

锻态 TC21 钛合金热变形行为及热加工图

黄召阔, 滕艾均*, 康 强, 王 鹏, 董恩涛

(鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102209)

摘 要: 采用热模拟试验机开展了高温热变形试验, 得到锻态 TC21 钛合金在 850 ~ 1 100 °C、应变速率 0.001 ~ 10 s⁻¹ 变形参数下的应力应变曲线, 分析了压应力状态下, 变形温度和应变速率对流变应力的影响, 基于 Arrhenius 双曲正弦函数建立了本构关系, 绘制了 0.1 ~ 0.6 不同应变下的热加工图, 总结出锻态合金热变形的参数范围。结果表明: 变形参数对流变应力的影响较大, 当变形温度升高时, 流变应力降低, 当应变速率降低时, 流变应力降低; 两相区和单相区变形激活能分别为 770.86 kJ/mol 和 261.00 kJ/mol; 随着应变增加, 热加工图中失稳区逐渐扩大, 合适的热加工区域为变形温度 900 ~ 1 100 °C, 应变速率 0.005 ~ 0.153 s⁻¹。试验结果可为 TC21 合金热加工工艺参数制定提供理论支撑。

关键词: TC21 钛合金; 热变形; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TF823; TG31

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)02-0068-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.010

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Hot deformation behavior and processing maps of wrought TC21 titanium alloy

HUANG Zhaokuo, TENG Aijun*, KANG Qiang, WANG Peng, DONG Entao

(Ansteel Beijing Research Institute Co., Ltd., Beijing 102209, China)

Abstract: The high-temperature thermal deformation test was carried out by thermal simulation testing machine, and the stress-strain curves of wrought TC21 titanium alloy at temperature 850-1100°C and strain rate 0.001-10 s⁻¹ were obtained. The effects of deformation temperature and strain rate on the flow stress in the compressive stress state were analyzed, and the intrinsic relationship was established based on the Arrhenius hyperbolic sinusoidal function. The thermal processing diagrams under different true strains from 0.1 to 0.6 were plotted, so that the range of parameters suitable for thermal deformation of wrought alloys was summarized. The results indicate that the flow stress of wrought TC21 alloy is greatly affected by deformation parameters, which decreases with the increase of deformation temperature and increases with the increase of strain rate. The activation energy of TC21 alloy in the $\alpha+\beta$ two-phase region and β single-phase region is 770.86 kJ/mol and 261.00 kJ/mol, respectively. As true strain increases the destabilization zone becomes larger in the thermal processing map and the suitable hot working region is deformation temperature of 900-1100°C, and strain rate of 0.005-0.153 s⁻¹. The test results can provide theoretical support for the formulation of TC21 alloy hot working parameters.

Key words: TC21 titanium alloy, hot deformation, constitutive equations, thermal processing map

收稿日期: 2024-06-19

作者简介: 黄召阔, 1996 年出生, 男, 河北石家庄人, 汉族, 工程师, 研究方向: 钛合金制备加工, E-mail: zkhuang2018@163.com; * 通讯作者: 滕艾均, 1989 年出生, 男, 汉族, 河北沧州人, 高级工程师, 研究方向: 冶金全流程、钒钛新材料及资源综合利用, E-mail: wdtaj2008@163.com。

0 引言

钛合金密度低,强度高和耐蚀性好,广泛应用于航空工程、化学工业和医疗工程等领域。TC21 钛合金是我国自主研发的新型钛合金,该合金是一种双相钛合金,其名义成分为 Ti-6Al-2Mo-2Zr-2Sn-1.5Cr,具有高强度、高韧性、良好的焊接性和优异的抗疲劳性能。目前主要用作机翼部分的连接件、飞机起落架部件、发动机附近挂架和梁等有着较高力学性能要求的重要承力件^[1-3]。

钛合金在进行热变形时内部组织受工艺参数影响巨大,通过热变形工艺调控组织和性能存在一定难度,一旦热变形工艺制定不合要求会导致组织恶化,影响最终性能,因此热变形工艺参数制定尤为重要。钛合金在热变形过程中通常会发生加工硬化、动态回复、动态再结晶等行为^[4-5],这些行为会引起微观组织变化。材料的微观组织直接关系到力学性能,明确热变形工艺参数和微观组织的作用关系对后续制备性能优良的产品十分关键。冯菲等^[6]开展了铸态 TC21 钛合金在 β 相区温度范围,不同应变速率下的高温压缩试验,获得了不同变形参数的应力应变关系曲线,并分析了合金在 β 相区的本构关系,基于材料动态模型绘制了热加工图,指出了 TC21 铸锭第一火次开坯宜在高温下完成。陶成等^[7]在两相区进行退火态 TC21 铸锭不同参数条件下的热压缩试验和数值模拟研究,研究显示,随着变形温度升高和应变速率降低, α 片组织球化程度逐渐增强。合金的热变形可以认为是一个热激活过程,一般采用 Arrhenius 方程来描述热变形过程中的本构关系,许多研究者采用这种方式对钛合金热变形过程进行了分析^[8-10]。

目前航空用 TC21 钛合金锻件通常以锻棒作为坯料进一步加工来获得,锻棒的制备通常需要铸锭经过多个火次锻造加工,文中以开坯锻造的 TC21 棒坯作为试验原料,基于热压缩变形试验研究了变形温度和应变速率对锻造的 TC21 合金热变形行为的影响,分析变形过程中的应力应变曲线,基于 Arrhenius 方程建立合金在两相区和单相区的本构方程,观察了变形后合金的微观组织,结合组织特点得到了合理的热变形安全区,可为 TC21 合金热变形工艺提供理论参考。

1 试验方法

热压缩试验材料为经过一火次锻造的棒坯,化

学成分见表 1,材料原始组织如图 1 所示,微观组织呈编织状,由 $\alpha+\beta$ 两相组成。采用连续升温金相法测试得到材料相变温度为 $(960\pm 5)^\circ\text{C}$ 。试样规格为 $\varnothing 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$,热压缩试验在 Gleeble 3800 热模拟试验机完成。变形温度为 $850\sim 1\,100^\circ\text{C}$,应变速率为 $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$,真应变为 0.6。试样加热时升温速率为 10°C/s ,保温 3 min,再开始压缩变形,压缩完成后立即水淬。将压缩后的试样沿轴向剖开,经过磨抛侵蚀制备金相试样,腐蚀剂体积比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=3:5:92$ 。

表 1 TC21 合金的实测化学成分
Table 1 Chemical composition of TC21 alloy %

Al	Sn	Zr	Mo	Nb	Cr	Ti
6.20	2.03	2.02	2.91	1.96	1.52	Bal.

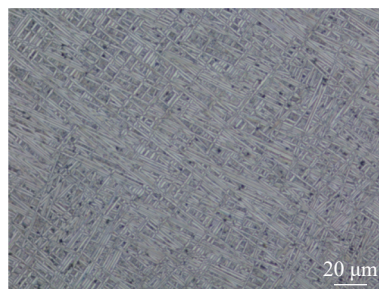


图 1 锻态 TC21 合金的微观组织
Fig. 1 Microstructure of wrought TC21 alloy

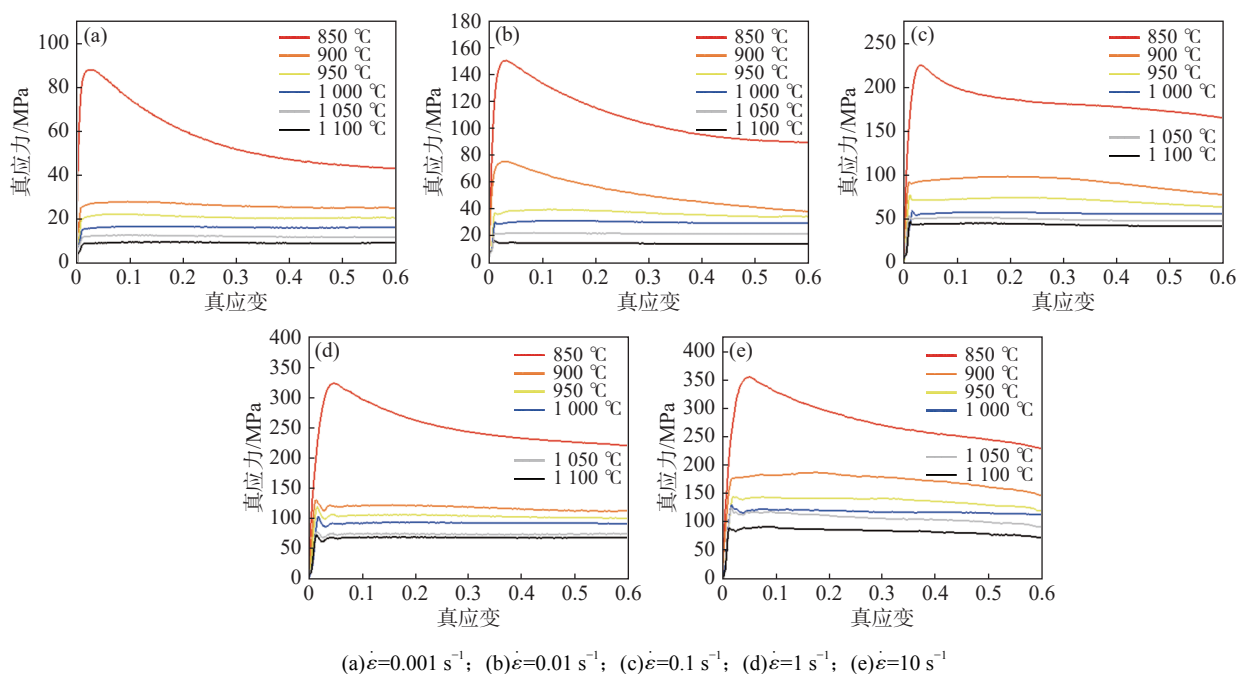
2 结果与讨论

2.1 应力-应变曲线分析

图 2 为 TC21 合金在不同变形参数下的热压缩试验得到的真应力-应变曲线。从图 2 可知,在压缩变形开始阶段,随着应变的增加流变应力迅速增加。当流变应力增加到峰值后,应变进一步增加时,真应力-应变曲线表现出不同的变化规律。在 850°C 时,应力迅速增加至峰值后开始显著下降,随后趋于平稳状态;在变形温度较高时,应力随应变增加达到峰值后基本保持不变。变形开始阶段,随着材料逐渐发生塑性变形,材料内部的位错密度不断增加,增加了材料的变形抗力,材料出现加工硬化现象,表现为流变应力不断升高。当应变增加到一定程度后,材料内部储存了一部分由于塑性变形而带来的能量,这部分能量能够引起材料内部的动态软化,动态软化行为会导致材料内部位错密度降低,在应力应变曲线上表现为流变应力降低。此外,应变速率和变形温度对动态软化程度都会产生明显影响,动态软化效果会随着应变速率的减小以及变形温度的降低

而呈现减弱态势。图2中可以看到,曲线的平稳阶段存在一些轻微波动,这主要是因为变形发生时加工硬化和动态软化是一个动态竞争的过程^[1];在加工硬化占主导地位时,流变应力会逐渐增加;当组织

内部的动态软化作用超过加工硬化时,流变应力出现降低;随着应变进一步增加时,加工硬化作用又占据优势,流变应力增加,因此曲线在一定范围内出现轻微波动。



(a) $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$; (e) $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$

图2 不同变形条件下 TC21 真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of TC21 alloy under different deformation conditions

材料的热变形是加工硬化和动态软化共同作用的过程。加工硬化主要涉及材料内部位错的产生、堆积等。在不同的变形参数下初始阶段流变应力都迅速增加,直至达到峰值应力,压缩过程中合金不断发生塑性变形,在宏观上表现为加工硬化现象,因此流变应力不断升高,该阶段应力迅速增加主要是变形初期合金内部位错增殖导致的^[12]。随着热变形的进行,合金内部组织开始发生动态软化,动态软化和加工硬化共同作用,相互竞争。钛合金中动态软化主要包括动态回复和动态再结晶^[13-14]。动态回复主要是借助位错的迁移运动来实现不同类型位错抵消,降低位错密度达到软化目的。动态再结晶则通过再结晶晶粒晶界的运动来减小位错密度达到软化目的。

流变应力实质是材料在热变形过程中的变形抗力,流变应力越高说明材料抵抗塑性变形的能力越强,因此热变形过程的峰值应力可以为合金变形使用设备的吨位选择提供信息参考,给实际生产的锻造工艺给予数据支撑。图3为不同变形参数下合金的峰值应力曲线。由图可知,变形温度和应变速率对峰值应力影响显著。相同应变速率下,随着变形

温度的升高,峰值应力整体表现为降低趋势,850~900 °C 间峰值应力迅速降低,900~1 100 °C 间峰值应力缓慢降低。这种变化趋势主要有两方面原因:一是随着变形温度升高,材料内部位错等缺陷加速运动,合金的变形抗力降低;二是当温度升高时,钛合金中越来越多的密排六方结构的 α 相逐渐转变为体心立方结构的 β 相,密排六方结构滑移系仅有3个,而体心立方结构滑移系有12个,晶粒内部滑移系增多, β 相的塑性变形能力较 α 相有显著提升,导致峰值应力降低。相同变形温度下,随着应变速率的增加,峰值应力整体表现为升高趋势。这主要与材料内部形成位错有关,随着应变速率的增加,合金内部单位时间内形成的位错,即位错增殖速率呈增大趋势,位错可以看做是材料晶体中的一种内部应力场,当材料内部存在大量位错时,位错间相互作用阻碍了进一步运动,宏观上表现为峰值应力增加。

2.2 TC21 钛合金本构方程的建立

通常情况金属材料热变形可以采用 SCLARS 等人提出的 Arrhenius 方程来描述真应力与真应变、

应变速率、变形温度之间的关系^[15], 常用的本构方程有三种形式: 幂指数函数、指数函数和双曲正弦函数, 其表达式分别如式 (1)~(3) 所示。

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (\alpha\sigma > 1.2) \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (\text{all } \alpha\sigma) \quad (3)$$

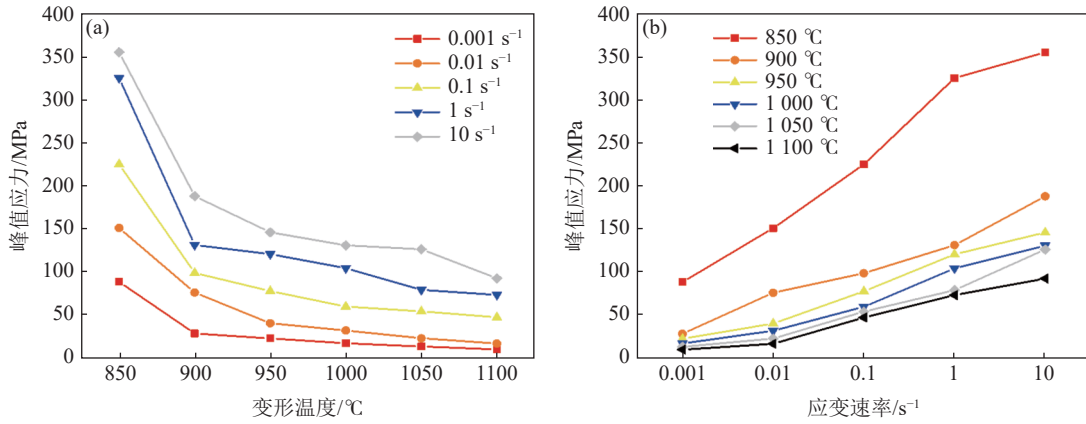


图3 变形温度 (a) 和应变速率 (b) 对峰值应力的影响
Fig. 3 Effect of deformation temperature (a) and strain rate (b) on peak stress

式 (1) ~ (3) 中: $\dot{\varepsilon}$ 是应变速率 (s^{-1}), A 、 A_1 、 A_2 、 n 、 n_1 、 α 、 β 均是材料相关的常数, A 为结构因子 (s^{-1}), n 、 n_1 是应力指数, α 为应力水平参数 (MPa^{-1}), $\alpha = \beta/n_1$, R 是气体常数 ($8.314 J/(mol \cdot K)$), Q 为热变形激活能 (J/mol), T 为温度 (K), σ 是流变应力 (MPa)。

采用 Zener-Hollomon 模型来表达应变速率和温度的协同关系, 该关系由温度补偿应变速率参数 Z 描述^[16], 如式 (4) 所示。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(-Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

选取真应力-真应变曲线的不同应变变量对应的流变应力作为曲线特征应力来进行求解。由于本研究中选择的热变形温度范围较大, 为更加准确描述锻态 TC21 合金的本构关系, 以相变点为界, 分别建立相变点以上和相变点以下的本构方程。对式 (1)~(3) 取自然对数得到等式 (5)~(7)。

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

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

$$\ln \dot{\varepsilon} = n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) + \ln A - Q/RT \quad (7)$$

当变形温度不变时, 可以进一步得到式 (8)~(10)。

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \quad (8)$$

$$\beta = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \sigma} \quad (9)$$

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \quad (10)$$

根据公式 (7)~(10) 对不同变形参数下的峰值应力和应变速率进行线性拟合处理, TC21 相变点以下, 即 850 ~ 950 °C 各参数的关系见图 4, 相变点以上, 即 1000 ~ 1100 °C 各参数的关系见图 5。图 4(a) 为 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln \sigma$ 关系图, 直线斜率为相应温度下的 n_1 , 不同温度下的 n_1 的平均值为 5.22。图 4(b) 为 $\ln \dot{\varepsilon}$ - σ 关系图, 直线斜率为相应温度下对应的 β , 不同温度下的 β 的平均值为 0.053 8。进一步计算得到 α 值为 0.010 3。图 4(c) 为 $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 关系图, 直线斜率为相应温度下的 n , 计算不同温度对应 n 值的平均值为 3.608 0。图 4(d) 为 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ - $1/T$ 关系图, 直线斜率为相应温度下的 Q/Rn , 计算得到 Q 为 770.86 kJ/mol。

同样, 按照前述计算过程, 结合图 5(a)~(d) 计算出 1000 ~ 1100 °C 范围内不同温度下 n_1 的平均值为 3.97, β 的平均值为 0.084 6, α 值为 0.021 3, 不同温度对应 n 值的平均值为 2.898 7, Q 为 261.00 kJ/mol。 Q 可以反映材料变形的难易程度, 通常情况下 Q 值越大反映材料越难发生变形。TC21 合金为两相合金, 在相变点以下存在密排六方结构的 α 相, 相变点以上密排六方结构转变为体心立方结构, 滑移系数增加, 材料更容易发生变形, 这与计算获得的不同温度区间的热变形激活能相一致。

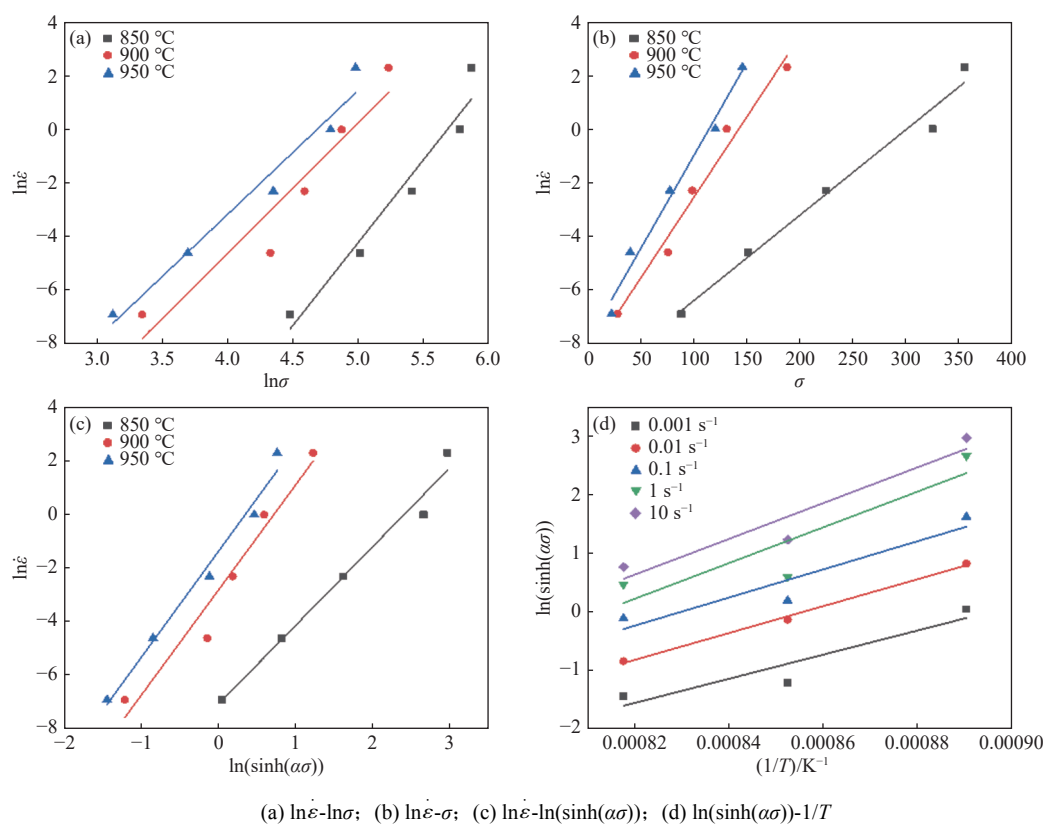


图 4 850~950 °C 不同参数之间关系

Fig. 4 Relationship between different parameters in the range of 850-950 °C

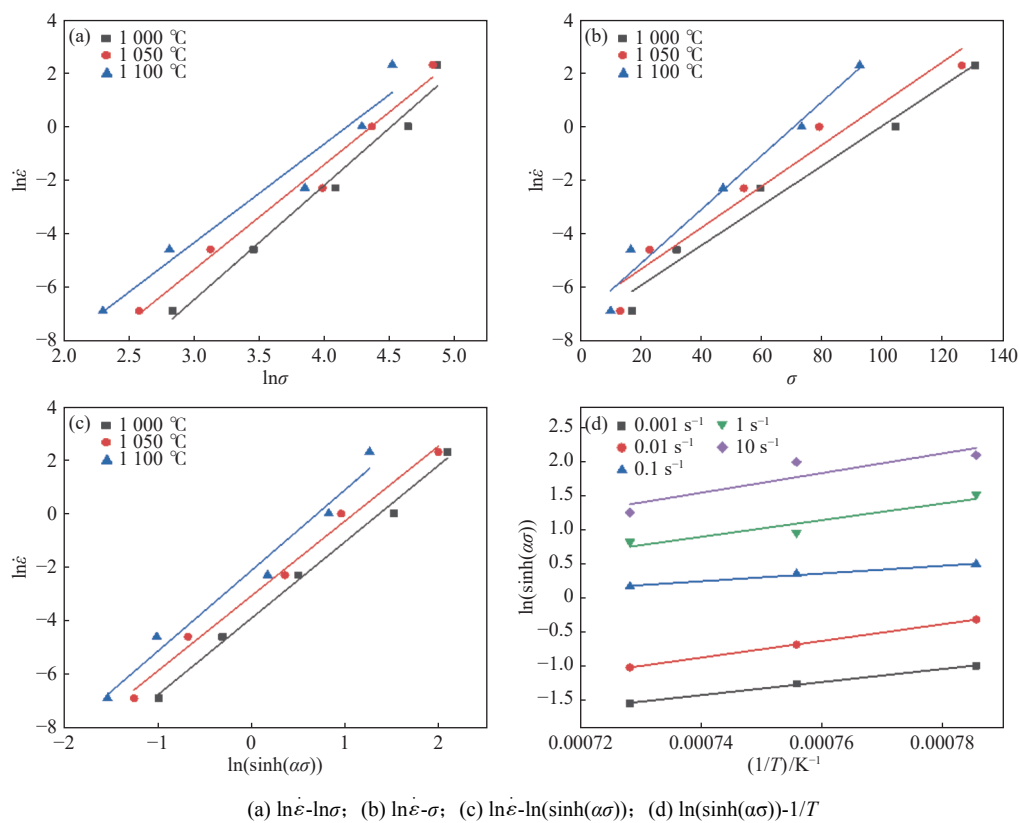


图 5 1000~1100 °C 不同参数之间关系

Fig. 5 Relationship between different parameters in the range of 1000-1100 °C

由图 4 和图 5 可知, TC21 合金的热变形行为和双曲正弦函数方程的拟合程度较高, 需要进一步考虑温度补偿应变速率参数 Z 对高温热变形的影响, 对式 (4) 取自然对数得到式 (11)。

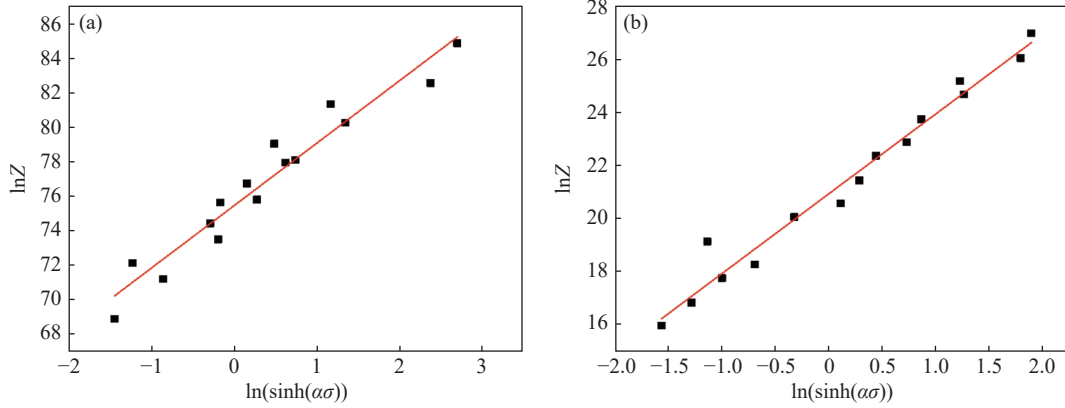
$$\ln Z = \ln A + n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) \quad (11)$$

图 6 所示为不同温度范围的 $\ln Z - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 关系图, 通过线性拟合和计算得到双相区 850 ~ 950 °C

范围 n 为 3.613, A 为 5.97×10^{32} , 单相区 1 000 ~ 1 100 °C 范围内 n 为 3.012, A 为 1.19×10^9 , 因此 TC21 钛合金热变形本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 5.97 \times 10^{32} (\sinh(0.0103\sigma))^{3.6080} \exp(-770860/RT) \quad (12)$$

$$\dot{\epsilon} = 1.19 \times 10^9 (\sinh(0.0213\sigma))^{2.8987} \exp(-261000/RT) \quad (13)$$



(a) 850~950 °C; (b) 1 000~1 100 °C

图 6 $\ln Z - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 关系图

Fig. 6 Relationship between $\ln Z - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$

2.3 TC21 钛合金热加工图

基于动态材料模型理论^[17-18]建立 TC21 合金的热加工图, 该模型认为在热加工过程中, 外部提供给合金的总能量 (P) 分为两部分: 一部分能量是塑性变形消耗 (G), 另一部分能量是合金内部组织演变消耗 (J)。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (14)$$

其中合金内部组织演变消耗的能量占总能量的比例为功率耗散因子, 功率耗散因子可以由式 (14) 计算。

$$\eta = 2m/(m+1) \quad (15)$$

式中, $m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}$, m 为应变速率敏感指数。

η 值与热变形参数密切相关, 一般来说, η 值越大, 说明越有利于发生动态再结晶, 动态再结晶可以导致流变软化, 进而形成稳态流变, 材料的热加工性更好, 根据式 (14) 结合变形温度、应变速率和应变可以建立功率耗散图。

合金在热加工过程中可能会形成裂纹、孔洞等缺陷, 导致材料失稳。根据 PRASAD 等^[19]提出的材料流变失稳准则判断是否发生失稳, 其表达式为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (16)$$

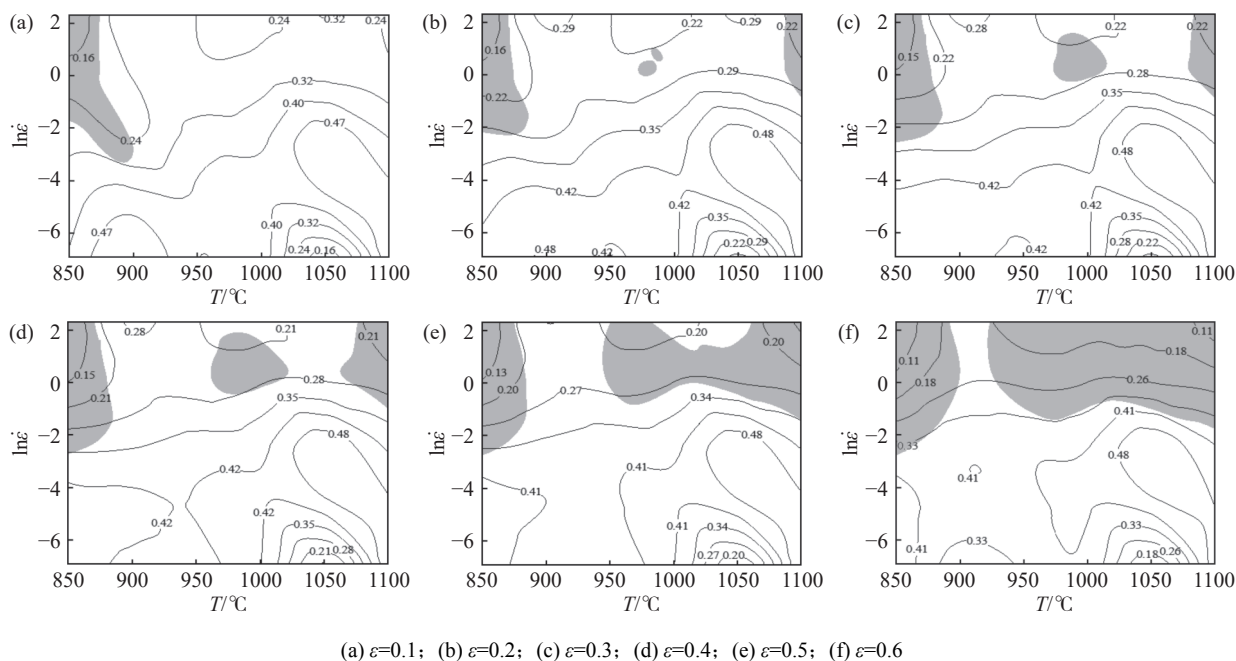
式 (15) 中 ξ 为失稳因子。当 $\xi < 0$ 时, 表示合金变形时发生了流变失稳现象。根据式 (15) 结合变形温度、应变速率和应变可以建立失稳图。将功率耗散图和失稳图叠加即可得到热加工图, 通过热加工图可以分析出合金的最佳热加工区间。

图 7 为 TC21 钛合金不同应变下的热加工图, 图中黑色实线为耗散因子的等高线, 灰色部分为失稳区域, 在失稳区域内外界对材料输入的能量很大部分被塑性变形所消耗, 宏观上试样表现为开裂, 不宜进行热加工; 在可加工区域内功率耗散因子 η 越高, 材料越容易出现动态再结晶行为, 从而发生流变软化, 最后进入稳定流变阶段^[20]。

根据图 7(a), 当应变量为 0.1 时, 图中左侧灰色区域为失稳区, 变形温度为 850 ~ 900 °C, 应变速率为 0.04 ~ 10 s⁻¹。随着应变增加出现新的失稳区, 如图 7(b) 所示, 应变量为 0.2 时, 变形温度 960 ~ 980 °C 和 1 080 ~ 1 100 °C 范围新增失稳区; 如图 7(c) 所示, 应变量逐渐增加至 0.3, 980 °C 附近出现更大的失稳区; 如图 7(d) 所示, 应变量为 0.4 时, 中间失稳区和右侧失稳区进一步扩大, 中间失稳区变形温度为 960 ~ 1 020 °C, 应变速率为 0.67 ~ 6.89 s⁻¹, 右侧失稳区变形温度为 1 060 ~ 1 100 °C, 应

变速率为 $0.37 \sim 10 \text{ s}^{-1}$; 图 7(e) 中应变为 0.5 时, 原来中间和右侧失稳区连接形成更大的失稳区, 变形温度为 $940 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.24 \sim 10 \text{ s}^{-1}$; 图 7(f) 中应变为 0.6 时, 左右两侧失稳区再度扩大, 左侧失稳区变形温度为 $850 \sim 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为

$0.08 \sim 10 \text{ s}^{-1}$, 右侧失稳区变形温度为 $920 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.17 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 。综合考虑不同应变下的热加工图, TC21 钛合金的合适热加工区间为: 变形温度为 $900 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.005 \sim 0.153 \text{ s}^{-1}$ 。



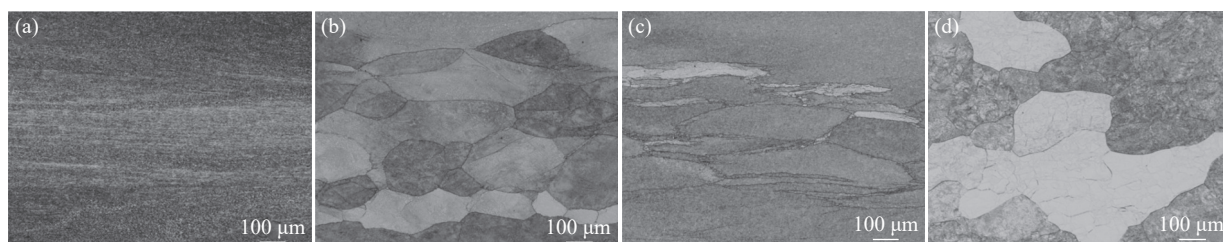
(a) $\varepsilon=0.1$; (b) $\varepsilon=0.2$; (c) $\varepsilon=0.3$; (d) $\varepsilon=0.4$; (e) $\varepsilon=0.5$; (f) $\varepsilon=0.6$

图 7 TC21 钛合金不同应变下的热加工图

Fig. 7 Thermal processing maps of TC21 alloy at different strains

为进一步检验构建热加工图的有效性, 选择热加工图中不同区域试样进行组织观察。图 8(a) ~ (d) 分别为变形温度为 $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率为 1 s^{-1} , 变形温度为 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率为 0.1 s^{-1} , 变形温度为 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率为 1 s^{-1} 和变形温度为 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率为 0.001 s^{-1} 条件下的微观组织。图 8(a) 为典型热变形组织, 可以看到明显的加工流线, 微观组织未发生再结晶。从图 8(b) 中可以看出, 经过热变形后的合金内部发生动态再结晶, 组织较为均匀, 未见裂纹和孔洞等缺陷, 而图 8(c) 中微观组织呈现出明显的压缩变形特征, 没有再结晶晶粒出现。

图 8(d) 微观组织发生了再结晶, 同图 8(b) 相比晶粒尺寸较大。结合图 7(f) 进行分析, 可以发现图 8(a)(c) 和 (b)(d) 微观组织的变形工艺参数分别对应热加工图的失稳区和安全区, 同时较图 8(c) 而言, 图 8(b) 对应的功率耗散因子更低, 由此导致了微观组织未能发生再结晶, 此外比较图 8(b)(d) 对应的变形参数可知, 图 8(d) 对应的变形温度更高, 变形速率更低, 这可能是导致再结晶晶粒尺寸较大的原因。结合不同变形条件下的微观组织特点, 说明构建的 TC21 合金热加工图较为合理, 这对指导 TC21 合金热加工工艺参数的制定具有参考意义。



(a) $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1} ; (b) $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1} ; (c) $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1} ; (d) $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.001 s^{-1}

图 8 TC21 钛合金不同变形条件下微观组织

Fig. 8 Microstructures of TC21 alloy compressed under different hot deformation conditions

3 结论

1) 通过等温热压缩试验得到了 TC21 合金的真应力-真应变曲线,其流变应力受变形温度和应变速率影响较大。相同应变速率下,随着变形温度升高,流变应力降低;相同变形温度下,随着应变速率增加,流变应力提高。

2) 基于 Arrhenius 模型建立锻态 TC21 合金的

本构方程。在双相区 850 ~ 950 °C 范围, $\dot{\varepsilon}=5.97 \times 10^{32} (\sinh(0.0103\sigma))^{3.6080} \exp(-770860/RT)$; 在单相区 1000 ~ 1100 °C 范围, $\dot{\varepsilon}=1.19 \times 10^9 (\sinh(0.0213\sigma))^{2.8987} \exp(-261000/RT)$ 。

3) 基于动态材料模型绘制了锻态 TC21 合金的热加工图,根据热加工图分析确定了合适的热加工工艺参数为:变形温度 900 ~ 1100 °C,应变速率 0.005 ~ 0.153 s⁻¹。

参考文献

- [1] ZHU Z S, WANG X N, TONG L, *et al.* Research and application of damage tolerance titanium alloys for aeronautical use[J]. Materials China, 2010, 29(5): 14-17.
(朱知寿,王新南,童路,等.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.)
- [2] ZHU Z S. Research and development of advanced new type titanium alloys for aeronautical applications[J]. Aeronautical Science & Technology, 2012(1): 5-9.
(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.)
- [3] MA S J, WU X R, LIU J Z, *et al.* Influence of microstructures on mechanical properties for TC21 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(5): 22-25.
(马少俊,吴学仁,刘建中,等.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.)
- [4] NINGF Y Q, LUO X, LIA H Q, *et al.* Competition between dynamic recovery and recrystallization during hot deformation for TC18 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 635: 77-85.
- [5] JONAS J J, ARANAS C, FALL A, *et al.* Transformation softening in three titanium alloys[J]. Materials & Design, 2017, 113: 305-310.
- [6] FENG F, ZENG W D, ZHU Y C, *et al.* Hot deformation behavior and processing map of as-cast TC21 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(2): 251-255. 2012, 41(2): 251-255.
(冯菲,曾卫东,朱艳春,等.铸态 TC21 钛合金高温热变形行为及加工图[J].稀有金属材料与工程,2012,41(2):251-255. 2012,41(2):251-255.)
- [7] TAO C, CUI X, OUYANG D L, *et al.* Numerical simulation and experimental study on hot compression process of TC21 titanium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(8): 195-201.
(陶成,崔霞,欧阳德来,等.TC21钛合金热压缩工艺数值模拟与实验研究[J].塑性工程学报,2023,30(8):195-201.)
- [8] PENG L, JIANG J, LUO X F, *et al.* Hot deformation behavior and processing maps of TA18 titanium alloy[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2022, 43(6): 45-50.
(彭力,江健,罗小峰,等.TA18钛合金热变形行为及热加工图研究[J].钢铁钒钛,2022,43(6):45-50.)
- [9] ZHANG S M, LIN B C, XIN S W, *et al.* Hot deformation behavior of metastable β -titanium alloy Ti-1500[J]. Hot Treatment of Metals, 2023, 48(5): 158-165.
(张书铭,林博超,辛社伟,等.亚稳 β 钛合金 Ti-1500 热变形行为[J].金属热处理,2023,48(5):158-165.)
- [10] ZHANG X M, CAO F Y, YUE H Y, *et al.* Establishment of constitutive equations of TC11 alloy during hot deformation[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(5): 937-941.
(张雪敏,曹福洋,岳红彦,等.TC11钛合金热变形本构方程的建立[J].稀有金属材料与工程,2013,42(5):937-941.)
- [11] LÜ Z D. Study of hot deformation behavior and heat treatment for near β -Ti alloy with high strength and toughness[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2020.
(吕智丹.高强韧近 β 钛合金热变形行为及热处理研究[D].太原:太原理工大学,2020.)
- [12] YIN B Q, XU S, XIAO N M, *et al.* Thermal deformation behavior and microstructure evolution of near α Ti60 titanium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29(8): 193-202.
(尹宝琴,徐帅,肖纳敏,等.Ti60近 α 钛合金的热变形行为和组织演化[J].塑性工程学报,2022,29(8):193-202.)
- [13] LIN Y C, XIA Y C, CHEN X M, *et al.* Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate[J]. Computational Materials Science, 2010, 50(1): 227-233.
- [14] LI L, ZHOU J, DUSZCZYK J. Determination of a constitutive relationship for AZ31B magnesium alloy and validation through comparison between simulated and real extrusion[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 172(3): 372-380.
- [15] JONAS J J, SELLARS C M, TEGART W J M. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.
- [16] ZENER C, HOLLOM J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [17] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, *et al.* Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti6242[J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [18] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloys[J]. Material Science and Engineering A, 1998, 243(1-2): 82-88.
- [19] PRASAD Y V R K. Processing maps: a status report[J]. Journal of Engineering and Performance, 2003, 12(6): 638-645.
- [20] ROBI P S, DIXIT U S. Application of neural networks in generating processing map for hot working[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 142: 289-294.