



TC21 钛合金热变形行为

谢 鑫, 孙前江, 彭嘉豪, 周建伟

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 南昌 330063)

摘 要:采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 TC21 钛合金进行了高温热压缩变形试验。试验变形温度为 890~990℃, 应变速率为 $0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$ 。通过分析不同热变形条件下获得的应力-应变曲线和微观组织, 探究合金在高温变形中的微观组织演变规律。结果表明: TC21 钛合金对变形温度和变形速率极其敏感, 流变应力随着应变速率的增加和温度的降低而升高。随着变形温度的升高和应变速率的降低, 变形中动态回复作用增强, 微观组织中动态再结晶晶粒数目减少。此外, 应用线性回归方法, 建立 TC21 钛合金的高温本构方程, 经过实验验证, 该本构模型与实验结果吻合较好; 基于 Prasad 失稳准则, 建立了 TC21 钛合金热加工图, 为 TC21 钛合金锻造工艺的制定提供理论依据。

关键词: TC21 钛合金; 变形温度; 应变速率; 本构方程; 热加工图

文章编号: 1004-0609(2020)-09-2048-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

TC21 钛合金是由西北有色金属研究院研制的一种新型高强高韧高损伤容限钛合金, 是目前我国高强高韧钛合金中综合力学性能匹配较好的钛合金材料^[1-2]。TC21 钛合金主要用于飞机的机翼接头构件, 机身与起落架的连接框、发动机接头等部位, 以及强度耐久性要求较高的关键承力部件^[3-5]。TC21 钛合金的优良性能与其微观组织密切相关, 但热变形时其微观组织对变形工艺参数极其敏感, 变形后的组织和性能较难控制^[6]。由于变形温度和应变速率对钛合金性能有较大影响^[7]。因此为保证变形构件质量的稳定性, 有必要对钛合金的高温变形行为做深入研究, 探究材料微观组织与热变形工艺参数之间的影响规律, 进而实现通过改变工艺参数来调控材料微观组织, 获得性能优良的产品构件。

材料的本构方程和热加工图是研究材料高温变形的重要方式。随着有限元数值模拟技术在工业生产中的广泛应用, 本构方程的准确程度直接影响着模拟结果的精度^[8], 因此, 构建高精度的本构方程十分重要。目前, 赵艳蕾等^[9]应用 Zener-Hollomon 参数的指数形式建立 TC21 钛合金两相区内的本构方程, 结果误差接近 15%。戴俊等^[10]在 Arrhenius 经验公式适用性的基础上, 采用多元线性回归法建立该合金的高温本构方程, 平均误差 7.64%, 但其中有 14.2%的点的误差

大于 15%。TANG 等^[11]应用 BP-神经网络建立了 TC4-DT 本构关系模型, 误差小于 6%。从以上研究结果来看, BP-神经网络模型最为精准, 但是该模型无法直接得到模型参数数值, 难以应用至有限元模拟中。若可以在数学模型的基础上, 优化线性回归方程, 减小误差, 将有效解决数值模拟中精度低的问题。使用 Arrhenius 方程求出的本构方程, 需要区分使用范围, 并且该方程在求解各个系数时, 均通过线性拟合的方法来获得, 时常会出现较大的误差。

本文在 TC21 钛合金高温热压缩变形实验基础上, 研究了变形工艺参数对其微观组织的影响, 分析其在高温变形时的微观组织演变规律, 并在 Arrhenius 经验公式的基础上提出新的数学模型, 使用线性回归法^[12]获得影响流变应力最相关自变量子集, 构建高精度的 TC21 钛合金的本构关系数学模型, 并利用该数学模型对其他条件下的变形进行预测, 同时还建立 TC21 钛合金热加工图, 为 TC21 钛合金的锻造工艺制定提供理论依据。

1 实验

实验用原材料为 $d\ 160\text{ mm}$ 的 TC21 钛合金棒材,

将棒材加工成 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 圆柱体试样。其原始组织为由等轴 α 相和 β 基体及基体中 α 片组成的双态组织,相变点约为 962°C 。原始组织如图 1 所示,等轴 α 相含量约占 50%,平均直径在 $10 \mu\text{m}$ 左右,微观组织分布均匀。

TC21 钛合金热压缩试验在 Gleeble3500 热模拟试验机上进行,用细砂纸将试样的两端磨平,用石墨对试样的两端进行润滑处理。实验在真空状态下进行,升温速率为 10°C/s ,加热至设定温度后保温 300 s,然后进行实验,实验完后试样空冷。将变形后的试样沿轴向对半切开,经腐蚀液 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=3:6:91$ 侵蚀后,制成金相试样。在 XJP-6A 光学显微镜下对微观组织进行观察。使用 Nova_NanoSEM50 场发射电子扫描电镜对 β 相内部针状 α 相进行观察。

实验方案设定如下:应变速率为 0.01 、 0.1 、 1 、 10 s^{-1} ;变形温度为 890 、 930 、 950 、 970 、 990°C ;变形程度为 40%、60%。

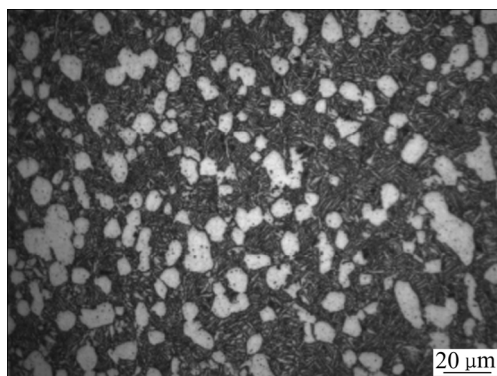


图 1 TC21 钛合金原始微观组织

Fig. 1 Original microstructure of TC21 titanium alloy

2 结果与分析

2.1 流变应力

图 2 所示为 40%变形后 TC21 钛合金在不同变形温度 and 不同应变速率条件下的真应力-应变曲线。在变形开始阶段,随着应变的增加,各条件下试样流变应力均迅速增加,出现加工硬化现象^[13]。到达峰值后流变应力呈软化形态,逐渐降低并趋于稳定。在 TC21 钛合金变形初期,位错随着应变的增加而大量增殖,密度急剧增加,位错运动的阻力也迅速增大,合金组织呈现加工硬化特点,使流变应力快速增加。在 TC21 钛合金变形后期,随着变形量继续增加,合金内部原子动能增加,合金组织出现动态回复和动态再结晶消

耗位错能,进而出现流变软化现象。

通过图 2 中各数据对比发现,变形温度和应变速率对流变应力影响显著,流变应力随着变形温度的增加而显著减小,随着应变速率的增加而显著增大。例如,在应变速率为 0.1 s^{-1} 的条件下,变形温度从 890°C 升至 990°C 时,流变应力峰值约减小了 55 MPa;在变形温度为 890°C 的条件下,应变速率从 0.01 s^{-1} 增至 10 s^{-1} 时,流变应力增加了 180 MPa。随着变形温度升高,合金内部 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变过程增强。由于 α 相为 HCP 晶体结构,有 4 个独立的滑移系,而 β 相为 BCC 晶体结构,有 12 个独立的滑移系,随着 β 相的含量增加,变形抗力随之减小,如图 2(d)和(e)所示。当变形温度一定时,随着应变速率的增加,单位时间内的位错运动数目增加,需要更大的临界分切应力,同时变形时间变短,动态回复和动态再结晶来不及进行,使得流变应力增大。

2.2 变形参数对微观组织的影响

2.2.1 变形量

图 3 所示为变形温度为 950°C 和 990°C 、应变速率为 0.01 s^{-1} 的条件下,不同变形量下的 TC21 钛合金微观组织。当试样在两相区变形时,40%变形量下微观组织由等轴 α 相、条状 α 相和 β 基体组成,如图 3(a)所示。由于 950°C 临近相变点温度, $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变显著, α 相尺寸减小,其体积分数急剧减少,主要分布在 β 晶界; β 基体中开始出现细小 β 晶界, β 晶粒平均尺寸约为 $30 \mu\text{m}$ 。当变形量增加至 60%时,晶界 α 相基本消失, β 相尺寸粗大,平均尺寸达到 $50 \mu\text{m}$;晶内残余少量等轴 α 相,再结晶尺寸也增加,如图 3(b)所示。由此可知,在两相区变形时,随着变形量的增加, β 晶界变清晰, β 晶粒尺寸增大。

在单相区 990°C 下经 40%变形后,TC21 钛合金的微观组织全部由 β 相组成。微观组织中的 β 晶粒发生变形,呈扁平状。变形 β 晶粒周边分布着尺寸较小的等轴 β 晶粒,如图 3(c)所示。当变形量增加至 60%时, β 晶粒变得粗大,且明显大于变形量为 40%的 β 晶粒,晶粒趋于等轴状。这是因为随着变形量的增大,钛合金中的位错密度增加^[14],使得动态再结晶的形核数量增加;同时,应变速率小,变形时间长,使得动态再结晶比较充分, β 晶粒几乎为等轴状,如图 3(d)所示。

2.2.2 变形温度

图 4 所示为应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形量为 60%

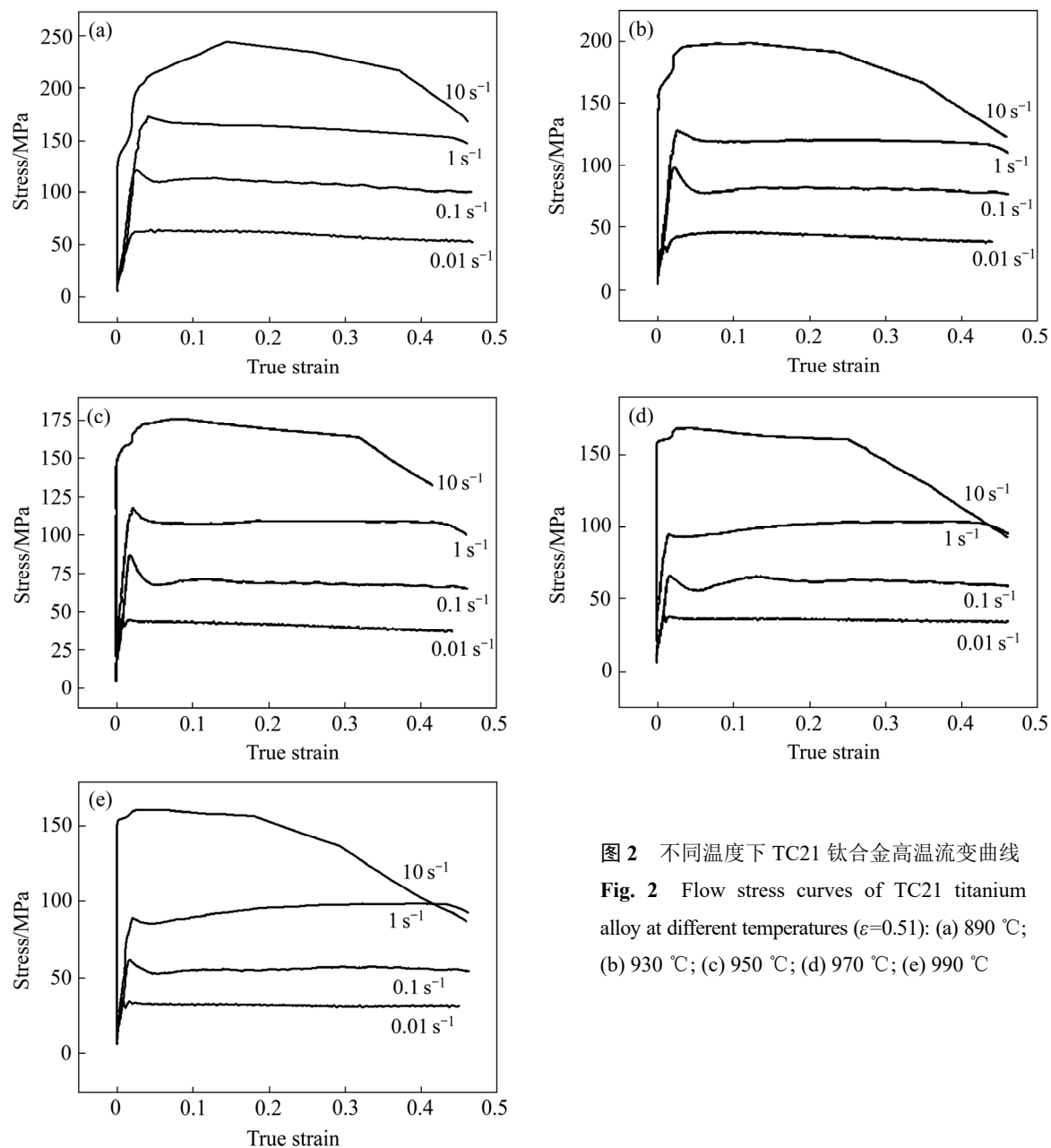


图 2 不同温度下 TC21 钛合金高温流变曲线

Fig. 2 Flow stress curves of TC21 titanium alloy at different temperatures ($\epsilon=0.51$): (a) 890 °C; (b) 930 °C; (c) 950 °C; (d) 970 °C; (e) 990 °C

的条件下, 不同变形温度的 TC21 钛合金微观组织。当变形温度为 890 °C, 其微观组织主要由分布均匀的等轴 α 相和 β 基体组成。与原始组织对比, 等轴 α 相的体积分数变化不大但平均晶粒尺寸变小, 且片状 α 相已经完全消失。由此可知, 在较低的变形温度下, 由于变形的作用, 部分片状 α 相发生球化, 如图 4(a) 所示。当变形温度为 930 °C 时, 部分等轴 α 相沿压缩轴方向被压扁, 与 890 °C 时相比, 等轴 α 相体积分数显著降低且晶粒尺寸减小。随着变形温度升高, β 晶界清晰可见, 如图 4(b) 所示。当变形温度升高至 950 °C 时, 由于温度临近相变点, 相转变显著, 等轴 α 相含

量急剧减少且晶粒尺寸显著减小, β 晶粒尺寸粗大且在三叉晶界处出现细小等轴状再结晶 β 晶粒, 如图 4(c) 所示。当变形温度为 970 °C 时, 钛合金微观组织完全由粗大的 β 相组成, 由于此时温度在相变点之上, α 相已经完全溶解, 如图 4(d) 所示。990 °C 变形时, 其微观组织与 970 °C 时基本一致, 主要由 β 相组成, 但 β 晶粒尺寸显著增大, 如图 4(e) 所示。

此外, SEM 分析表明, 在 β 晶粒内部析出大量的纵横交错的 α' 相, 如图 5(a) 和 (b) 所示; 长条状的 α' 相之间相互平行, 以长条 α' 相为主, 相邻的长条 α' 相之间分布着方向各异的细针状的 α' 相。这主要是由于

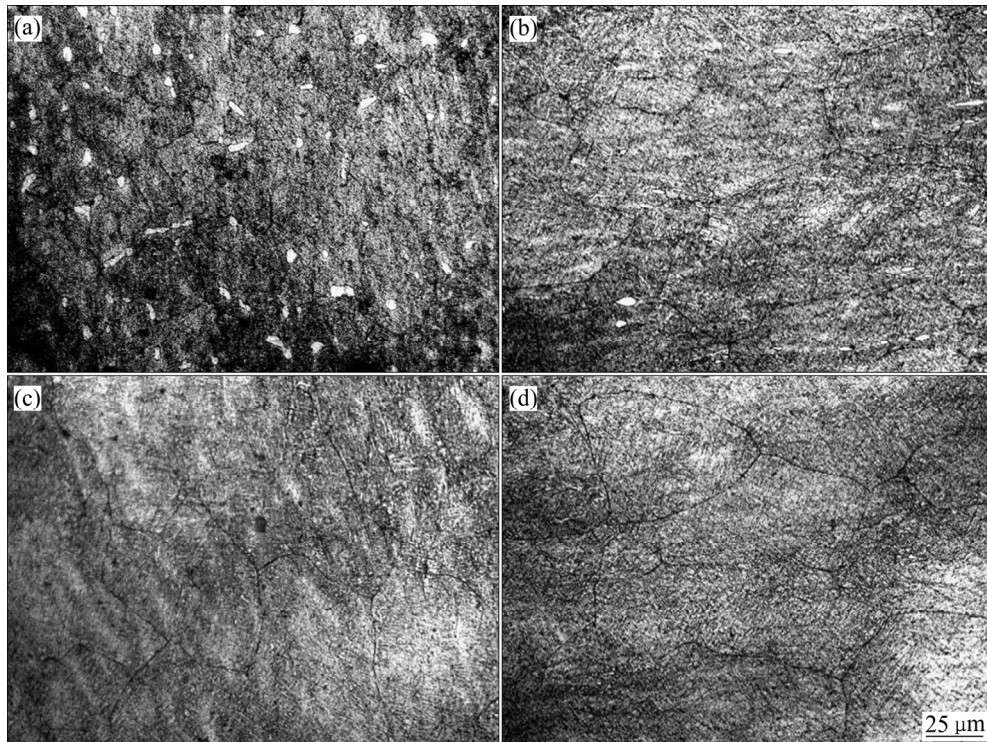


图3 不同变形量下 TC21 钛合金的微观组织

Fig. 3 Microstructures of TC21 titanium alloy under different deformations ($\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$): (a) 950 °C, 40%; (b) 950 °C, 60%; (c) 990 °C, 40%; (d) 990 °C, 60%

高变形温度下冷却时的过冷度大, 马氏体相变的临界切应力增加, β 相来不及转变为 α 相, 而转变为成分与母相相同但晶体结构不同的过饱和固溶体, 即马氏体 α' 相^[15]。随着变形温度的升高, 细针状的 α' 相越发显著且数目增多。

2.2.3 应变速率

图6所示为 TC21 钛合金在 990 °C 经不同应变速率变形 60% 后的微观组织。由图6中可知, 变形后的微观组织均由 β 相组成, 但不同应变速率条件下的 β 晶粒形貌有差异。应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 其微观组织几乎完全由等轴状 β 晶粒组成, 如图6(a)所示。应变速率增加至 0.1 s^{-1} 时, TC21 钛合金微观组织中出現扁平状 β 晶粒, 扁平状的 β 晶粒周边也出现小的等轴 β 晶粒, 如图6(b)所示。应变速率提高至 1 s^{-1} 和 10 s^{-1} 时, β 晶粒被严重压扁呈带状。在压扁的 β 晶粒附近, 细小的等轴 β 晶粒数目随应变速率的增加而增多, 如图6(c)和(d)所示。

扁平状的 β 晶粒为原始 β 晶粒在应力作用下变形而成, 而等轴状 β 晶粒则是动态再结晶的产物。随着应变速率的增加, 原始 β 晶粒被压成带状, 动态再结晶过程增强, 但因为高应变速率下的变形时间短,

使得位错增值速度加快, 无法通过动态回复消除^[16]。同时, 位错快速增值也伴随着缺陷的增加, 为动态再结晶提供足够的形核点, 使得动态再结晶过程更易进行, 从而出现较多细小的再结晶晶粒。

2.3 本构方程的建立

TC21 钛合金的热变形过程受热激活过程^[17]控制, 热激活能反映了变形的难易程度。热激活能 Q 与应力和应变速率间的关系可用三种形式的 Arrhenius 型方程表示:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \exp(-\beta\sigma) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_3 \sinh(\alpha\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: Q 为变形激活能, kJ/mol; R 为气体常数, J/(mol·K); $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流动应力, MPa; T 为热力学温度, K; A_1 、 A_2 、 A_3 、 n 、 n_1 、 β 和 α 均是常数, 且 $\alpha = \beta/n$ ^[18]。

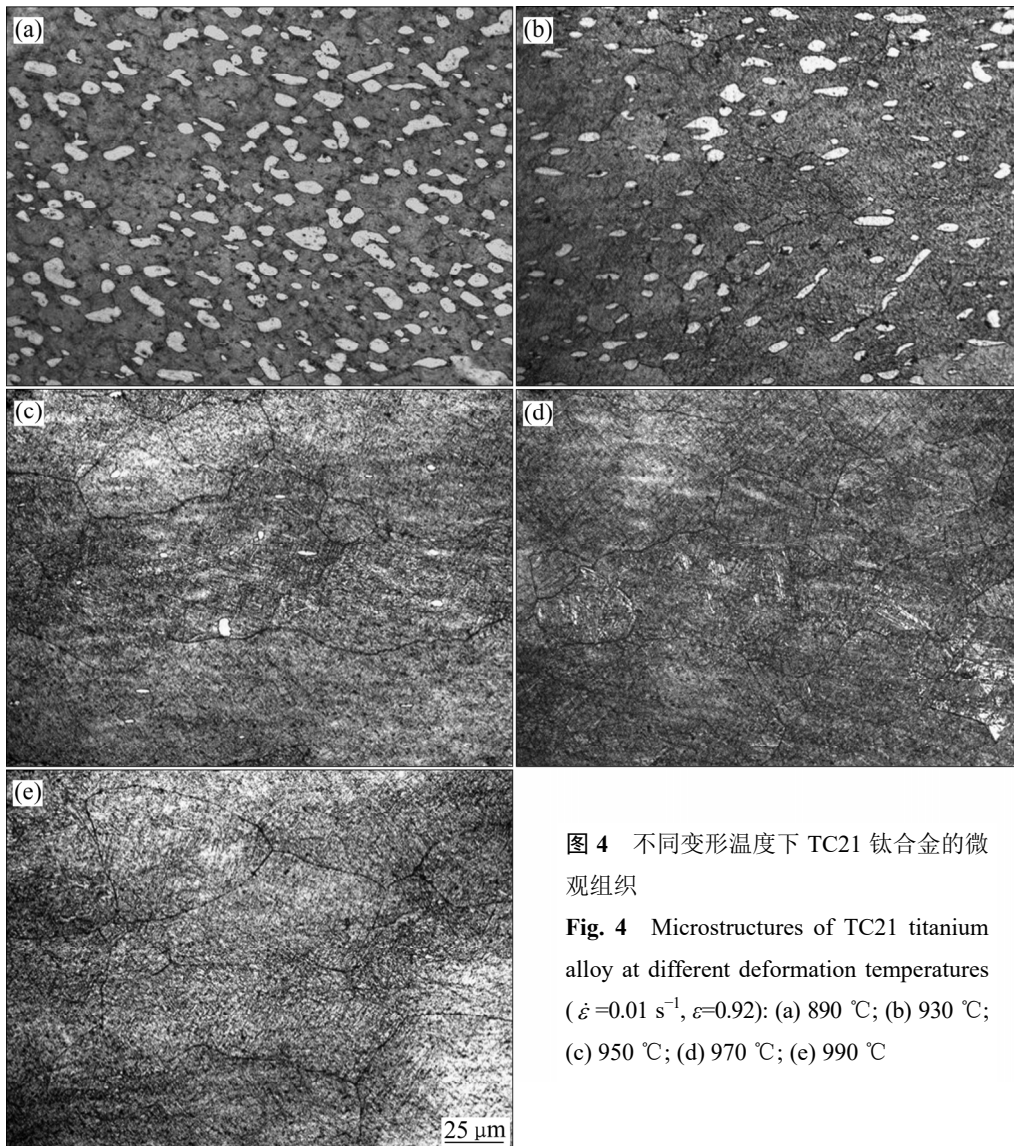


图 4 不同变形温度下 TC21 钛合金的微观组织

Fig. 4 Microstructures of TC21 titanium alloy at different deformation temperatures ($\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.92$): (a) 890 °C; (b) 930 °C; (c) 950 °C; (d) 970 °C; (e) 990 °C

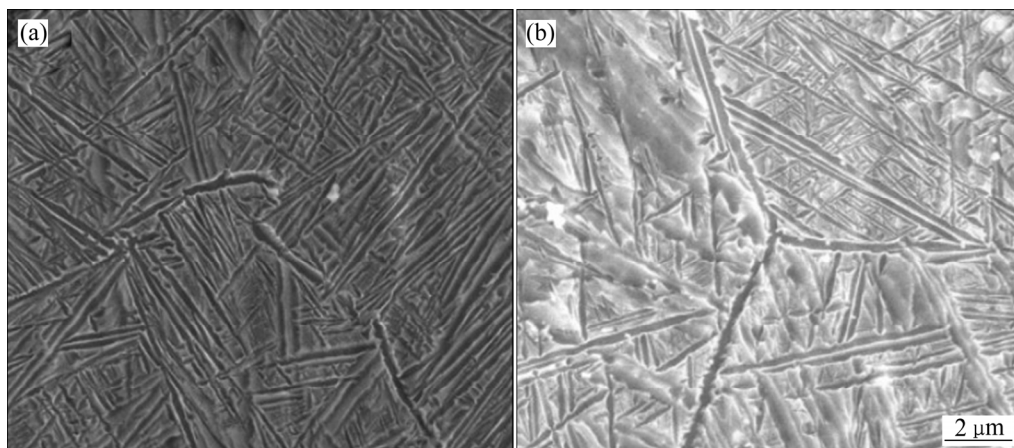


图 5 TC21 钛合金的 SEM 像

Fig. 5 SEM images of TC21 titanium alloy ($\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$): (a) 970 °C; (b) 990 °C

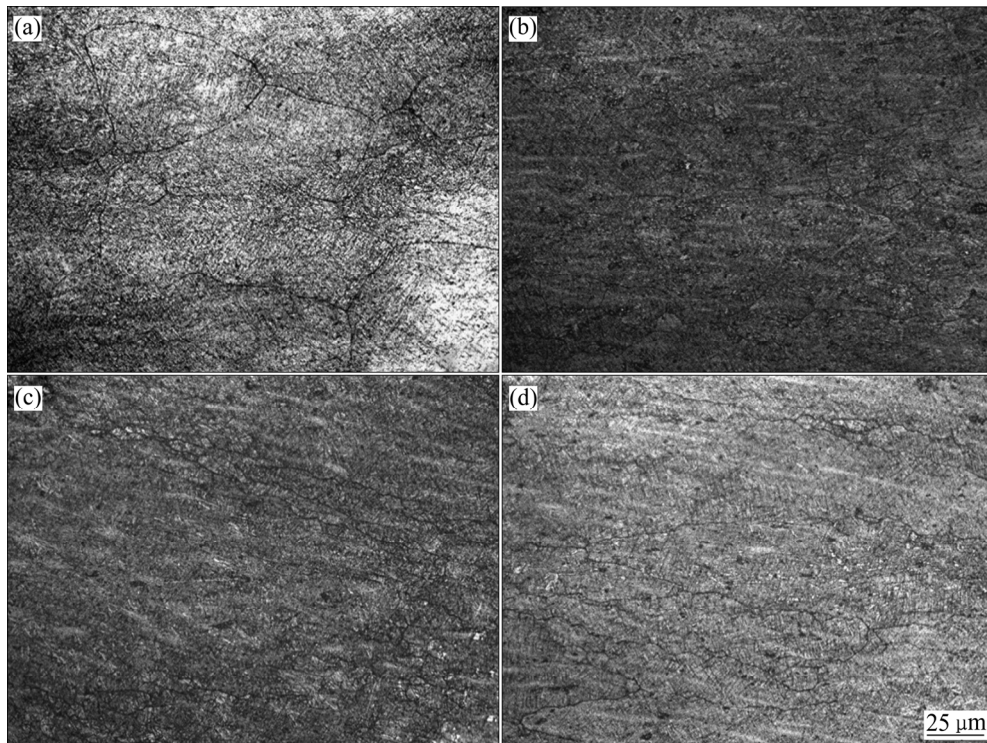


图6 不同应变速率条件下 TC21 钛合金的微观组织

Fig. 6 Microstructures of TC21 titanium alloy at different strain rates (at 990 °C, $\epsilon=0.92$): (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

将式(1)、(2)两边取自然对数得:

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{\beta RT} - \frac{\ln A_1}{\beta} \quad (4)$$

$$\ln \sigma = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A_2}{n} \quad (5)$$

通过对 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 数据进行线性拟合确定 n 和 β 值。从图 7(a)和(b)中可以看出,不同温度下各曲线的相关性都较好,但不同相区的斜率相差大,因此对各自相区内取平均值。根据 $\alpha = \beta/n$, 经计算可知两相区和单相区的 α 值分别为 0.00905 和 0.11317。

对式(3)两边取自然对数得:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{n_1 RT} - \frac{\ln A_3}{n_1} \quad (6)$$

在变形温度相同的条件下代入数据,获得的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合斜率即是 n_1 。由图 7(c)可看出,不同相区的斜率相差大,求得两相区和单相区的 n_1 分别为 3.82812 和 3.51659。

当应变速率相同时,对式(6)进行变换可得:

$$Q = Rn_1 \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \quad (7)$$

式中: R 为摩尔气体常数。利用 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 曲线计算斜率 k , 如图 7(d)所示,求得两相区和单相区的 k 分别为 1.24681 和 0.7448。将结果代入式(7),可以得到 TC21 钛合金在试验参数范围内的两相区和单相区变形激活能分别为 396.6 kJ/mol 和 217.65 kJ/mol。激活能远高于纯 α 钛的自由扩散激活能 204 kJ/mol 和纯钛 β 钛自由扩散激活能 166 kJ/mol。

由以上结果看出,通过 Arrhenius 方程求解的本构方程有几点不足:一是变形激活能在不同相区内相差比较大,使用时较为复杂,需要分相区使用;二是该方程在求 n 、 n_1 、 β 和 α 这些系数时,都是通过线性拟合的方法来获得,有较大的拟合误差;三是 Arrhenius 方程模型缺乏应变对应力影响的表征。在此为综合应变、应变速率和变形温度等自变量对应力的影响,提高模型的精度,提出一种同时适用不同相区的 TC21 钛合金本构方程数学模型。

该模型中自变量需通过偏 F 检验,在大量自变量中选出与因变量最相关的自变量。偏 F 检验原理是预先给定 F_j ,当 n 个自变量与 X_i 与因变量 Y 建立回归模型时对它进行 F 检验,得到 F_i 中的最大值 M ,当 $M > F_j$ 则引入自变量 X_i ,否则剔除。使用统计学软件 SPASS 里的 Stepwise 功能,将应变 ϵ 、应变速率 $\dot{\epsilon}$

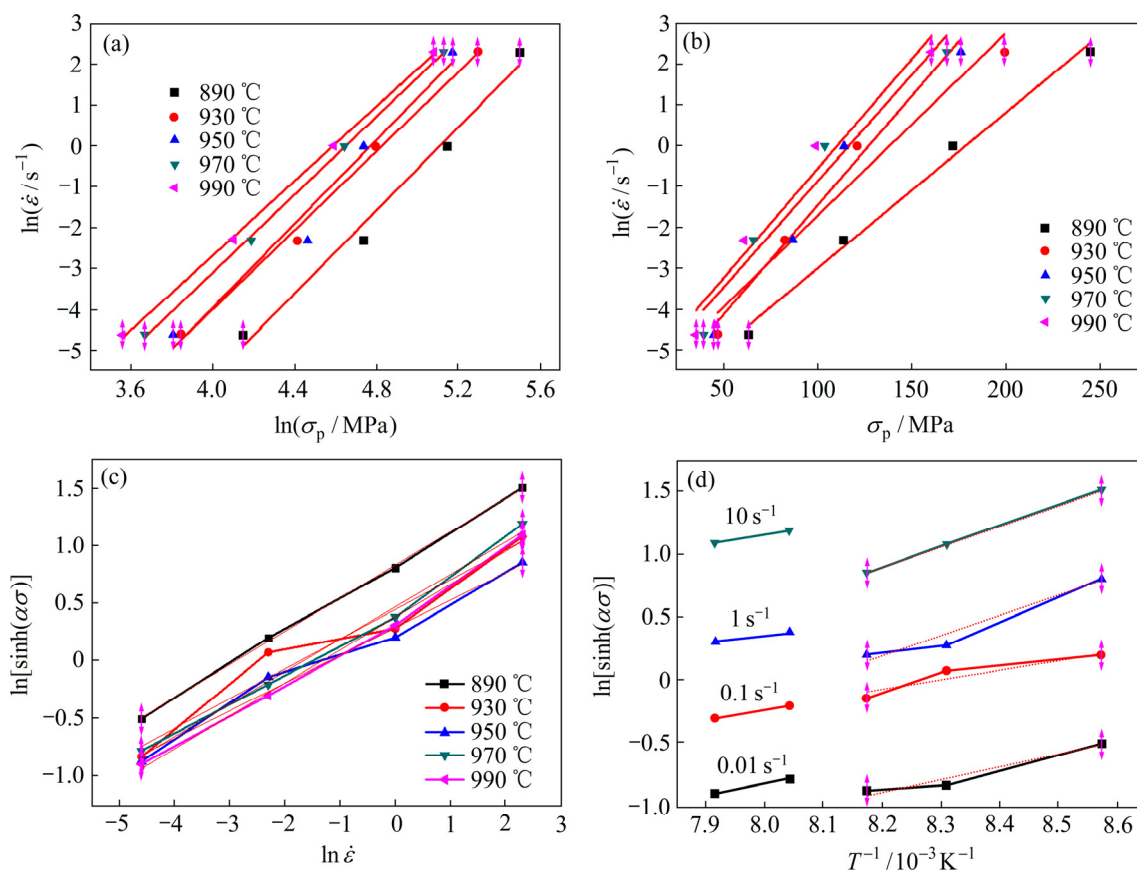


图7 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma_p$ 、 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系曲线

Fig. 7 Relationship curves of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma_p$ (a), $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ (b), $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ (c) and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ (d)

和变形温度 T ，以及它们之间相互作用作为自变量输入进行 F 检验，显著性水平设为 0.05。经过自变量剔除后得到以下本构关系式：

$$\begin{aligned} \ln \sigma = & a_0 + a_1 1/T + a_2 \varepsilon + a_3 \varepsilon^2 + a_4 (\ln \dot{\varepsilon})^2 + a_5 T \ln \varepsilon + \\ & a_6 T \ln \dot{\varepsilon} + a_7 (\ln \dot{\varepsilon})^3 T + a_8 (\ln \dot{\varepsilon}) \ln \varepsilon + \\ & a_9 (\ln \dot{\varepsilon}) (\ln \varepsilon)^3 + a_{10} (\ln \varepsilon)^3 + a_{11} (\ln \varepsilon)^3 T + \\ & a_{12} (\ln \dot{\varepsilon})^2 T + a_{13} (\ln \varepsilon)^2 (\ln \dot{\varepsilon}) + a_{14} (\dot{\varepsilon}/T) \end{aligned}$$

式中： $a_0 \sim a_{14}$ 为待定系数。

利用 SPSS 软件代入实验数据得到回归系数如表 1 所示。其中在 890、930、950 和 970 °C 变形的实验数据作为训练样本，在 990 °C 变形的试验数据不参与回归系数的求解，用于检验模型的预测精度。软件运行结果显示，该本构模型的复相关系数较高，为 0.992。所有系数求解以后，通过模型计算输出应力数据，将应力计算值与实验值对比，检验模型误差，结果如图 8 所示。对比结果表明，该本构模型计算值和实验值比较吻合。图 9 所示为 TC21 钛合金流动应力的计算值和实验值对比误差图，落在两条直线内的点均为计

表 1 多元线性回归系数

Table 1 Coefficients of model in multivariate linear regression

Coefficient	Value	Coefficient	Value
a_0	-5.12	a_8	-0.082
a_1	11002.046	a_9	-0.004
a_2	1.757	a_{10}	0.071
a_3	-4.514	a_{11}	-4.862×10^{-5}
a_4	-0.039	a_{12}	5.989×10^{-5}
a_5	-0.00031	a_{13}	-0.032
a_6	-0.00015	a_{14}	64281.629
a_7	5.270×10^{-6}		

算值和实验值误差小于 10% 的数据，平均误差为 4.2%。由图 9 可以看出，大部分数据点均在直线内或附近，可见该本构模型可以较准确低反映 TC21 钛合金高温变形时的塑性流动行为。

为检验本构模型的通用性，现将未参与模型训练 990 °C 的试验参数输入模型，将四个应变速率的输出应力结果与实验值进行比较，检验该数学模型的准确

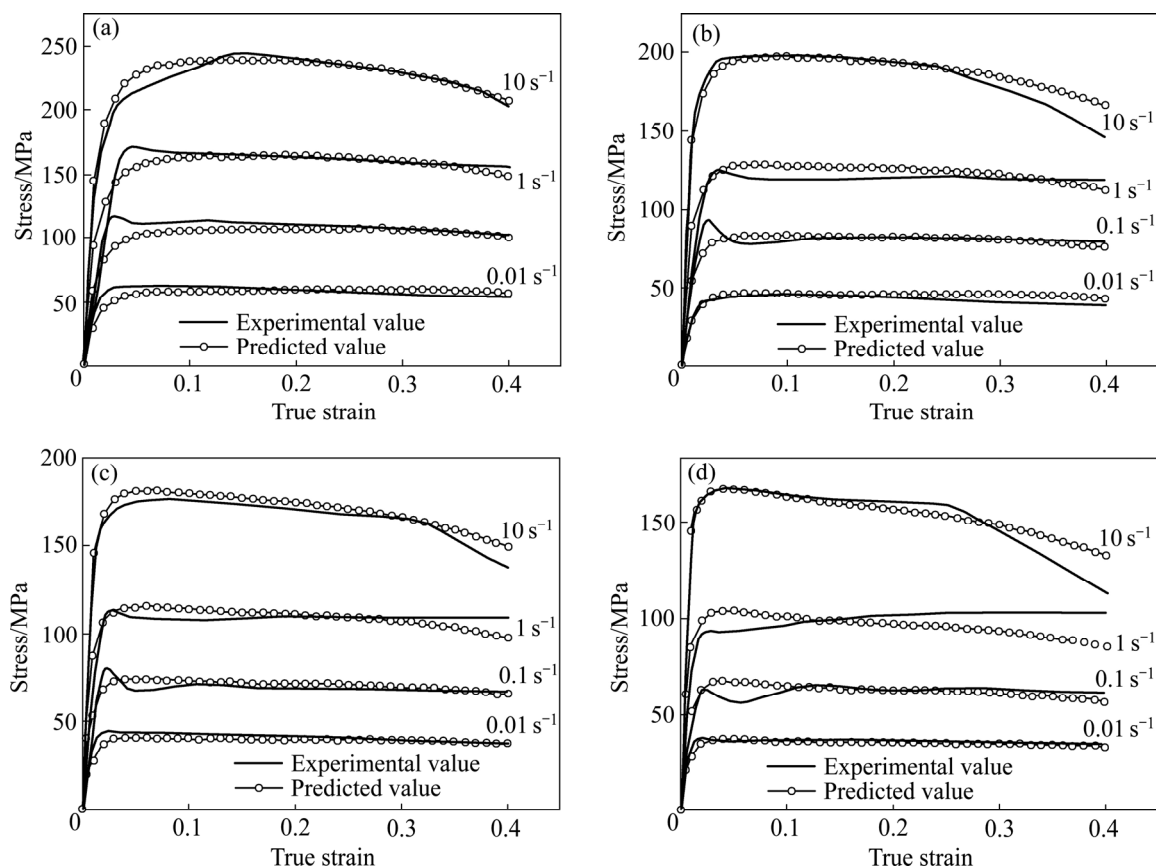


图8 应力计算值与实验值的对比

Fig. 8 Comparison between calculated and experimental stresses: (a) 890 °C; (b) 930 °C; (c) 950 °C; (d) 970 °C

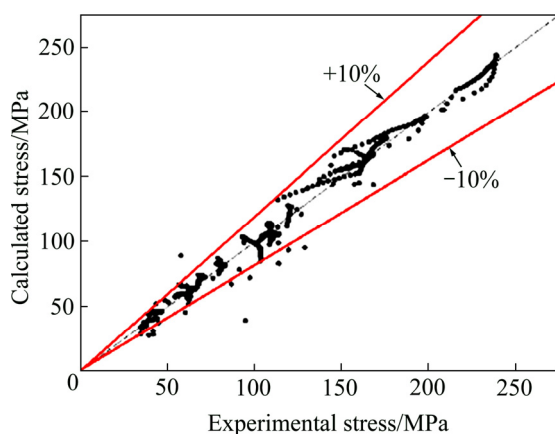


图9 TC21 钛合金流动应力的计算值与实验值

Fig. 9 Calculated and experimental flow stress values of TC21 titanium alloy

性,结果如图10所示。从模型计算值与实验值对比图可以看出,应变速率较小时,模型预测的拟合程度极佳,几乎贴合,因此该本构方程能够比较准确地预测TC21钛合金热变形时的流变应力变化规律。

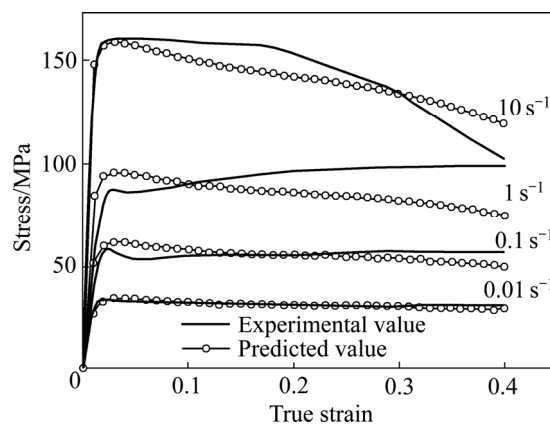


图10 TC21 钛合金预测值与实验值对比

Fig. 10 Comparison between predicted and experimental stress values of TC21 titanium alloy (at 990 °C)

2.4 热加工图分析

采集高温压缩试验中不同条件下的变形抗力数据,结合材料模型理论及 Prasad 失稳准则,应用 MATLAB 软件构建了 TC21 钛合金材料的功率耗散图和材料失稳图,将两图叠加在一起即可得到 TC21 钛

合金热加工图。图 11 所示为 60% 变形量的 TC21 钛合金热加工图, 其中阴影区为非稳定区域, 阴影越暗, 区域越不稳定^[19]。失稳区主要出现在低温和高应变速率范围, 当变形温度为 890 °C 时, 应变速率达到 1 s^{-1} 时就开始出现失稳区; 随着应变速率的继续增加, 材料的稳定性越差。随着温度的升高, 失稳区域减小, 但从图 11 中可以发现, 应变速率为 $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时, 在 930~960 °C 的变形温度间也出现了轻微的失稳, 在这个区间功率耗散平均值处于中等值, 因为临近相变点, 组织发生 β 转变, 变形、相变和再结晶过程同时进行, 变形抗力在不断变化, 易产生轻微失稳。

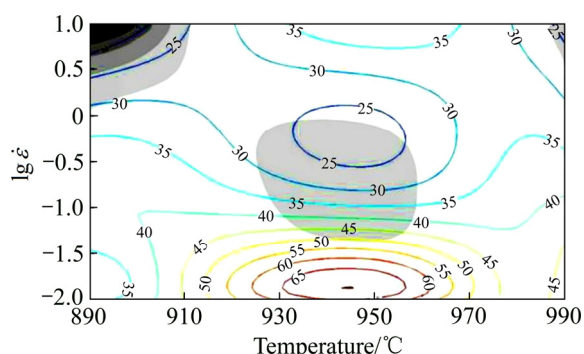


图 11 TC21 钛合金热加工图

Fig. 11 Processing map of TC21 titanium alloy

图 12(a)所示为变形温度为 890 °C、应变速率为 10 s^{-1} 条件下的微观组织。由图 12(a)可见, 微观组织中存在较多的等轴 α 相, 在高应变速率下, 其属于一种硬质相, 使得合金的变形抗力增大。同时该条件下的功率耗散数值低, 局部易产生升温 and 变形, 使得材料热塑性失稳, 容易发生剪切变形而出现裂纹^[20]。图 12(b)所示为变形温度为 950 °C、应变速率为 0.1 s^{-1} 条件下的微观组织。由图 12(b)可见, α 相分布在晶界上, 晶内 α 相已经基本消失; 由于晶界上的 α 相会抑制 β 晶粒的长大, 降低动态回复效果, 而此时的应变速率适中, 动态回复和动态再结晶进程都不强, 微观组织分布不均匀, 进而使得加工图中该位置出现轻微失稳区。

3 结论

1) 流变应力峰值与变形温度和应变速率密切相关, 峰值应力随变形温度增加而降低, 随应变速率的增加而增加。

2) 变形温度和应变速率对 TC21 合金微观组织有

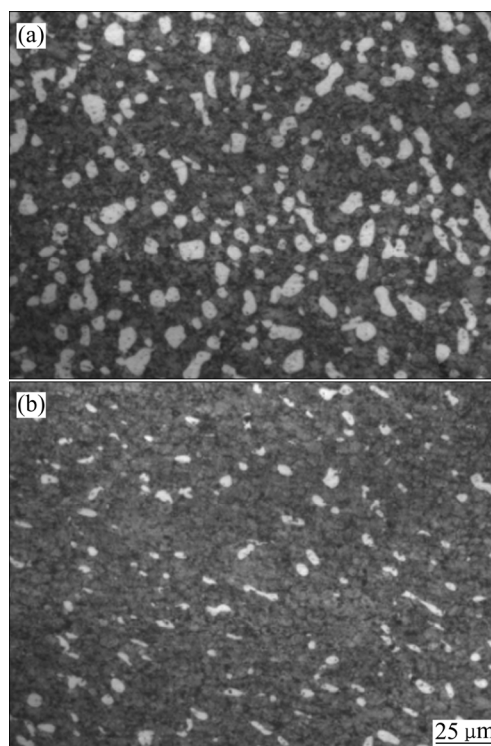


图 12 不同变形参数下的 TC21 钛合金微观组织

Fig. 12 Microstructures of TC21 titanium alloy under different parameters: (a) 890 °C, 10 s^{-1} ; (b) 950 °C, 0.1 s^{-1}

着显著影响。在两相区变形时, 合金微观组织均由等轴 α 相和 β 相组成, β 晶界在 930 °C 时已经形成, 并随着温度的升高而逐渐清晰, β 晶粒长大; 单相区变形时, β 晶粒和再结晶晶粒尺寸随着变形温度的升高而迅速增大, 应变速率的升高会减弱合金变形时动态回复作用, 促进动态再结晶的进行。

3) 为解决 Arrhenius 方程不适用性, 提出了新的 TC21 钛合金的本构方程模型, 使用偏 F 检验选择最优自变量, 通过多元线性回归获得模型相关系数, 建立了精度较高的本构方程, 通过实验值和计算值对比, 平均误差 4.2%, 能较好地描述 TC21 钛合金在高温变形过程中的流动应力变化规律。

4) 建立了 TC21 钛合金的热加工图。由热加工图中分析可知, 在对 TC21 钛合金材料热加工时, 温度可选在相变点附近, 可避开加工失稳区。

REFERENCES

- [1] 金和喜, 魏克湘, 李建明, 周建宇, 彭文静. 航空用钛合金研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 280–292.
JIN He-xi, WEI Ke-xiang, LI Jian-ming, ZHOU Jian-yu, PENG Wen-jing. Research development of titanium alloy in

- aerospace industry[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280–292.
- [2] 冯颖芳. 世界钛及钛合金的应用研究进展[J]. 世界有色金属, 2012(4): 54–57.
- FENG Ying-fang. Research progress in application of titanium and titanium alloys in the world[J]. World Nonferrous Metals, 2012(4): 54–57.
- [3] 朱知寿, 王新南, 童路, 商国强. 航空用损伤容限型钛合金研究与应用[J]. 中国材料进展, 2010, 29(5): 14–17, 24.
- ZHU Zhi-shou, WANG Xin-nan, TONG Lu, SHANG Guo-qiang. Research and application of damage tolerance titanium alloys for aeronautical use[J]. Materials china of Materials in China, 2010, 29(5): 14–17, 24.
- [4] 朱知寿. 航空结构用新型高性能钛合金材料技术研究与发展[J]. 航空科学技术, 2012(1): 5–9.
- ZHU Zhi-shou. Research and development of advanced new type titanium alloys for aeronautical applications[J]. Aeronautical Science & Technology, 2012(1): 5–9.
- [5] 马少俊, 吴学仁, 刘建中, 王利发. TC21 钛合金的微观组织对力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2006, 26(5): 22–25.
- MA Shao-jun, WU Xue-ren, LIU Jian-zhong, WANG Li-fa. Influence of microstructure on mechanical properties for TC21 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(5): 22–25.
- [6] 邵晖, 赵永庆, 葛鹏, 周伟, 杨义, 曾卫东. 不同组织类型对 TC21 合金强-塑性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(4): 845–848.
- SHAO Hui, ZHAO Yong-qing, GE Peng, GE Peng, ZHOU Wei, YANG Yi, ZENG Wei-dong. Effects of different microstructure types on the strength and plasticity of TC21 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(4): 845–848.
- [7] LUO Jiao, LI Miao-quan, LI Hong, YU Wei-xin. Effect of the strain on the deformation behavior of isothermally compressed Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2009, 505(1/2): 88–95.
- [8] 王天胜, 李鑫, 鲁世强, 王克鲁, 董显娟. TC21 钛合金热压缩失稳变形组织模拟和预测[J]. 塑性工程学报, 2016, 23(5): 144–148.
- WANG Tian-sheng, LI Xin, LU Shi-qiang, WANG Ke-lu, DONG Xian-juan. Simulation and prediction of unstable deformation microstructure of titanium alloy TC21 in hot compression[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2016, 23(5): 144–148.
- [9] 赵彦蕾, 李伯龙, 朱知寿, 聂祚仁. 高温变形参量对 TC21 钛合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 132–137.
- ZHAO Yan-lei, LI Bo-long, ZHU Zhi-shou, NIE Zuo-ren. Influence of high temperature deformation parameters on microstructure and properties of TC21 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 132–137.
- [10] 戴俊, 李鑫, 鲁世强, 王克鲁. TC21 钛合金高温变形本构方程研究[J]. 精密成形工程, 2014, 6(6): 116–121.
- DAI Jun, LI Xin, LU Shi-Qiang, WANG Ke-lu. Constitutive equation of titanium alloy TC21 deformation at high temperature[J]. Journal of Netshape Forming for Engineering, 2014, 6(6): 116–121.
- [11] TANG Bo, TANG Bin, LI Jin-shan, ZHANG Feng-shou, YANG Guan-jun. Modeling the high temperature deformation constitutive relationship of TC4-DT alloy based on fuzzy-neural network[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(7): 1347–1351.
- [12] 吴琳, 王克鲁, 鲁世强. 基于逐步回归法的 TB6 钛合金本构关系研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(8): 29–31.
- WU Lin, WANG Ke-lu, LU Shi-qiang. Study on constitutive relationship of TB6 alloy based on stepwise regression method[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(8): 29–31.
- [13] 王小芳, 陈明和, 陈伟, 朱知寿. TC4-DT 钛合金高温热变形行为研究[J]. 航空材料学报, 2012, 32(1): 30–34.
- WANG Xiao-fang, CHEN Ming-he, CHEN Wei, ZHU Zhi-shou. Study on hot deformation behavior of TC4-DT titanium alloy at high temperature[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(1): 30–34.
- [14] 石志峰. TC21 钛合金工艺优化及组织性能关系研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2016.
- SHI Zhi-feng. Researches on processing optimization and microstructure-property relationship of TC21 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.
- [15] 欧阳德来, 鲁世强, 崔霞, 李鑫, 黄旭. TB6 钛合金热变形诱导马氏体转变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(12): 2307–2312.
- OUYANG De-lai, LU Shi-qiang, CUI Xia, LI Xin, HUANG Xu. Transformation of deformation-induced martensite in TB6 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(12): 2307–2312.
- [16] SHI Zhi-feng, GUO Hong-zhen, LIU Rui, WANG Xiao-chen, YAO Ze-kun. Microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy by near-isothermal forging[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015,

- 25(1): 72–79.
- [17] 罗子健, 杨旗, 姬婉华. 考虑变形热效应的本构关系建立方法[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 804–808.
- LUO Zi-jian, YANG Qi, JI Wan-hua. New method to establish constitutive relationship considering effect of deformation heating[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 804–808.
- [18] 郑漫庆, 王高潮, 喻淼真, 徐雪峰. 应变速率循环法构建 TC4-DT 钛合金本构方程[J]. 材料工程, 2014(8): 32–35.
- ZHEN Man-qing, WANG Gao-chao, YU Miao-zhen, XU Xue-feng. Superplastic constitutive relationship of TC4-DT titanium alloy with strain rate circulation method[J]. Journal of Materials Engineering, 2014(8): 32–35.
- [19] GAO Jun, LI Miao-quan, LIU Ge-jun, LIU Shao-fei. Deformation behavior and processing maps during isothermal compression of TC21 alloy[J]. Rare Metals, 2017, 36(2): 86–94.
- [20] 杨晓康, 王快社, 史佳敏, 蔡军, 王萌, 王庆娟, 刘莹莹, 王文. TC17 钛合金高温变形行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(9): 2895–2900.
- YANG Xiao-kang, WANG Kuai-she, SHI Jia-min, CAI Jun, WANG Meng, WANG Qing-juan, LIU Ying-ying, WANG Wen. High temperature deformation behaviour of TC17 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(9): 2895–2900.

Thermal deformation behavior of TC21 titanium alloy

XIE Xin, SUN Qian-jiang, PENG Jia-hao, ZHOU Jian-wei

(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hongkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The high temperature hot compression deformation tests of TC21 titanium alloy were carried out by Gleeble-3500 thermal simulation machine. The test deformation temperature was in the range of 890–990 °C and the strain rate was in the range of 0.01–10 s⁻¹. The microstructure evolution of the alloy during high temperature deformation was investigated by analyzing the stress-strain curves and the microstructure obtained under different hot deformation conditions. The results show that TC21 titanium alloy is very sensitive to deformation temperature and strain rate, and the flow stress increases with increase of strain rate and decrease of temperature. With increasing deformation temperature and decreasing strain rate, the dynamic recovery effect in the microstructure is enhanced and the number of dynamic recrystallized grains in the microstructure decreases. In addition, the high temperature constitutive equation of TC21 titanium alloy was established by the regression method. The experimental results show that the constitutive model is in good agreement with the experimental results. The processing map on the basis of Prasad instability criterion was established, which provided a theoretical basis for planning the forging process of TC21 titanium alloy.

Key words: TC21 titanium alloy; deformation temperature; strain rate; constitutive equation; processing map

Foundation item: Project(51965043) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2019-11-04; **Accepted date:** 2020-04-28

Corresponding author: SUN Qian-Jiang; Tel: +86-791-83863032; E-mail: sunqj@vip.163.com

(编辑 何学锋)