

# 新型 Ti-V-Mo 系钛合金热变形行为及热加工图研究

吴静怡

(成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300)

**摘要:** 通过高温热压缩试验研究 Ti-555 钛合金热变形过程中变形温度、应变速率对流变应力的影响, 采用 Arrhenius 双曲正弦函数模型推导出 Ti-555 本构方程, 并依据动态材料模型建立了  $\epsilon=0.6$  时的热加工图。结果表明, Ti-555 钛合金流变应力对应变速率和变形温度较为敏感, 热变形时随变形温度的升高或应变速率的降低, 流变应力下降。根据热加工图确定了 2 个热加工安全区参数为: (1) 变形温度为 850~950 °C、应变速率为 0.6~10 s<sup>-1</sup>; (2) 变形温度为 950~1150 °C、应变速率为 0.36~0.9 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** 钛合金; 热变形; 加工图; 显微结构

**中图法分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)06-2061-08

随着国防科技的进步和军事力量的提升, 现代战争作战环境日益复杂, 为了满足装甲步战车轻量化要求, 科研人员先后对钛合金、铝合金和镁合金等低密度金属及其合金材料进行了合金成分、热加工性能、综合力学性能等研究<sup>[1,2]</sup>。目前应用最为成熟广泛的钛合金装甲材料为 TC4, 其在较低速度弹丸冲击下可保持较好的抗弹性能, 但在高速弹丸倾彻条件下抗弹性能显著下降<sup>[3,4]</sup>。为优化我国装甲钛合金材料性能、丰富装甲材料选择, 国内某单位研发了一种新型 Ti-V-Mo 系( $\alpha+\beta$ )型双相钛合金 Ti-555。该合金具有良好的室温力学性能和动态力学性能, 在高应变速率冲击条件下仍能服役, 在钛合金装甲板领域具有广阔的应用前景。

热加工图是进行金属材料热处理工艺设计的有力工具, 通过将能量耗散图和失稳图以等高线图形式进行叠加得到热加工图。利用热加工图, 可分析预测金属材料在不同变形条件下的变形特征和变形机理<sup>[5]</sup>。根据设计机理的不同, 热加工图可分为基于原子模型的 Raj 加工图和基于动态材料模型 Prasad 加工图 2 类<sup>[6]</sup>。Raj 加工图的建立依赖于几种有限的原子活动机制, 且绘制时需要确定大量基本参数, 因此在实际生产中应用较少; Prasad 加工图认为热变形工件是一种非线性功率耗散器, 材料的热加工过程被视为能量耗散系统, 目前实际利用的大部分加工图都基于动态材料模型<sup>[7,8]</sup>。本研究对新型 Ti-V-Mo 钛合金 Ti-555 热变形行为进行研究, 建立

Ti-555 钛合金本构方程, 使用 Prasad 加工图表征其热变形机制及组织演变规律, 可为该合金热加工工艺方案的设计优化和后续产品性能改善、质量提升提供重要参考。

## 1 实验

试验材料采用新型 Ti-V-Mo 钛合金 Ti-555, 图 1 为试样锻造态金相组织照片。采用金相法测得 Ti-555 钛合金相变点为(980±5) °C。

在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行高温热压缩试验, 圆棒状试样尺寸为  $\Phi 8$  mm×12 mm, 试样试验前后形状变化示意图见图 2。当试样与热模拟试验机压头之间的摩擦力较大时, 试验过程中试样会发生不均匀变形, 导致试验误差较大, 数据不能准确反应试验情况。因此,

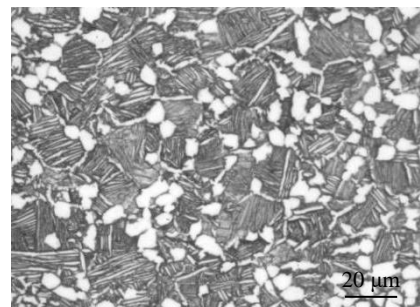


图 1 Ti-555 合金锻造组织 OM 照片

Fig.1 OM microstructure of forged Ti-555 alloy

收稿日期: 2020-06-18

作者简介: 吴静怡, 女, 1991 年生, 硕士, 副研究员, 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300, 电话: 028-83303973, E-mail: vinawu924@163.com

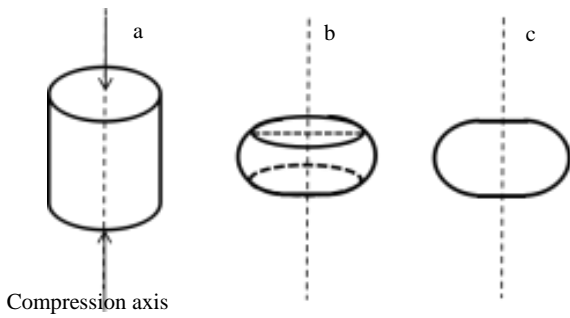


图 2 高温热压缩试样示意图

Fig.2 Schematic diagrams of high temperature thermal compression samples before compression (a), front view (b), and side-section view (c) after compression

压缩时需在试样两端依次添加石墨及钼片，以减小试样与压头间的摩擦。根据前期试验数据，确定热压缩试验条件为：变形温度 800~1150 °C，温度间隔 50 °C，应变速率分别为 0.1、1、10、50 s<sup>-1</sup>，加热速度为 5 °C/s，保温 10 min，工程应变为 60%。热压缩试验后试样空冷，由于进行试验时样品尺寸较小，此时空冷过程近似于一般试验时水冷过程，高温时显微组织可被有效保留。将试样沿压缩轴向剖开，采用金相显微镜对剖面中心部位组织进行显微结构观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 热压缩真应力-真应变曲线

图 3 为 Ti-555 钛合金在不同应变条件下的热压缩真应力-真应变曲线。由图 3 可知，在变形开始时，流变应力随变形程度的增加而快速增加，当流变应力达到峰值后，低温试验试样与高温试验试样真应力-真应

变曲线变化趋势存在差异，800、850 及 900 °C 曲线对应的流变应力随应变量的增加大幅下降，900 °C 以上曲线对应流变应力随应变量的增加保持稳定。有学者<sup>[9,10]</sup>研究指出，不同温度试样热变形机制不同，当高温试验时试样曲线出现稳态流变，没有明显峰值，则热变形机制为动态回复机制；低温时试样峰值明显，则热变形机制为动态再结晶机制。

在同一应变速率条件下，变形温度为 800 °C 时流变应力达到峰值，随变形温度的升高，流变应力呈下降趋势；在同一变形温度条件下，在应变速率为 50 s<sup>-1</sup> 时流变应力达到峰值，随应变速率的增加，流变应力呈上升趋势。钛合金属于中、低层错能金属，在热加工过程中发生回复过程比较慢，动态回复不能同步抵消加工过程中位错的增殖积累，故如图 3 所示，在热加工过程中，还发生了动态再结晶<sup>[9]</sup>。当应变速率高或变形温度低 ( $\dot{\epsilon}=50 \text{ s}^{-1}$ ,  $T=800 \text{ °C}$ ) 时，真应力-真应变曲线为宽阔的单峰。当应变速率减小或变形温度升高时 ( $\dot{\epsilon}=50 \text{ s}^{-1}$ ,  $T=800\sim 1150 \text{ °C}$ )，如图 3d 所示，曲线由单峰过渡到多峰。

### 2.2 本构方程建立

为了描述热变形过程中 Ti-555 钛合金流变应力与各热加工工艺参数间的动态响应关系，根据应力-应变曲线数据，采用 Arrhenius 双曲正弦函数模型来描述 Ti-555 钛合金的本构关系<sup>[11,12]</sup>：

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

式中， $\dot{\epsilon}$  为应变速率 (s<sup>-1</sup>)， $Q$  为变形激活能 (J/mol)； $\sigma$  为流变应力 (MPa)； $n$  为应力常数； $T$  为绝对温度 (K)； $R$  为摩尔气体常数，[8.314 J·(mol·K)<sup>-1</sup>]； $A$  和  $\alpha$  为与材料有关的常数。

图 4 为不同应变条件下 Ti-555 峰值应力变化曲线。

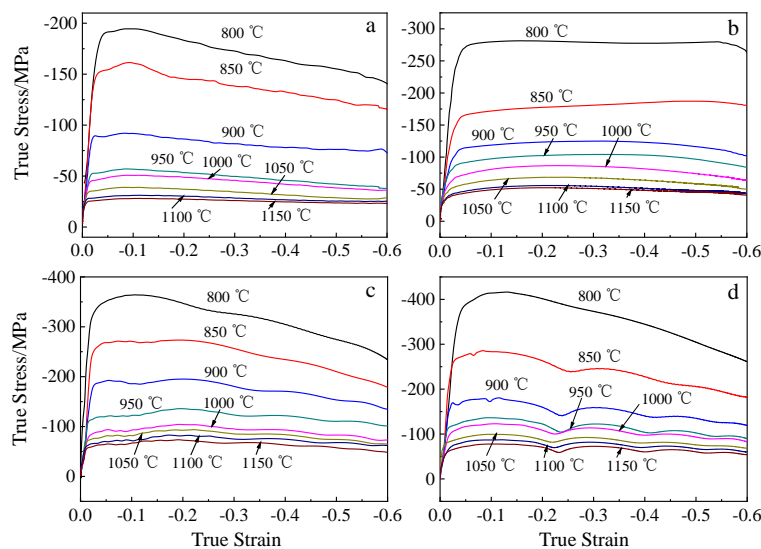


图 3 不同应变速率下 Ti-555 钛合金真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves for Ti-555 alloy at the strain rates of 0.1 s<sup>-1</sup> (a), 1 s<sup>-1</sup> (b), 10 s<sup>-1</sup> (c) and 50 s<sup>-1</sup> (d)

由图 4 可知,相变点以下(800~950 °C)曲线与相变点以上(1000~1150 °C)温度-流变应力曲线斜率存在明显差异,因此,本研究以相变点为分界线,分段进行本构方程的建立。

当应力较低条件下,即  $a\sigma \leq 0.8$  时:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

当应力较高条件下,即  $a\sigma \geq 1.2$  时:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \tag{3}$$

式中,  $A_1=Aan_1$ ,  $A_2=A/2n$ ,  $\beta=an_1$ 。当温度不变时,  $Q$ 、 $R$ 、 $T$ 、 $A$  均为常数,那么  $\exp(Q/RT)$  也为常数。对式(2)和式(3)两边取对数可得:

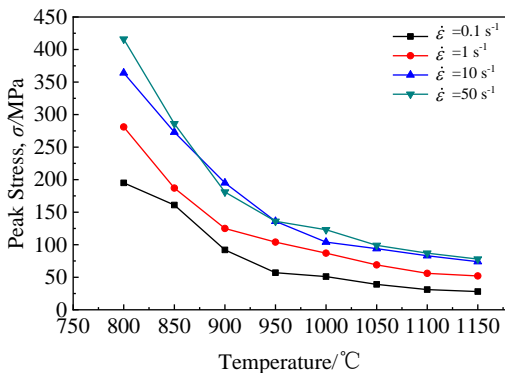


图 4 不同应变速率下温度对 Ti-555 合金峰值应力的影响

Fig.4 Influences of temperature on peak stress of Ti-555 alloy at different strain rates

$$\ln \dot{\epsilon} = B_1 + n_1 \ln \sigma \tag{4}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = B_2 + \beta \sigma \tag{5}$$

对式(4)、式(5)进行变形,有:

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \tag{6}$$

$$\beta = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \tag{7}$$

取不同变形条件下的峰值应力,做  $\sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  和  $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  关系曲线,进行线性回归,结果见图 5。图 5a、5b 拟合线斜率倒数均值为  $n_1$ ,图 5c、5d 拟合线斜率倒数均值为  $\beta$ ,  $\alpha$  值由  $n_1$ 、 $\beta$  求出,  $\alpha=\beta/n_1$ ,如表 1 所示。

热变形激活能  $Q$  在一定温度范围内与  $T$  无关,对式

(1) 两边分别取对数,整理得到:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - Q/RT + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{8}$$

在一定温度范围内对式(8)求偏微分,那么有:

$$Q = R \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \left[ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial T^{-1}} \right]_{\dot{\epsilon}} \tag{9}$$

做出  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $T^{-1}$  和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$  关系曲线,如图 6 所示。取图中曲线斜率均值,可得变形激活能  $Q$  数据,见表 2。

现有研究表明,材料在高温塑性变形时应变速率受热激活过程控制,应变速率与温度之间的关系可用  $Z$  参数表示:

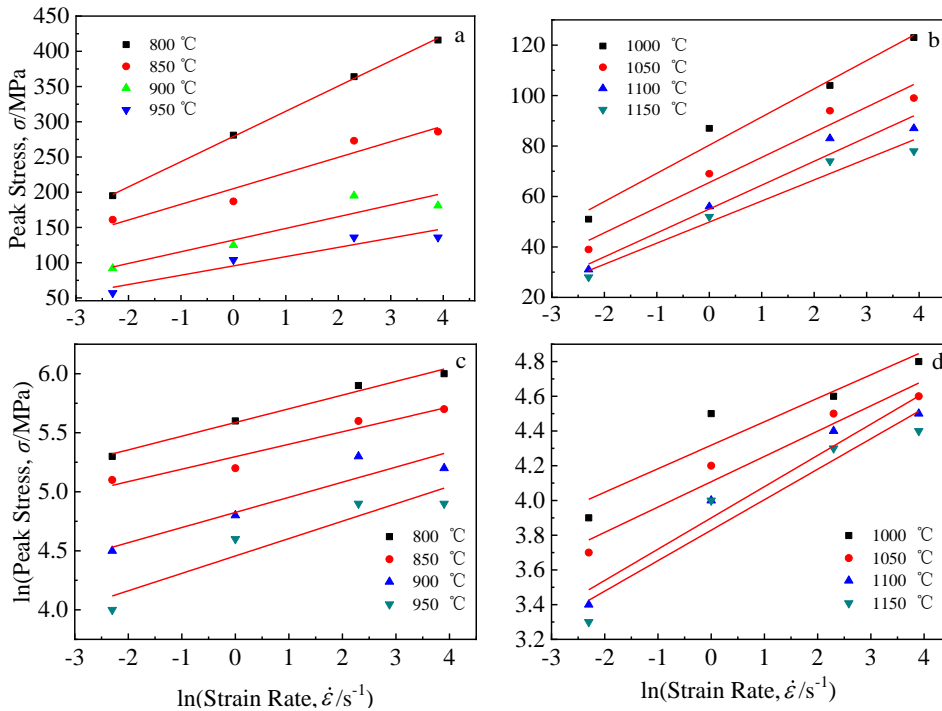


图 5 不同变形条件下  $\sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  和  $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  关系曲线

Fig.5 Relationships of  $\sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  (a, b) and  $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$  (c, d) under different conditions

表 1 Ti-555 钛合金热变形参数

Table 1 Thermal processing parameters of Ti-555 alloy			
$T/^\circ\text{C}$	$n_1$	$\beta$	$\alpha/\text{mm}^2 \cdot \text{N}^{-1}$
800~950	8.050 39	0.045 576	0.005 661
1000~1150	6.283 38	0.102 628	0.016 333

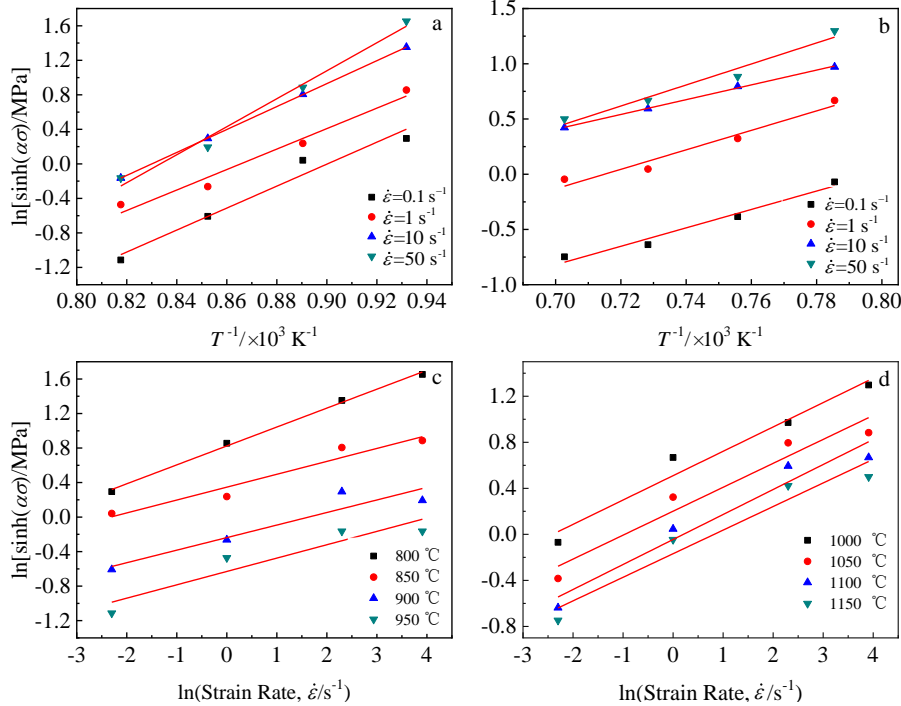


图 6 不同条件下  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-T^{-1}$  和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$  关系曲线

Fig.6 Relationships of  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-T^{-1}$  (a, b) and  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$  (c, d) under different conditions

将表 2 中计算得到不同温度范围的  $Q$  值代入式(10)及式(11)得到  $Z$  值及  $\ln Z$  值, 绘制出  $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  曲线图, 如图 7 所示, 其在应变速率为  $0.01\sim 50\text{ s}^{-1}$  和实验变形温度范围内均符合线性关系。由图 7 得到精确的应力指数  $n$  值及相关参数见表 3。

根据 Arrhenius 函数的定义及式(11), 可将流变应力  $\sigma$  表示成  $Z$  函数的参数, 如下所示<sup>[12]</sup>:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (12)$$

得到 Ti-555 合金热压缩变形本构方程为:

$$T=800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$$

$$\dot{\epsilon} = 3.06093 \times 10^{30} [\sinh(0.005661392\sigma)]^{5.78806} \exp(-672352.689 / RT)$$

表 2 Ti-555 钛合金激活能

Table 2 Apparent activation energy parameters of Ti-555 alloy			
$T/^\circ\text{C}$	$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-T^{-1}$	$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$	$Q/\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$
800~950	13.522 47	5.980 414	672.35
1000~1150	8.343 29	4.751 384	329.59

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q / RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (10)$$

式中,  $Z$  表示温度补偿的应变速率因子。对式(10)两边取对数, 可得:

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

$$T=1000\sim 1150\text{ }^\circ\text{C}$$

$$\dot{\epsilon} = 3.6766 \times 10^{12} [\sinh(0.016333312\sigma)]^{4.5453} \exp(-329585.0287 / RT)$$

用含  $Z$  的参数表达为:

$$T=800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$$

$$\sigma = \frac{1}{0.005661392} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{3.06093 \times 10^{30}} \right)^{\frac{1}{5.78806}} + \left[ \left( \frac{Z}{3.06093 \times 10^{30}} \right)^{\frac{2}{5.78806}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$

$$T=1000\sim 1150\text{ }^\circ\text{C}$$

$$\sigma = \frac{1}{0.016333321} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{3.6766 \times 10^{12}} \right)^{\frac{1}{4.5453}} + \left[ \left( \frac{Z}{3.6766 \times 10^{12}} \right)^{\frac{2}{4.5453}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$

将实验变形温度和应变速率代入本构方程, 计算得到预测流变应力值, 经计算, 预测值与实验值平均相对误差小于 10%, 本构方程能够较好地预测实验范围内合金流变应力变化。

### 2.3 热加工图建立

利用 Prasad 大塑性流变时的材料流变连续失稳判据<sup>[13]</sup>:

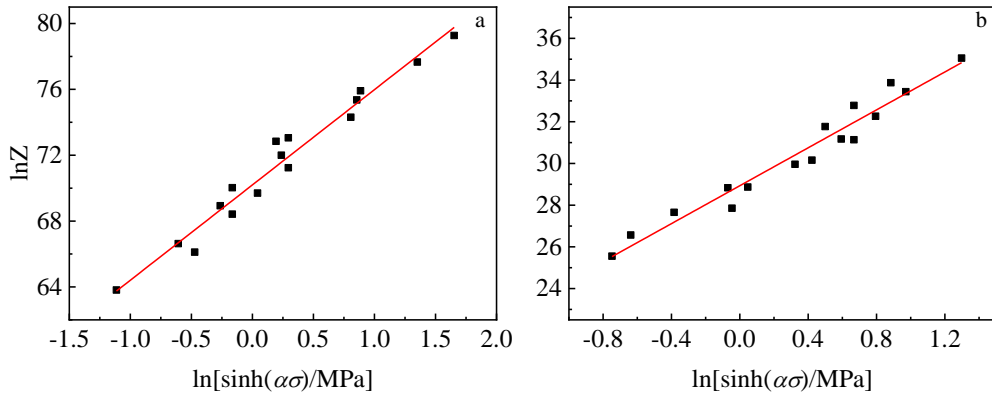


图 7 lnZ-ln[sinh(ασ)]关系曲线

Fig.7 Relationships of lnZ-ln[sinh(ασ)] under different conditions: (a) 800~950 °C and (b) 1100~1150 °C

表 3 Ti-555 合金的应力指数

Table 3 Stress exponent parameters of Ti-555 alloy

T/°C	n	Q/kJ·mol <sup>-1</sup>	ln(A/s <sup>-1</sup> )
800~950	5.788 1	672.352 69	70.196 27
1000~1150	4.545 3	329.585 02	28.933 01

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \lg\left(\frac{m}{1+m}\right)}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (13)$$

绘制出失稳判据图，和功率耗散图进行叠加，得到 Ti-555 钛合金  $\epsilon=0.6$  时的热加工图(图 8)，其中阴影部分表示加工失稳区域，等值线代表功率耗散因子  $\eta$ 。由图 8 可知， $\eta$  最大值在 (1000 °C/0.1 s<sup>-1</sup>) 区域，可达 0.665。在 (T=900~925 °C,  $\dot{\epsilon}=1.6\sim 2.7$  s<sup>-1</sup>) 区域和 (T=1125~1150 °C,  $\dot{\epsilon}=0.1\sim 7.4$  s<sup>-1</sup>) 区域出现极大值，在 (T=800~925 °C,  $\dot{\epsilon}=0.1\sim 0.37$  s<sup>-1</sup>) 区域、(T=800~925 °C,  $\dot{\epsilon}=12\sim 50$  s<sup>-1</sup>) 区域和 (T=1050~1150 °C,  $\dot{\epsilon}=33\sim 50$  s<sup>-1</sup>) 区域出现极小值。在  $\epsilon=0.6$  的条件下，Ti-555 钛合金可以进行安全热加工的区域有限，热加工图中大部分区域被失稳区覆盖，安全加工区域大致分为 3 部分：区域 I (T=850~950 °C,  $\dot{\epsilon}=0.6\sim 10$  s<sup>-1</sup>)、区域 II (T=940~1030 °C,  $\dot{\epsilon}=10\sim 50$  s<sup>-1</sup>) 及区域 III (T=950~1150 °C,  $\dot{\epsilon}=0.36\sim 0.91$  s<sup>-1</sup>)。由于在实际工业生产中，应变速率多难以达到 50 s<sup>-1</sup>，因此建议 Ti-555 钛合金的安全热加工条件为：变形温度为 850~950 °C、应变速率为 0.6~10 s<sup>-1</sup>；或者变形温度为 950~1150 °C、应变速率为 0.36~0.9 s<sup>-1</sup>。

有研究<sup>[14]</sup>指出，在安全加工区域变形合金若出现失稳组织特征，则说明热加工图不正确。为验证  $\epsilon=0.6$  时 Ti-555 钛合金热加工图准确性，选取不同热变形条件下的试样进行组织分析。

图 9 为变形温度较低时不同变形工艺条件下试样金相照片，其中图 9d~9e 工艺在安全加工区域 I 内，其余工

艺均在失稳区内。对失稳区组织进行分析，当工艺为 800 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 时，如图 9a 所示，组织由初生  $\alpha$  相及少部分  $\beta$  转变组织组成，初生  $\alpha$  相呈不规则长棒状，长轴方向沿与压缩轴垂直方向延伸。由于加工温度低，原子热激活作用较弱，应变速率低，组织有充分时间发生均匀变形，故存在明显晶界。如图 9b 所示，当工艺为 850 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 时，初生  $\alpha$  相体积分数同图 9a 相比变化不大，部分  $\alpha$  相晶粒沿垂直压缩轴方向被拉长。如图 9c 所示，当工艺为 900 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 时，随着变形温度的升高，初生  $\alpha$  相体积分数明显减少，部分  $\alpha$  相晶粒形态由较低温度的长棒态转化为近球态。如图 9f 所示，当应变速率继续增大至 50 s<sup>-1</sup> 时，初生  $\alpha$  相球化明显，但同图 9e 中组织相比，球化  $\alpha$  相的尺寸显著增大。应变速率对初生  $\alpha$  相的影响较为复杂，高应变速率和低应变速率都会导致初生  $\alpha$  相发生球化，低应变速率时，因有足够时间进行原子扩散，初生  $\alpha$  相也会发生球化<sup>[15]</sup>。因此，在图 9c、9f 中均可观察到初生  $\alpha$  相的球化现象。对安全区组织进行分析，由图 3a 可知，在安全加工区域 I 内变形试样应力-应变曲线峰值明显，热变形机制为动态再结晶机制，其显微组织如图 9d~9e 所示，随着应变速率由 1 s<sup>-1</sup>

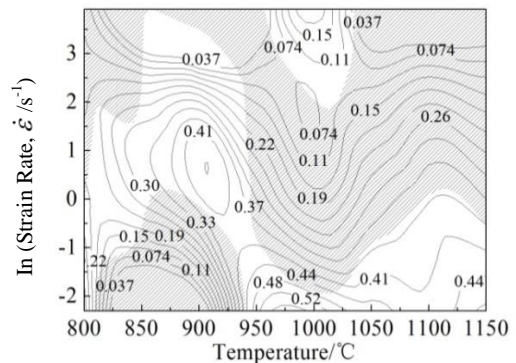


图 8 Ti-555 钛合金  $\epsilon=0.6$  时热加工图

Fig.8 Processing map of Ti-555 alloy at true strain of 0.6

增加到  $10\text{ s}^{-1}$ ，初生  $\alpha$  相形态以近球形为主，部分  $\alpha$  相为细长条状，组织中存在大量晶粒尺寸小于  $5\ \mu\text{m}$  的细小均匀球状再结晶  $\alpha$  相。由于应变速率较高 ( $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ )，极短时间内大压下会促进位错增殖和再结晶晶粒的快速形核，促使沿垂直压缩方向被拉长的  $\alpha$  相破碎断裂形成细小的球化相，图 9e 中观察到的细长条状  $\alpha$  相即为还未发

生破碎的  $\alpha$  相。曲凤盛等<sup>[16]</sup>指出， $\eta$  值越高说明组织变化耗散的能量所占比例越大，对应工艺试样组织的形态变化越大。安全区 I 组织发生再结晶，晶粒细小均匀，对应试样加工性能良好，安全区组织同失稳区组织相比形态差异大， $\eta$  值也更高，变形温度较低时热加工图预测准确。

图 10 为变形温度较高时不同变形工艺条件下试样

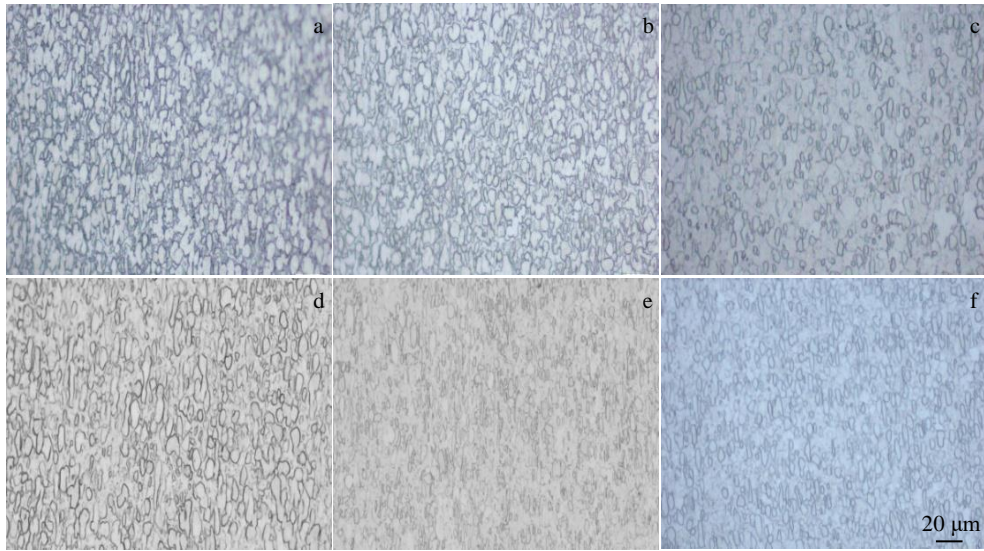


图 9 Ti-555 钛合金在较低变形温度下的显微组织

Fig.9 OM microstructures of Ti-555 alloy at different lower temperatures and Strain rates: (a)  $800\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $850\text{ }^\circ\text{C}, /0.1\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $900\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (d)  $900\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ ; (e)  $900\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ ; (f)  $900\text{ }^\circ\text{C}/50\text{ s}^{-1}$

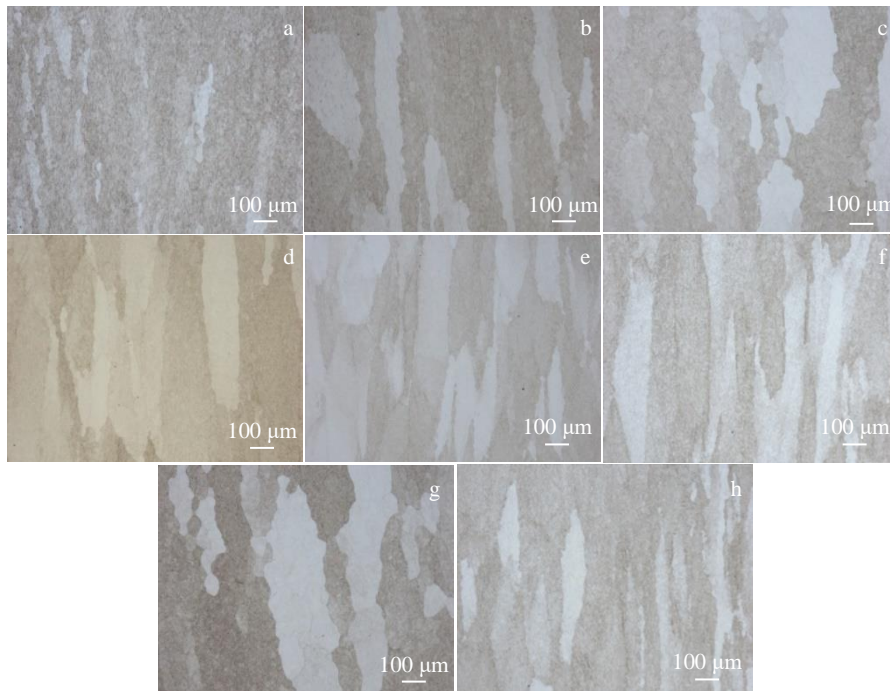


图 10 Ti-555 钛合金在较高变形温度下的显微组织

Fig.10 OM microstructures of Ti-555 alloy at higher temperatures: (a)  $950\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $1000\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $1100\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (d)  $1100\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ ; (e)  $1100\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ ; (f)  $1100\text{ }^\circ\text{C}/50\text{ s}^{-1}$ ; (g)  $1150\text{ }^\circ\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$ ; (h)  $1150\text{ }^\circ\text{C}/50\text{ s}^{-1}$

金相照片, 其中图 10a、10b、10c、10g 工艺处在安全加工区域 III 内, 其余工艺均处在失稳区内。如图 10 所示, 当变形温度较高时, Ti-555 合金试样组织形貌同 900 °C 相比发生显著变化, 由于变形温度接近合金相变点, 组织发生  $\alpha$ - $\beta$  同素异构转变成  $\beta$  相,  $\beta$  相沿垂直压缩轴方向被拉长。对安全区组织进行分析, 当应变速率为  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时, 如图 3a 所示, 变形温度在 950 °C 以上应力-应变曲线为稳态流变状态, 没有明显峰值, 对应热变形机制为动态回复机制, 其显微结构见图 10a、10b、10c、10g。试样发生动态回复时, 随应变增加  $\beta$  晶粒不断伸长, 组织中可观察到回复形成的等轴状亚晶, 拉长  $\beta$  晶粒晶界呈锯齿状。动态回复流变应力达到稳态时, 显微组织还没有达到稳态, 在晶界张力及位错密度作用下晶界会发生局部迁动, 故拉长  $\beta$  晶粒晶界呈锯齿状<sup>[9]</sup>。同一应变速率下, 形变温度越高, 动态回复进行得越快, 因此随变形温度从 950 °C 升至 1150 °C, 拉长  $\beta$  晶粒的尺寸显著增大, 等轴状  $\beta$  晶粒尺寸也增加。对失稳区组织进行分析, 同一形变温度下, 应变速率越低, 在相同位错增殖积累条件下, 有更多时间进行动态回复, 亚晶尺寸越大, 如图 10d、10e、10f、10h 所示, 应变速率从  $1 \text{ s}^{-1}$  增加至  $50 \text{ s}^{-1}$ , 拉长  $\beta$  晶粒与压缩轴平行的短轴尺寸不断减小。安全区 III 组织拉长  $\beta$  晶粒因发生动态回复晶界呈锯齿状, 而失稳区组织拉长  $\beta$  晶粒晶界较为平直光滑, 两区域组织形貌有显著差异, 变形温度较高时热加工图预测准确。

### 3 结 论

1) Ti-555 钛合金进行热变形时, 其流变应力对应变速率和变形温度较为敏感。随变形温度的升高, 流变应力下降; 随应变速率升高, 流变应力增加。Ti-555 钛合金热变形真应力-真应变曲线表现出明显的加工硬化和动态软化现象, 在相变点以下的单相区表现为动态回复型曲线, 在相变点以上两相区表现为动态再结晶型曲线。基于 Arrhenius 双曲正弦函数模型, 以相变点为区分分段建立了 Ti-555 钛合金的本构方程, 能够较好地预测实验范围内合金的流变应力变化。

2) 基于动态材料模型建立了 Ti-555 钛合金  $\varepsilon=0.6$  时的热加工图, 确定了热加工变形时的失稳区和安全区, 得出 Ti-555 钛合金安全热加工参数为: 变形温度为 850~950 °C、应变速率为  $0.6\sim 10 \text{ s}^{-1}$ ; 或者变形温度为 950~1150 °C、应变速率为  $0.36\sim 0.9 \text{ s}^{-1}$ 。

### 参考文献 References

- [1] Cao Hequan(曹贺全), Zhang Guangming(张广明), Sun Sujie(孙素杰) et al. *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2012, 33(12): 1549
- [2] Fang Linghui(房凌晖), Zheng Xiangyu(郑翔玉), Ma Li(马丽) et al. *Journal of Sichuan Ordnance*(四川兵工学报)[J], 2014, 35(2): 23
- [3] Luo Yumeng, Liu Jinxu, Li Shukui et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(5): 1333
- [4] Zheng Chao(郑超), Wang Fuchi(王富耻), Cheng Xingwang(程兴旺) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(1): 545
- [5] Ren Wanbo(任万波), Li Jun(李军), Yu Hui(于辉) et al. *Iron Steel Vanadium Titanium*(钢铁钒钛)[J], 2017, 38(2): 46
- [6] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李鑫), Wang Kelu(王克鲁) et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2007, 43(8): 77
- [7] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243: 82
- [8] Huang Youlin(黄有林), Wang Jianbo(王建波), Ling Xueshi(凌学士) et al. *Materials Review*(材料导报)[J], 2008, 12(22): 173
- [9] Yu Yongning(余永宁). *Fundamentals of Materials Science* (材料科学基础)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2012: 775
- [10] Zhang Xuemin(张雪敏), Cao Fuyang(曹福洋), Yue Hongyan(岳红彦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 937
- [11] Cui Junhui(崔军辉), Yang He(杨合), Sun Zhichao(孙志超). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1166
- [12] Zhu Yanchun, Zeng Weidong, Feng Fei et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 1757
- [13] Yu Hui(于辉), Liu Shuaishuai(刘帅帅), Liu Ligang(刘利刚) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 41(1): 1
- [14] Xu Meng(徐猛), Jia Weiju(贾蔚菊), Zhang Zhihao(张志豪) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2708
- [15] Yue Ke, Chen Zhiyong, Liu Jianrong et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(6): 3178
- [16] Qu Fengsheng(曲凤盛), Zhou Jie(周杰), Liu Xuguang(刘旭光) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 120

## Hot Compression Deformation Behaviors and Processing Map of New-type Ti-V-Mo Based alloy

Wu Jingyi

(Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, China)

**Abstract:** The effects of deformation temperature and strain rate on flow stress of Ti-555 titanium alloy during hot deformation were studied by hot compression tests at high temperature. The constitutive equation of Ti-555 was derived by Arrhenius hyperbolic sine function model, and the processing map of Ti-555 alloy at  $\varepsilon = 0.6$  was established according to the dynamic material model. The results show that the flow stress of Ti-555 alloy is sensitive to strain rate and deformation temperature. The flow stress decreases with the increase of deformation temperature or the decrease of strain rate during hot deformation. According to the processing map, the parameters of two hot working safety zones are determined as follows: (1) deformation temperature is 850 ~ 950 °C, strain rate is 0.6 ~ 10 s<sup>-1</sup>; (2) deformation temperature is 950 ~ 1150 °C and strain rate is 0.36 ~ 0.9 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** titanium alloy; hot processing; hot processing map; microstructures

---

Corresponding author: Wu Jingyi, Master, Associate Researcher, Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, P. R. China, Tel: 0086-28-83303973, E-mail: vinawu924@163.com