 其中加工图中的阴影区域为流变失稳区, 白色区域为安全加工区。

从图 6a 中可以看出, 基于 Prasad 判据预测的流变失稳区存在 3 个区域, 即失稳区 I、II、III, 其对应的范围分别是 900~990 °C、0.2~10 s⁻¹; 1035~1095 °C、

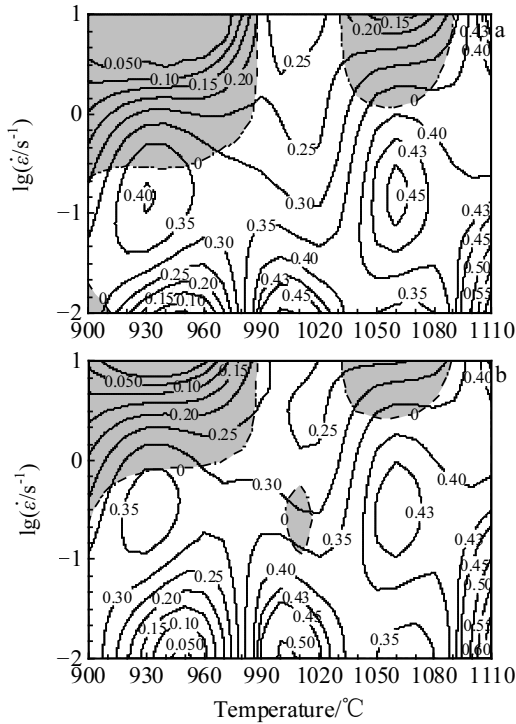


图 6 Ti-22Al-24Nb 合金在应变为 0.92 条件下基于 Prasad 和 Murty 判据的加工图

Fig.6 Processing maps based on Prasad (a) and Murty (b) criterion of Ti-22Al-24Nb alloy at a strain of 0.92

1~10 s⁻¹ 和 900~912 °C、0.01~0.02 s⁻¹; 这些区域对应的功率耗散系数较低, 材料在此区域变形时易发生绝热剪切带或局部塑性流动等失稳现象。而安全加工区主要存在 3 个功率耗散效率 η 峰区(η>0.4), 即峰区 I (990~1035 °C、0.01~0.03 s⁻¹)、峰区 II (1040~1090 °C、0.02~1 s⁻¹)、峰区 III (1090~1110 °C、0.01~0.18 s⁻¹), 对应的应变速率敏感性指数 m>0.25。一般来说, η 值越大可能对应着最佳的加工性能区, 表示易于发生动态再结晶或超塑性等利于获得优良组织的变形机制。通过图 6b 可以得出基于 Murty 判据预测的失稳区分别为 (I) 900~990 °C、0.56~10 s⁻¹; (II) 1035~1090 °C、2.8~10 s⁻¹; (III) 1000~1020 °C、0.1~0.56 s⁻¹ 以及 η 峰区分别为 (I) 990~1035 °C、0.01~0.07 s⁻¹; (II) 1040~1090 °C、0.05~1.77 s⁻¹; (III) 1090~1110 °C、0.01~0.66 s⁻¹。

通过两图比较可以看出 Murty 失稳判据所建立的加工图中功率耗散率 η 值的变化趋势与 Prasad 加工图基本相似, 这是由于这两种判据均是采用功率耗散协量 J 替代耗散函数 D 而推导来的^[16]。不同的是两者预测的同一等值线对应的位置发生了差异, 即 Murty 失稳判据预测位置从低应变速率向高应变速率区域向上移动了一段距离, 经计算得知其移动距离为

(0~0.45) Δlg ε̇ (见图 7), 这就造成了 Murty 判据预测的失稳区范围有所减小; 相反, 功率耗散效率 η 峰区 (η>0.4) 却有所增大。另外, 两个加工图对流变失稳区 III 的预测存在明显差异, 而材料发生失稳现象最有可能出现在较大的流变失稳区内, 因此失稳区 III 组织的预测不具有可靠性。

2.4 微观组织验证及分析

图 8 和图 9 所示分别为 Ti-22Al-24Nb 合金失稳区的微观组织和 η 峰区的微观组织。由图 8 可知, 在应变速率为 10 s⁻¹、变形温度分别为 900 和 960 °C 时, 微观组织中存在明显的绝热剪切和局部流变失稳现象 (图中虚线圈内)。由于变形温度未达到 B2 的相变温度, 因此作者认为此处的绝热剪切带主要是以晶粒剧烈拉长和破碎为特征的形变剪切带, 而不是以发生相变为特征的相变带^[17]。正因为绝热剪切带中的变形较为剧烈, 才容易导致空穴的形核、长大和连接现象的发生, 严重时还会产生微裂纹, 导致材料的失效^[18]。局部流变是材料在较高应变速率下的一种局部塑性变形方式, 它会破坏形变组织的均匀分布, 进而影响材料性能。可见, 在热加工时应避免在失稳区内对材料进行热塑性变形。

η 峰区中变形温度、应变速率分别为 1020 °C、0.01 s⁻¹ 和 1110 °C、0.1 s⁻¹ 条件下对应的组织如图 9 所示, 从组织形貌特征可以看出 B2 相边界呈现锯齿状, 表明该材料在此条件下进行热变形时出现了明显的动态再结晶现象; 且随着温度的升高, 连续动态再结晶现象越明显, 甚至在 B2 晶粒内部生成了胞状亚结构 (见图 9b)。文献^[19,20]认为对于具有高层错能的 Ti₂AlNb 合金而言, 动态再结晶主要受晶界迁移率的影响, 升高温度或降低应变速率均可促进晶界迁移的速度, 表现为晶界通过连续弓形析出导致动态再结晶的发生。

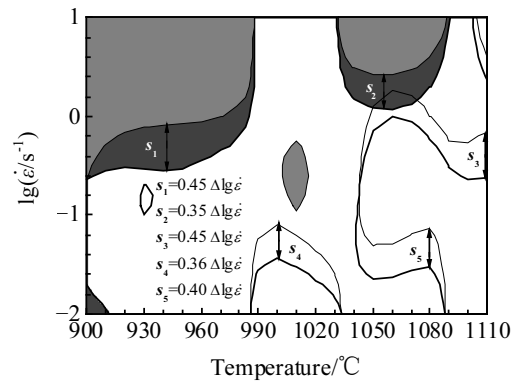


图 7 Murty 判据相对于 Prasad 判据预测区域的最大移动距离
Fig.7 Maximum mobile distance of predictive range for Murty and Prasad criterion



图 8 Ti-22Al-24Nb 合金失稳区的微观组织

Fig.8 Microstructures of instability regions for Ti-22Al-24Nb alloy: (a) 900, 10 s⁻¹ and (b) 960 °C, 10 s⁻¹

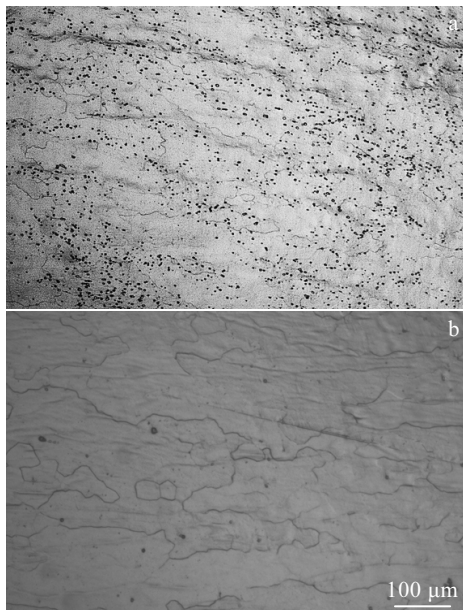


图 9 Ti-22Al-24Nb 合金 η 峰值区的微观组织

Fig.9 Microstructures of η peak value regions for Ti-22Al-24Nb alloy: (a) 1020 °C, 0.01 s⁻¹ and (b) 1110 °C, 0.1 s⁻¹

由于动态再结晶对改善材料微观结构、提高材料性能具有重要作用，被认为是最佳的微观变形机制。因此，η 峰区(990~1035 °C、0.01~0.03 s⁻¹，1040~1090 °C、0.02~1 s⁻¹和 1090~1110 °C、0.01~0.18 s⁻¹)为 Ti-22Al-24Nb 合金实际热加工时优化的热力参数范围。

通过组织验证，认为上述 2 种判据的加工图均能较好地确定流变失稳区和安全加工区。鉴于 Murty 失稳判据预测的流变失稳范围较小，为充分避免热加工失稳组织的产生，因此选择基于 Prasad 失稳判据建立的加工图来优化热成形工艺参数更为合理。

3 结 论

1) Ti-22Al-24Nb 合金的流变应力对变形温度和应变速率较为敏感，随温度的升高或应变速率的降低而下降；同时，峰值应力在应变速率每提高 1 个数量级时增加 23~216 MPa，且在高应变速率时随温度变化更为显著。

2) Ti-22Al-24Nb 合金在(α₂+B2)两相区以晶界滑移为主要变形机制，对应的变形激活能为 603.56 kJ/mol；而动态回复和动态再结晶是 B2 单相区的主要变形机制，其变形激活能为 406.25 kJ/mol。

3) 基于 Prasad 和 Murty 失稳判据所建立的加工图中均存在 3 个流变失稳区和 3 个 η 峰区，两判据得出的功率耗散率具有相似性，主要差异在于 Murty 失稳判据预测的失稳区范围缩小了，但 η 峰区范围扩大了。

4) 结合加工图及微观组织验证，表明 Ti-22Al-24Nb 合金选用 Prasad 失稳判据所建立的加工图更为合理；加工图中失稳区主要存在绝热剪切带和局部流变失稳现象，η 峰区的组织出现动态再结晶及胞状亚结构现象；因此，该合金较优的热成形工艺参数范围应选在 η 峰区内，即 990~1035 °C、0.01~0.03 s⁻¹，1040~1090 °C、0.02~1 s⁻¹和 1090~1110 °C、0.01~0.18 s⁻¹。

参考文献 References

[1] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K *et al.* *Acta Metall*[J], 1988, 36: 871
 [2] Shen Jun(沈 军), Feng Aihan(冯艾寒). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2013, 49(11): 1286
 [3] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxi(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(6): 1199
 [4] Shi Z X, Yan X F, Duan C H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 652: 30
 [5] Chen Mingyang(陈明阳), Hao Shiming(郝世明), Xie Jingpei(谢敬佩) *et al.* *Journal of Material Engineering(材料工程)*[J], 2017, 45(2): 17
 [6] Zhang C, Zhang L W, Shen W F *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 90: 804
 [7] Zhang Siyuan(张思远), Mao Xiaonan(毛小南), Qi Yunlian(戚运莲) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属*

- 材料与工程[J], 2017, 46(4): 973
- [8] Li Xin(李鑫), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(12): 1268
- [9] Wang Yang(王洋), You Fenghai(尤逢海), Zhu Jingchuang(朱景川) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2006, 30(11): 63
- [10] Zeng Weidong(曾卫东), Hu Xianhong(胡鲜红), Yu Hanqing(俞汉清) *et al.* *Journal of Material Engineering*(材料工程)[J], 1996, 9: 27
- [11] Chen Huiqin(陈慧琴), Lin Haozhuan(林好转), Guo Ling(郭灵) *et al.* *Journal of Material Engineering*(材料工程)[J], 2007, 1: 60
- [12] Zhang Q C, Chen M H, Wang H *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(3): 722
- [13] Prasad Y V R K. *Indian Journal of Technology*[J], 1990, 4: 435
- [14] Prasad Y V R K, Sastry D H, Deevi S C *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(9-11): 1067
- [15] Murty Narayana S V S, Nageswara Rao B. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254: 76
- [16] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李鑫), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2007, 43(8): 77
- [17] Tan Chengwen(谭成文), Wang Fuchi(王富耻), Li Shukui(李树奎). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2003, 26(5): 62
- [18] Xun Y, Tan M J, Liew K M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 162(10): 429
- [19] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1991, 22(10): 2339
- [20] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 1997, 238(97): 219

Optimization of Hot Forming Parameters for Ti-22Al-24Nb Alloy

Ren Shujie, Wang Kelu, Lu Shiqiang, Huang Yun, Xu Qiuxi, Gao Xiayun
(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Hot deformation behavior of Ti-22Al-24Nb alloy was investigated in the temperature range of 900~1110 °C and strain rate range of 0.01~10 s⁻¹ by Gleeble-3500 thermo-mechanical simulator. Characteristics of flow stress curve at elevated temperature, hot deformation activation energy in different phase regions and deformation mechanisms were analyzed, and hot forming parameters of the alloy were optimized by processing maps under instability criterion of Prasad and Murty and corresponding structural characteristics. The results show that the flow stress of the alloy is sensitive to the hot forming parameters. The main deformation mechanism in the (α_2 +B2) two-phase region is grain boundary sliding, the corresponding activation energy is 603.56 kJ/mol, and the deformation activation energy of the B2 single-phase region is 406.25 kJ/mol, whose main deformation mechanism is dynamic recovery and dynamic recrystallization. According to the comparison of two kinds of processing maps and the microstructure observation, the processing map of the alloy based on the Prasad instability criterion is more reasonable. The corresponding main instability zones are 900~990 °C, 0.2~10 s⁻¹ and 1035~1095 °C, 1~10 s⁻¹, and the adiabatic shear bands and the local plastic instability in the microstructure are predicted by the instability zones. However, the dynamic recrystallization and the microstructure of the cellular substructure are easy to appear in the η peak regions, indicating that the better thermodynamic parameter ranges are 990~1035 °C together with 0.01~0.03 s⁻¹, 1040~1090 °C together with 0.02~1 s⁻¹ and 1090~1110 °C together with 0.01~0.18 s⁻¹.

Key words: Ti-22Al-24Nb alloy; hot forming parameters; hot deformation activation energy; processing map

Corresponding author: Wang Kelu, Ph. D., Professor, School of Aerospace Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: wangkelu@126.com