

熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料热变形行为研究

乔虹, 曾元松, 王富鑫, 付明杰

(中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

摘要: 采用 Gleeble-3800 型热模拟试验机对熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料进行高温压缩变形试验, 研究不同状态 TiBw/TA15 复合材料在变形量 70%、变形温度 900~1150 ℃、应变速率 0.01~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为, 建立热加工图, 并分析该复合材料在热变形过程中的组织性能演变规律。结果表明, 熔铸态 TiBw/TA15 复合材料的热加工工艺窗口为温度 900~1150 ℃, 应变速率 2.72~10 s⁻¹; 温度 1000~1100 ℃, 应变速率 0.01~0.03 s⁻¹; 温度 1075~1130 ℃, 应变速率 0.01~0.13 s⁻¹。锻态 TiBw/TA15 复合材料的热加工工艺窗口为温度 900~975 ℃, 应变速率 0.37~10 s⁻¹; 温度 960~1025 ℃, 应变速率 0.01~0.37 s⁻¹; 温度 1025~1150 ℃, 应变速率 0.01~10 s⁻¹。通过对比发现, 锻态 TiBw/TA15 复合材料的热加工工艺窗口宽, 热变形加工性能优于熔铸态。

关键词: TiBw/TA15 复合材料; 热变形行为; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG316; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)01-001-09

Research on Thermal Deformation Behavior of As-cast and Forged TiBw/TA15 Composite

Qiao Hong, Zeng Yuansong, Wang Fuxin, Fu Mingjie

(AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: Hot compression deformation test of as-cast and forged TiBw/TA15 composite was carried out by Gleeble-3800 thermal simulation machine, the thermal deformation behavior of TiBw/TA15 composite in different states was studied under the conditions of deformation amount of 70%, deformation temperature of 900~1150 ℃ and deformation rate of 0.01~10 s⁻¹, the microstructure evolution and properties of the composite during the thermal deformation process were analyzed. The results show that the hot working window of TiBw/TA15 composite as-cast is 900~1150 ℃, 2.72~10 s⁻¹; 1000~1100 ℃, 0.01~0.03 s⁻¹; 1075~1130 ℃, 0.01~0.13 s⁻¹. The hot working window of TiBw/TA15 composite as-forged is 900~975 ℃, 0.37~10 s⁻¹; 960~1025 ℃, 0.01~0.37 s⁻¹; 1025~1150 ℃, 0.01~10 s⁻¹. Through comparison it is found that the hot working window of TiBw/TA15 composite as-forged is wide and the hot workability is better than that of as-cast.

Key words: TiBw/TA15 composite; thermal deformation behavior; constitutive equation; hot processing map

为突破传统高温钛合金的使用温度极限(600 ℃)^[1-3], 近年来, 钛基复合材料成为航空材料重要的研究方向之一^[4-5]。对于颗粒增强钛基复合材料, 选择合适的基体, 调控增强相的形貌、尺寸、比例和分布, 以及选用适合的变形工艺是提高其高温性能的重要措施^[6]。通过热加工工艺可以调控材料的微观组织和性能, 而钛基复合材料的热变

形行为是制定热加工工艺的重要依据。

目前, 已有不少学者对钛基复合材料的热变形行为进行了研究。张煜梓^[7]对烧结态网状结构的 TiBw/TC4 复合材料进行了热压缩模拟试验, 得到该材料理想的变形工艺为变形温度 900~980 ℃, 应变速率 0.05~0.5 s⁻¹。当变形量超过 50%, 应变速率大于 1.0 s⁻¹ 时, 该材料在 900~1100 ℃ 范围内变形都会出现流变失稳现象。赵祥旭等^[8]对不同网状结构参数的 TiBw/TC4 复合材料进行了不同变形条件下的高温压缩试验, 研究了网状结构参数与变形参数

收稿日期: 2022-06-17

基金项目: 航空科学基金项目(2019ZF025003)

通信作者: 乔虹(1995—), 女, 助理工程师。

对复合材料应力-应变行为的影响规律。王博^[9]对网状结构 TiBw/Ti60 复合材料的高温变形行为进行了研究,发现在两相区变形会出现明显的流变软化现象,且流变软化程度随着变形温度的升高而减弱,其理想的变形窗口在近 β 相区或 β 相区,应变速率在 $0.001 \sim 0.5 \text{ s}^{-1}$ 之间。王轩^[10]通过动态热模拟试验研究了液态氢化对 (TiB + TiC)/Ti-6Al-4V 复合材料在不同变形条件下高温变形行为的影响,发现液态氢化会在复合材料热变形时引起软化与硬化的双重效果,缩小热加工时的变形失稳区,拓展热加工窗口并增加理想变形区。张芮^[11]制备出 TiB 晶须与硅化物增强的网状结构 TA15 复合材料,研究了硅化物增强相在复合材料热变形过程中的影响机制。研究表明,在各个变形温度及应变速率下,增加 Si 含量均会提升复合材料的流变应力。刘品旺^[12]以采用原位自生技术制备的 (TiB + La_2O_3)/Ti 复合材料为研究对象,在 β 相区固溶后分别采用炉冷和水冷再加热(水淬后再次加热水淬)2 种热处理方式获得了不同组织的复合材料。高温压缩试验结果表明,当变形温度为 $860 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,水冷再加热比炉冷处理的复合材料具有更低的流变抗力;变形温度升至 $920 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,炉冷则比水冷再加热处理的复合材料具有更低的流变抗力;变形温度在 $960 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上时,2 种方式处理的复合材料流变应力差别不大。吕维洁等^[13]对 (TiB + La_2O_3)/Ti 复合材料锻造棒材的热变形行为进行研究,发现增强体的加入会使钛基复合材料的流变应力和变形激活能提高,缩小有效加工区间,而理想的热加工工艺为变形温度 $900 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$,应变速率 $0.003 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 。除上述影响因素外,材料的状态也会对轧制、挤压等热成形产生较大影响,为此,针对熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料开展高温变形行为对比研究,以期为其热成形工艺优化提供理论依据。

1 实验

实验材料为熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料, TiB 含量为 3.5vol%。熔铸态复合材料采用真空自耗电弧炉经 3 次熔炼而成,其原始组织由少量球状 α 相、 β 基体和粗大的层片状 α 相组成,如图 1a 所示;锻态复合材料是在 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 下经多向锻造而成,其原始组织更加细小,由层片状 α 相和少量晶界 β 相组成,如图 1b 所示。采用 Gleeble-3800 型热

模拟试验机进行热压缩试验,试样尺寸为 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 。热压缩试验参数:变形量为 70%,变形温度分别为 900 、 950 、 1000 、 1050 、 1100 、 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$,应变速率分别为 0.01 、 0.1 、 1 、 10 s^{-1} 。试样加热时升温速率为 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$,保温时间为 5 min ,变形完成后立即水冷。将热压缩试样沿中心切开,经打磨、抛光、浸蚀后,采用 OLYMPUS-PMG3 金相显微镜观察显微组织。

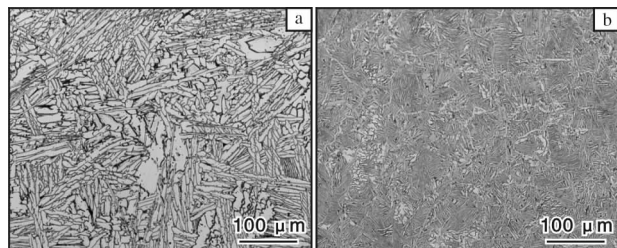


图 1 TiBw/TA15 复合材料变形前的显微组织

Fig. 1 Microstructures of TiBw/TA15 composite before deformation: (a) as-cast; (b) as-forged

2 结果与分析

2.1 高温压缩应力-应变曲线

图 2 为熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料在不同变形温度下的应力-应变曲线。从图 2 可以观察到不同变形条件下应力-应变曲线的总体变化趋势相似。在变形初期发生加工硬化,导致材料的流变应力迅速增大到峰值,这一过程中伴随着位错的动态回复和再结晶,但其对材料的软化作用小于加工硬化,整体表现为变形抗力增大。随着应变持续增大,应力先降低后回升,这一过程是由于在变形中发生了流变软化,随着后续变形进一步增大,再结晶晶粒继续变形而产生加工硬化现象,变形抗力增加,流变应力再次增大。

应变速率越高,位错增殖速度越快,加工硬化效果越明显。由于动态回复和再结晶产生的流变软化来不及抵消加工硬化的作用,所以在相同变形温度下,峰值应力随着应变速率升高而增大。当变形温度为 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,熔铸态 TiBw/TA15 复合材料的峰值应力从 0.01 s^{-1} 的 118.96 MPa 增加到 10 s^{-1} 的 366.21 MPa ,增大了 207.8%;锻态 TiBw/TA15 复合材料的峰值应力从 0.01 s^{-1} 的 91.06 MPa 增加到 10 s^{-1} 的 245.90 MPa ,增大了 170% (图 2a)。变形温度在 $950 \sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,当应变速率从 0.01 s^{-1} 升高到 10 s^{-1} ,2 种状态 TiBw/TA15 复合材料的峰值

应力增大幅度超过 390% (图 2c ~ 2f)。

在温度和应变速率相同的情况下, 锻态 TiBw/TA15 复合材料的峰值应力低于熔铸态, 且温度越低差值越大, 在 900 °C 变形时最大相差约 100 MPa。随着温度升高, 2 种状态材料的峰值应力差值逐渐减小。应变速率为 10 s^{-1} 时, 锻态复合材料在所有变形温度下的应力平衡阶段曲线均呈锯齿状大范围波动, 出现动态失稳现象。这是由于变形前期, 大量位错在晶界塞积使应力升高, 当达到临界应力时, 位错塞积会使原有晶界破碎, 生成再结晶晶粒, 由于变形速率较快, 再结晶晶粒快速形核, 释放出大量能量, 同时基体的导热系数较低, 变形过程中产生的热量来不及传导出, 导致材料局部过热, 应力下降明显^[7], 表现为应力波谷。铸态复合材料仅在 900、1000 °C 变形时出现动态失稳现象。

而在相同的应变速率下, 峰值应力随着变形温

度的升高而逐渐降低, 说明峰值应力对温度敏感。对于熔铸态 TiBw/TA15 复合材料, 当应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形温度为 900 °C 时, 复合材料的峰值应力为 118.96 MPa, 之后温度每升高 50 °C, 复合材料的峰值应力依次下降到 47.77、31.91、25.99、22.58、21.60 MPa, 下降幅度逐渐减小。锻态复合材料峰值应力的变化趋势与之一致。这说明随着温度的升高, 峰值应力对温度的敏感程度逐渐下降。产生该现象的原因是当应变速率较高时, 加工硬化程度较大, 而变形温度的升高, 可以促进动态回复和动态再结晶, 增强软化效果, 从而显著降低复合材料的流变应力。而当变形速率较低时, 复合材料有足够的时间进行动态回复和再结晶, 软化过程更长, 此时温度的升高并不能明显提高复合材料的动态回复和动态再结晶过程, 因此流变应力对复合材料变形温度的敏感程度下降^[14]。

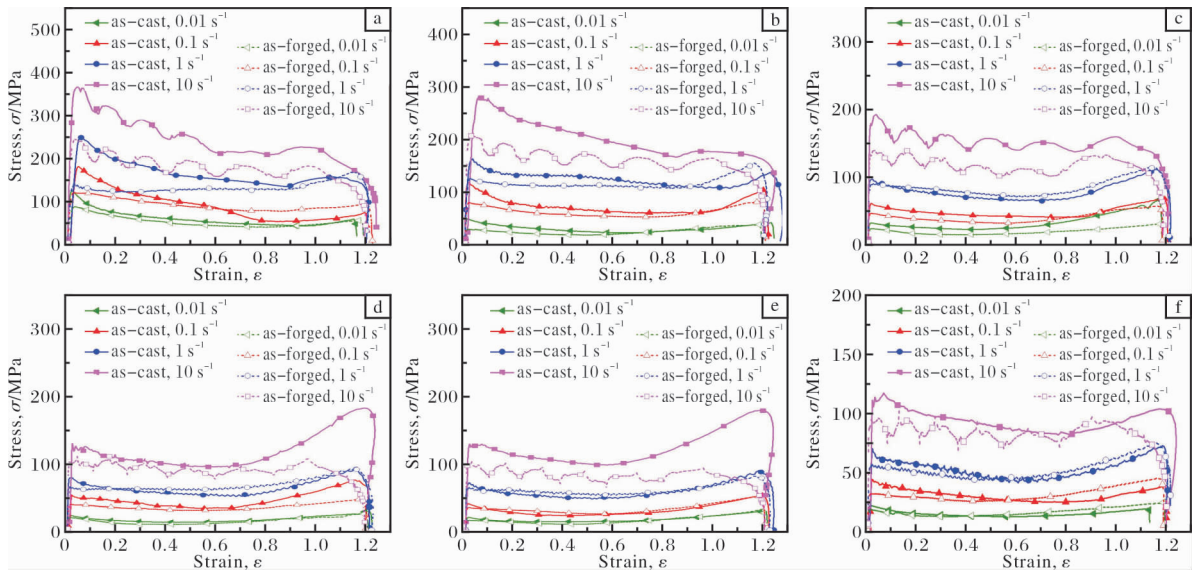


图2 熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料在不同变形温度下的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves of as-cast and forged TiBw/TA15 composite at different deformation temperatures;

(a) 900 °C; (b) 950 °C; (c) 1000 °C; (d) 1050 °C; (e) 1100 °C; (f) 1150 °C

2.2 高温压缩本构方程

采用双曲正弦形式本构方程^[15]对 TiBw/TA15 复合材料在近 β 相区及 β 相区热变形的流变应力进行拟合。式(1)为双曲正弦本构方程, 其中 A 、 n 、 α 及 Q 均为与材料性质有关的常数, 称为材料常数。

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: A 为结构因子, s^{-1} ; n 为应力指数; α 为可调常数, MPa^{-1} ; Q 为形变激活能, kJ/mol ; R 为气体常数, $8.313 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$; T 为热力学温度, K ; σ 为

热变形时的流变应力, MPa ; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} 。

2.2.1 求解 α

根据应力的不同, 可以分为高应力和低应力方程, 如式(2)、(3)。

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad \text{低应力条件} \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad \text{高应力条件} \quad (3)$$

式中: A_1 、 A_2 、 β 代表与变形温度无关的材料常数, n_1 为应力指数, β 、 n_1 与 α 的关系见式(4):

$$\alpha = \beta/n_1 \quad (4)$$

对式(2)、(3)取对数得到式(5)、(6):

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (6)$$

Zener 等^[15]提出采用温度补偿的变形速率因子 Z 验证应变速率和变形温度之间的关系, 确定本构方程的可靠性, 具体见式(7):

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

对式(7)取对数得到式(8):

$$\ln Z = n \ln \sinh(\alpha\sigma) + \ln A \quad (8)$$

取熔铸态、锻态 TiBw/TA15 复合材料应力-应变曲线上不同温度和应变速率下的峰值应力, 画出

$\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ - σ 的关系图, 并对做出的点线图进行最小二乘法线性回归, 结果如图 3 所示。其中, n_1 和 β 分别为曲线方程 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ - σ 斜率倒数的平均值。根据图 3a、3b 得出熔铸态 TiBw/TA15 复合材料两相区和单相区的 n_1 值分别为 4.756、4.228, β 值分别为 0.035、0.070 MPa⁻¹, 根据式(4)可得 α 值分别为 0.0073、0.0166 MPa⁻¹; 根据图 3c、3d 得出锻态 TiBw/TA15 复合材料在两相区和单相区的 n_1 值分别为 4.905 和 4.161, β 值分别为 0.0485、0.082 MPa⁻¹, 根据式 4 可得 α 值分别为 0.0099、0.0197 MPa⁻¹。

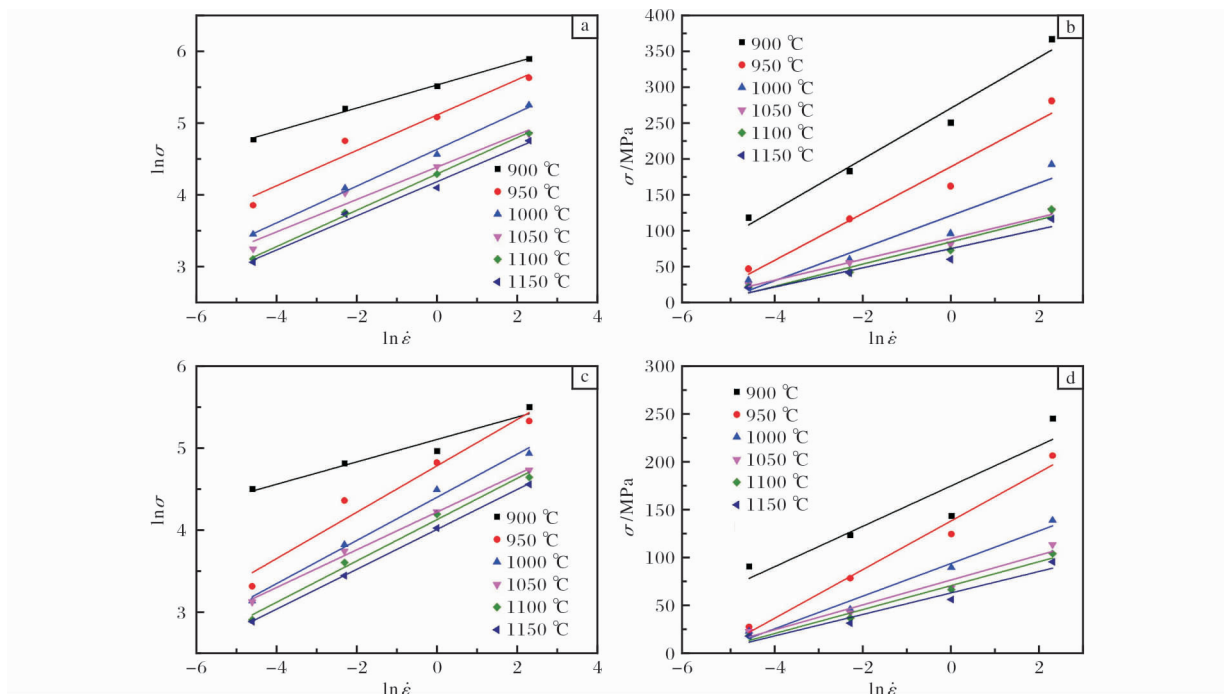


图 3 TiBw/TA15 复合材料在不同热变形条件下的 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ - σ 线性拟合关系

Fig. 3 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sigma$ and $\ln \dot{\varepsilon}$ - σ in linear fitting relationship of TiBw/TA15 composite at different thermal deformation; (a, b) as-cast; (c, d) as-forged

2.2.2 求解 n 值

对式(1)取对数得到式(9):

$$\ln \dot{\varepsilon} = A_3 + n \ln \sinh(\alpha\sigma) \quad (9)$$

取熔铸态、锻态 TiBw/TA15 复合材料应力-应变曲线上不同温度和应变速率下的峰值应力, 画出对应的 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 关系图, 并对做出的点线图进行最小二乘法线性回归, n 取曲线方程斜率倒数的平均值, 结果如图 4 所示。熔铸态复合材料在两相区和单相区的 n 值分别为 3.331 和 3.106; 锻态复合材料在两相区和单相区的 n 值分别为 3.441 和 3.064。

2.2.3 求解 Q 值

对式(1)取对数得到式(10):

$$\ln \sinh(\alpha\sigma) = (\ln \dot{\varepsilon} - \ln A)/n + Q/(nRT) \quad (10)$$

取熔铸态、锻态 TiBw/TA15 复合材料应力-应变曲线上不同温度和应变速率下的峰值应力, 画出对应的 $1/T$ - $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 关系图, 并对做出的点线图进行最小二乘法线性回归, 如图 5 所示。图 5a 中曲线方程斜率的平均值分别为 20.502、5.497, 所以熔铸态 TiBw/TA15 复合材料在两相区和单相区的变形激活能分别为 567.71、141.75 kJ/mol; 图 5b 中曲线方程斜率的平均值分别为 16.646、5.887, 所以锻态

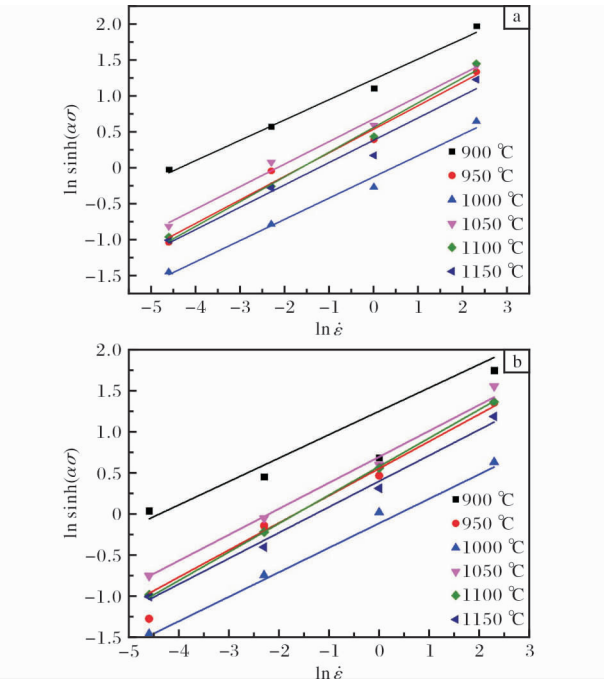


图 4 TiBw/TA15 复合材料在不同温度下热变形的 $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ 线性拟合关系

Fig. 4 $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ in linear fitting relationship of TiBw/TA15 composite at different deformation temperatures: (a) as-cast; (b) as-forged

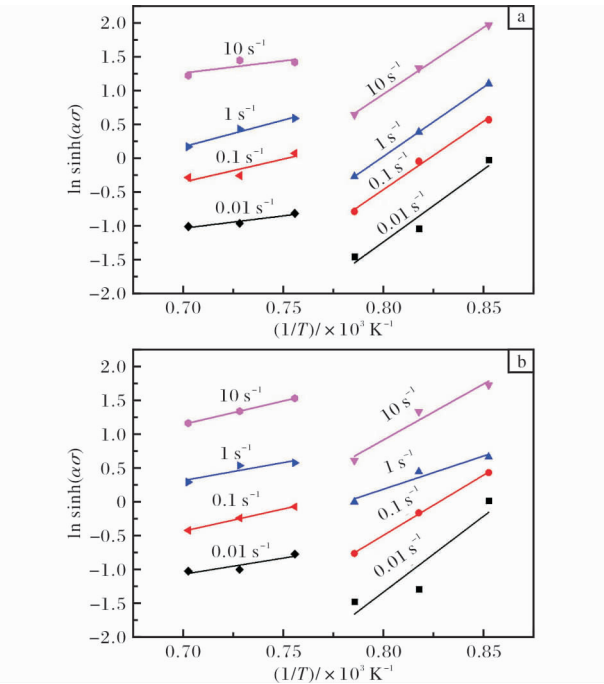


图 5 TiBw/TA15 复合材料在不同热变形条件下的 $1 / T-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ 线性拟合关系

Fig. 5 $1 / T-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ in linear fitting relationship of TiBw/TA15 composite at different thermal deformation: (a) as-cast; (b) as-forged

TiBw/TA15 复合材料在两相区和单相区的变形激活能分别为 678.745、203.634 kJ/mol。可以看到，两相区的变形激活能分别是单相区的 4 倍和 3.3 倍，说明 2 种状态的 TiBw/TA15 复合材料均是在单相区更容易加工，而相比锻态，熔铸态复合材料加工所需的能量更少。

2.2.4 求解 A 值

将计算所得的复合材料热变形激活能、变形温度以及应变速率代入式(7)、(8)，求得不同变形条件下的 Z 值，并绘制 $\ln Z-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ 散点图，将实验数据输入 Origin 软件进行最小二乘法线性回归，结果如图 6 所示。根据图 6a、6b，熔铸态复合材料两相区和单相区曲线方程的斜率 n 分别为 3.273 和 3.047，截距 $\ln A$ 分别为 54.073 和 10.745。根据图 6c、6d，锻态复合材料两相区和单相区曲线方程的斜率 n 分别为 3.559 和 3.068，截距 $\ln A$ 分别为 65.180 和 16.180。

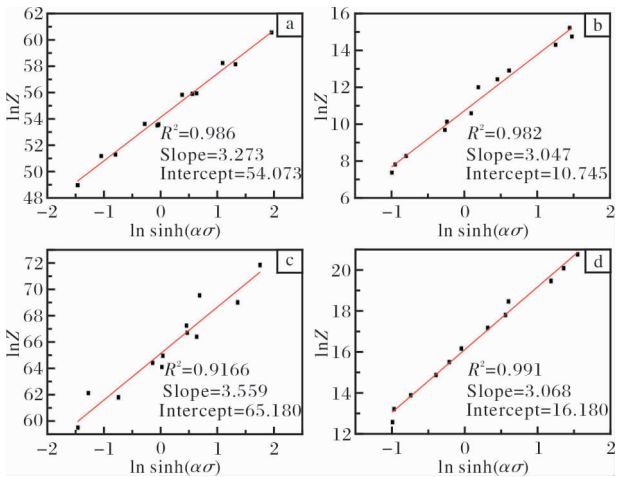


图 6 TiBw/TA15 复合材料在不同相区热变形的 $\ln Z-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ 线性拟合关系

Fig. 6 $\ln Z-\ln \sinh (\alpha \sigma)$ in linear fitting relationship of TiBw/TA15 composite thermal deformed at different phase regions: (a) as-cast, $(\alpha+\beta)$ phase region; (b) as-cast, β phase region; (c) as-forged, $(\alpha+\beta)$ phase region; (d) as-forged, β phase region

综上所述，熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料热变形的流变应力方程如下：

熔铸态两相区：

$$\dot{\epsilon}=3.05 \times 10^{23}\left[\sinh (0.0073 \sigma)\right]^{3.273} \exp [-567710 /(R T)]$$

熔铸态单相区：

$$\dot{\epsilon}=4.64 \times 10^4\left[\sinh (0.0166 \sigma)\right]^{3.047} \exp [-141750 /(R T)]$$

锻态两相区:

$$\dot{\varepsilon} = 2.03 \times 10^{28} [\sinh(0.0099\sigma)]^{3.559} \exp[-678\,745/(RT)]$$

锻态单相区:

$$\dot{\varepsilon} = 1.064 \times 10^7 [\sinh(0.0197\sigma)]^{3.068} \exp[-203\,634/(RT)]$$

2.3 热加工图

热加工图主要用于体现材料在不同温度及不同应变速率下对热变形的反应,其绘制基于动态材料模型^[16],具体构建过程包括构建功率耗散图和失稳图。功率耗散图体现热加工过程中以非热量形式耗散的能量占总能量输入的比例,耗散越高则说明材料微观组织的改变越多,但只能表明能量耗散的多少,并不能显示出能量是以何种形式耗散,如果是增强体开裂、局部流变等形式耗散,则会对材料造成不利的影响。失稳图绘制的等高线图能反映“安全”的变形区域以及会发生失稳变形的区域,与功率耗散图叠加后就是完整的热加工图。根据热加工图可获得理想的热加工工艺。

由图 3a、3c 可知,在相同的变形温度下,2 种状态复合材料的应变速率和流变应力取对数后的线性拟合结果较好,均具有较好的线性关系,说明动态材料模型适用于熔铸态、锻态 TiBw/TA15 复合材料。

2.3.1 构建功率耗散图

根据动态材料模型^[16],材料加工过程中能量的消耗符合幂律方程:

$$\sigma = k\dot{\varepsilon}^m \quad (11)$$

在热变形过程中,外界输入到材料的总能量 P 主要以组织改变形式和热量形式耗散,以热量形式耗散的称为 G ,以组织改变形式耗散的称为 J :

$$P = \sigma\dot{\varepsilon} = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = G + J \quad (12)$$

$$J = \sigma\dot{\varepsilon}m/(m+1) \quad (13)$$

当材料处于理想线性耗散状态时, $m=1$:

$$J_{\max} = \sigma\dot{\varepsilon}/2 \quad (14)$$

能量耗散因子 η 表示用于组织变化的能量效率,表达式为:

$$\eta = J/J_{\max} = 2m/(m+1) \quad (15)$$

当变形温度不变时,对峰值应力和应变速率取对数后利用三次样条函数进行拟合,所得曲线如图 7 所示,三次样条函数见式(16):

$$\ln\sigma = a + b_1\ln\dot{\varepsilon} + b_2(\ln\dot{\varepsilon})^2 + b_3(\ln\dot{\varepsilon})^3 \quad (16)$$

应变速率敏感因子 m 可用式(17)表示:

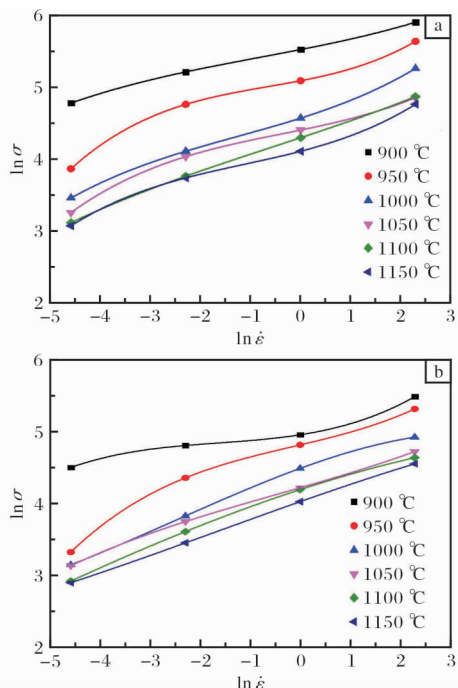


图 7 TiBw/TA15 复合材料的三次样条拟合曲线

Fig. 7 Cubic spline fitting curves of TiBw/TA15 composite:

(a) as-cast; (b) as-forged

$$m = \frac{d(\ln\sigma)}{d(\ln\dot{\varepsilon})} = b_1 + 2b_2\ln\dot{\varepsilon} + 3b_3(\ln\dot{\varepsilon})^2 \quad (17)$$

将三次样条曲线拟合后所得的 b_1 、 b_2 、 b_3 代入式(17)中,从而求得不同变形条件下的 m 值,再分别代入式(15)中,得到不同变形条件下的耗散因子 η ,绘制功率耗散因子的等值轮廓线,即该应变条件下的功率耗散图,如图 8 所示。由图 8a 可知,在 900~1150 °C 范围内,整体的变化趋势是随着应变速率的增大,功率耗散因子 η 呈先减小后增大的趋势。在 900~1100 °C,低应变速率的条件下,耗散功率大于 0.5,属于高功率耗散率;当温度在 900~1000 °C、1020~1080 °C、大于 1130 °C 范围内,中高应变速率下耗散功率小于 0.33。由图 8b 可知,在 980~1150 °C 范围内,整体的变化趋势是随着应变速率的增大,功率耗散因子 η 呈减小趋势。在 920~980 °C,低应变速率的条件下,耗散功率大于 0.5,属于高功率耗散率;当温度在 900~950 °C、应变速率在 0.37~1.6 s⁻¹ 内,耗散功率小于 0.31。整体上看,锻态复合材料的耗散功率明显大于熔铸态,可加工性更高。

2.3.2 构建失稳图

根据大塑性变形下的连续性原理,材料的失稳条件是:

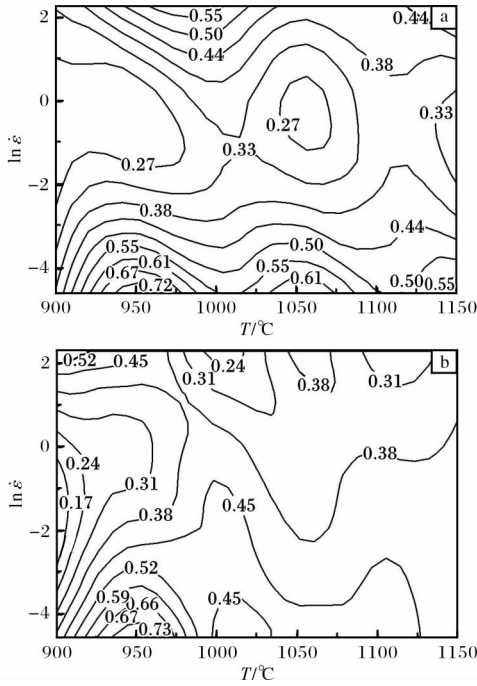


图 8 TiBw/TA15 复合材料的功率耗散图

Fig. 8 Power dissipation maps of TiBw/TA15 composite:

(a) as-cast; (b) as-forged

$$\frac{dJ}{d\dot{\varepsilon}} < \frac{J}{\dot{\varepsilon}}, \text{ 即 } \frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} < 1 \quad (18)$$

对式(13)取对数, 并对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 求偏导:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + 1 \quad (19)$$

得到失稳判据 ξ 为:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (20)$$

将不同的变形参数代入式(20), 求得不同温度、不同应变速率下的 ξ 值, 并在 Origin 软件中绘制变形失稳图, 如图 9 所示。由图 9a 可知, 在 900 ~ 1150 °C 的区间内, 应变速率大于 1 s^{-1} 的情况下, 材料的 ξ 值大于 0.26; 在 920 ~ 980 °C、1040 ~ 1080 °C 范围内, 中等应变速率下, ξ 值为负值, 即熔铸态 TiBw/TA15 复合材料的加工危险区。而由图 9b 可知, 在 925 ~ 1060 °C 范围内, 应变速率较低的情况下, ξ 值大于 0.16; 在 900 ~ 960 °C 范围内, 应变速率大于 0.37 s^{-1} 的情况下, ξ 值大于 0.16; 在 1070 ~ 1150 °C 范围内, 应变速率在 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 之间, ξ 值均大于 0.16。在 970 ~ 1040 °C, 应变速率大于 1 s^{-1} 的情况下, ξ 值小于 0, 即锻态 TiBw/TA15 复合材料的加工危险区。

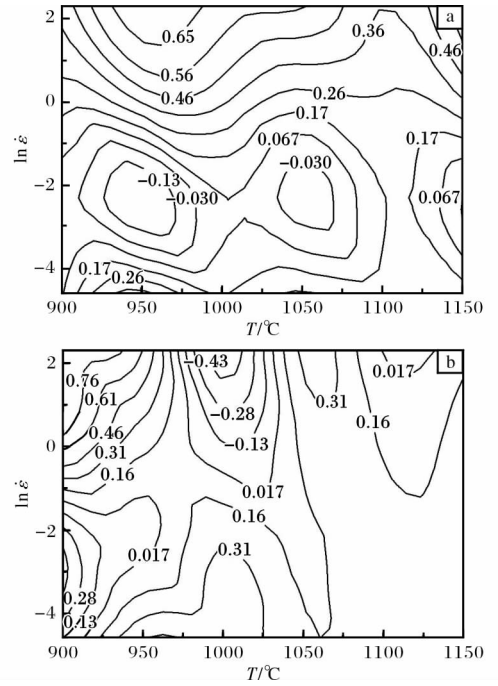


图 9 TiBw/TA15 复合材料的变形失稳图

Fig. 9 Deformation instability maps of TiBw/TA15

composite: (a) as-cast; (b) as-forged

2.3.3 构建热加工图

将图 8、图 9 进行叠加, 得到熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料的热加工图, 如图 10 所示。由图 10a 可以看出, 复合材料在低温下更容易失稳, 当变形温度在 900 ~ 980 °C, 应变速率在 $0.018 \sim 0.368 \text{ s}^{-1}$ 范围内, η 值在 0.61 以下且处于失稳区, 说明该复合材料在此区域加工时易发生失稳、断裂的情况, 应尽量避免在此区域加工成形。另外一个变形失稳区位于相变点以上, 在变形温度为 1030 ~ 1075 °C, 应变速率为 $0.03 \sim 0.368 \text{ s}^{-1}$ 的范围内, 而 η 峰值有 2 处, 一处位于两相区, 温度在 925 ~ 985 °C 之间, 应变速率在 $0.01 \sim 0.018 \text{ s}^{-1}$ 之间; 另一处位于单相区, 温度在 1030 ~ 1075 °C 之间, 应变速率在 $0.01 \sim 0.016 \text{ s}^{-1}$ 之间, 2 个 η 峰值都处于低应变速率区域, 可能发生了动态再结晶。所以熔铸态 TiBw/TA15 复合材料在 70% 变形量下的热加工工艺窗口为温度 900 ~ 1150 °C, 应变速率 $2.72 \sim 10 \text{ s}^{-1}$; 温度 1000 ~ 1100 °C, 应变速率 $0.01 \sim 0.03 \text{ s}^{-1}$; 温度 1075 ~ 1130 °C, 应变速率 $0.01 \sim 0.13 \text{ s}^{-1}$ 。由图 10b 可知, 锻态复合材料在中温高应变速率和低温低应变速率下更容易失稳, 当变形温度在 900 ~ 950 °C, 应变速率在 $0.05 \sim 0.2 \text{ s}^{-1}$ 范围内, η 值在 0.52 以下且处于失稳区, 另一个变形失稳区位于相变点附近,

变形温度为 970 ~ 1025 °C，应变速率在 0.37 ~ 10 s⁻¹ 范围内。而 η 峰值处于两相区，温度在 920 ~ 980 °C 之间，应变速率在 0.01 ~ 0.05 s⁻¹ 之间。综上，锻态 TiBw/TA15 复合材料在 70% 变形量下的热加工工艺窗口为温度 900 ~ 975 °C，应变速率 0.37 ~ 10 s⁻¹；温度 960 ~ 1025 °C，应变速率 0.01 ~ 0.37 s⁻¹；温度 1025 ~ 1150 °C，应变速率 0.01 ~ 10 s⁻¹。

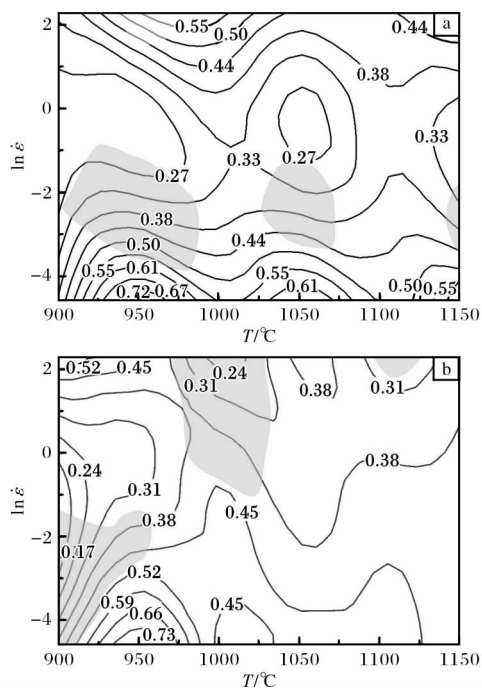


图 10 TiBw/TA15 复合材料的热加工图

Fig. 10 Hot processing maps of TiBw/TA15 composite:
(a) as-cast; (b) as-forged

2.4 组织分析

图 11、12 分别为熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料经不同条件变形后的微观组织。熔铸态 TiBw/TA15 复合材料在 900 °C 变形后，组织主要由粗大的层片状 α 相及少量球状 α 相构成(图 11a)。随着变形温度升高到相变点以上，组织主要由细小的片层组织构成(图 11b、11c)。随着变形速率增大，位错密度增殖速度加快，促进再结晶的发生，片层组织变得更加细小(图 11d)。

对于锻态 TiBw/TA15 复合材料，在 900 °C 变形后，组织由初生 α 相和少量 β 相转变组织组成，晶界不明显(图 12a)。当变形温度升高到 950 °C 时，组织中 β 相增多，初生 α 相减少，组织更加细小(图 12b)，这个过程伴随着动态回复与动态再结晶。当变形温度升高到相变点以上时，由于体心立方结构

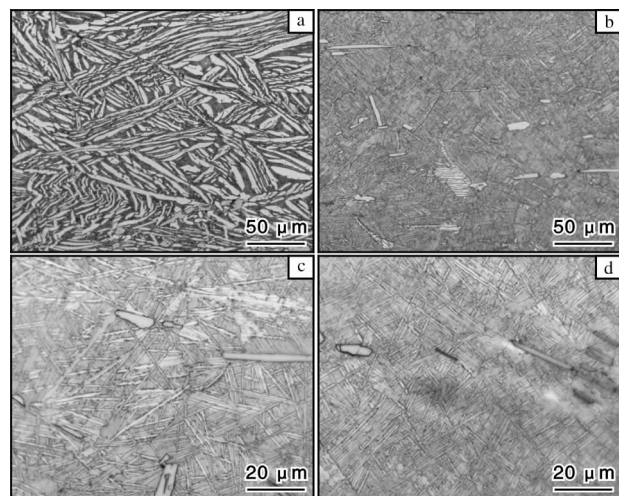


图 11 熔铸态 TiBw/TA15 复合材料在不同变形条件下的显微组织

Fig. 11 Microstructures of TiBw/TA15 composite as-cast under different deformation conditions; (a) 900 °C, 0.1 s⁻¹; (b, c) 1050 °C, 0.1 s⁻¹; (d) 1050 °C, 10 s⁻¹

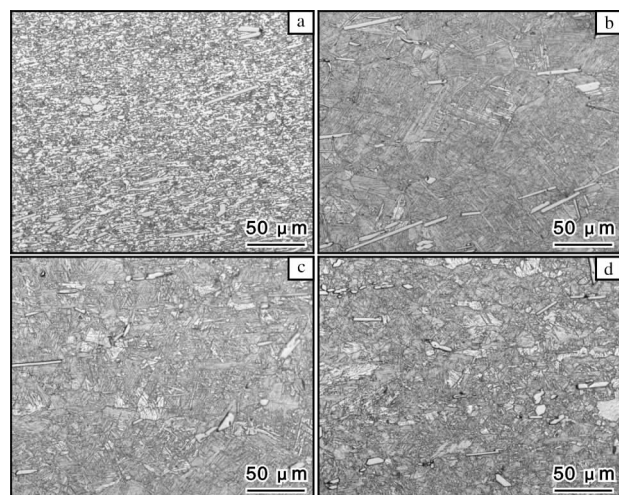


图 12 锻态 TiBw/TA15 复合材料在不同变形条件下的显微组织

Fig. 12 Microstructures of TiBw/TA15 composite as-forged under different deformation conditions; (a) 900 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 950 °C, 0.01 s⁻¹; (c) 1050 °C, 0.1 s⁻¹; (d) 1050 °C, 10 s⁻¹

的 β 相在高温变形时易发生交滑移，因此容易发生动态回复；另外还观察到复合材料中大部分 α 相已消失，相邻的 β 晶粒相互合并长大，形成粗大的 β 晶粒(图 12c)；在高应变速率下晶界处易发生动态再结晶，但由于变形温度高，变形速率大，变形时间短，再结晶晶粒来不及长大，因而再结晶晶粒细小，组织不均匀(图 12d)。

整体上看,铸态 TiBw/TA15 复合材料经过热变形后组织仍比较粗大,锻态复合材料经过热变形后组织更加细小,但在变形速率较大时会出现变形不均匀的现象,增强相变形断裂形成的缺陷较多,与前面所提到的变形失稳现象一致。

3 结 论

(1) 熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料在热变形过程中流变应力随着温度的升高而降低,随应变速率的增大而增大。对于熔铸态复合材料,当变形温度为 900 °C 时,流变软化现象明显,当变形温度大于 1050 °C 时,变形后期再结晶晶粒产生的加工硬化现象显著。对于锻态复合材料,当变形速率较大时,应力平衡阶段的曲线呈锯齿状大范围波动,发生动态失稳。

(2) 双曲正弦本构方程能够描述熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料在 (900 ~ 1150) °C/(0.01 ~ 10) s⁻¹ 下的热变形行为。熔铸态和锻态 TiBw/TA15 复合材料热变形的流变应力方程分别为:

熔铸态两相区:

$$\dot{\varepsilon} = 3.05 \times 10^{23} [\sinh(0.0073\sigma)]^{3.273} \exp[-567\,710/(RT)]$$

熔铸态单相区:

$$\dot{\varepsilon} = 4.64 \times 10^4 [\sinh(0.0166\sigma)]^{3.047} \exp[-141\,750/(RT)]$$

锻态两相区:

$$\dot{\varepsilon} = 2.03 \times 10^{28} [\sinh(0.0099\sigma)]^{3.559} \exp[-678\,745/(RT)]$$

锻态单相区:

$$\dot{\varepsilon} = 1.064 \times 10^7 [\sinh(0.0197\sigma)]^{3.068} \exp[-203\,634/(RT)]$$

(3) 根据热加工图,熔铸态 TiBw/TA15 复合材料在变形量为 70% 的情况下,热加工工艺窗口为温度 900 ~ 1150 °C,应变速率 2.72 ~ 10 s⁻¹; 温度 1000 ~ 1100 °C,应变速率 0.01 ~ 0.03 s⁻¹; 温度 1075 ~ 1130 °C,应变速率 0.01 ~ 0.13 s⁻¹。锻态 TiBw/TA15 复合材料的热加工工艺窗口为温度 900 ~ 975 °C,应变速率 0.37 ~ 10 s⁻¹; 温度 960 ~ 1025 °C,应变速率 0.01 ~ 0.37 s⁻¹; 温度 1025 ~ 1150 °C,应变速率 0.01 ~ 10 s⁻¹。锻态复合材料的热加工工艺窗口更宽,热变形加工性能优于熔铸态。

(4) 变形温度升高、变形速率增大会促进再结晶现象的发生,导致 TiBw/TA15 复合材料热变形后组织明显细化。熔铸态复合材料热变形后组织粗大,锻态复合材料热变形后组织细小,但变形速率较大时会出现变形不均匀的现象,与前面所提到的变形失稳现象一致。

参考文献 References

- [1] 朱知寿. 新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展 [M]. 北京: 航空工业出版社, 2013.
- [2] 曲银化, 孙建科, 孟祥军. 钛合金等温锻造技术研究进展 [J]. 钛工业进展, 2006, 23(1): 6-9.
- [3] Wang B, Huang L J, Geng L, et al. Compressive behaviors and mechanisms of TiB whiskers reinforced high temperature Ti60 alloy matrix composites [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 648: 443-451.
- [4] Duan H Q, Han Y F, Lu W J, et al. Configuration design and fabrication of laminated titanium matrix composites [J]. Materials & Design, 2016, 99: 219-224.
- [5] Huang G F, Han Y F, Guo X L, et al. Effects of extrusion ratio on microstructural evolution and mechanical behavior of in situ synthesized Ti-6Al-4V composites [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 688: 155-163.
- [6] Liu B X, Huang L J, Geng L, et al. Multiscale Hierarchical Structure and Laminated Strengthening and Toughening Mechanisms [M]. London: Lamination-Theory and Application, 2018.
- [7] 张煜梓. 网状结构 TiBw/TC4 复合材料高温变形行为研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
- [8] 赵祥旭. 网状结构 TiBw/TC4 复合材料高温压缩变形组织演变规律 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- [9] 王博. TiBw/Ti60 复合材料高温变形行为与热处理研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- [10] 王轩. 液态氢化 (TiB + TiC)/Ti-6Al-4V 复合材料组织演变及高温变形行为 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- [11] 张芮. TiB 晶须与硅化物增强 TA15 复合材料热变形行为与组织演化 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- [12] 刘品旺. 双尺度颗粒增强钛基复合材料微观组织调控及其热变形机理 [D]. 上海: 上海交通大学, 2019.
- [13] 吕维洁, 韩远飞, 孙相龙, 等. 颗粒增强钛基复合材料等温热变形与组织演化规律 [J]. 精密成形工程, 2017, 9(4): 12-16.
- [14] Wu Y, Kou H C, Wu Z H, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of Ti-22Al-25Nb alloy during plane-strain [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 844-852.
- [15] Zener C, Hollomon H J. Effect of strain rate upon the plastic flow of steel [J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [16] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control [J]. International Materials Reviews, 1998, 43(6): 243-258.

应变率和温度对 TC4_网/Al 复合材料动态压缩性能的影响规律

侯丽丽¹, 郭强², 要玉宏³, 刘江南³

- (1. 陕西工业职业技术学院, 陕西 咸阳 712000)
(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)
(3. 西安工业大学, 陕西 西安 710021)

摘要:以 TC4 钛合金纤维为增强体, 5A06 铝合金为基体, 采用压力浸渗法制备二维连续纤维网增强铝基复合材料(TC4_网/Al)。利用万能材料试验机和分离式霍普金森压杆对 TC4_网/Al 复合材料分别进行准静态压缩和动态压缩, 研究复合材料在室温和高温下的压缩性能。结果表明: 该复合材料不论在室温还是高温均表现为正向应变率效应。对复合材料进行准静态压缩(应变率 $\leq 1 \text{ s}^{-1}$), 当试验温度 $\leq 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 试样均沿与轴向约呈 45° 方向的斜面发生破坏; 试验温度 $\geq 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 试样没有破坏而发生鼓肚变形。动态压缩(应变率为 1500 s^{-1})时, 无论在室温还是高温下, 该复合材料均未发生破坏。

关键词: TC4_网/Al 复合材料; 应变率; 压缩性能

中图分类号: TG146. 23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)01-010-06

Effect of Strain Rate and Temperature on Dynamic Compressive Properties of TC4_{Mesh}/Al Composite

Hou Lili¹, Guo Qiang², Yao Yuhong³, Liu Jiangnan³

- (1. Shaanxi Polytechnic Institute, Xianyang 712000, China)
(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)
(3. Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

Abstract: Two-dimensional continuous fiber mesh reinforced aluminum matrix composites (TC4_{Mesh}/Al) were prepared by pressure infiltration with TC4 titanium alloy fiber as reinforcement and 5A06 aluminum alloy as matrix. The quasi-static compression and dynamic compression of TC4_{Mesh}/Al composites were carried out by the universal material testing machine and split Hopkinson compression bar (SPHB) respectively, and the compression properties of the composite at room temperature and high temperature were studied. The results show that the composites exhibit positive strain rate effect at both room temperature and high temperature. Under quasi-static compression (strain rate less than 1 s^{-1}), when the compression temperature is lower than $100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, the composites destroyed along the inclined plane which is approximately 45° to the axial direction. When the compression temperature is higher than $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$, the specimen is not damaged and bulging deformation occurs. Under dynamic compression (the strain rate is 1500 s^{-1}), the composite is not damaged at room temperature or high temperature.

Key words: TC4_{Mesh}/Al composite; strain rate; compression performance

铝合金作为航空航天中使用最为广泛的材料之一, 在空间碎片防护设计上具有重要意义^[1]。然而,

由于铝合金的硬度和模量较低, 作为缓冲屏时对超高速撞击物体的破碎能力有限, 因此, 需要研发新型防护材料以弥补铝合金材料防护能力的不足。与铝合金相比, 铝基复合材料以其高的比强度、比模量、流变强度及良好的尺寸稳定性等优点, 在防护

收稿日期: 2022-07-06

基金项目: 陕西省科技重大专项(2020ZDZX04-04-01)

通信作者: 侯丽丽(1983—), 女, 讲师。

材料应用方面具有很大的潜力。

TC4 钛合金纤维具有高强高塑性的特点, 作为铝基复合材料增强体时, 在提高强度的同时, 可使复合材料具有较好的塑性。同时, TC4 钛合金纤维密度较低, 可以满足防护材料轻质的要求^[2-4]。

铝基复合材料在高速载荷作用下的动态响应行为与低速载荷下的静态响应行为完全不同。近年来, 有关铝基复合材料在动态力学性能方面的研究主要集中在室温压缩性能方面^[5-9], 对于高温和高应变动态性能的研究较少, 但在航空航天应用中, 铝基复合材料往往处于动态及高温环境下, 故研究应变率和温度对铝基复合材料动态压缩性能的影响规律尤为重要。

基于以上原因, 选择 5A06 铝合金作为基体, TC4 钛合金纤维网为增强体, 在温度为 25 ~ 550 ℃, 应变率分别为 0.001、1、1500 s⁻¹下, 对二维连续纤维网增强铝基复合材料的压缩性能进行研究, 从而掌握应变率、温度对复合材料压缩性能的影响规律。

1 实验

1.1 实验材料

选用 TC4 钛合金纤维作为增强体, 航空工业常用的 5A06 铝合金作为基体。首先, 将 TC4 钛合金纤维编织成二维纤维网, 其中纤维直径 $D = 100 \mu\text{m}$, 纤维间距 $S = 0.5 \text{ mm}$ 。将多层 TC4 钛合金纤维网层叠排布并用夹具固定后放入模具中, 然后将熔融铝合金倒入模具, 经过压力浸渗工艺进行复合得到二维连续纤维网增强铝基复合材料 (TC4_网/Al), 增强体 TC4 钛合金纤维网的体积分数为 15%。对 TC4_网/Al 复合材料进行 330 ℃/30 min/FC 退火热处理。

1.2 实验方法

利用 Instron 5569 万能材料试验机进行准静态压缩试验, 压缩试样为 $\phi 8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的圆柱体, 表面用砂纸打磨光滑。然后分别进行室温 (25 ℃) 及高温 (100、250、400、550 ℃) 静态压缩, 试验机压头速度在 0.0005 ~ 10 mm/s 之间, 应变率分别为 0.001、1 s⁻¹。其中, 高温静态压缩试样利用试验机自带的保温炉加热, 首先将炉温升高至所需温度, 然后将试样放入炉中保温 10 min 后开始压缩。为了保证试验数据的可靠性, 每组试验进行 3 次, 最后取平均值作为试验结果。

采用分离式霍普金森压杆装置进行动态 (即高

应变率) 压缩试验, 压缩试样为 $\phi 8 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱体, 表面用砂纸打磨光滑。然后分别进行室温 (25 ℃) 及高温 (250、400、550 ℃) 动态压缩, 应变率为 1500 s⁻¹。所采用的入射杆和透射杆均为钢杆, 规格为 $\phi 14.5 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm}$, 撞击杆规格为 $\phi 14.5 \text{ mm} \times 300 \text{ mm}$ 。其中, 高温动态压缩需要增加一小型加热炉。由于复合材料动态压缩试验数据的分散性较大, 所以每组试验的有效数据 (即 3 条应力-应变曲线基本重合) 至少为 3 个。

利用线切割机从 TC4_网/Al 复合材料试样上切取厚度为 0.5 mm 的薄片, 然后用砂纸磨至 30 μm 厚, 再用 Gatan-600 离子减薄仪进行离子减薄。离子减薄时采用的电压为 5.5 kV, 电流为 0.5 mA, 减薄角度为 7°~15°。利用带有选区电子衍射 (SAED) 系统的 Tecnai-30 型高分辨透射电镜 (TEM) 对复合材料的增强体、基体以及界面形貌与结构进行分析, 操作电压为 300 kV。采用 S-570 扫描电子显微镜 (SEM) 观察压缩试样的微观组织。

2 结果与分析

2.1 TC4_网/Al 复合材料的微观组织

图 1 为 TC4_网/Al 复合材料的 SEM 照片、TEM 像及 SAED 花样。由于复合材料在制备过程中采用了较高的压力, 所以 TC4_网 被铝合金基体完全浸渗, 组织中无明显孔洞或铸造缺陷, 如图 1a 所示。同时可以看到, TC4 钛合金纤维均匀分布在铝合金基体中。由图 1b 可知, TC4 钛合金纤维和铝合金基体之间的界面有两层反应层, 经 SAED 花样分析得知, 靠 TC4 钛合金一侧为 Ti₃Al (图 1c), 靠 Al 一侧为 TiAl₃ (图 1d)。复合材料制备过程中, 液态铝与固态 TC4 钛合金纤维发生反应, 在 TC4 钛合金纤维表面形成 TiAl₃, 其反应速率很快, 与时间呈线性增长关系^[10]。由于 TiAl₃ 反应层中 Al 的扩散速率远远大于 Ti 的扩散速率, 所以 Al 会通过晶界继续向 TC4 钛合金内部扩散^[11-13]。因此随着反应的继续进行, TiAl₃ 中的 Al 继续向 TC4 钛合金纤维中扩散, 在界面上形成 Ti₃Al。此外, 由 SAED 花样 (图 1e) 得知, 基体中存在一些块状的 (Fe, Mn) Al₆ 相。

2.2 温度对复合材料压缩性能的影响

图 2 给出了 TC4_网/Al 复合材料压缩时的应力-应变曲线。由图 2 可知, 各应变率下, TC4_网/Al 复合材料的峰值流变应力均随着温度的升高而降低,

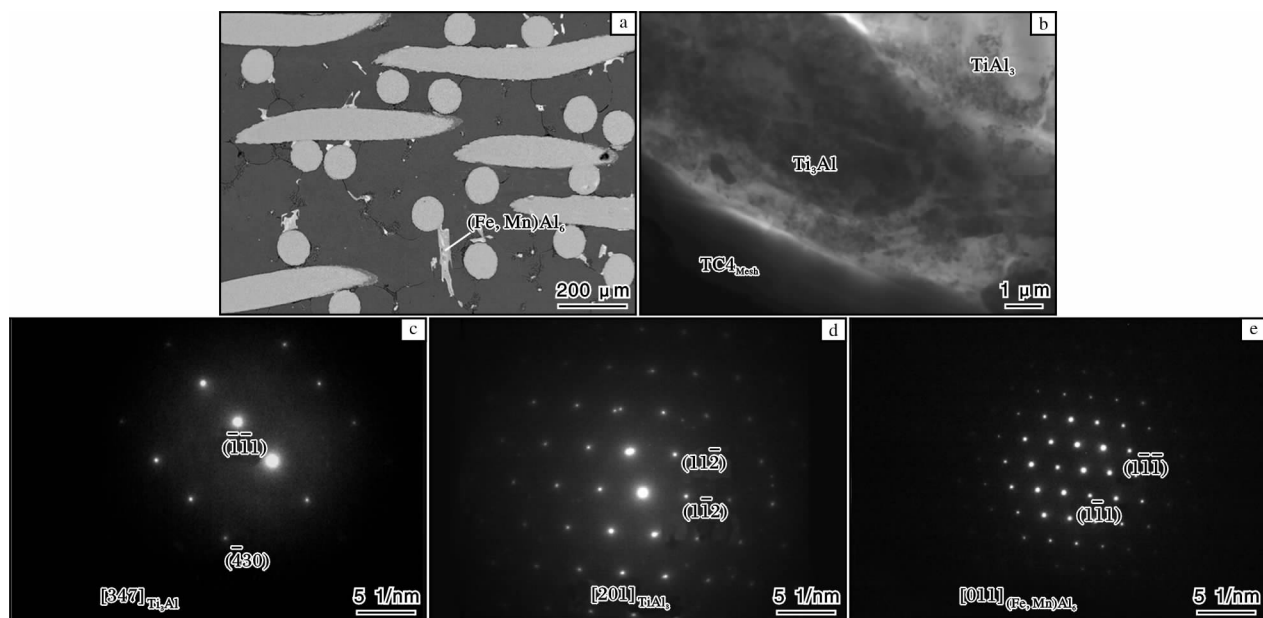


图1 TC4_网/Al复合材料的SEM照片、TEM像及SAED花样

Fig. 1 SEM photograph, TEM image and SAED patterns of TC4_{Mesh}/Al composite: (a) SEM photograph; (b) TEM image of interfacial layers between matrix and TC4 fiber; (c) SAED pattern of inner layer close to TC4 fiber; (d) SAED pattern of outer layer close to Al matrix; (e) SAED pattern of (Fe,Mn)Al₆

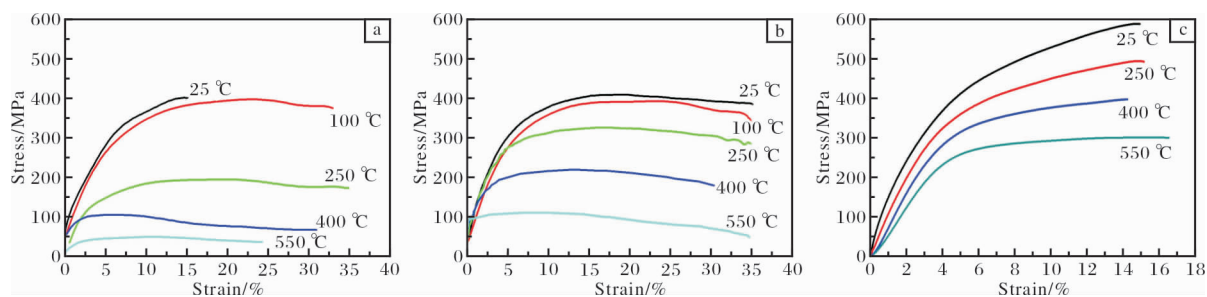


图2 不同应变率下TC4_网/Al复合材料的应力-应变曲线

Fig. 2 Strain-stress curves of TC4_{Mesh}/Al composite at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 1 s⁻¹; (c) 1500 s⁻¹

而各应变率下峰值流变应力随温度下降的幅度不同。在应变率 0.001 s⁻¹ 时, 复合材料的峰值流变应力由室温时的 391 MPa 降低到 550 °C 时的 49 MPa, 降低了 87.5%, 而在 100 °C 和 250 °C 之间峰值流变应力下降的幅度最大, 如图 2a 所示。在应变率 1 s⁻¹ 时, 复合材料的峰值流变应力由室温时的 408 MPa 降低到 550 °C 时的 112 MPa, 降低了 72.5%, 在 100 ~ 550 °C 之间峰值流变应力下降的幅度相当, 如图 2b 所示。在应变率 1500 s⁻¹ 时, 复合材料的峰值流变应力由室温时的 593 MPa 降低到 550 °C 时的 301 MPa, 降低了 49.2%, 降幅明显减小, 如图 2c 所示。

2.3 应变率对复合材料压缩性能的影响

由图 2 可知, TC4_网/Al 复合材料的峰值流变应力基本随着应变率的增加而升高, 表现为正向应变率敏感性。并且随着温度的升高, 应变率效应明显上升。在室温下, 当应变率由 0.001 s⁻¹ 提高至 1 s⁻¹ 时, 峰值流变应力基本不变, 当应变率为 1500 s⁻¹ 时, 峰值流变应力有了明显提高。而在高温下, 当应变率由 1 s⁻¹ 提高至 1500 s⁻¹ 时, 峰值流变应力均明显提高。Hong 等^[14-16] 采用式(1)对材料应变率的敏感特性进行量化描述:

$$m = \frac{\sigma_d - \sigma_s}{\sigma_s} \frac{1}{\ln(\dot{\epsilon}_d / \dot{\epsilon}_s)} \quad (1)$$

式中： m 为应变率敏感性； σ_d 为动态流变应力； σ_s 为准静态流变应力； $\dot{\varepsilon}_d$ 为动态变形的应变率； $\dot{\varepsilon}_s$ 为参考应变率。

图 3 给出了 TC4_网/Al 复合材料的应变率敏感系数随温度的变化曲线。从图 3 可以看出，应变率敏感系数随着温度的升高而增大，且在低应变率下的敏感系数更高。

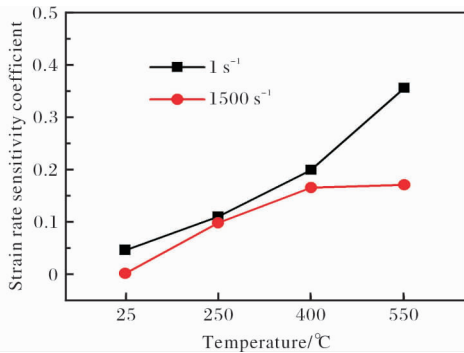


图 3 TC4_网/Al 复合材料应变率敏感系数随温度的变化曲线

Fig. 3 Curves of strain rate sensitivity coefficient vs. temperature of TC4_网/Al composite

2.4 TC4_网/Al 复合材料的宏观损伤

图 4 给出了 TC4_网/Al 复合材料压缩后试样的宏观照片。从图 4 可以看到，静态压缩时(应变率为 0.001、1 s⁻¹)，当试验温度 ≤ 100 °C 时，试样均沿与轴向大约呈 45° 方向的斜面发生破坏，但是当温度 ≥ 250 °C 时，试样没有破坏而发生了鼓肚变形。动态压缩(应变率 1500 s⁻¹)时，无论在室温还是在高温，复合材料均没有发生破坏。

2.5 温度和应变率对微观组织的影响规律

图 5 给出了应变率为 0.001 s⁻¹ 时 TC4_网/Al 复合



图 4 TC4_网/Al 复合材料经不同应变率压缩后的宏观照片

Fig. 4 Photos of TC4_{Mesh}/Al composite after compression at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 1 s⁻¹; (c) 1500 s⁻¹

材料在不同温度下压缩后的 SEM 照片。室温压缩时，试样沿着与压缩方向呈 45° 方向发生了严重的剪切变形，基体中的晶粒沿 45° 方向被严重拉长且 TC4 钛合金纤维被剪切成几部分(图 5a)。此外，在 TC4-Al 界面反应层和 (Fe, Mn) Al₆ 相中形成了大量裂纹。界面相与 (Fe, Mn) Al₆ 均为脆性相，在压缩过程中以形成裂纹的方式协调变形。在 250 °C 压缩时，变形特征与室温时不同，试样只是发生了鼓肚变形，这是由于温度的升高剪切破坏程度减小(图 5b)。试验温度提高到 400 °C 时，无论在 TC4-Al 界面还是在 (Fe, Mn) Al₆ 相中均没有裂纹形成(图 5c)。同时，由于温度超过了铝合金基体的再结晶温度，加之变形速率较低，变形时间较长，基体具备了发生动态再结晶的条件，故原始晶界上形成了 10 μm 左右的等轴晶(见图 5c 中右下角的放大图)。

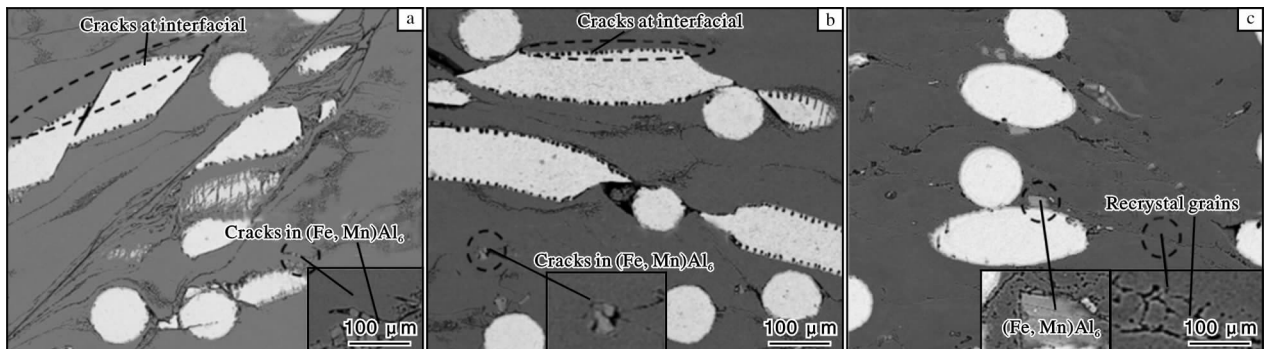


图 5 应变率为 0.001 s⁻¹ 时 TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 SEM 照片

Fig. 5 SEM microstructures of TC4_{Mesh}/Al composite after compression at different temperatures and under strain rate of 0.001 s⁻¹: (a) 25 °C; (b) 250 °C; (c) 400 °C

图6为应变率为 1 s^{-1} 时, TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 SEM 照片。试验温度为 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, TC4-Al 界面反应层和 $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$ 相中均形成了大量裂纹(图6a)。同时, 在纤维和基体界面处有剥离, 主要是由于压缩速率较大, 界面处的应力集中难以在短时间消除。试验温度提高到 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 与应变率为 0.001 s^{-1} 时的组织不同(图5c), 无论在 TC4-Al 界面上还是在 $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$ 相中均有裂纹形成(图6b)。尽管试验温度超过了铝合金基体的再结晶温度, 但由于变形速率较高, 变形时间较短, 所以铝合金基体并没有发生动态再结晶。再结晶形核的多边化过程需要位错运动, 变形速率较高时, 位错来不及运动, 因而只是有晶粒的拉长。需要指出的是, 在图6中可以看到 TC4 钛合金纤维的界面是椭圆形的, 这是由于切取压缩试样时没有沿着纤维的横向剖开。

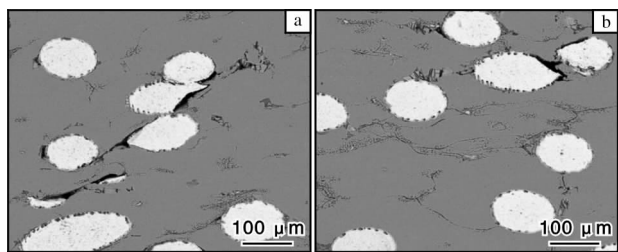


图6 应变率为 1 s^{-1} 时 TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 SEM 照片

Fig. 6 SEM microstructures of TC4_{Mesh}/Al composite after compression at different temperatures and under strain rate of 1 s^{-1} : (a) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

图7给出了应变率为 0.001 s^{-1} 时, TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 TEM 照片。在室温下压缩后, 铝合金基体中形成了高密度位错和滑移带, 如图7a所示。当试验温度为 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 低应变速率导致了位错运动进而发生了多边化, 说明在此温度变形时主要发生了动态回复, 如图7b所示。经 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩后, 铝合金基体中形成了尺寸约 500 nm 的动态再结晶晶粒, 如图7c所示。在图7b中没有观察到动态再结晶晶粒主要是由于再结晶晶粒较小所致。当压缩温度升高到 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 动态再结晶晶粒长大, 如图7d所示。

图8给出了应变率为 1 s^{-1} 时, TC4_网/Al 复合材料分别在 250 、 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩后的 TEM 照片。经 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩后, 铝合金基体中呈现出拉长的带状晶粒, 而

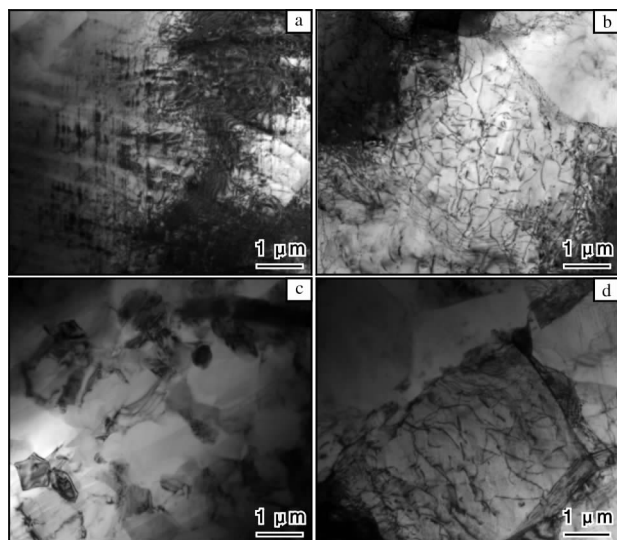


图7 应变率为 0.001 s^{-1} 时 TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 TEM 照片

Fig. 7 TEM microstructures of TC4_{Mesh}/Al composite after compression at different temperatures and under strain rate of 0.001 s^{-1} : (a) $25\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $100\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

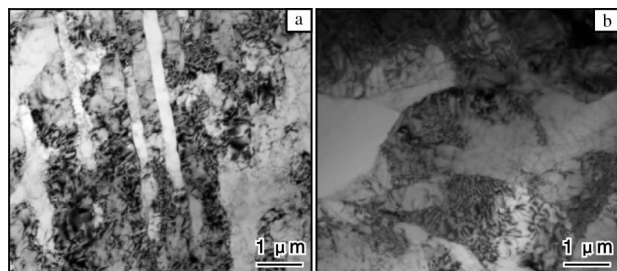


图8 应变率为 1 s^{-1} 时 TC4_网/Al 复合材料在不同温度下压缩后的 TEM 照片

Fig. 8 TEM microstructures of TC4_{Mesh}/Al composite after compression at different temperatures and under strain rate of 1 s^{-1} : (a) $250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

非等轴晶(图8a), 说明铝合金基体并没有发生再结晶。而经 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩后, 铝合金基体中形成了亚晶粒, 亚晶粒内部有大量未回复的位错(图8b), 这表明此时虽然变形速率较大, 变形时间较短, 但还是发生了动态回复。

由图5~图8可知, 应变率对 TC4_网/Al 复合材料微观组织的影响较为明显, 主要有2个方面: ① 应变速率增大, 变形时间缩短, 在高温变形过程中难以完成动态再结晶; ② 应变率增大, 造成 TC4-Al 界面应力集中, 在高温变形过程中这些应力难以释放, 故形成界面开裂。

3 结 论

(1) TC4_网/Al 复合材料的峰值流变应力随着温度的升高而降低, 随着应变率的增加而升高, 表现为正向应变率效应。此外, 应变率敏感系数随着温度的升高而增大。

(2) TC4_网/Al 复合材料进行准静态压缩(应变率 $\leq 1 \text{ s}^{-1}$), 当温度 $\leq 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 试样均沿与压缩轴方向大约呈 45° 方向的斜面发生破坏; 当温度 $\geq 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 试样没有破坏而发生鼓肚变形。采用霍普金森压杆装置对复合材料进行动态压缩(应变率 1500 s^{-1}) 时, 无论在室温还是高温下, 均未发生破坏。

(3) 应变率为 0.001 s^{-1} 时, 在室温压缩后, TC4_网/Al 复合材料试样沿着与压缩轴方向呈 45° 方向发生了严重的剪切变形; 沿着该方向, Al 合金基体中的晶粒被严重拉长且 TC4 钛合金纤维被剪切成几部分, 并在 TC4-Al 界面反应层和 (Fe, Mn) Al₆ 相中形成了大量裂纹。当温度提高到 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 无论在 TC4-Al 界面上还是在 (Fe, Mn) Al₆ 相中均没有形成裂纹, 基体发生了动态再结晶。

参考文献 References

- [1] 张伟, 庞宝君, 张泽华. 航天器微流星体及空间碎片防护结构性能分析[J]. 哈尔滨工业大学学报, 2002, 34(5): 603 – 606.
- [2] Guo Q, Sun D L, Han X L, et al. Microstructure characterization of Al matrix composite reinforced with Ti-6Al-4V meshes after compression by scanning electron microscope and transmission electron microscope[J]. Micron, 2012, 43(2/3): 278 – 284.
- [3] 王晓哲, 葛鹏, 卢广轩, 等. TC4 金属纤维多孔材料在硫酸介质中的腐蚀规律研究[J]. 合成纤维工业, 2020, 43(3): 43 – 47.
- [4] Zhu D Z, Luo M Q, Chen S Q, et al. Properties and hypervelocity impact damage of TiB₂ particles reinforced 2024Al aluminum alloy thin targets[J]. Southern Metals, 2016, 34(5): 45 – 57.
- [5] Zhu D Z, Chen W P, Li Y Y, et al. Damage mechanism of (2D-TiF)/Al composites against hypervelocity impact[J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2011, 40(10): 1804 – 1807.
- [6] Miqoi N, Pomarede P, Meraghni F, et al. Detection and evaluation of barely visible impact damage in woven glass fabric reinforced polyamide 6.6/6 composite using ultrasonic imaging, X-ray tomography and optical profilometry [J]. International Journal of Damage Mechanics, 2021, 130(3): 43 – 52.
- [7] Fierro G P M, Meo M. Nonlinear elastic imaging of barely visible impact damage in composite structures using a constructive nonlinear array sweep technique[J]. Ultrasonics, 2018, 90: 125 – 143.
- [8] Dong S L, Ye Z Y, Geng H B, et al. Damage of Ti-6Al-4V alloy induced by hypervelocity impact[J]. Journal of Spacecraft and Rockets, 2011, 48(2): 256 – 265.
- [9] Zhu D Z, Chen G Q, Wu G H, et al. Hypervelocity impact damage to Ti-6Al-4V meshes reinforced Al-6Mg alloy matrix composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 500(1/2): 43 – 46.
- [10] Song T F, Jiang X S, Shao Z Y, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded joints of titanium TC4 (Ti-6Al-4V) and Kovar (Fe-29Ni-17Co) alloys[J]. Journal of Iron and Steel Research(International), 2017, 24(10): 1023 – 1031.
- [11] Xu L, Cui Y Y, Hao Y L, et al. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 435 – 436: 638 – 647.
- [12] Loo van F J J, Rieck G D. Diffusion in the titanium aluminium system – I: interdiffusion between solid Al and Ti or Ti-Al alloys[J]. Acta Metallurgica, 1973, 21(1): 61 – 71.
- [13] Wagner C. The evaluation of data obtained with diffusion couples of binary single-phase and multiphase systems[J]. Acta Metallurgica, 1969, 17(2): 99 – 107.
- [14] Hong S I, Gray III G T, Lewandowski J J. Dynamic deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy matrix composites reinforced with 20 Vol. % SiC [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(8): 2337 – 2351.
- [15] Bao G, Lin Z. High strain rate deformation in particle reinforced metal matrix composites[J]. Acta Materialia, 1996, 44(3): 1011 – 1019.
- [16] Balch D K, O'Dwyer J G, Davis G R, et al. Plasticity and damage in aluminum syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 391(1/2): 408 – 417.

Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材制备及热处理工艺研究

王国栋, 王 丹, 薛少博, 苏艳妮, 田云飞, 郭学鹏

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 采用真空自耗电弧炉进行3次熔炼得到 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金铸锭, 铸锭经五火锻造、三火热轧、板材压校、表面处理等工序, 得到规格为 $\delta 1.2 \text{ mm} \times 600 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm}$ 的宽幅薄板。其中, 五火锻造及第一火轧制均在单相区进行, 第二火轧制为换向轧制并在两相区进行, 成品轧制采用保温轧制的方式。结果表明: 保温轧制温度为 1050°C 时板形最优, 且经单时效或固溶+时效处理后均为脆性断裂。相比于固溶+时效的热处理方式, 经单时效处理析出的等轴 α_2 相与次生针状 O 相较多, α_2 相尺寸较大, O 相片层细小, 可以提高合金的强度。经固溶+时效处理可以提高合金的延伸率, 但强度略低于单时效。

关键词: Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金; 宽幅薄板; 轧制; 热处理

中图分类号: TG337.6; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)01-016-05

Research on Preparation and Heat Treatment Process of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo Alloy Sheet

Wang Guodong, Wang Dan, Xue Shaobo, Su Yanni, Tian Yunfei, Guo Xuepeng

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy ingot was obtained by three times vacuum consumable arc melting. The ingot was subjected to five-fire forging, three-fire hot rolling, sheet pressing, surface treatment and other processing, and then the wide sheet with the size of $\delta 1.2 \text{ mm} \times 600 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm}$ was obtained. The five-fire forging and first-fire rolling were carried out in the single-phase zone, the second-fire rolling was designed as reversing rolling and carried out in the two-phase zone, and the final product rolling adopted the heat preservation rolling. The results show that when the holding rolling temperature is 1050°C , the sheet with the best shape and the fracture mode is brittle fracture after single aging or solution + aging treatment. There are more equiaxed α_2 phase and secondary acicular O phase precipitated by single aging treatment compared with solution + aging treatment, and with larger α_2 phase, finer lamella O phase, which can improve the alloy's strength. After solution + aging treatment, the elongation of the alloy can be increased, but the strength is slightly lower than that of single aging treatment.

Key words: Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy; wide sheet; rolling; heat treatment

近年来, 我国航空航天、国防工业等领域迅猛发展, 对材料的性能及其应用环境等提出了更高的要求, 迫切希望能够减重并提高材料的高温服役性能^[1-2]。钛合金综合性能优异, 是航空航天材料的首选, 但传统钛合金的热强性及抗氧化性能受温度限制, 其最高服役温度为 600°C ^[3-5]。因此, 开发比强度高、耐腐蚀性优良和高温性能优异的新型轻

质高温结构材料是当前研究的重点和热点。

Ti_2AlNb 基合金是以正交有序结构 O 相为基础的金属间化合物, 其比强度、比刚度高, 热膨胀系数低, 同时具有优异的高温抗蠕变性能、良好的断裂韧性及抗氧化性能, 是一种综合性能优异的新型轻质高温结构材料, 可在 $600 \sim 800^\circ\text{C}$ 的环境下服役^[6-7]。与镍基、铁基高温合金相比, Ti_2AlNb 基合金具有更高的比强度和更低的密度, 可以大幅度减小自重从而提高发动机的性能和效率, 是当前先进飞行器发动机重要部件及导弹壳体的理想材料, 在

航空航天、国防工业等领域具有很大的发展潜力^[8-17]。

但 Ti₂AlNb 基合金在实际应用过程中存在问题亟待解决,如 Ti₂AlNb 基合金板材的制备。Ti₂AlNb 基合金塑性差,加工时易开裂,制备 1~4 mm 厚的薄板存在一定困难,当前还没有成熟的用于制备宽幅大规格 Ti₂AlNb 基合金薄板的工艺。此外, Ti₂AlNb 基合金的相变过程复杂,其显微组织与力学性能之间的关系也亟待研究^[18]。

基于上述问题,以 Ti₂AlNb 基合金——Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 为研究对象,对其宽幅薄板的生产工艺进行探索开发。采用真空自耗电弧炉进行 3 次熔炼,得到 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金铸锭。铸锭经过五火锻造、三火热轧、板材压校、表面处理等工序,最终得到 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材。对不同工艺条件下板材的室温力学性能及微观组织进行分析,以期为后续大批量生产提供工艺支撑。

1 实 验

以海绵钛、Al-Mo 中间合金颗粒、Al-Nb 中间合金颗粒、铌钛屑为原料,经混料后压制成自耗电极,采用真空自耗电弧炉经 3 次熔炼制得 $\phi 340$ mm \times 560 mm 的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金铸锭。采用五火锻造将铸锭锻成 105 mm \times 420 mm \times 490 mm 的板坯,五火锻造均在单相区进行。为了不影响后续的热轧开坯,对板坯表面、棱角处的龟裂及较深裂纹彻底进行表面处理,处理后的板坯无裂纹、边部倒角,符合后续轧制要求,规格为 90 mm \times 400 mm \times 430 mm。在 800 mm 热轧机上对 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板坯进行三火热轧,其中,第一火次轧制在单相区进行;第二火次轧制在两相区进行,采用换向轧制,以获得横纵向力学性能优异的板材;第三火次轧制即成品轧制,采用保温轧制方式。保温轧制温度分别为相变点以上的 1050 $^{\circ}\text{C}$ 、相变点附近的 1000 $^{\circ}\text{C}$ 以及相变点以下的 930 $^{\circ}\text{C}$ ^[19]。对保温轧制后的板材进行压校、碱酸洗、表面砂光处理,最终得到规格为 $\delta 1.2$ mm \times 600 mm \times 1000 mm 的成品 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材。

对保温轧制温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$ 的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材分别进行时效(760 $^{\circ}\text{C}$ /8 h/AC)和固溶+时效(940 $^{\circ}\text{C}$ /1 h/WC+760 $^{\circ}\text{C}$ /8 h/AC)热处理。

采用 INSTRON 5985 万能材料试验机测量板材的室温力学性能。采用带有电子背散射衍射(EBSD)系统的日本电子 JSM-7900F 热场发射扫描电子显微镜(FESEM)观察显微组织和断口形貌,用 EBSD 系统进行显微结构分析。

2 结果与讨论

2.1 板材制备

Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金铸锭经五火锻造、三火热轧、板材压校、表面处理等工序,得到无裂纹、无翘曲且规格为 $\delta 1.2$ mm \times 600 mm \times 1000 mm 的宽幅薄板,如图 1 所示。在 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材热轧成形过程中,3 种保温轧制温度下的板材均未发生粘连现象,并且轧制温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$ 时板形最好,1000 $^{\circ}\text{C}$ 时次之,930 $^{\circ}\text{C}$ 时板形较差。对板材厚度进行测量,发现 3 种保温轧制温度下板材的厚度精度都能保证在 0.1 mm 以内。

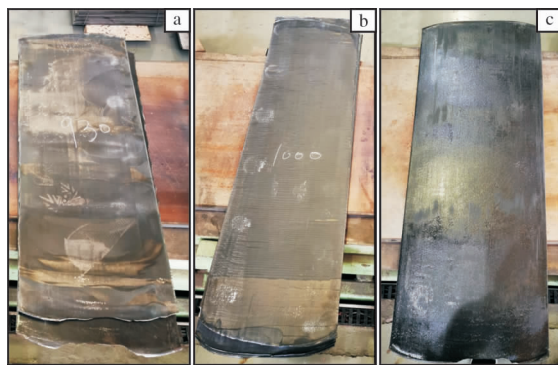


图 1 不同温度下轧制的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材的照片

Fig. 1 Photos of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet rolled at different temperatures: (a) 930 $^{\circ}\text{C}$; (b) 1000 $^{\circ}\text{C}$; (c) 1050 $^{\circ}\text{C}$

2.2 热处理制度对显微组织的影响

图 2 为 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材经不同制度热处理后的显微组织。合金的机械性能很大程度上取决于合金中各种相的微观结构和体积分数^[20-21]。Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材经时效处理后,显微组织主要由等轴 α_2 相、板条 O 相和次生细小针状 O 相组成。Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材经固溶+时效处理后,显微组织主要由少量等轴 α_2 相、940 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后形成的初生板条 O 相以及 760 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理后形成的次生细小针状 O 相组成^[22-23]。相比固溶+时效的热处理方式,单时效处

析出的等轴 α_2 相与次生 O 相较多, 且 α_2 相尺寸较大, O 相片层细小。

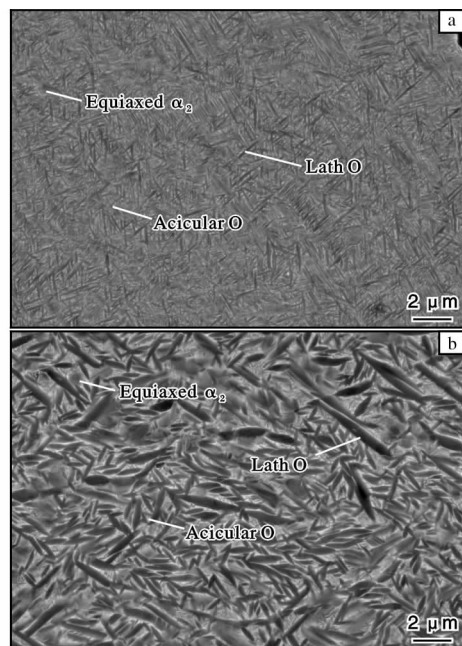


图2 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材经不同制度热处理后的显微组织

Fig. 2 Microstructures of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet after different heat treatments: (a) aging; (b) solution + aging

图3为Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo合金板材经不同制度热处理后的相分布图。由图3可知,2种热处理制度下都能获得较高占比的O相,其中时效制度下O相占比为64.2%,固溶+时效制度下O相占比达到77.4%。

图4为2种不同热处理制度下Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo合金板材的晶粒尺寸分布图。从图4可知,2种热处理制度下都能获得纳米级的细小组织,其中,时效制度下小于0.25 μm的晶粒占比达到82%,固溶+时效制度下小于0.25 μm的晶粒占比达到72%。细化晶粒对于提升材料强度具有一定的帮助,晶粒尺寸与强度关系符合Hall-Petch效应^[24]。相比之下,时效制度下Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo合金板材的强度更高。

2.3 热处理制度对室温力学性能的影响

图5为不同热处理制度下Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo合金板材的室温拉伸应力-应变曲线。室温下,时效处理后板材的抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为1217 MPa、1192 MPa和3.0%,固溶+时效

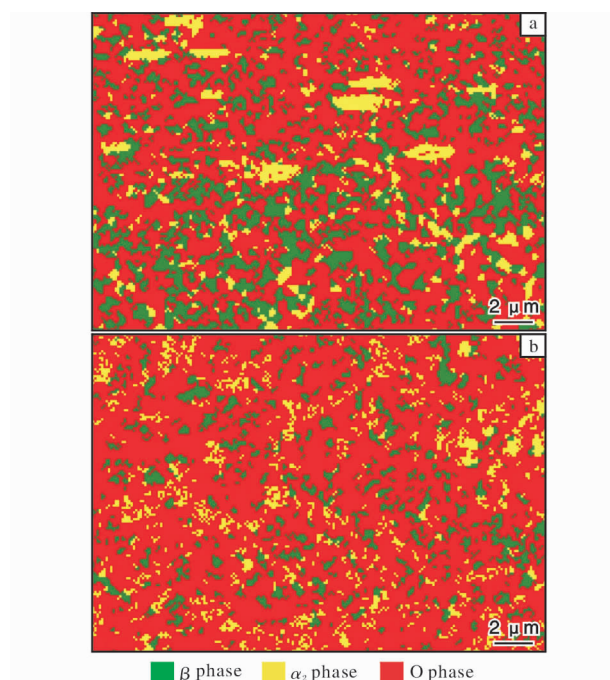


图3 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材经不同制度热处理后的相分布图

Fig. 3 Phase distribution diagrams of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet after different heat treatments: (a) aging; (b) solution + aging

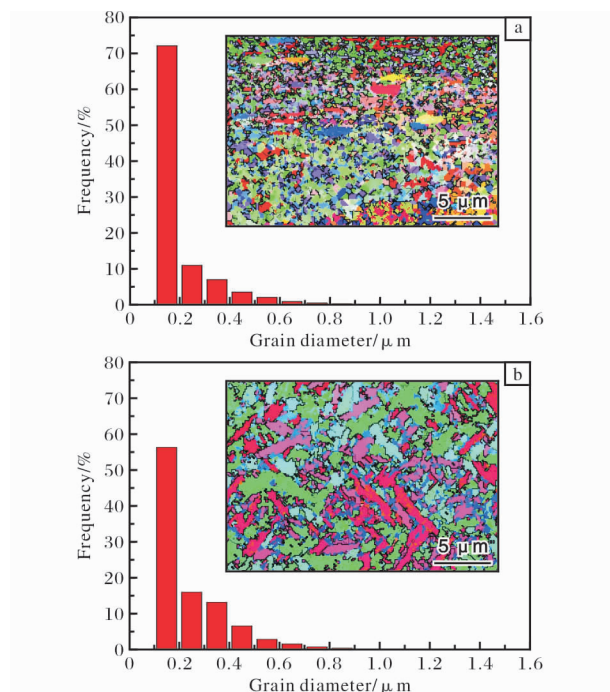


图4 不同热处理制度下Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo合金板材的晶粒尺寸分布图

Fig. 4 Grain size distribution of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet after different heat treatments: (a) aging; (b) solution + aging

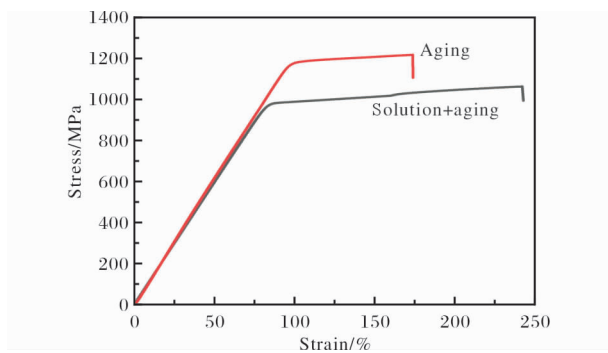


图 5 不同热处理制度下 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材的室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 5 Tensile stress-strain curves of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet at room temperature under different heat treatments

处理后分别为 1063 MPa、990 MPa 和 3.5%。与固溶

+时效处理相比,时效处理可以提高合金的强度,但合金的延伸率较低。结合微观组织(图 2)来看,时效处理得到的片层 O 相相较于固溶+时效处理的合金更细,并且 O 相比 α_2 相具有更好的强化效果。另一方面,固溶处理得到的粗片层 O 相使合金有较好的塑性^[25]。综上可知,经时效处理的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材强度更好,但塑性较差。因此,在满足强度要求的条件下,应选择能够获得更好塑性的固溶+时效的热处理方式。

图 6 为不同热处理制度下 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材的室温拉伸断口形貌。从图 6 可以看出,2 种热处理制度下的宏观断口均主要由放射区与纤维区组成,纤维区贯穿了整个拉伸试样,放射区沿着纤维区向两端扩展,并且有河流状花样与解理台阶,表现为脆性断裂特征^[22]。

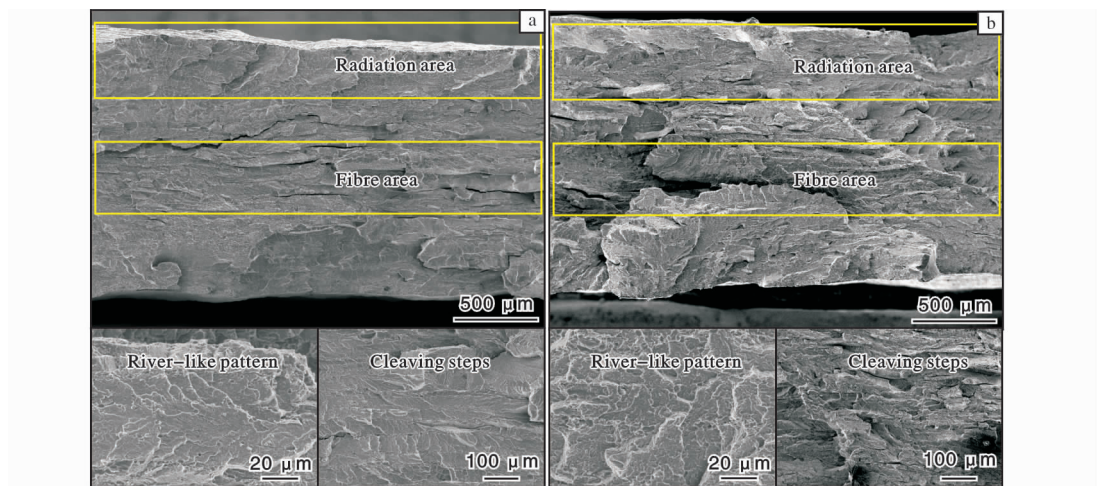


图 6 不同热处理制度下 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材的室温拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphologies of Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo alloy sheet at room temperature under different heat treatments: (a) aging; (b) solution + aging

3 结 论

(1) Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金铸锭经过五火锻造、三火热轧、板材压校、表面处理等工序成形,最终可得到厚度精度在 0.1 mm 以内的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金宽幅薄板。当保温轧制温度为 1050 ℃时,板形最优。

(2) 经单时效处理与经固溶+时效处理的 Ti-22Al-24.5Nb-0.5Mo 合金板材均为脆性断裂。相比于固溶+时效处理,经时效处理析出的等轴 α_2 相与次生细小针状 O 相较多,且 α_2 相尺寸较大, O 相片层细小,可以提高合金的强度。经固溶+时效处理可

以提高合金的延伸率,但强度略低于单时效。在满足强度要求的条件下,应选择能够获得更好塑性的固溶+时效的热处理方式。

参考文献 References

- [1] 李渤渤. 低密度 Ti_2AlNb 基合金板材制备及组织与力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.
- [2] 陈玮, 李晋伟, 史一宁. Ti_2AlNb 合金及其焊接技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2015(17): 136 – 139.
- [3] Peters M, Kumpfert J, Ward C H, et al. Titanium alloys for aerospace applications[J]. Advanced Engineering Materials, 2003, 5(6): 419 – 427.
- [4] Banerjee D. The intermetallic Ti_2AlNb [J]. Progress in