

TC21合金基于不同失稳判据的热加工图研究*

符君¹,于雪梅²,刘超²,周舸²

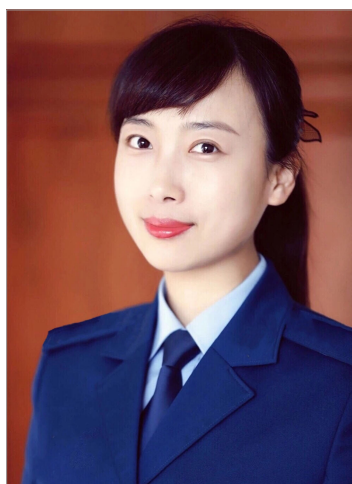
(1. 中国人民解放军93107部队,沈阳110141;

2. 沈阳工业大学材料科学与工程学院,沈阳110870)

[摘要] 利用Gleeble-3800热压缩模拟试验机,对TC21合金在830~1010℃、0.0005~10s⁻¹条件下进行了热压缩试验。以试验数据为基础,以Arrhenius热变形本构关系模型推导、不同失稳判据下的热加工图的构建为研究主线,获得了该合金不同热变形工艺参数下的本构关系模型和不同失稳判据(Gegel、Malas、Prasad、Murty、Semiatin失稳判据)下的热加工图,并对上述5种失稳判据的理论依据及预测结果进行了分析。应用热加工图理论并结合微观组织,预测了该合金的适合成形加工区和流变失稳区,为TC21合金热加工工艺参数进行了科学合理的优化。

关键词: TC21合金;热压缩模拟试验;流变失稳判据;热加工图;本构方程

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.19.065



符君

工程师,研究方向为钛合金热变形过程中的组织性能控制,以及计算机技术在材料中的应用。

TC21合金是我国西北有色金属研究院自主研制的一种高强高韧损伤容限型 $\alpha + \beta$ 两相钛合金^[1],因其具有良好的比强度、断裂韧性、较低的裂纹扩展速率等特性,广泛应用于以“三航”(航空、航天、航海)为代表的国防武器装备领域。目前,该合金是我国多种型号战斗机机翼、机身、起落架等关键结构件制造的主要材料之一^[2]。近些年来,随着我国军事需求的不断提升,对航空武器装备核心零件的综合服役性能提出了更高的要求。在零件结构设计上通常采用“轻量化”与“结构减重”相结合的理念。因此,对TC21合金的成形性能尤其是热加工成形性能提出了更加严苛的要求。

目前,国内学者,在TC21合金的热变形行为及变形机理等方面开展了大量的研究工作。北京航空材料研究院朱知寿等^[3]研究了TC21

合金在压缩变形过程中,应变速率、变形温度对峰值应力的影响。南昌航空航天大学徐海林等^[4]研究了TC21合金在热变形过程中的动态再结晶行为,并对试验数据进行分析计算,建立了合金的本构方程和动态再结晶的动力学模型。西北工业大学石志峰^[5]等研究了TC21合金在高温变形过程中的流变行为及组织演化规律,并绘制了TC21合金的热加工图,对优化TC21合金热加工工艺参数,延长其使用寿命有着至关重要的意义。动态材料模型DMM(Dynamic Material Modeling)的热加工图是金属材料加工工艺设计与优化的重要工具之一,它不仅描述金属材料热成形过程中某一确定区域的微观组织演变机制,还能准确预测热加工流变区间,避免热加工缺陷的产生^[6],此方法已经在铝合金^[7]、钛合金^[8]、高温合金^[9]

* 基金项目:辽宁省教育厅项目(LQGD2017024)。

等材料中获得了广泛应用。但是,国内外学者关于热加工图的相关研究仅考虑了 Prasad^[10]失稳判据,而对于 Gegel^[11-12]、Malas^[13]、Murty^[14]、Semiatin^[15] 4种失稳判据的研究内容报道较少,采用上述5种失稳判据对 TC21 合金的热成形行为进行系统研究,更是未见报道。

本文以 TC21 合金热压缩模拟试验数据为基础,以该合金热变形本构关系模型、不同失稳判据下的热加工图研究为主线,绘制了 Prasad、Gegel、Malas、Murty、Semiatin 不同失稳判据下的热加工图,并结合微观组织对该合金不同温度、不同应变速率下的热变形行为及变形机理进行分析,获得了较为有价值的结论,为 TC21 合金实际热成形加工过程中的工艺参数制定及优化提供了重要的理论依据。

试验材料及方法

本研究所选取的试验材料是由我国自主研制的 TC21 合金,其化学成分如表 1 所示。将试样加工为 $\Phi 8\text{mm} \times 12\text{mm}$ 的尺寸并在 Gleeble-3800 热压缩模拟试验机上进行热压缩模拟试验。试验温度为 830~1010℃,温度间隔为 30℃,应变速率为 0.0005~10s⁻¹,压缩量为 60%。变形后迅速水冷,以保留高温组织。

结果与讨论

1 TC21 应力-应变曲线

图 1 为 TC21 合金在温度为 830~1010℃ 和应变速率为 0.0005~10s⁻¹ 条件下的真应力-真应变曲线。从图 1 中可以看出,该合金在热变形初期,流变应力随应变增加迅速达到峰值,随着应变的增加,流变应力逐渐减小并趋于稳定。这是由于热压缩变形初期位错增殖效应显著,加工硬化占主导作用,随着变形量的增加,材料发生了动态回复和动态再结晶,软化作用显著,直至趋

于稳定状态。

图 2、图 3 分别为 TC21 合金峰值流变应力-变形温度曲线和稳态流变应力-变形温度曲线。由图 2、图 3 可知,在 830~1010℃,应变速率为 10s⁻¹,峰值应力和稳态应力分别从 410.56MPa、276.89MPa 下降到 213.30MPa 和 141.42MPa,下降幅度较其他几个应变速率下的峰值应力和稳态应力下降幅度更大。在应变速率不变的情况下,峰值应力随着温度升高而下降的幅度要比稳态应力随着温度升高而下降的幅度大,并且,在应变速率不变的情况下,峰值应力和稳态应力均随着温度的升高,其各自下降的幅度在逐渐减缓。在温度不变的情况下,峰值应力和稳态应力均随着应变速率的减小而下降。

2 TC21 合金本构关系模型

本试验采用指数关系模型建立反映稳态流变应力和应变速率之间的本构关系^[9]。

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, T 为变形温度; R 为普适气体常数, $R = 8.314\text{J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; A_1 为与温度无关的常数; n_1 为与应变速率敏感性指数有关的参数; Q 为变形激活能,

$$Q = 2.303R \cdot \left. \frac{\partial \lg \dot{\varepsilon}}{\partial \lg \sigma} \right|_T \cdot \left. \frac{\partial \lg \sigma}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\varepsilon}} \quad (2)$$

根据不同条件下的压缩试验结

果, TC21 合金的 $\lg \dot{\varepsilon} - \lg \sigma$ 和 $\lg \sigma - 1/T$ 关系曲线,如图 4、图 5 所示。计算图 4、图 5 中直线斜率,如表 2 和 3 所示。

将表 2 和 3 中的数据代入式(2)中,获得 TC21 合金的热变形激活能,如表 4 所示。

在构建该合金本构关系模型时,充分考虑变形程度 ε 对流变应力的影响,将公式(1)进行数学变换,为:

$$\varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = A_1 \sigma^{n_1} \quad (3)$$

式中, n_3 为与应变有关的参数。上式两边同时取对数有:

$$\ln \sigma = -\frac{\ln A_1}{n_1} + \frac{1}{n_1} \left(\ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} \right) + \frac{n_3}{n_1} \ln \varepsilon \quad (4)$$

表1 TC21合金的化学组成(质量分数)%
Table 1 Chemical composition of TC21 alloy

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Nb	Ti
6.47	2.18	2.28	3.23	1.51	2.11	余量

表2 TC21合金 $\lg \dot{\varepsilon} - \lg \sigma$ 的回归直线斜率
Table 2 Regression lines slope of TC21 alloy $\lg \dot{\varepsilon} - \lg \sigma$

T/°C	830	860	890	920
Slope	3.11	3.49	4.25	4.72

表3 TC21合金 $\lg \sigma - 1/T$ 的回归直线斜率
Table 3 Regression lines slope of TC21 alloy $\lg \sigma - 1/T$

$\dot{\varepsilon}/\text{s}^{-1}$	0.0005	0.001	0.005	0.05
Slope	2.12	2.72	4.07	5.46

表4 TC21合金热压缩变形过程中的激活能Q

Table 4 Values of activation energies Q during hot deformation of TC21 alloy kJ·mol⁻¹

Strain rate/s ⁻¹	T/°C			
	830	860	890	920
0.0005	126.24	141.67	172.52	191.59
0.001	161.97	181.76	221.34	245.82
0.005	242.36	271.97	331.20	367.82
0.05	325.13	364.86	444.31	493.44
Average	213.93	240.07	292.34	324.67

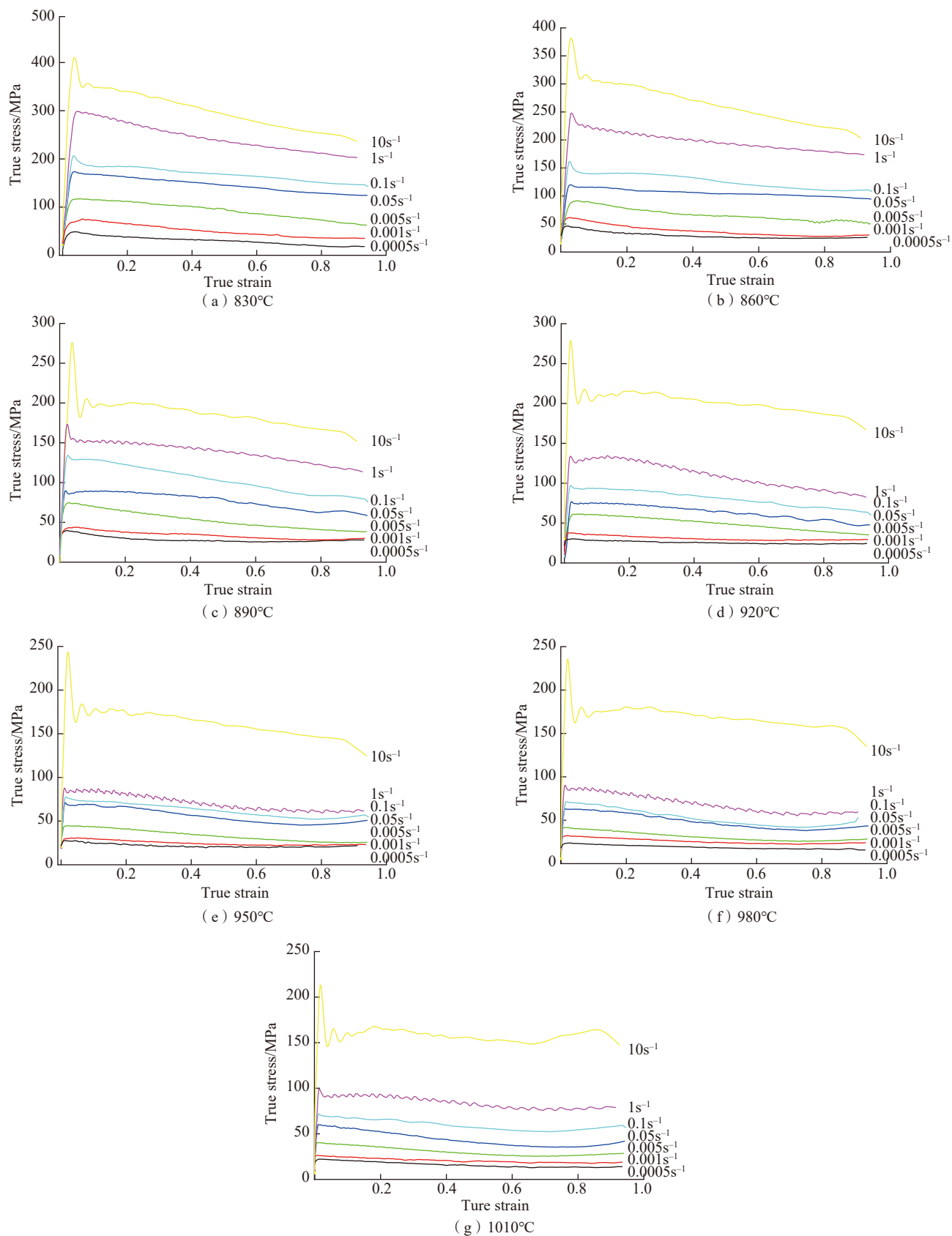


图1 TC21合金不同温度和应变速率下的应力-应变曲线

Fig.1 True stress-true strain curves of TC21 at different temperatures and strain rates

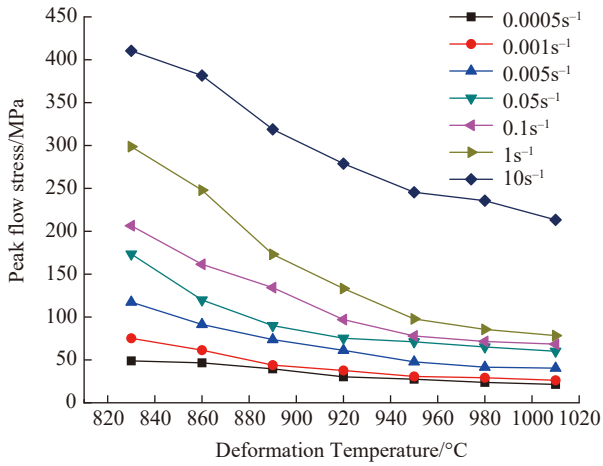


图2 TC21合金峰值流变应力-变形温度曲线
Fig.2 Peak flow stress-deformation temperature curve of TC21

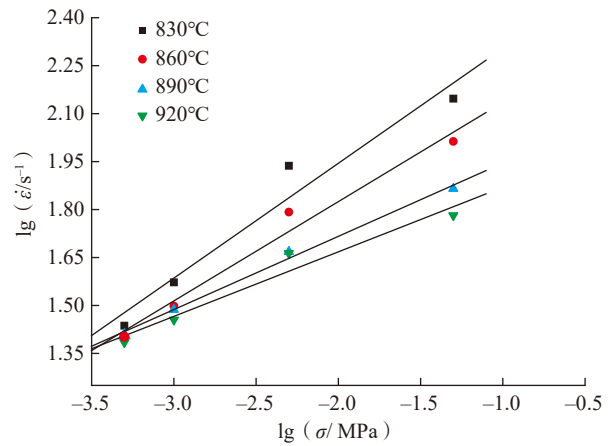


图4 TC21合金的lg ε̇ - lg σ 曲线
Fig.4 lg ε̇ - lg σ curves of TC21 alloy

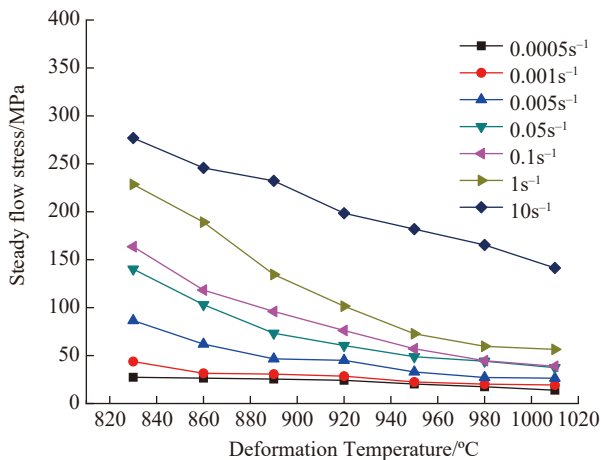


图3 TC21合金稳态流变应力-变形温度曲线
Fig.3 Steady flow stress-deformation temperature curve of TC21

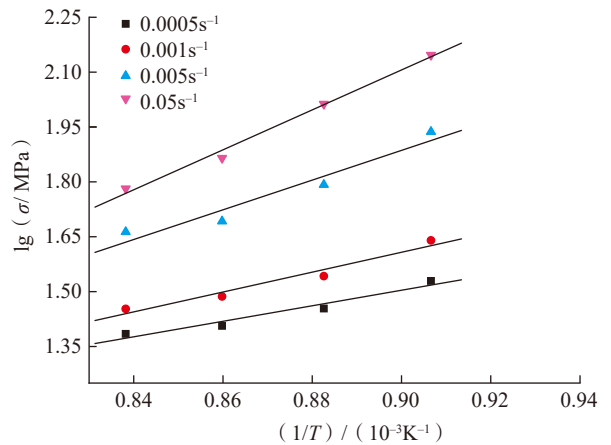


图5 TC21合金的lg σ - lg 1/T 曲线
Fig.5 lg σ - lg 1/T curves of TC21 alloy

即有

$$\ln \sigma = B_0 + B_1 \ln \dot{\varepsilon} + B_2 \frac{1}{T} + B_3 \ln \varepsilon \quad (5)$$

式中, B_0 、 B_1 、 B_2 、 B_3 为材料参数。

图 6 (a)、(b)、(c) 分别为 TC21 合金 920°C、不同应变速率下 $\ln \sigma - \ln \varepsilon$ 、 $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\ln \sigma - 1/T$ 的变化关系曲线。

从图 6 中可以看出, $\ln \sigma$ 与 $\ln \varepsilon$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 近似呈抛物线关系, 而 $\ln \sigma$ 与 $1/T$ 呈现线性关系。因此, 在建立本构关系时, 对 $\ln \varepsilon$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 采用三次多项式进行拟合, 而 $1/T$ 采用线性拟合

的方式。为了提高本构关系模型精度, 考虑到流变应力 σ 受不同应变速率下激活能 Q 的影响, 则引入应变速率修正项 $\ln \dot{\varepsilon}/T$, 该合金的本构关系模型如下:

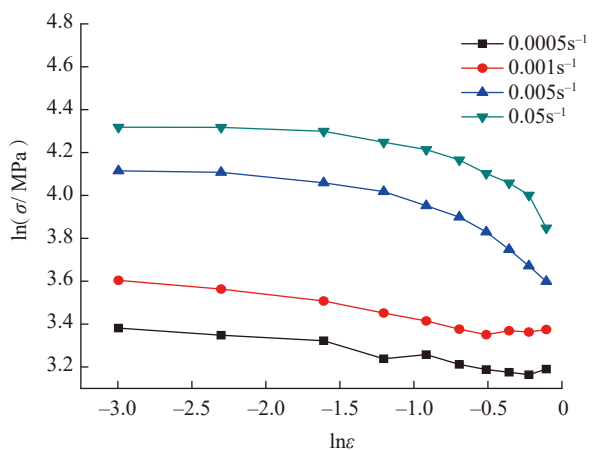
$$\begin{aligned} \ln \sigma = & b_0 + b_1 \ln \varepsilon + b_2 (\ln \varepsilon)^2 + \\ & b_3 (\ln \varepsilon)^3 + b_4 \ln \dot{\varepsilon} + b_5 (\ln \dot{\varepsilon})^2 + \\ & b_6 (\ln \dot{\varepsilon})^3 + b_7 \frac{1}{T} + b_8 \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{T} \end{aligned} \quad (6)$$

应用多元线性回归法, 获得该合

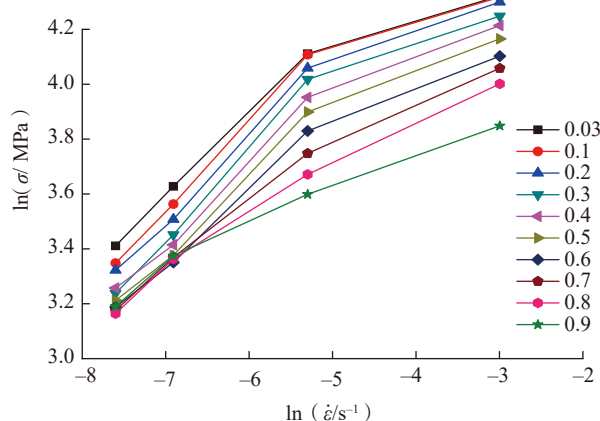
金热变形本构方程, 式(6)中的参数如表 5 所示。

TC21 合金超塑性压缩变形的本构关系为:

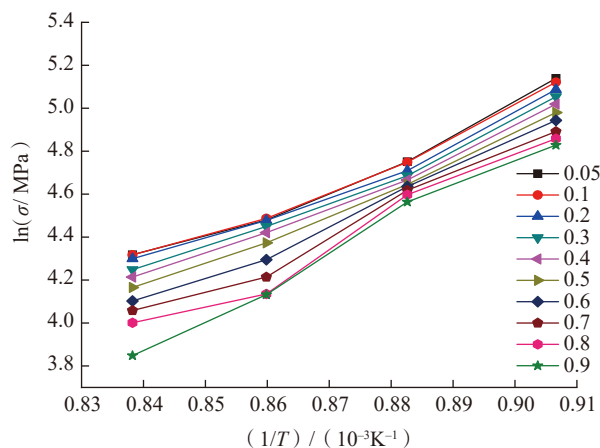
$$\begin{aligned} \ln \sigma = & -13.82722 - 0.41701 \ln \varepsilon - \\ & 0.11438 (\ln \varepsilon)^2 - 0.01196 (\ln \varepsilon)^3 + \\ & 2.62563 \ln \dot{\varepsilon} - 0.16056 (\ln \dot{\varepsilon})^2 - \\ & 0.00759 (\ln \dot{\varepsilon})^3 + 19.54094 \frac{1}{T} + \\ & 2.13625 \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{T} \end{aligned} \quad (7)$$



(a) 920°C 时不同应变速率下的 $\ln\sigma$ - $\ln\epsilon$ 曲线



(b) 920°C 时不同应变下的 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 曲线



(c) 0.05s⁻¹ 时不同应变下的 $\ln\sigma$ - $1/T$ 曲线

图6 TC21合金 $\ln\sigma$ - $\ln\epsilon$ 、 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 、 $\ln\sigma$ - $1/T$ 曲线

Fig.6 $\ln\sigma$ - $\ln\epsilon$ 、 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ and $\ln\sigma$ - $1/T$ curves of TC21 alloy

表5 TC21合金本构关系方程中的参数

Table 5 Parameters in constitutive relationship equation of TC21 alloy

Parameter	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	b_5	b_6	b_7	b_8
Value	-13.82722	-0.41701	-0.11438	-0.01196	-2.62563	-0.16056	-0.00759	19.54094	2.13625

3 误差分析与检验

图7为TC21合金压缩变形过程中流动应力的计算值与实测值比较。可见,由该本构方程计算得到的计算值与试验值较为接近,由此可见,该本构方程能较好地预测出TC21合金的流变行为,并且在稳态流变区的吻合情况比峰值处的好。对该本构方程(式(7))进行方差分析^[16],结果如表2所示。取显著性水平 $\alpha=0.01$,则复相关系数 $R^2=0.966727$,其值接近于1,说明两个随机变量之间的线性相关程度极强,统计量 $F=557.79202 > F_{0.01}(8, 151) \times 4 = 10.04$ 。复相关系数 R 、 F 检验都成立,说明该本构关系回归效果显著。

4 基于不同失稳判据下的动态热加工图构建与分析

4.1 功率耗散率

耗散结构理论认为输入系统的能量 P 是分为两部分耗散的,分别是耗散量 G 和耗散协量 J ^[17],其数学定义为:

$$P=G+J \quad (8)$$

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma \cdot d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \cdot d\sigma \quad (9)$$

式中, G 为材料发生塑性变形所消耗的能量,大部分转化为热能,小部分以晶体缺陷能的形式储存; J 为材料发生塑性变形过程中组织演变所耗散的能量。 P 在 G 和 J 之间的分配比例由应变速率敏感性指数 m 值决定:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\epsilon \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (10)$$

当 $m=1$ 时,材料处于理想线性耗散状态,耗散协量 J 达到最大值 J_{\max} 。为了便于描述材料变形过程中微观组织演变耗散的能量与理想线性耗散能量之间的关系,故引入参数

值 η , 称为功率耗散率因子。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (11)$$

在一定应变下, η 随不同温度和应变速率的变化关系曲线构成了功率耗散图。图 7 中, 功率耗散率以等值曲线方式存在。通常情况下, 功率耗散率值高的工艺区间, 在这些区

间, 微观组织结构的变化导致耗散很大, 材料的成形性能越好^[18], 但是还要充分考虑流变失稳情况。

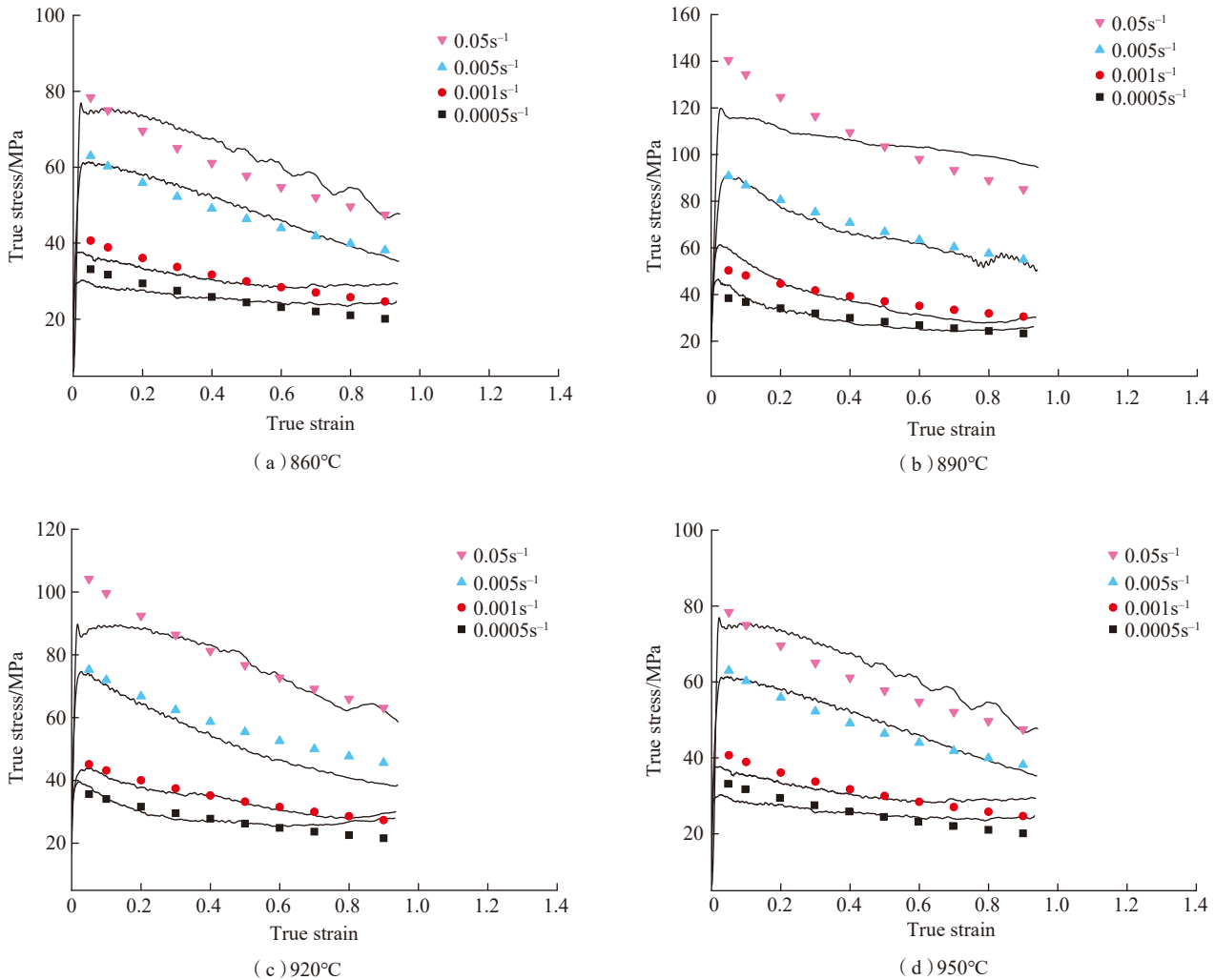
按照上述方法绘制 TC21 合金应变为 0.5 时的功率耗散率图, 如图 8 所示。其中横坐标为变形温度, 纵坐标为应变速率, 等高线为功率耗散率 η 值等值曲线。从图 8 中可以看

出, I 区 (830~920°C, 0.0005~0.01s⁻¹) 功率耗散率 η 值在 0.51~0.63, II 区 (950~1010°C, 0.0005~0.001s⁻¹) 功率耗散率 η 值为 0.46~0.51, III 区 (950~980°C, 0.5~10s⁻¹) 功率耗散率 η 值为 0.49~0.51。在上述 3 区域内, TC21 合金的功率耗散率值均大于 0.4, 且在 I 区达到峰值。当功率耗散率值大于 0.4 时, 材料在热加工时容易发生动态再结晶, 提高其成形性能。但是, 金属材料在热加工成形时, 伴随着因温度过高或应变速率较大, 会带来的绝热剪切带及空洞长大效应。因此, 在研究时需要充分考虑热加工失稳特征。

表6 TC21本构关系方程的方差分析

Table 6 Analysis of variance of constitutive relationship equation of TC21 alloy

Source of variance	Free degree	Sum of squares	Mean square	Fratio
Regression	8	46.1178	5.76472	557.79202
Residual error	151	1.56057	0.01033	—
Sum	159	47.67837	—	—



注: 点为计算值; 线为试验值。

图7 TC21合金的应力-应变计算值与实测值比较

Fig.7 Comparison results of calculated stress-strain relationship with the testing one

4.2 流变失稳准则分析

分别采用 Gegel、Malas、Prasad、Murty、Semiatin 5 种失稳判据绘制 $\varepsilon=0.5$ 的 TC21 合金的流变失稳图,其中阴影部分为流变失稳区。

Gegel 等^[11-12]以热力学第二定律为基础,参数 m 与连续介质和机械稳定性有关,将 m 值作为常数处理,提出 Gegel 失稳判据为:

$$\frac{\partial \eta}{\partial(\ln \dot{\varepsilon})} > 0, \frac{\partial m}{\partial(\ln T)} < 0 \quad (12)$$

Malas 等^[13]在 Gegel 判据的基础上用 m 代替 η ,提出了 Malas 失稳判据为:

$$\frac{\partial m}{\partial(\ln \dot{\varepsilon})} > 0, \frac{\partial m}{\partial(\ln T)} < 0 \quad (13)$$

Prasad 等^[19]以大塑性流变的不可逆热力学的极值原理为基础,提出了 Prasad 失稳判据为:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (14)$$

在 Prasad 失稳判据中,参数 m 被认为是常数,对于纯金属而言, Murty 认为参数 m 可以看作常数,但对于复杂的合金, m 不是常数,之后, Murty 等^[14]提出了适用于任何材料的 Murty 失稳判据:

$$2m < \eta \quad (15)$$

Semiatin 和 Jonas^[15]根据力平衡的原理,指出流动软化与材料参数 α 有关, $\alpha = -\gamma/m$,其中 γ 为流动软化速率 $\gamma = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial \varepsilon}$ 。得到 Semiatin 失稳判据为:

$$\alpha > 5 \quad (16)$$

图 9 (a)、(b)、(c)、(d)、(e) 分别是基于 Gegel、Malas、Prasad、Murty、Semiatin 失稳判据下绘制的流变失稳图,其中的阴影部分为流变失稳区。从图 9 中可以看出, TC21 合金在不同失稳判据下的流变失稳区间既有交叉又有补充,这是由于上述 5 种失稳判据的理论依据不同。Gegel 判据的理论基础是热力学原理, Malas 判据是在 Gegel 判据的基础上推导得出的,因此,两个失稳判据所预测的结果较为相近,如图 9 (a)和(b)所示。Prasad 失稳判据的理论基础不同于 Malas、Gegel 判据,根据大塑性变形过程中的最大熵值原理,应用该理论时对合金的本构方程有严格的要求,其中流变应力 σ 值与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间必须满足三阶可导。Murty 判据的理论基础与 Prasad 失稳判据相同,但是在 η 值计算时,根据耗散协量 J 的定义,对本构模型进行积分,对于本构关系模型中的各参数之间的关系没有限定,因此该失

稳判据适用于各种金属材料的热加工成形研究。Semiatin 失稳判据属于经验公式,没有严格的理论基础,该判据在钛合金领域较为实用,而在镁合金、铝合金上预测精度较差。

图 10 为 TC21 合金在不同失稳判据下热加工图的叠加,其中标明的 I、II、III、IV、V 的阴影区域分别为基于 Gegel、Malas、Prasad、Murty、Semiatin 不同失稳判据预测的流变失稳区,在本研究中,着重关注失稳叠加区域。可以看出 TC21 合金在 $830\sim 920^{\circ}\text{C}$ 、 $1\sim 10\text{s}^{-1}$ 区域, I、II、III、IV、V 判据均出现流变失稳现象;在 $830\sim 920^{\circ}\text{C}$ 、 $0.05\sim 1\text{s}^{-1}$, III、IV、V 判据出现流变失稳现象;在 $930\sim 1010^{\circ}\text{C}$ 、 $1\sim 10\text{s}^{-1}$, I、II、III、IV、V 判据出现流变失稳现象;在 $940\sim 980^{\circ}\text{C}$ 、 $0.05\sim 0.1\text{s}^{-1}$, II、IV、V 判据出现流变失稳现象。由上述分析可得, TC21 合金的失稳叠加区域主要出现在低温高应变速率和高温高应变速率区域; TC21 合金适宜加工区域主要集中在低应变速率区域。在之后的研究中,依据本论文研究失稳叠加区域的基础,将进一步详细研究不同失稳判据预测的失稳区域。

5 微观组织分析

图 11 为 TC21 合金在不同变形条件下的显微组织照片,可以看出,当应变速率较大时,合金的动态再结晶过程不能充分进行,变形组织由许多未长大的细小动态再结晶晶粒构成,如图 11 (a)所示;随着应变速率的减小,部分原始晶粒被拉长,被拉长的晶粒为动态再结晶提供有利的形核位置,提高了动态再结晶的形核率,如图 11 (b)所示;随着应变速率的进一步减小,动态再结晶过程得以充分进行,动态再结晶晶粒逐渐长大并趋于等轴化,如图 11 (c)所示。图 11 (b)和 11 (c)的变形条件分别对应图 10 中“▲”、“◆”标识的位置,该位置在 Prasad 预测的失稳区域内,由此可知, Prasad 失稳准则用

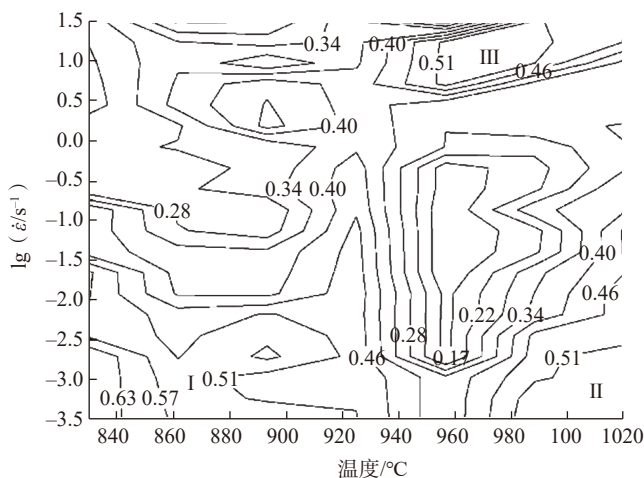
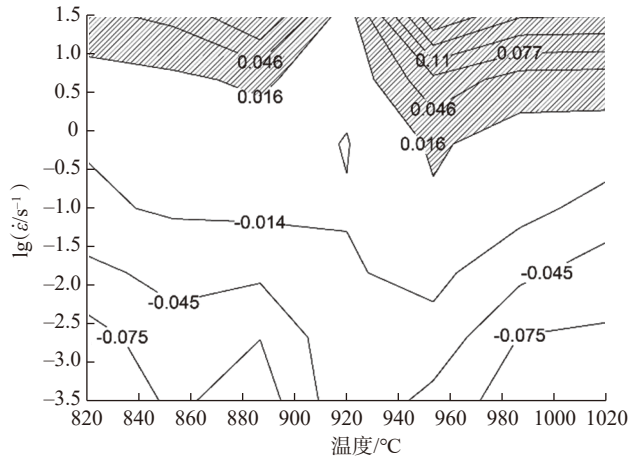
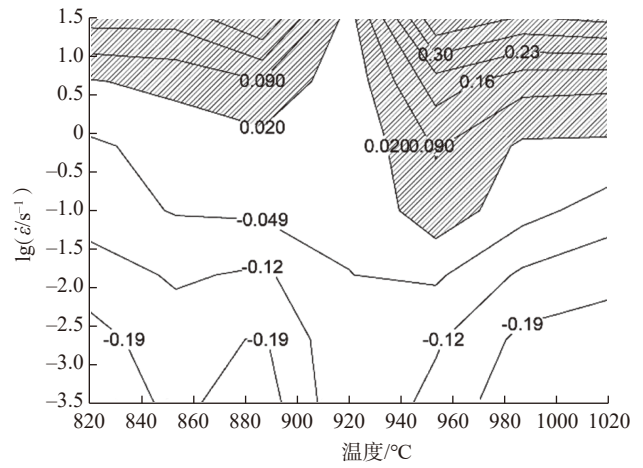


图8 TC21合金不同应变速率、不同温度下的功率耗散率图

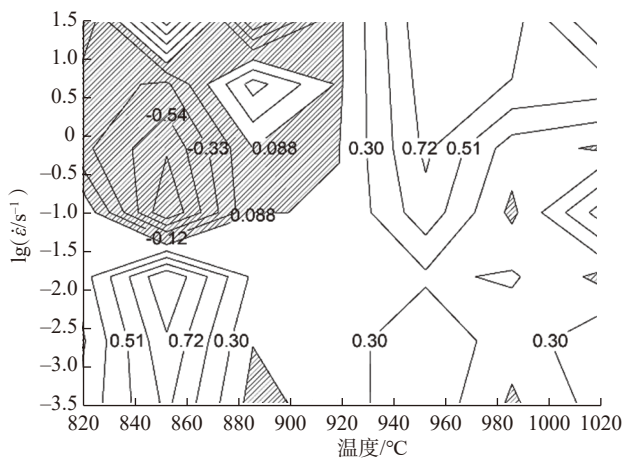
Fig.8 Power dissipation maps of TC21 alloy at different strain rates and temperatures



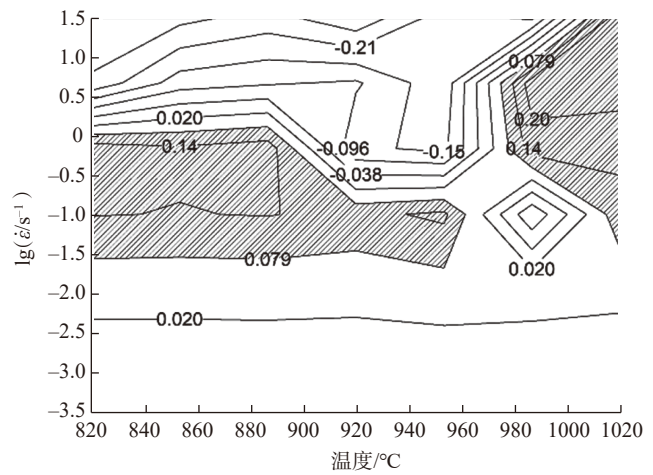
(a) Gegel's instability criterion



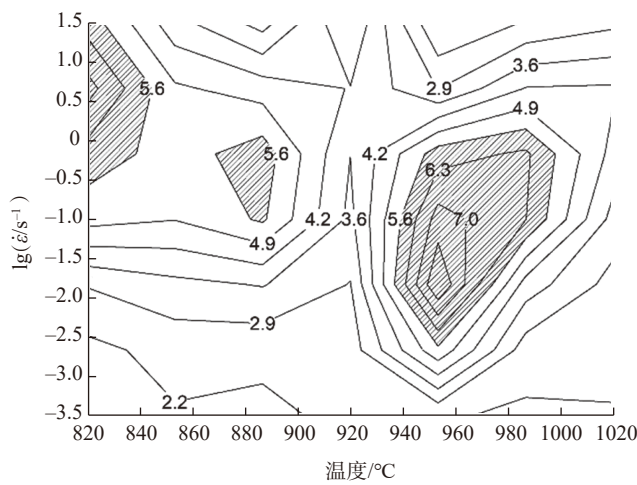
(b) Malas's instability criterion



(c) Prasad's instability criterion



(d) Murty's instability criterion



(e) Semiatin's instability criterion

图9 TC21合金在不同失稳判据下的热加工图 ($\epsilon=0.5$)

Fig.9 Processing maps through different instability criterions for TC21 alloy ($\epsilon=0.5$)

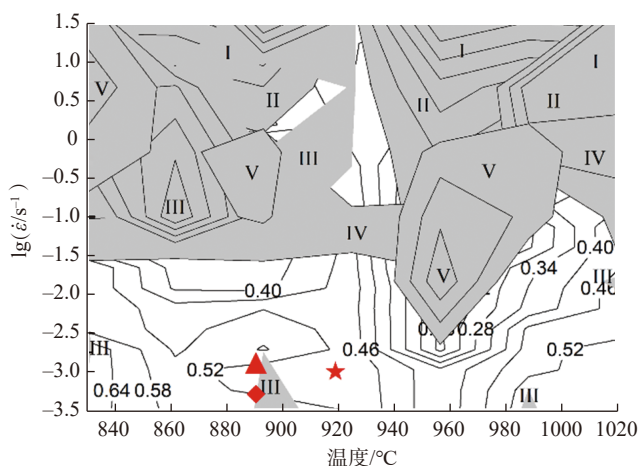


图10 TC21合金在不同失稳判据下热加工图的叠加
Fig.10 Superposition of TC21 alloy under different instability criterion

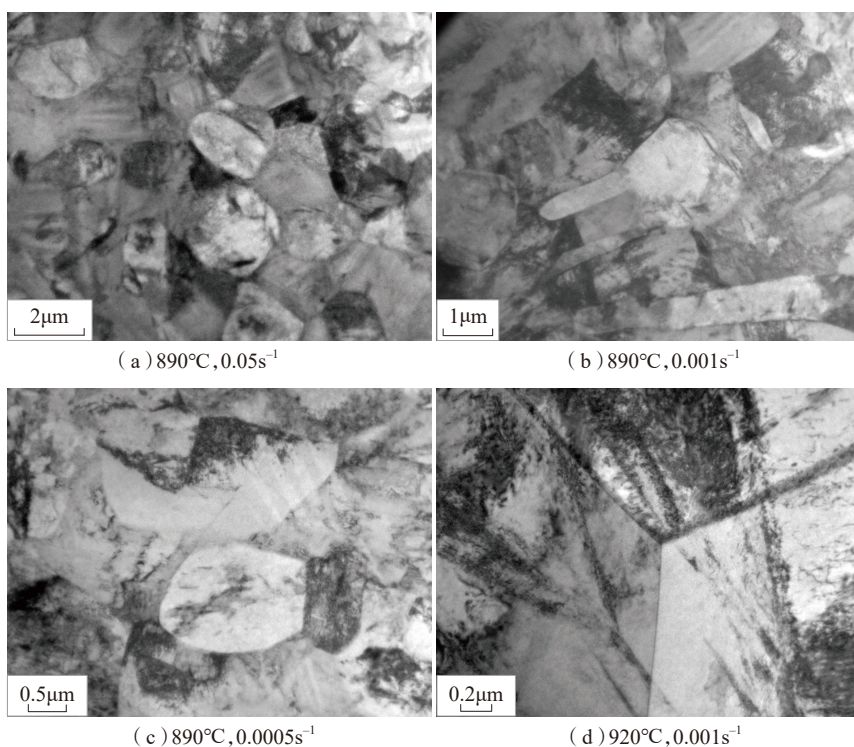


图11 TC21合金在不同变形条件下的显微组织照片
Fig.11 Microstructure of TC21 alloy in different deformation conditions

于TC21合金失稳图的预测还有所欠缺。当变形温度升高到920°C,原子扩散能力增强,并且在应变速率为 0.001s^{-1} 的低应变速率下,位错在晶粒内有足够的时间进行滑移和攀移,而形成 β 相晶粒,如图11(d)所示,为典型的 120° β 相晶界^[20],说明该合金在变形过程中发生了部分 α 相转变成 β 相,由于 β 相为体心立方结

构, α 相为密排六方结构,所以 β 相比 α 相有更多的可开动滑移系,原子扩散能力强,因此,该转变对提高TC21合金的塑性有积极的作用,这与图10中“★”标识的区域(适合加工区域)相吻合。综上所述,TC21合金在热压缩变形过程中,其变形为孪晶诱导的动态再结晶机制。同时,由于该合金为 $\alpha+\beta$ 两相钛合金,

当变形温度高于900°C时,会发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相的转变,相变的发生使得变形激活能升高,并且 β 相的形成会发生更多的滑移系开动,有利于动态再结晶的形成。

结论

(1)建立的Arrhenius方程能较好地描述TC21合金的流变应力和应变速率之间的关系,其表达式为:

$$\ln \sigma = -13.82722 - 0.41701 \ln \dot{\varepsilon} - 0.11438 (\ln \dot{\varepsilon})^2 - 0.01196 (\ln \dot{\varepsilon})^3 - 2.62563 \ln \dot{\varepsilon} - 0.16056 (\ln \dot{\varepsilon})^2 - 0.00759 (\ln \dot{\varepsilon})^3 + 19.54094 \frac{1}{T} + 2.13625 \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{T} \quad (17)$$

(2)在830~1010°C、 $0.0005 \sim 10\text{s}^{-1}$ 条件下,基于5种失稳判据绘制的加工图,通过比较分析不同失稳判据下绘制的加工图,并结合显微组织分析,得到适合TC21合金加工区域为温度830~940°C、应变速率 $0.0005 \sim 0.01\text{s}^{-1}$ 和温度950~1010°C、应变速率 $0.0005 \sim 0.001\text{s}^{-1}$ 。并且,使用Gegel和Malas判据预测的失稳区极为相似,与其他3种失稳判据预测的结果有显著差异,在预测精度方面,Murty失稳判据优于Prasad、Gegel、Malas和Semiatin失稳判据。

(3)对TC21合金热变形行为及组织演变的分析结果表明,该合金在温度为830~920°C,应变速率为 $0.0005 \sim 0.01\text{s}^{-1}$ 的条件下发生动态再结晶,同时伴随着 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相转变。

参考文献

- [1] 赵永庆. 我国创新研制的主要船用钛合金及其应用[J]. 中国材料进展, 2014(7): 398-404.
- [2] ZHAO Yongqing. The new main titanium alloys used for shipbuilding developed in china and their applications[J]. Materials China, 2014(7): 398-404.
- [2] GAO J, LI M Q, LIU G J, et al. Deformation behavior and processing maps

during isothermal compression of TC21 alloy[J]. Rare Metals, 2017, 36(2): 86–94.

[3] 赵彦蕾, 李伯龙, 朱知寿, 等. 高温变形参数对 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 Yanlei, LI Bolong, ZHU Zhishou, et al. 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.

[4] XU H L, DONG H B, WANG Y. Hot deformation behavior of TC21 alloy[J]. Applied Mechanics & Materials, 2013, 446–447: 117–121.

[5] 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 Zhifeng. Researches on processing optimization and microstructure-property relationship of TC21 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.

[6] 周舸, 韩寅奔, 曲敬龙, 等. U720Li 镍基高温合金不同失稳判据的热工图[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2012, 33(5): 702–706.

ZHOU Ge, HAN Yanben, QU Jinglong, et al. A comparative study of various flow instability criteria in processing map of superalloy U720Li[J]. Journal of Northeastern University(Natural Science), 2012, 33(5): 702–706.

[7] LI P W, LI H Z, HUANG L, et al. Characterization of hot deformation behavior of AA2014 forging aluminum alloy using

processing map[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(8): 1677–1688.

[8] LIU J, LIU J, XIONG Y, et al. Hot deformation and processing maps of TC4-DT titanium alloy[J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2013, 42(8): 1674–1678.

[9] 周舸. 镍基高温合金高温变形行为及变形机理研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2013.

ZHOU Ge. Study on the deformation behavior and microstructure evolution mechanism at elevated temperatures in high superalloys[D]. Shenyang: Northeastern University, 2013.

[10] PRASAD Y V R K. Processing maps: A status report[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2003, 12(6): 638–645.

[11] GEGEL H L, MALAS J C, DORAIVELU S M, et al. Modelling techniques used in forging process design in: Metals handbook, forming and forging[M]. OH: ASM International, 1988.

[12] GEGEL H L. Synthesis of atomistics and continuum modeling to describe microstructure: Computer simulation in material Science[M]. OH: ASM International, 1987.

[13] MALAS J C, SEETHARAMAN V. Using material behavior models to develop process control strategies[J]. JOM, 1992, 44(6): 8–13.

[14] MURTY S V S N, RAO B N. On the development of instability criteria during hot working with reference to IN 718[J]. Materials Science & Engineering A, 1998, 254(1–2): 76–82.

[15] SEMIATIN S L, JONAS J J. Formability and workability of metals: plastic instability and flow localization[M]. Ohio: American Society for Metals, 1984.

[16] RAJ R. Development of a processing map for use in warm-forming and hot-forming processes[J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(6): 1089–1097.

[17] HU Y, CHEN W, LI X C, et al. Hot deformation behavior and hot processing map for HMn62–3–3 alloy[J]. Materials Review, 2017, 31(16): 144–149.

[18] LI X, LU S, WANG K, et al. Analysis and comparison of the instability regimes in the processing maps generated using different instability criteria for Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si alloy[J]. Materials Science & Engineering A Structural Materials Properties Microstructure & Processing, 2013, 576: 259–266.

[19] PRASAD Y V R K. Recent advances in the science of mechanical processing[J]. Indian Journal of Technology, 1990, 4: 435–451.

[20] 周舸. TC21 合金的热变形行为及加工图研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2009.

ZHOU Ge. Study on the hot deformation behavior and processing map of TC21 alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2009.

通讯作者: 周舸, 副教授, 研究方向为军工国防武器装备材料及成形过程的组织性能控制, E-mail: zhouge1985@sina.com。

Study on Processing Map Under Different Instability Criterion for TC21 Alloy

FU Jun¹, YU Xuemei², LI Chao², ZHOU Ge²

(1. 93107 Unit of PLA, Shenyang 110141, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

[ABSTRACT] TC21 alloy was carried out on Gleeble–3800 thermal compression simulation tester at temperatures and strain rates ranging of 830–1010°C and 0.0005–10s⁻¹. Based on the compressed experimental data, taking the hot deformation constitutive relation model derivation of Arrhenius and the hot processing map construction under different instability criterion as the main line of the study, the constitutive model under different hot deformation parameters and the hot processing map under different instability criterion (Gegel, Malas, Prasad, Murty, Semiatin) were obtained. Then, the theoretical basis and prediction results of above five instability criterion were analyzed. By using the theory of hot processing map combining with microstructure, the suitable forming and flowing instability areas were predicted, and hot working processing parameters of TC21 alloy are optimized scientifically and rationally.

Keywords: TC21 alloy; Thermal compression simulation test; Flowing instability criterion; Hot processing map; Constitutive equation

(责编 大漠)