

Ti60 合金的热变形行为及加工工艺参数优化

王天祥, 鲁世强, 王克鲁, 欧阳德来, 姚 泉

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 在变形温度 600~950 °C, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 条件下, 采用 Thermecmaster-Z 型热加工模拟试验机对 Ti60 合金进行等温恒应变速率压缩实验。通过分析流动应力行为, 计算应变速率敏感指数 m 和应变硬化指数 n , 并综合考虑加工图和变形微观组织来研究该合金的热变形行为, 得到优化的加工工艺参数范围。研究表明, Ti60 合金的流动应力-应变曲线在不同工艺参数条件下分别呈现流动稳态型和流动软化型。应变速率敏感指数 m 随着变形温度升高和应变速率降低而增大。应变硬化指数 n 随着变形温度升高而减小; 随着应变速率的增加在低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 区间增大, 在高应变速率 (1~10 s⁻¹) 区间减小; 随着应变的增加在高温段 (800~950 °C) 的低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 区间较缓慢地减小, 在高温段 (800~950 °C) 的高应变速率 (1~10 s⁻¹) 区间以及低温段 (600~750 °C) 的所有应变速率 (0.001~10 s⁻¹) 区间较明显地减小。Ti60 合金存在 2 个功率耗散效率峰值区域, 其对应的热力学参数窗口分别为温度 725~875 °C, 应变速率 ≤ 0.003 s⁻¹ 和温度 875~938 °C, 应变速率 ≤ 0.04 s⁻¹。从流动应力行为、应变速率敏感指数 m 、应变硬化指数 n 以及加工图综合考虑, Ti60 合金的最佳热加工工艺参数为: 温度 800~875 °C, 应变速率 0.001~0.003 s⁻¹, 或温度 875~938 °C, 应变速率 0.001~0.04 s⁻¹。

关键词: Ti60 合金; 流动应力行为; 应变速率敏感指数; 应变硬化指数; 加工图

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3552-10

航空航天技术的不断发展对航空发动机提出的性能要求越来越高。而钛合金由于其具有耐高温、耐腐蚀、低密度、高比强度等诸多优异的综合性能, 成为航空发动机高温零部件的重要候选材料^[1,2]。目前, 高温钛合金的最高使用温度为 600 °C, 能满足该要求的合金有 IMI834 合金, TIMETAL-1100 合金, Ti600 合金等, 且已有不少研究者对这些合金的热加工行为开展了研究。例如, Wanjara 等^[3]研究了 IMI834 合金在变形温度 950~1125 °C, 应变速率 0.001~1 s⁻¹ 和真应变 1.2 条件下的流动应力行为和微观组织演变规律。结果表明, β 单相区所发生的动态再结晶, 导致了 IMI834 合金的流动应力在 $\alpha+\beta$ 两相区和 β 单相区表现出不同的软化行为, 而且 Z 参数优化的 Arrhenius 型本构方程可以准确地建立 β 晶粒的动态再结晶尺寸模型。Weinem 等^[4]研究了经不同热处理后 TIMETAL-1100 合金的微观组织演变规律和力学性能。结果表明, 热处理条件和硅化物沉淀对其微观组织和室温拉伸性能具有显著的影响。Niu 等^[5]研究了 Ti600 合金在变形温度 800~1000 °C, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 和高度

压下量 50% 条件下的高温热变形行为。结果表明, 该合金的失稳区域位于应变速率大于 1 s⁻¹ 范围, 其变形机制主要为温升效应导致的局部流动; 功率耗散效率的峰值区域位于应变速率小于 0.01 s⁻¹, 变形温度 900~940 °C 范围, 其变形机制为超塑性。

Ti60 合金是中国自主研发的一种近 α 型高温钛合金, 相对于其它高温钛合金, Ti60 合金除了具有较高的使用温度、低密度和高强度等优点外, 还具备良好的断裂韧性、抗蠕变、抗疲劳性能以及热稳定性等诸多性能, 能够在 600 °C 环境下长期稳定服役^[6,7]。此外, 以 Ti60 合金为基体的 SiC 纤维增强 Ti60 基复合材料以其高比强度、高比刚度和良好的耐高温性能, 成为超音速宇航飞行器和下一代先进航空发动机的重要候选结构材料之一^[8,9]。但是, Ti60 合金对变形温度、应变速率及应变等工艺参数较敏感, 适宜的热加工工艺参数范围狭窄, 使得该合金的热加工难度增加, 从而导致其应用受到一定的限制^[10]。因此, 为了使 Ti60 合金得到进一步的应用, 对 Ti60 合金的热变形行为进行研究, 以优化工艺参数和调控合金组织与性能就显

收稿日期: 2019-10-31

基金项目: 国家自然科学基金 (51964034, 51761029); 江西省研究生创新基金 (YC2018-S365)

作者简介: 王天祥, 男, 1993 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83863039, E-mail: 1196218949@qq.com

得尤为重要。目前,已有诸多学者就 Ti60 合金的热变形行为及加工工艺参数优化展开了研究。例如, Li 等^[11]基于 Ti60 合金流动应力行为、动力学和加工图的分析,对该合金在变形温度 960~1060 °C, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 和高度压下量 70% 条件下的热变形行为进行了研究。结果表明, Ti60 合金的失稳区域分别位于 1010~1060 °C, 2.0~3.16 s⁻¹ 和 960~970 °C, 0.01~3.16 s⁻¹ 以及 980~985 °C, 0.01~0.32 s⁻¹ 范围; 加工图中的功率耗散效率峰值位于 960 °C, 0.001 s⁻¹ 附近。Jia 等^[12]分析了等轴组织 Ti60 合金在变形温度 960~1110 °C, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 和高度压下量 60% 条件下的热变形行为。结果表明, $\alpha+\beta$ 两相区的软化行为是由片层 α 相的断裂和球化, 以及温升效应所致, 而 β 单相区的软化机制为动态回复和动态再结晶。Peng^[13]等揭示了铸态 Ti60 合金在变形温度 970~1120 °C, 应变速率 0.01~10 s⁻¹ 和高度压下量 75% 条件下的热变形行为。结果表明, 失稳区域的产生主要是因为局部流动和裂纹; 加工图中的功率耗散系数峰值区域的产生主要与动态再结晶有关。

以上这些对 Ti60 合金热变形行为的研究主要是以对该合金锻造成形的工艺优化和变形组织调控为目的来开展的, 所研究的变形温度较高。而 SiC_f/Ti60 复合材料构件的热压或热等静压成形的温度通常在较低的温度下进行, 故研究 Ti60 合金在较低温度下的热变形行为对合理制定 SiC_f/Ti60 复合材料构件的热压或热等静压成形工艺具有重要意义。另外, 应变速率敏感指数 m 和应变硬化指数 n 也是影响合金热加工性能的重要参数, 但目前, 对 Ti60 合金应变速率敏感指数 m 和应变硬化指数 n 的研究鲜有报道。

本研究以 SiC_f/Ti60 复合材料构件的热压和热等静压成形为应用背景, 在变形温度 600~950 °C, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 条件下对 Ti60 合金进行等温恒应变速率压缩实验。通过分析合金流动应力行为, 计算应变速率敏感指数 m 和应变硬化指数 n , 并结合加工图和变形微观组织来研究 Ti60 合金的热变形行为, 以优化其加工工艺参数。研究结果可为合理制定以 Ti60 合金为基体的 SiC 纤维增强 Ti60 基复合材料构件的热压或热等静压成形工艺提供理论参考。

1 实验

实验所用 Ti60 合金的状态为锻造+两相区固溶+时效, 其原始微观组织如图 1 所示。从图 1 可以看出, Ti60 合金状态接近于等轴组织, 由近等轴状的初生 α 相和晶间 β 转变组织组成。金相分析软件测得初生 α 相的体积分数约为 75%。

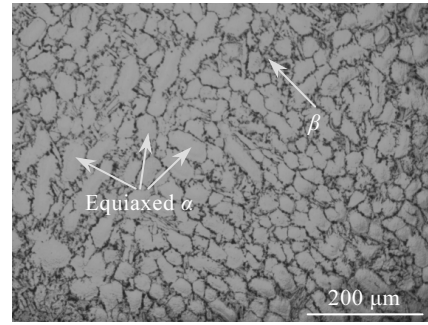


图 1 Ti60 合金原始微观组织

Fig.1 Original microstructure of Ti60 alloy

本实验采用 Thermecmaster-Z 型热加工模拟试验机对 Ti60 合金试样进行等温恒应变速率压缩实验, 标准压缩试样为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体, 在试样的两端垫云母片以降低压头与试样的摩擦, 避免因不均匀变形所造成的“鼓形”。

为了考察变形温度和应变速率对 Ti60 合金流动应力行为的影响, 针对 SiC 纤维增强 SiC_f/Ti60 复合材料构件热压和热等静压成形的需要, 选择压缩变形温度为: 600、650、700、750、800、850、900、920 和 950 °C; 应变速率为: 0.001、0.01、0.1、1 和 10 s⁻¹。热模拟压缩实验加热升温速度为 10 °C/s, 升温到变形温度后保温 5 min, 以保证试样温度均匀, 消除内应力。保温结束后以实验设定的应变速率对试样进行压缩, 压缩至真应变为 0.51 时结束。压缩结束后以 50 °C/s 的冷却速度 (氩气冷却) 冷却到室温, 以保存高温变形组织。通过 Thermecmaster-Z 型热加工模拟试验机配置的专用数据采集软件, 获得不同压缩实验参数下的流动真应力和真应变数据。

2 结果与分析

2.1 流动应力行为

基于 Ti60 合金的热压缩实验数据, 得到了如图 2 所示的流动应力-应变曲线。从图 2 可以看出, 在热压缩过程的开始阶段, 随着应变量的增加, 流动应力迅速增加至峰值。这是因为此变形阶段, 位错随应变量的增大而显著增殖和相交, 导致加工硬化效应显著增强; 同时, 该变形阶段的热软化效应甚微, 故使得流动应力迅速增加。此后, 热软化效应增强, 流动应力增加的速率变慢, 并最终达到峰值。而且, 峰值应力对变形温度和应变速率较敏感, 随着变形温度的升高和应变速率的下降, 出现峰值应力的应变减小且峰值降低。这主要归因于随着变形温度的升高, 一方面,

位错活动性提高、滑移系增多，晶粒之间变形的协调性得到了改善；另一方面，晶界切变抗力显著降低，晶间滑移易于进行，使得热软化过程的发生更容易，从而导致峰值应力降低，且出现峰值应力的应变减小。而随着应变速率的降低，变形时间延长，使得热软化过程进行更充分，抵消了因不均匀变形所引起的应力集中，从而也可导致峰值应力降低。

从图 2 还可以看出，应力峰值过后的流动应力-应变曲线在不同的工艺参数下呈现出不同的流动特征。在高温（800~950 °C）的低应变速率（0.001~0.1 s⁻¹）范围变形时，流动应力-应变曲线大致呈流动稳态型特征，而在高温（800~950 °C）的高应变速率（1~10 s⁻¹）和低温（600~750 °C）的所有应变速率（0.001~10 s⁻¹）变形时，流动应力-应变曲线大致呈流动软化型特征。

众所周知，钛合金的导热系数较低，故钛合金在热变形过程中，很有可能因变形热而产生温升效应，使得钛合金的实际变形温度升高。为考察 Ti60 合金在高温变形过程中的温升效应，现采用 DEFORM 有限元软件，对该合金呈流动稳态型特征（920 °C，0.001 s⁻¹）、（850 °C，0.1 s⁻¹）和呈流动软化型特征（600 °C，0.1 s⁻¹）、（800 °C，1 s⁻¹）、（950 °C，1 s⁻¹）、（850 °C，10 s⁻¹）条件下的压缩变形过程的温度场进行模拟计算，其结果如图 3 所示。从图 3a，3b 可知，当合金在

呈现流动稳态型特征下变形时，变形试样中的温升不明显，在 920 °C，0.001 s⁻¹ 条件下没有温升产生（见图 3a），而在 850 °C，0.1 s⁻¹ 条件下仅产生了 14 °C 的温升（见图 3b）。但从图 3c~3f 可知，当合金在流动软化型特征下变形时，变形试样中的温升较显著，在 600 °C，0.1 s⁻¹、800 °C，1 s⁻¹、950 °C，1 s⁻¹ 和 850 °C，10 s⁻¹ 条件下的温升分别为 39、31、20 和 91 °C。显然，Ti60 合金在流动软化型特征下的温升要比流动稳态型特征下明显高。

文献[14]对 Ti60 合金在 850~950 °C，0.001~10 s⁻¹ 条件下的软化机制进行了研究，结果表明，该合金在高应变速率（1~10 s⁻¹）区间的流动应力-应变曲线呈流动软化型主要是由温升所致，而不是由动态再结晶所致。一般而言，当合金发生由动态再结晶所引起的软化时对热加工成形是有利的；而当合金发生由变形热所引起的软化时对热加工成形是不利的。因为变形热所产生的温升易导致局部流动或绝热剪切现象的发生，这会引引起热工件的性能不均、并且会降低材料的热加工性能。因此，从流动应力行为角度考虑，SiC_p/Ti60 复合材料构件不宜在合金呈流动软化型特征的高温（800~950 °C）、高应变速率（1~10 s⁻¹）和低温（600~750 °C）下的所有应变速率（0.001~10 s⁻¹）条件下进行热压或热等静压成形，而宜选择在合金呈

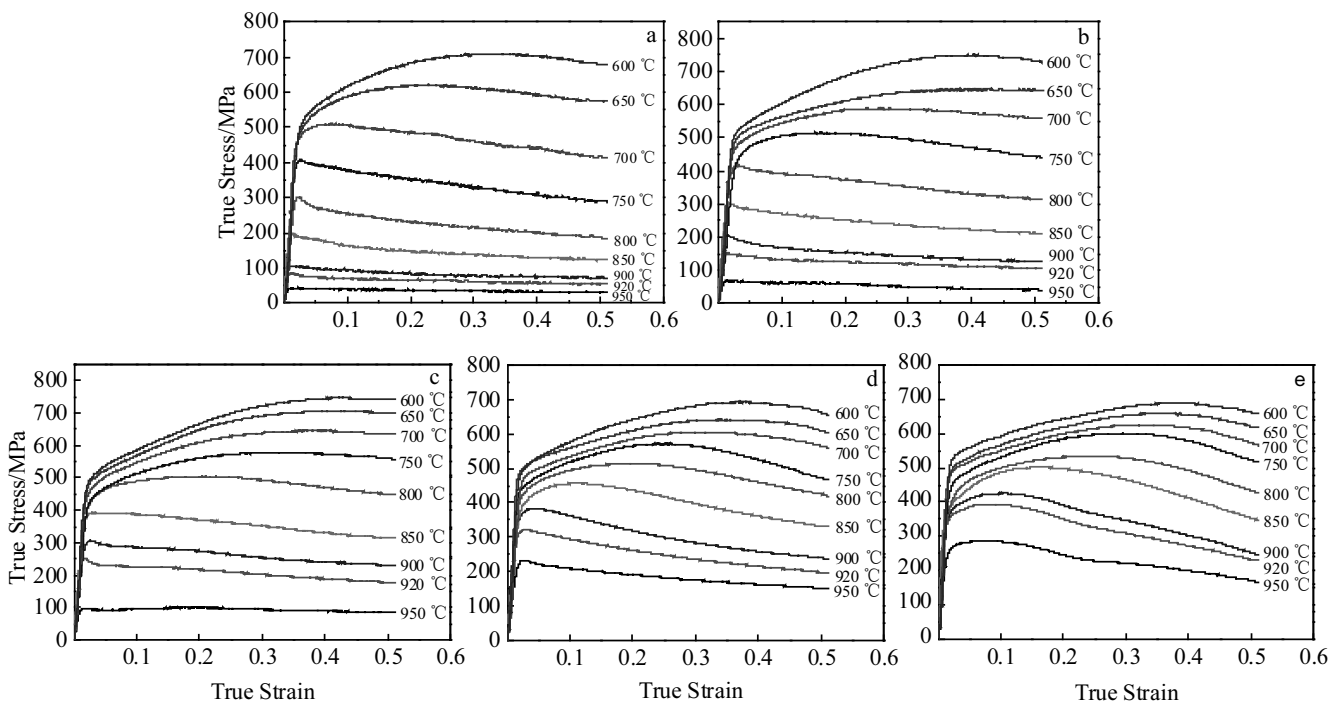


图 2 Ti60 合金在不同工艺参数下的流动应力-应变曲线

Fig.2 Flow stress-strain curves of Ti60 alloy under different processing parameters: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, (d) 1 s⁻¹, and (e) 10 s⁻¹

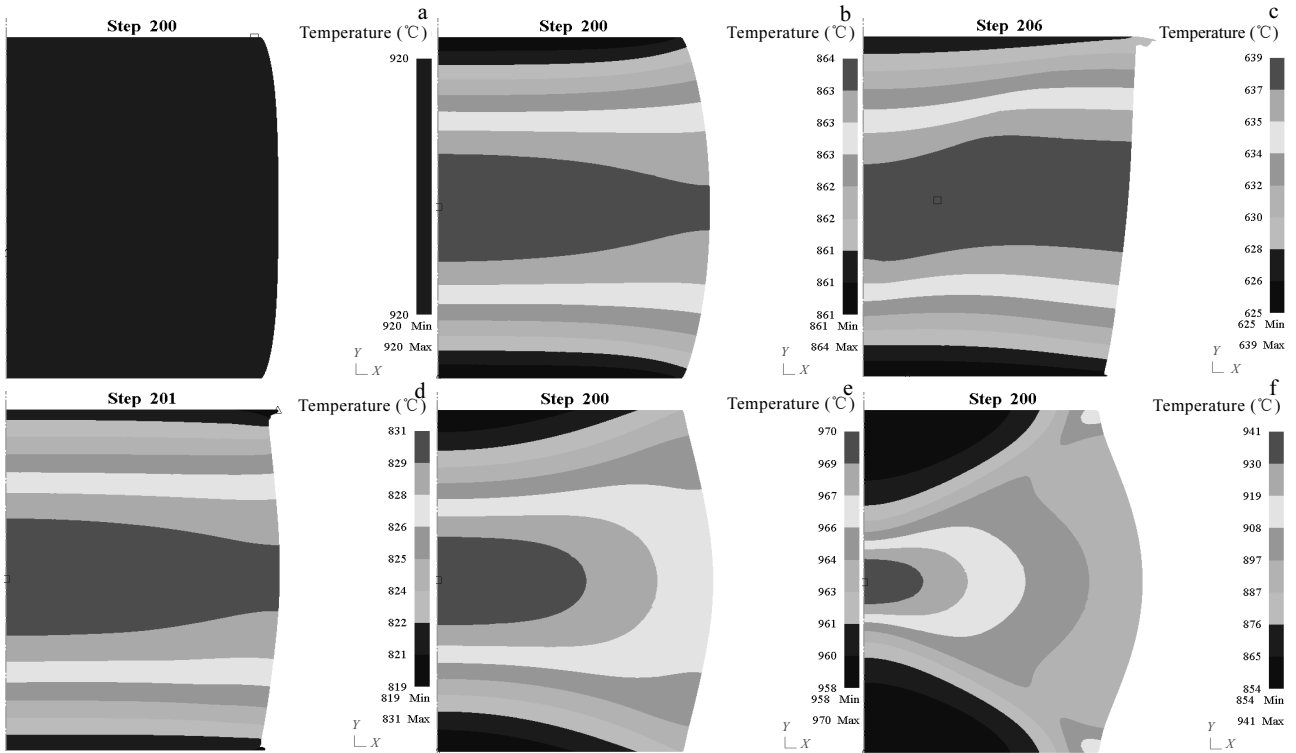


图 3 Ti60 合金在不同工艺参数下压缩至 $\epsilon=0.51$ 时的温度场

Fig.3 Temperature field of Ti60 alloy under different processing parameters when strain is 0.51: (a) 920 °C, 0.001 s⁻¹; (b) 850 °C, 0.1 s⁻¹; (c) 600 °C, 0.1 s⁻¹; (d) 800 °C, 1 s⁻¹; (e) 950 °C, 1 s⁻¹; (f) 850 °C, 10 s⁻¹

现流动稳态型特征的高温 (800~950 °C)、低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 条件下进行热压或热等静压成形。

2.2 应变速率敏感指数

在特定的变形温度和应变条件下,材料对应变速率的响应可用式 (1) 所示的动力学本构方程来表示^[15]:

$$\sigma = A\dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

式中, σ 为流动应力 (MPa), A 为常数, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率 (s⁻¹), m 为应变速率敏感指数,反映了材料产生均匀变形或抵抗局部变形的能力,是评判材料热变形能力的重要参量^[16]。通常认为, m 值越大,材料在热变形过程中的可加工性就越好。其定义为:

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

采用 3 次样条函数拟合 $\lg \sigma$ 和 $\lg \dot{\epsilon}$ 之间的关系,可得:

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

由此, m 可以表示为:

$$m = 3a(\lg \dot{\epsilon})^2 + 2b \lg \dot{\epsilon} + c \quad (4)$$

基于 Ti60 合金的热压缩实验数据,并应用式 (2) ~ (4) 可计算出不同工艺参数下的应变速率敏感指数

m 。图 4 所示为 Ti60 合金在不同应变时,变形温度对应变速率敏感指数 m 的影响。从图 4 可以看出,在相同应变速率下,应变速率敏感指数 m 总体上随变形温度升高而增大;在相同变形温度下,应变速率敏感指数 m 随应变速率降低而增大。图 5 为 Ti60 合金分别在变形温度为 800 和 920 °C 条件下的微观组织照片。从图 5 可以看出,在相同的应变速率下(图 5a, 5b 和图 5c, 5d),高变形温度下的初生 α 相有所细化。这是因为高的变形温度有利于初生 α 相的破碎所致。而初生 α 相的细化提供了更多的相界,这有利于相界的滑移和扩散蠕变,从而使应变速率敏感指数 m 增大。另外,在相同的变形温度下(图 5a, 5c 和图 5b, 5d),低应变速率下的初生 α 相的等轴度要好于高应变速率下的等轴度,这使得低应变速率具有高的应变速率敏感指数 m 。

另外,从图 4 还可以看出,在高应变速率下(1~10 s⁻¹)的所有温度(600~950 °C),以及低应变速率下(0.001~0.1 s⁻¹)的低温段(600~750 °C)均具有较低的应变速率敏感指数 m ,而 m 值越小,表明材料产生均匀变形或抵抗局部变形的能力差,亦即材料在热变

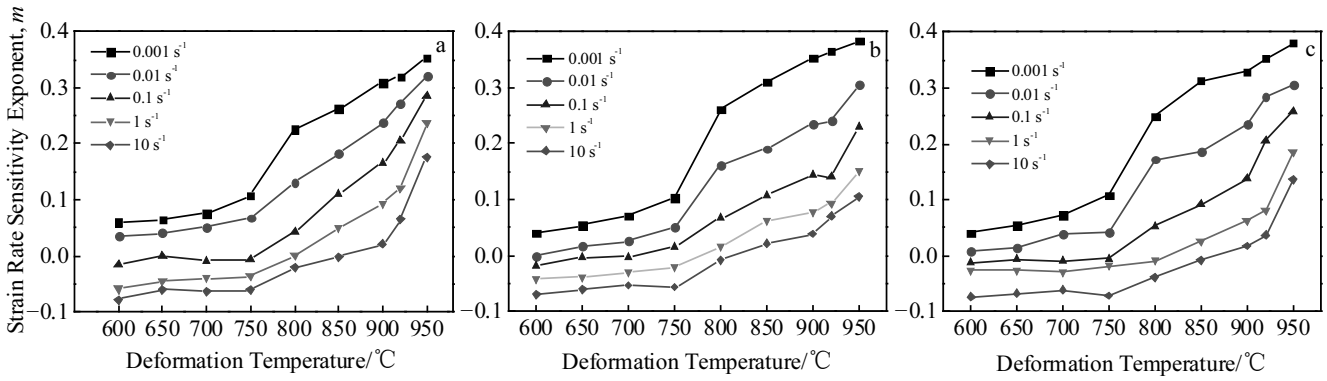


图 4 不同应变下, 变形温度对 Ti60 合金应变速率敏感指数 m 的影响

Fig.4 Effect of deformation temperature on strain rate sensitive exponent m of Ti60 alloy at strain of 0.1 (a), 0.3 (b) and 0.51 (c)

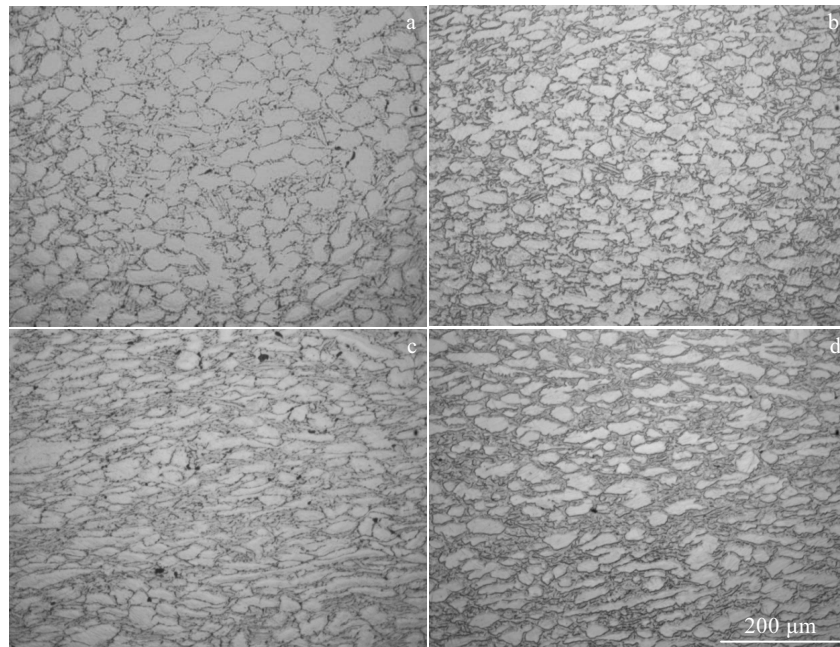


图 5 Ti60 合金在不同工艺参数下的微观组织照片

Fig.5 Microstructures of Ti60 alloy under different processing parameters: (a) 800 °C, 0.001 s⁻¹; (b) 920 °C, 0.001 s⁻¹; (c) 800 °C, 10 s⁻¹; (d) 920 °C, 10 s⁻¹

形过程中的可加工性差。所以, 从获得高的应变速率敏感指数 m 角度考虑, Ti60 合金应尽量避免在高应变速率 ($1\sim 10\text{ s}^{-1}$) 或低应变速率 ($0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$) 下的低温段 ($600\sim 750\text{ °C}$) 进行热加工成形。

图 6 为 Ti60 合金在变形温度分别为 920、800、750 和 600 °C 时, 应变对应变速率敏感指数 m 的影响。从图 6 可以看出, 在高温段 ($800\sim 920\text{ °C}$) 的低应变速率 ($0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$) 时, 应变速率敏感指数 m 随应变的增加减小较轻微 (图 6a, 6b); 而在高温段 ($800\sim 920\text{ °C}$) 的高应变速率 ($1\sim 10\text{ s}^{-1}$), 以及低温段 ($600\sim 750$

°C) 的所有应变速率 ($0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$) 时, 应变速率敏感指数 m 随应变的增加减小较明显 (图 6c, 6d)。前者主要是因为高温、低应变速率变形时, 初生 α 相始终具有较好的等轴度 (图 5a, 5b), 所以应变速率敏感指数 m 随应变的增加减小不明显; 后者主要是在高温、高应变速率, 以及低温下的所有应变速率变形时, 初生 α 相被压扁 (图 5c, 5d), 这不利于相界滑动, 从而导致应变速率敏感指数 m 随应变的增加减小明显。一般在材料的热加工变形过程中, 应变速率敏感指数 m 减小不利于获得好的持续变形能力, 因此,

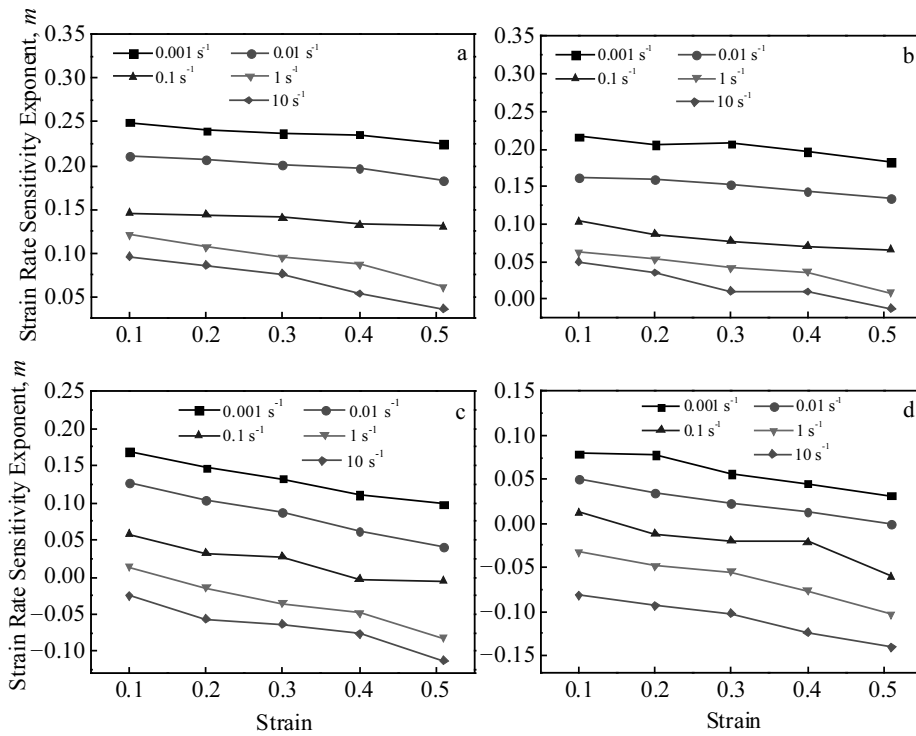


图 6 不同变形温度下, 应变对 Ti60 合金应变速率敏感指数 m 的影响

Fig.6 Effect of strain on strain rate sensitive exponent m of Ti60 alloy at different deformation temperatures: (a) 920 °C, (b) 800 °C, (c) 750 °C, and (d) 600 °C

从应变速率敏感指数 m 角度考虑, SiC_f/Ti60 复合材料构件也宜选择在高温 (800~920 °C), 低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 条件下进行热压或热等静压成形。

2.3 应变硬化指数

在热变形过程中, 根据金属的流动应力-应变曲线可以很好地分析其热加工硬化的特点, 其中 Ludwik 提出的流动应力-应变幂函数模型应用最广泛^[17]:

$$\sigma = \sigma_0 + K \varepsilon^n \quad (5)$$

式中, σ_0 为屈服应力(MPa), K 为强度系数, ε 为应变, n 为应变硬化指数, 反映了加工硬化过程和热软化过程的平衡, 是表征材料均匀塑性变形能力的重要物理量^[18], 其定义为:

$$n = \left[\frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \varepsilon} \right]_{\varepsilon, T} \quad (6)$$

基于 Ti60 合金的热压缩实验数据, 并应用式 (6) 可计算出 Ti60 合金在不同工艺参数下的应变硬化指数 n 。图 7 为 Ti60 合金在不同应变条件下, 变形温度对应变硬化指数 n 的影响。从图 7 可以看出, 随着变形温度的升高, 应变硬化指数 n 逐渐减小。这主要归因于随着变形温度的升高, 一方面, Ti60 合金的热软化效应逐渐增强; 另一方面, 初生 α 相不断转变为 β 相, 而相对于脆性 α 相来说, β 相因具有更多的滑移

系, 有利于位错的滑移, 两者的综合作用导致了应变硬化指数 n 减小。

从图 7 还可以看出, 在不同的应变速率区间, 应变硬化指数 n 对应变速率的敏感性有所不同。在低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 条件下, 应变硬化指数 n 随着应变速率的升高而增大; 而在高应变率 (1~10 s⁻¹) 条件下, 随着应变速率的升高, 应变硬化指数 n 减小。这是因为应变速率对应变硬化指数 n 有正反两方面的影响效果。一方面, 应变速率升高, 热软化过程来不及充分进行, 从而导致应变硬化指数 n 增大; 另一方面, 高的应变速率会因变形热导致明显的温升效应, 使得热软化效应增强, 从而导致应变硬化指数 n 减小。显然, 在低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 条件下, 前者起主导作用, 使得应变硬化指数 n 随应变速率升高而增大; 在高应变速率 (1~10 s⁻¹) 条件下, 后者起主导作用, 使得应变硬化指数 n 随应变速率升高而减小。

图 8 为 Ti60 合金分别在变形温度为 920、800、750 和 600 °C 时, 应变对应变硬化指数 n 的影响。从图 8 可以看出, 随着应变的增加, 应变硬化指数 n 均减小。在高温段 (800~920 °C) 的低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 区间, 应变硬化指数 n 减小的趋势不明显, 而在高温段 (800~920 °C) 的高应变速率 (1~10 s⁻¹) 区间

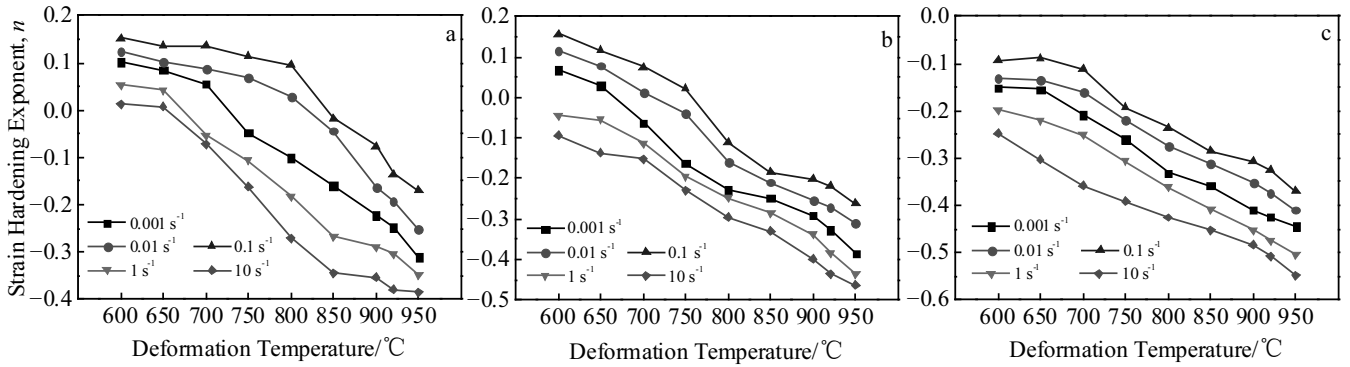


图 7 不同应变下，变形温度对 Ti60 合金应变硬化指数 n 的影响

Fig.7 Effect of deformation temperature on strain hardening exponent n of Ti60 alloy at strain of 0.1 (a), 0.3 (b) and 0.51 (c)

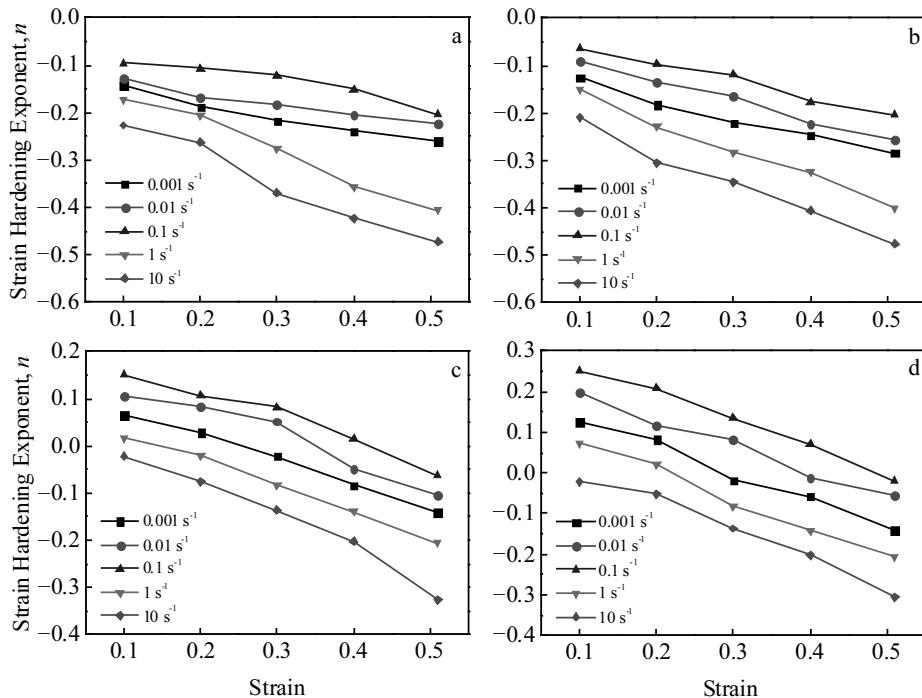


图 8 不同变形温度下，应变对 Ti60 合金应变硬化指数 n 的影响

Fig.8 Effect of strain on strain hardening exponent n of Ti60 alloy at different deformation temperatures: (a) 920 °C, (b) 800 °C, (c) 750 °C, and (d) 600 °C

以及低温段 (600~750 °C) 的所有应变速率 (0.001~10 s⁻¹) 区间, 应变硬化指数 n 减小的趋势相对更明显些。这主要是高温、高应变速率区间以及低温所有应变速率区间的温升效应比高温、低应变速率区间更显著, 温升引起的热软化效应更充分所导致的。

在高温段 (800~920 °C) 的低应变速率 (0.001~0.1 s⁻¹) 区间, 应变硬化指数 n 较缓慢的减小, 说明在变形过程中加工硬化与热软化过程接近达到平衡状态, 这与该变形条件下的流动应力-应变曲线呈现流动稳态

型特征相吻合 (见图 2a~2c); 而在高温段 (800~920 °C) 的高应变速率 (1~10 s⁻¹) 区间以及低温段 (600~750 °C) 的所有应变速率 (0.001~10 s⁻¹) 区间, 应变硬化指数 n 较明显的降低, 说明在变形过程中热软化效应要强于加工硬化效应, 这与该变形条件下的流动应力-应变曲线呈现流动软化型特征相吻合 (见图 2)。

一般来说, 低的应变硬化指数 n 对热加工成形是有利的。从图 7 可以看出, 在高温 (800~950 °C) 段的所有应变速率 (0.001~10 s⁻¹) 下具有较低的应变硬

化指数 n 。尤其是在高应变速率 ($1\sim 10\text{ s}^{-1}$) 下具有更低的应变硬化指数 n , 故从低的应变硬化指数 n 角度考虑, Ti60 合金的热加工成形应选择高温 ($800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$), 高应变速率 ($1\sim 10\text{ s}^{-1}$) 条件下进行。但考虑到在高温 ($800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$), 高应变速率 ($1\sim 10\text{ s}^{-1}$) 条件下低的应变硬化指数 n 主要是变形热引起的温升所致, 而变形热引起的温升易产生局部流动或绝热剪切, 这对热加工成形是不利的。因此, SiC_p/Ti60 复合材料构件的热压或热等静压应选择高温 ($800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$), 低应变速率 ($0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$) 条件为宜。

2.4 加工图

基于动态材料模型理论的加工图不仅直观地反映出了稳定变形区和失稳变形区所对应的热力学参数范围, 而且加工图中呈现的不同功率耗散效率区域对应着不同的变形机制, 而不同的变形机制对应着不同的微观变形组织。因此, 加工图被广泛用来作为控制微观变形组织和优化热加工工艺参数的一种理论方法和手段^[19]。

在热变形过程中, 工件吸收来自工具的功率 P 主要通过以下两个方面进行耗散^[20,21]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (7)$$

式中, G 称为功率耗散量, 表示由于热变形引起的功率耗散, 它转化为粘塑性热; J 称为功率耗散协量, 表示在热变形过程中与组织演变 (动态回复、动态再结晶、内部裂纹等) 相关的功率耗散。

根据 G 和 J 的定义可分别得到其与 m 的关系式, 如式 (8) 和式 (9) 所示:

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \frac{1}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (8)$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (9)$$

当 $m=1$ 时, J 具有最大值 $J_{\max} = \frac{P}{2}$ 。定义 $\eta = \frac{J}{J_{\max}}$ 为

功率耗散效率, 则可推得 η 的表达式如式 (10) 所示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2J}{G+J} = \frac{2m}{m+1} \quad (10)$$

η 为一个无量纲的参数, 它随着应变速率和变形温度的变化形成了功率耗散图, 功率耗散图上的等值线表示与材料微观组织演变相关的相对熵产率。通常, 高 η 值区域对应着较好的热加工性能区。

另外, Murty 等^[22]学者通过考虑材料的连续效应或力学稳定性, 提出了如下的变形失稳判据:

$$\xi = 2m - \eta < 0 \text{ 或者 } \eta \leq 0 \quad (11)$$

式中, ξ 为一个无量纲的失稳参数。 ξ 值随应变速率

和变形温度的变化形成了失稳图。将功率耗散图与失稳图进行叠加, 便构成了加工图。

图 9 为根据式 (10) 和式 (11) 构建出的 Ti60 合金在变形温度 $600\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率 $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ 条件下的加工图。图中等值线上的数字为功率耗散效率值, 阴影部分为失稳变形区域。从图 9 可以看出, 功率耗散效率随着应变速率的减小而升高, 这说明低应变速率条件下微观组织演变所耗散的功率要比高应变速率条件下的要高。从图 9 还可以看出, Ti60 合金的失稳变形区域较大, 当应变速率 $\geq 0.56\text{ s}^{-1}$ 时, 整个实验温度范围 ($600\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$) 均为失稳变形区; 当应变速率 $< 0.56\text{ s}^{-1}$ 时, 失稳变形区随着温度降低逐渐向低应变速率方向扩展。失稳变形区的功率耗散效率 η 多小于 0.3。一般要尽量避免在失稳区进行热加工, 否则会产生组织缺陷, 并降低材料的热加工性能。因此, SiC_p/Ti60 复合材料构件在热压或热等静压成形时, 应尽量采用低的加压速率, 在高温段可适当提高加压速率。

另外, 从图 9 还可以看出, 加工图中存在 2 个功率耗散效率峰值区域, 第 1 个功率耗散效率峰值区域大致出现在温度 $725\sim 875\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率 $\leq 0.003\text{ s}^{-1}$ (见图 9 的 I 区域); 第 2 个功率耗散效率峰值区域大致出现在温度 $875\sim 938\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率 $\leq 0.04\text{ s}^{-1}$ (见图 9 的 II 区域)。这 2 个区域的功率耗散效率值多在 0.4 以上, 它们的热力学参数窗口条件即为 Ti60 合金的优化热加工参数范围, 亦即 SiC_p/Ti60 复合材料构件应选择在这 2 个优化的热力学参数窗口条件下进行热压或热等静压。

图 10 为 Ti60 合金在 $650\text{ }^\circ\text{C}$, 10 s^{-1} 和 $600\text{ }^\circ\text{C}$, 1 s^{-1} 条件下压缩试样的外观照片; 图 11 为 Ti60 合金在 $800\text{ }^\circ\text{C}$, 10 s^{-1} 和 $900\text{ }^\circ\text{C}$, 1 s^{-1} 条件下的微观组织照片。从图 10 可以看出, 压缩试样出现了明显的沿近 45° 方向的裂纹; 从图 11 可以看出, 这 2 种变形参数条件下的变形微观组织出现了较明显的局部流动现象。由于

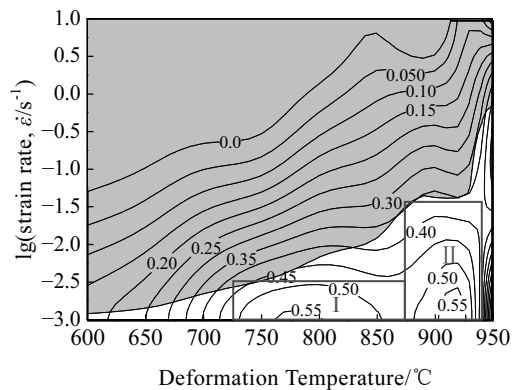


图 9 Ti60 合金在 $600\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$, $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ 条件下的加工图
Fig.9 Processing map of Ti60 alloy at $600\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$, $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$

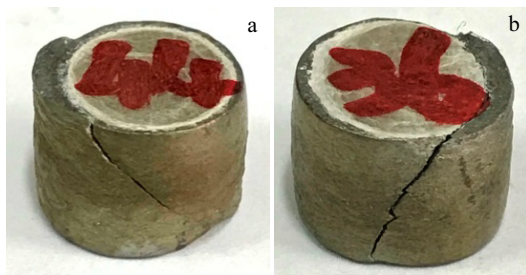


图 10 Ti60 合金在 650 °C, 10 s⁻¹ 和 600 °C, 1 s⁻¹ 条件下的压缩试样照片

Fig.10 Compression specimen photos of Ti60 alloy at 650 °C, 10 s⁻¹ (a) and 600 °C, 1 s⁻¹ (b)

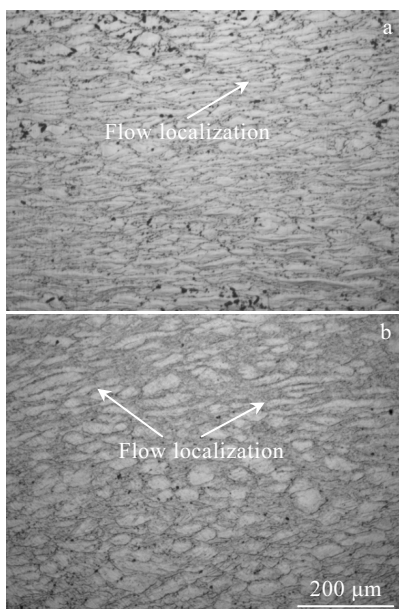


图 11 Ti60 合金在 800 °C, 10 s⁻¹ 和 900 °C, 1 s⁻¹ 条件下的微观组织

Fig.11 Microstructures of Ti60 alloy at 800 °C, 10 s⁻¹ (a) and 900 °C, 1 s⁻¹ (b)

裂纹和局部流动属于典型的失稳变形组织，而图 10 和图 11 的所有变形参数条件均落在图 9 的失稳变形区。这说明，图 9 所示的加工图对失稳变形区的预测是正确可靠的。另外，从图 5a 和 5b 可以看出，在 800 °C, 0.001 s⁻¹ 和 920 °C, 0.001 s⁻¹ 条件下，变形组织均匀、且初生 α 相具有好的等轴度，这种组织特征有利于提高材料抵抗局部变形的能力，从而产生较大的均匀变形，这对提高材料的热加工性能是有利的。而图 5a 和 5b 所示的变形参数条件分别落在 2 个功率耗散效率峰值区域。这说明，根据图 9 所示的加工图优化

出的 Ti60 合金的热加工参数范围是正确可靠的。

综上所述，从 Ti60 合金的流动应力行为、应变速率敏感指数 m 和应变硬化指数 n 角度考虑，SiC_f/Ti60 复合材料构件适宜的热压或热等静压参数为温度 800~950 °C，应变速率 0.001~0.1 s⁻¹；从加工图角度考虑，SiC_f/Ti60 复合材料构件的较佳热压或热等静压参数为温度 725~875 °C，应变速率 ≤ 0.003 s⁻¹，或温度 875~938 °C，应变速率 ≤ 0.04 s⁻¹。综合这些结果可得出，SiC_f/Ti60 复合材料构件的优化热压或热等静压参数为温度 800~875 °C，应变速率 0.001~0.003 s⁻¹，或温度 875~938 °C，应变速率 0.001~0.04 s⁻¹。

3 结 论

1) Ti60 合金在高温（800~950 °C）的低应变速率（0.001~0.1 s⁻¹）范围变形时，流动应力-应变曲线大致呈流动稳态型特征，而在高温（800~950 °C）的高应变速率（1~10 s⁻¹）范围以及低温的所有应变速率（0.001~10 s⁻¹）范围变形时，流动应力-应变曲线大致呈流动软化型特征，软化现象主要是由变形热引起的温升所致。

2) Ti60 合金的应变速率敏感指数 m 随着变形温度升高和应变速率减小而增大。

3) Ti60 合金的应变硬化指数 n 随着变形温度的升高而逐渐减小。在低应变速率（0.001~0.1 s⁻¹）条件下，应变硬化指数 n 随着应变速率升高而增大；在高应变速率（1~10 s⁻¹）条件下，应变硬化指数 n 随着应变速率升高而减小。应变硬化指数 n 随着应变增加而减小，但在高温段（800~950 °C）的低应变速率（0.001~0.1 s⁻¹）区间，减小较缓慢；而在高温段（800~950 °C）的高应变速率（1~10 s⁻¹）区间以及低温段（600~750 °C）的所有应变速率（0.001~10 s⁻¹）区间，减小较明显。

4) 当应变速率 ≥ 0.56 s⁻¹ 时，整个实验温度范围（600~950 °C）均为 Ti60 合金的失稳变形区；当应变速率 < 0.56 s⁻¹ 时，失稳变形区随着温度降低逐渐向低应变速率方向扩展。

5) Ti60 合金在加工图中存在 2 个功率耗散效率峰值区域，其对应的热力学参数窗口条件分别为温度 725~875 °C，应变速率 ≤ 0.003 s⁻¹ 和温度 875~938 °C，应变速率 ≤ 0.04 s⁻¹。该窗口条件即为 SiC_f/Ti60 复合材料构件的较佳热压或热等静压成形参数。

参考文献 References

[1] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J],1996, 213(1-2): 103
 [2] Wang Z, Wang X, Zhu Z. *Journal of Alloys and Compounds*[J],

- 2017, 692: 149
- [3] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 416(1): 300
- [4] Weinem D, Kumpfert J, Peters M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 206(1): 55
- [5] Niu Y, Hou H L, Li M Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 24
- [6] Zhao Z L, Li H, Fu M W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 525
- [7] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [8] Cheng Xiaole(成小乐), Yin Jun(尹君), Qu Yinhu(屈银虎) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2018, 32(3): 796
- [9] Kong Xu(孔旭), Wang Yumin(王玉敏), Zhang Xu(张旭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(S): 71
- [10] Luo J, Li M Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 538: 156
- [11] Li M Q, Pan H S, Lin Y Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 183(1): 71
- [12] Jia W J, Zeng W D, Zhou Y G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(12): 4068
- [13] Peng W W, Zeng W W, Wang Q J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 593: 16
- [14] Wang Tianxiang(王天祥), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2020, 30(6): 1338
- [15] 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
- [16] Wang K, Li M Q, Luo J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(13-14): 4723
- [17] Song Renbo(宋仁伯), Xiang Jianying(项建英), Hou Dongpo(侯东坡) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(1): 57
- [18] Ebrahimi R, Pardis N. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 518(1-2): 56
- [19] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [20] Huang L J, Geng L, Li A B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 505(1): 136
- [21] Jiang H T, Tian S W, Guo W Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 719: 104
- [22] Murty S V S N, Rao B N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254(1-2): 76

Hot Deformation Behavior and Processing Parameter Optimization of Ti60 Alloy

Wang Tianxiang, Lu Shiqiang, Wang Kelu, Ouyang Delai, Yao Quan

(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The isothermal compression experiment of Ti60 alloy was conducted on the Thermecmaster-Z thermal simulator at deformation temperature of 600~950 °C, strain rate of 0.001~10 s⁻¹. The hot deformation behavior of Ti60 alloy was investigated by analyzing the flow stress behavior, calculating the strain rate sensitive exponent m and strain hardening exponent n , along with the processing map and deformation microstructure, to optimize processing parameters. The results show that the flow stress-strain curve of Ti60 alloy presents flow steady state and flow softening under different processing parameters. The strain rate sensitivity exponent m increases with the increase of deformation temperature and decrease of strain rate. The strain hardening exponent n decreases with the increase of deformation temperature. With the increase of strain rate, n increases at the low strain rate (0.001~0.1 s⁻¹) and decreases at the high strain rate (1~10 s⁻¹). With the increase of strain, n decreases slowly at the low strain rate (0.001~0.1 s⁻¹) of the high temperature section (800~950 °C), while it decreases significantly at high strain rate (1~10 s⁻¹) of high temperature section (800~950 °C), or at all the strain rates (0.001~10 s⁻¹) of the low temperature section (600~750 °C). Ti60 alloy has two peak power dissipation efficiency regions, whose corresponding processing parameter windows are: temperature 725~875 °C, strain rate ≤ 0.003 s⁻¹ and temperature 875~938 °C, strain rate ≤ 0.04 s⁻¹. Considering the flow stress behavior, strain rate sensitivity exponent m , strain hardening exponent n and processing map, the optimal thermal processing parameters of Ti60 alloy are temperature 800~875 °C, strain rate 0.001~0.003 s⁻¹, or temperature 875~938 °C, strain rate 0.001~0.04 s⁻¹.

Key words: Ti60 alloy; flow stress behavior; strain rate sensitive exponent; strain hardening exponent; processing map

Corresponding author: Lu Shiqiang, Ph. D., Professor, School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863039, E-mail: niatlusq@126.com