

感应加热 TA18 钛合金热压缩本构方程及热加工图

曹祖涵, 应 扬, 郭荻子, 李 磊, 龚玮杰

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 以锻造 TA18 钛合金棒材为研究对象, 利用 Gleeble-3800 型热模拟试验机模拟感应加热升温过程, 在变形温度为 820~900 °C, 应变速率为 0.1~10 s⁻¹, 变形量为 80% 的条件下进行了热压缩试验, 研究其高温力学行为。基于 Arrhenius 型本构方程和 Z 参数建立了 TA18 钛合金高温流变峰值应力模型, 采用动态材料模型绘制热加工图, 根据 Prasad 失稳判据构建了塑性失稳图。结果表明, 应变速率一定时 TA18 钛合金流变应力随着变形温度升高而减小, 变形温度一定时呈现出正应变速率敏感性; 在应变速率 ≥ 1 s⁻¹ 条件下, TA18 钛合金表现出动态再结晶行为; Arrhenius 方程能较好地预测 TA18 钛合金在不同工艺参数下的峰值应力变化规律; 在变形温度 860~880 °C、应变速率 3~10 s⁻¹ 区间内, TA18 钛合金具有较好的热加工性能。

关键词: TA18 钛合金; 感应加热; 本构方程; 热加工图; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)04-001-08

Constitutive Equation and Thermal Processing Map of TA18 Titanium Alloy under Induction Heating for Hot Compression

Cao Zuhan, Ying Yang, Guo Dizi, Li Lei, Gong Weijie

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

Abstract: The research object is TA18 titanium alloy rod processed by forging. Using the Gleeble-3800 thermal simulation testing machine and simulating the process of induction heating, hot compression experiments were conducted at deformation temperatures of 820-900 °C, strain rates of 0.1-10 s⁻¹, and deformation amount of 80% to investigate their high-temperature mechanical behavior. An Arrhenius-type constitutive equation and Z parameter were used to establish a peak stress model for the high-temperature of TA18 titanium alloy. A dynamic material model was used to plot the thermal processing map, and a plastic instability map was constructed based on the Prasad instability criterion. The results indicate that, at a constant strain rate, the flow stress of TA18 titanium alloy decreases with increasing deformation temperature. Besides, TA18 titanium alloy shows positive strain rate sensitivity at a constant deformation temperature. When the strain rate is above or equal to 1 s⁻¹, TA18 titanium alloy exhibits significant dynamic recrystallization behavior. The Arrhenius equation can effectively predict the variation of peak stress under different process parameters for TA18 titanium alloy. TA18 titanium alloy exhibits good hot workability within the deformation temperature range of 860-880 °C and the strain rate range of 3-10 s⁻¹.

Keywords: TA18 titanium alloy; induction heating; constitutive equations; thermal processing map; microstructure

TA18 (Ti-3Al-2.5V) 是一种低铝当量近 α 型钛合金, 具有良好的室、高温力学性能和耐蚀性能, 以及优异的冷、热加工成形性和焊接性能^[1], 是航空航天管路

系统用 $\phi 6\sim\phi 20$ mm 小口径无缝管材首选的轻质、耐压材料^[2]。制备工艺在很大程度上决定管材的服役性能, 进而影响飞行器的操控性和安全性。国内管材制备的工艺过程主要包括制备管坯—冷轧/冷拔制备管材—热处理 3 部分, 其中管坯作为后续轧制的坯料, 多采用热挤压、斜轧穿孔和钻孔等加工方式^[3]。热挤压工艺的优势在于加工过程中坯料处于三向压应力状态, 可以充分细化原始

收稿日期: 2024-04-09

基金项目: 陕西省财政厅动力专项 (YK22C-1-2); 西安市高校院所科技人员服务企业项目 (22GXFW-0139); 陕西省重点研发计划项目 (2022GY-286)

通信作者: 曹祖涵 (1997—), 男, 助理工程师。

组织,适用于高质量小口径无缝 TA18 钛合金管坯的制备。目前,国内针对 TA18 钛合金管材的研究主要集中于管材冷轧工艺、织构演变、微观组织分析等方面^[4-9],而鲜有关于管坯制备这一决定管材性能的初始加工过程的研究。为减少 TA18 钛合金小口径管材轧程、提升成材率、优化管材综合性能,采用热挤压工艺制备直径小于 28 mm 的高质量小口径细晶管坯成为首选。

国内钛合金管材挤压通常采用电阻炉对坯料进行加热^[10]。感应加热是一种高效、低污染、操作方便的加热方式,被广泛应用于镍基高温合金^[11]、钢^[12]等材料的热成形过程中。钛合金的导热性差,采用感应加热会出现严重的集肤效应等问题,因此目前仅能采用低温慢速、间歇均温的中频感应方式对钛合金挤压管坯进行加热^[13]。中频感应加热可以减少材料表面氧化、控制晶粒长大,对于实现 TA18 钛合金高质量管坯的热挤压具有重要作用。

热挤压变形过程中,钛合金将经历加工硬化、动态回复、动态再结晶 3 阶段^[14],显著影响材料热挤压成形能力和挤压管材微观组织形貌。为更好地研究中频感应加热 TA18 钛合金管材热挤压工艺的可行性、筛选出适宜的热挤压加工窗口、获得细小的变形组织,通过建立热加工过程中材料的热变形本构方程和热加工图,实现 TA18 钛合金热加工能力预测,确定热挤压工艺参数筛选窗口,对于有效调控挤压管坯微观组织具有重大的实际指导意义。基于上述目的,首先通过中频感应加热实验获得 TA18 钛合金挤压管坯温升曲线,而后采用 Gleeble 热模拟试验机模拟感应加热 TA18 钛合金在不同变形工艺参数条件下的热压缩变形行为,分析其热加工硬化趋势,建立流变应力本构方程,绘制热挤压温区和多应变速率的热加工图,并进一步观察热变形后样品的微观组织,最终确定感应加热 TA18 钛合金较为适合的热加工工艺参数范围。

1 实验

实验材料为锻态 TA18 钛合金,其名义成分为 Ti-3Al-2.5V,具体化学成分见表 1。通过金相法确定合金相变点约为 926 °C。图 1 为热加工态 TA18 钛合金锻件的原始组织。由图 1 可知,合金原始组织为等轴组织,由大量等轴 α 晶粒及极少量 β 转变组织构成,晶粒大小为 5~10 μm ,且晶界呈现出连续特征。

表 1 TA18 钛合金锻件的化学成分 (w%)

Table 1 Chemical composition of TA18 titanium alloy forging			
Al	V	Fe	Ti
3.17	2.68	0.026	Bal.

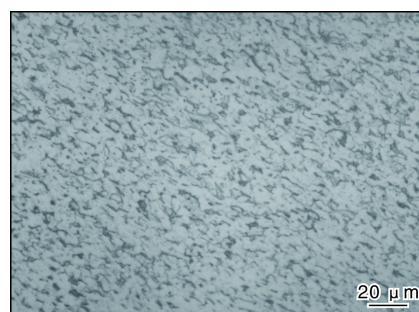


图 1 TA18 钛合金锻件的原始组织

Fig.1 Original microstructure of TA18 titanium alloy forging

采用卧式中频感应加热炉加热 TA18 钛合金试样,频率为 1 kHz。感应加热过程中,利用红外测温枪实时测量试样表面温度。采用 Gleeble-3800 型热模拟试验机模拟感应加热 TA18 钛合金试样升温过程,保证压缩试样加热条件与实际感应加热一致。图 2 为 TA18 钛合金热模拟加热时间-温度曲线。

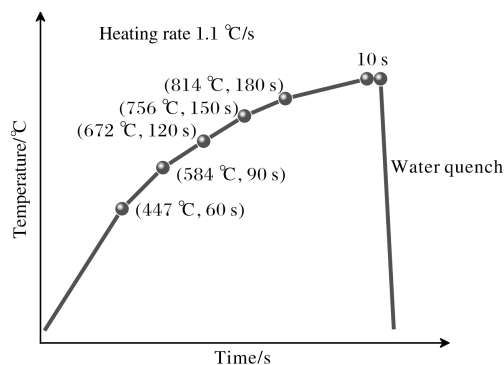


图 2 TA18 钛合金热模拟加热时间-温度曲线

Fig.2 Time-temperature curve of thermal simulation heating of TA18 titanium alloy

虑及热挤压 TA18 钛合金需具有较低的变形抗力和较好的塑性^[8],加热温度下限设定为 820 °C。为了避免挤压过程中合金发生相变及温度过高导致合金出现粗晶组织降低塑性,加热温度上限设定为 900 °C。由于钛合金导热性差,变形热效应大,为避免高速挤压导致管材表面质量和性能变劣,通常使用中等应变速率进行挤压。结合挤压设备能力,应变速率测试范围为 0.1~10 s^{-1} 。在 Gleeble-3800 型热模拟试验机上进行高温压缩试验,样品尺寸为 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 。试验时按照图 2 所示曲线将样品加热至指定变形温度(820、840、860、880、900 °C),且为保证试验前样品温度的均匀性,保温 10 s 后再分别以 0.1、1、5、10 s^{-1} 恒定应变速率压下 80%变形量,变形后水淬以保留其微观组织。为减少两端压头摩擦力对测量结果的影响,样品装入舱室之前在其两端均匀涂抹石墨润滑剂并粘贴钽片及石墨片。在热模拟压缩试验中,沿样品高度方向在其中部

焊接一对 S 型 Pt/Rh 电偶丝进行控温，试验完成后输出真应力-真应变曲线。将变形后样品中部沿压缩方向剖开，用来制备金相试样。金相试样经机械抛光后用氢氟酸、硝酸和水组成的混合溶液（体积比约为 1:3:7）浸蚀约 5~15 s。采用 Olympus 金相显微镜进行显微组织观察。

2 结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

图 3 为锻造态 TA18 钛合金在不同条件下的真应力-真应变曲线。由图 3 可知，当其余试验条件相同时，TA18 钛合金变形温度越低或应变速率越快，应力值越大。此外，不同真应力-真应变曲线表现出相同特征，即随着试样真应变增加，TA18 钛合金热变形过程可分为以下 4 个阶段，分别是弹性变形阶段、加工硬化阶段、动态软化阶段和稳态阶段。在变形初期，随着真应变少量增

加，应力值快速增大，试样处于弹性变形阶段。应变量继续增加，位错源开动，位错密度迅速增加，而位错交滑移和攀移等导致的软化作用不足以补偿位错密度增加带来的硬化，需要较高能量来启动位错，最终引起应变硬化，试样开始出现加工硬化现象。随着试样变形程度持续增加，积累的畸变能增多，发生动态回复、动态再结晶，引起材料软化，应力随真应变增加而减小，曲线表现出应力塌陷现象，出现应力峰值^[15]。应力塌陷现象是由于在热变形时试样中出现塑性流动局部化，从而形成绝热剪切带或微裂纹等导致试样抵抗变形能力下降造成的^[15-16]。当流变软化和加工硬化达到了动态平衡，试样变形进入稳态流动阶段，其实质是位错增殖引起应变硬化与位错重排引起软化作用之间的动态平衡。然而，当真应变超过 1.0 以后，图 3 中所有真应力-真应变曲线中，真应力都会随着真应变增加而升高，该现象是由试样端面与压头摩擦所导致的^[17]。

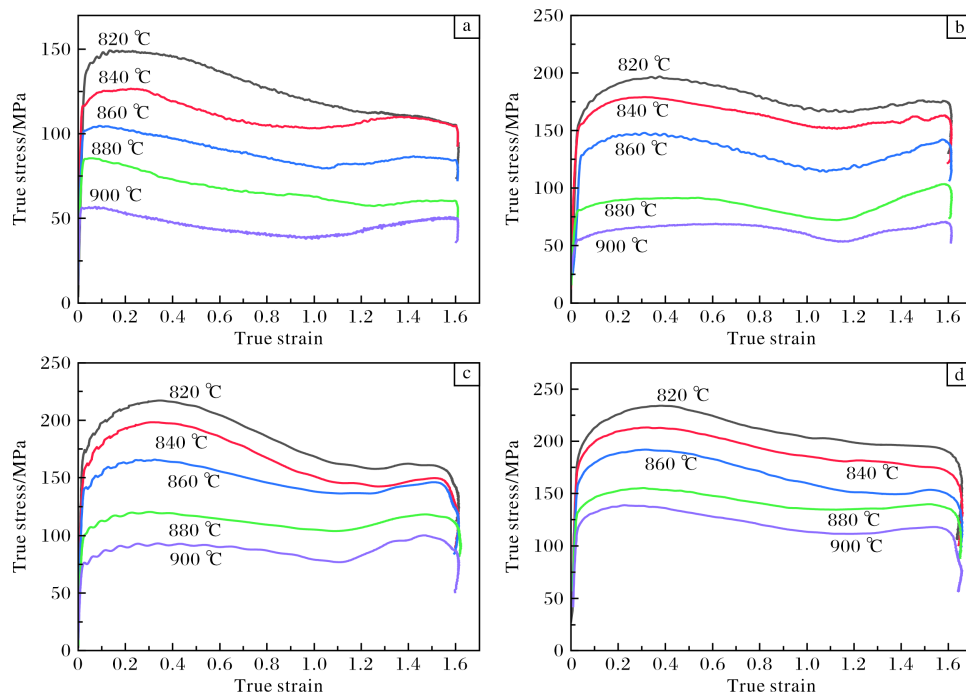


图 3 不同变形条件下 TA18 钛合金的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of TA18 titanium alloy under different deformation conditions:

(a) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

2.2 加工硬化率曲线

应力-应变曲线可以分为两类，第 1 类为动态回复型：变形初期，加工硬化率很大，随着变形量增加，加工硬化率迅速下降至接近于零的正值，最终维持在零值上方附近；第 2 类为动态再结晶型：加工硬化率能够下降至负值，最终维持在零值附近。图 4 为不同变形条件下 TA18 钛合金的加工硬化率曲线。在相同应变速率条件下，随着应变量增加 TA18 钛合金加工硬化率逐渐降

低。变形初期，滑移系启动，位错的交互作用、位错密度的增加使得加工硬化率很大。随着变形量增加，螺位错通过交滑移绕过障碍，异号位错之间相互抵消，降低了位错密度，从而导致加工硬化率显著下降。该合金在 0.1 s^{-1} 应变速率下，加工硬化率最终维持在一个接近于零的正值。当应变量达到一定程度时，胞壁处位错变长，形成具有软化作用的亚晶界，加工硬化作用越来越弱，发生回复。而在 $1\sim 10 \text{ s}^{-1}$ 应变速率下，热变形过程存在大量

变形储能, 亚晶界消失或合并形成大角度晶界, 发生动态再结晶软化, 软化作用大于硬化作用, 加工硬化率减小到负值。再结晶完成后, 材料进入稳态, 加工硬化作

用与再结晶软化作用达到平衡, 加工硬化率维持在零值附近。同时, 随着变形量增加, 加工硬化率增加幅度不大, 表明该合金具有良好的热变形性能。

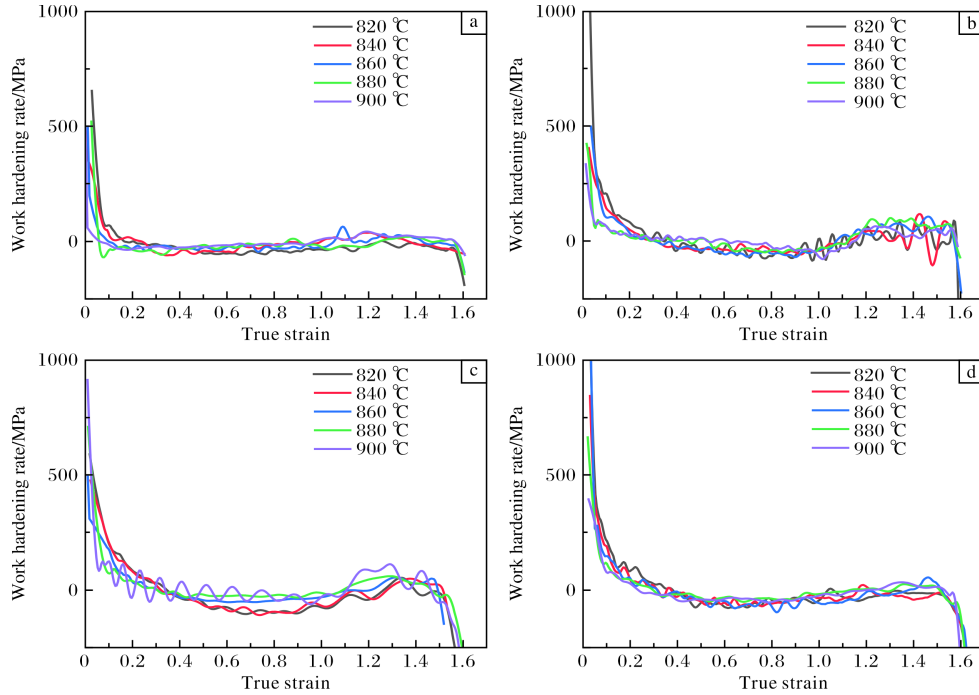


图4 不同变形条件下 TA18 钛合金的加工硬化率曲线

Fig.4 Work hardening rate curves of TA18 titanium alloy under different deformation conditions:

(a) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

2.3 基于峰值应力的高温塑性本构方程

采用 Arrhenius 型本构方程可准确描述 TA18 钛合金在热变形时应变、变形速率、加热温度和流变应力之间的关系。Arrhenius 型本构方程分别有幂指数型、指数函数型和双曲正弦型 3 种形式, 分别如下所示^[18-19]:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma \leq 0.8) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma \geq 1.2) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A \sinh(\alpha\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{No limited}) \quad (3)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力, MPa; Q 为热变形激活能, kJ/mol; R 为摩尔气体常数, J/(mol·K); A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 、 α 及 β 均为与温度无关的材料参数, 其中, n_1 和 n 均为应力指数, 且 $\alpha = \beta/n_1$ 。

对式 (1) ~ (3) 两边取自然对数, 整理可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/(RT) \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - Q/(RT) \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - Q/(RT) \quad (6)$$

通过式 (4) ~ (5) 对 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 进行线性

拟合后得到图 5a、5b, 求得各自斜率后并取平均值, 确定 $n_1=8.289$, $\beta=0.061$ 。根据 $\alpha=\beta/n_1$, 计算求得 $\alpha=0.00734$ 。

根据式 (6) 取 $\ln \dot{\epsilon}$ 对 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 及 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 对 $1/T$ 的偏导, 得到

$$Q = Rn_2n_3 \quad (7)$$

$$\text{其中, } \begin{cases} n_2 = \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \\ n_3 = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \end{cases} \quad (8)$$

分别对 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$, $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行线性拟合得到图 5c、5d, 可知 $n_2=1.71 \times 10^4$, $n_3=5.616$ 。将上述数值代入式 (7) 计算得到 TA18 钛合金热变形激活能 $Q=796.9 \text{ kJ/mol}$ 。

Sellars 等人^[20]认为加热温度及应变速率对流变应力的影响可用式 (9), 即 Z 参数描述。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

对式 (9) 两边取对数可得:

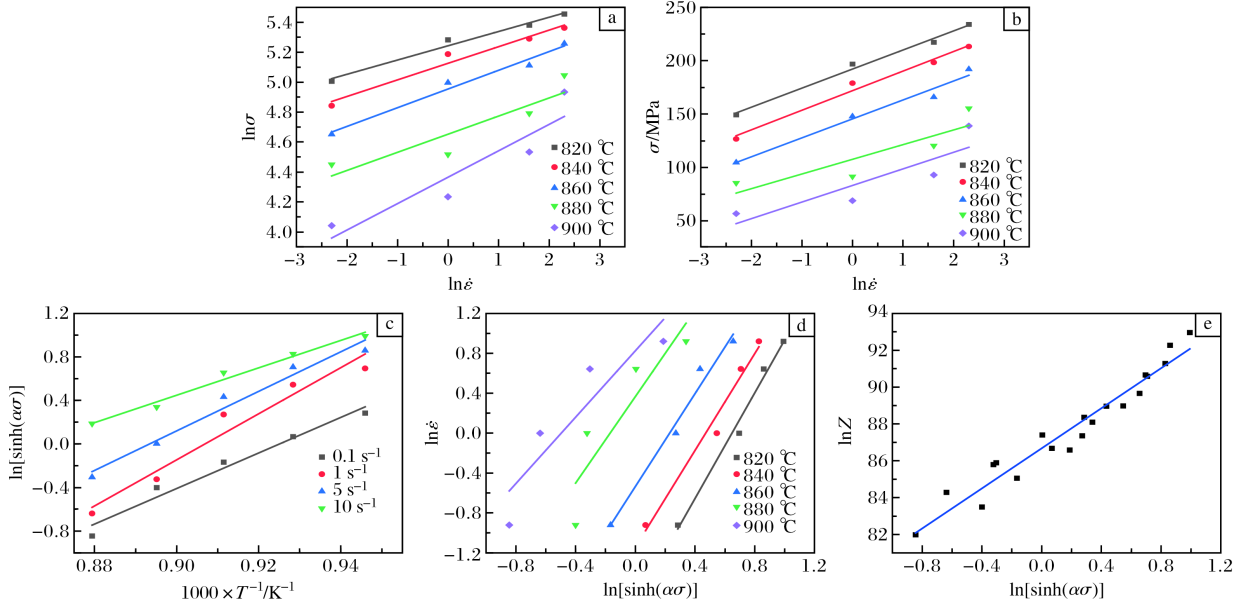


图5 $\ln\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$ 、 $\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 、 $\ln\dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 及 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线

Fig.5 Relationship curves of (a) $\ln\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$, (b) $\sigma - \ln\dot{\varepsilon}$, (c) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$, (d) $\ln\dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and (e) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

$$\ln Z = \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

将计算所得 Q 值代入式 (10) 计算出不同变形温度和应变速率下的 Z 值, 绘制 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 散点图并进行线性拟合, 如图 5e 所示。经拟合分析可知, 直线斜率 $n=5.4379$, 截距 $\ln A=86.679$, 故 $A=4.41 \times 10^{37}$ 。

将式 (9) 与式 (3) 联立并整理求解可得材料热变形过程中的本构方程:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (11)$$

将上述计算所得参数代入式 (11) 可得感应加热 TA18 钛合金热压缩过程中峰值应力本构方程, 如式 (12) 所示。

$$\sigma_p = 136.24 \ln \left\{ \left[\frac{\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{796\,900}{RT}\right)}{4.41 \times 10^{37}} \right]^{\frac{1}{5.4379}} + \left[\frac{\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{796\,900}{RT}\right)}{4.41 \times 10^{37}} \right]^{\frac{2}{5.4379}} + 1 \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (12)$$

采用本构方程对 TA18 钛合金不同变形条件下的峰值应力进行计算预测, 峰值应力实测值与计算预测值线

性拟合曲线斜率为 1.02, 且相关系数为 0.95, 近似为正比例函数, 表明采用 Arrhenius 方程所得到的式 (11) 可较好地预测 TA18 钛合金热压缩变形抗力与工艺参数间的变化规律。

2.4 热加工图建立及显微组织分析

借助大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论, Prasad 等人^[21]建立了动态材料模型 (dynamic materials model, DMM), 基于此可构建材料在不同变形条件下的功率耗散图。使用 Prasad 提出的多种塑性失稳判断准则, 可获得材料塑性失稳图^[22]。将功率耗散图和塑性失稳图叠加可得到热加工图, 热加工图可用于分析材料加工性能的优劣及优化材料热变形参数^[23-24]。

根据动态材料模型, 金属材料热变形过程中输入系统的总能量, 分别用于材料微观组织演变与塑性变形。系统总能量中用于微观组织演变的能量占比被定义为功率耗散因子 (η), 可由式 (13) 求出:

$$\eta = 2m/(m+1) \quad (13)$$

式中: m 为应变速率敏感性指数, $m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}}$ 。

η 会随着变形条件的改变而改变。一般情况下, η 越大意味着该变形条件下越有利于发生动态再结晶, 材料的热变形加工能力越好。但是加工失稳现象不仅取决于 η 值的大小, 还需根据 Prasad 等人提出的塑性失稳判断准则划分材料热加工失稳区, 其相应公式为:

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

式中, ζ 为失稳因子。当式 (14) 成立时, 材料将会出现流动失稳现象。该塑性失稳准则适用于钢铁、钛合金、铝合金等材料^[25]。

通过上述公式计算功率耗散因子 η 和失稳因子 ζ , 对二者插值并绘制等高线图, 最终叠加得到不同变形量条件下 TA18 钛合金的热加工图, 如图 6 所示。图中等高线上数字为功率耗散因子 η , 阴影部分表示根据流动失稳准则确定的加工失稳区。观察功率耗散因子 η 可知, 对于所有变形量而言, 在同一应变速率下, 随着变形温度升高, 功率耗散因子 η 基本保持稳定, 但在同一变形温度下, 随着应变速率加快, 功率耗散因子 η 增幅高达 20%~30%。当变形量较低时, 失稳区分布在应变速率 0.2~2 s⁻¹ 区间内; 当变形量增大至

60%~70%时, 失稳区域开始减小, 880 °C变形温度下, TA18 钛合金抗失稳变形能力增强; 当变形量增大至 80% 时, 失稳区扩大至 0.15~3 s⁻¹ 区间内。以上表明 TA18 钛合金热加工变形能力对变形温度不敏感, 受应变速率影响较大。由于材料在塑性变形过程中各部位变形量并不相同, 故为保证材料热成形过程的稳定性, 需将不同变形量条件下的加工失稳区相叠加, 从而避开所有变形量条件下的失稳区。图 7 为 TA18 钛合金在不同变形量条件下变形失稳区的叠加图。观察图 7 可知, TA18 钛合金流动失稳区为 820~900 °C和 0.15~3 s⁻¹。制定感应加热 TA18 钛合金热挤压成形工艺参数时, 应在变形温度 820~900 °C, 应变速率 0.1~0.15 s⁻¹ 或 3~10 s⁻¹ 的区间内挑选。

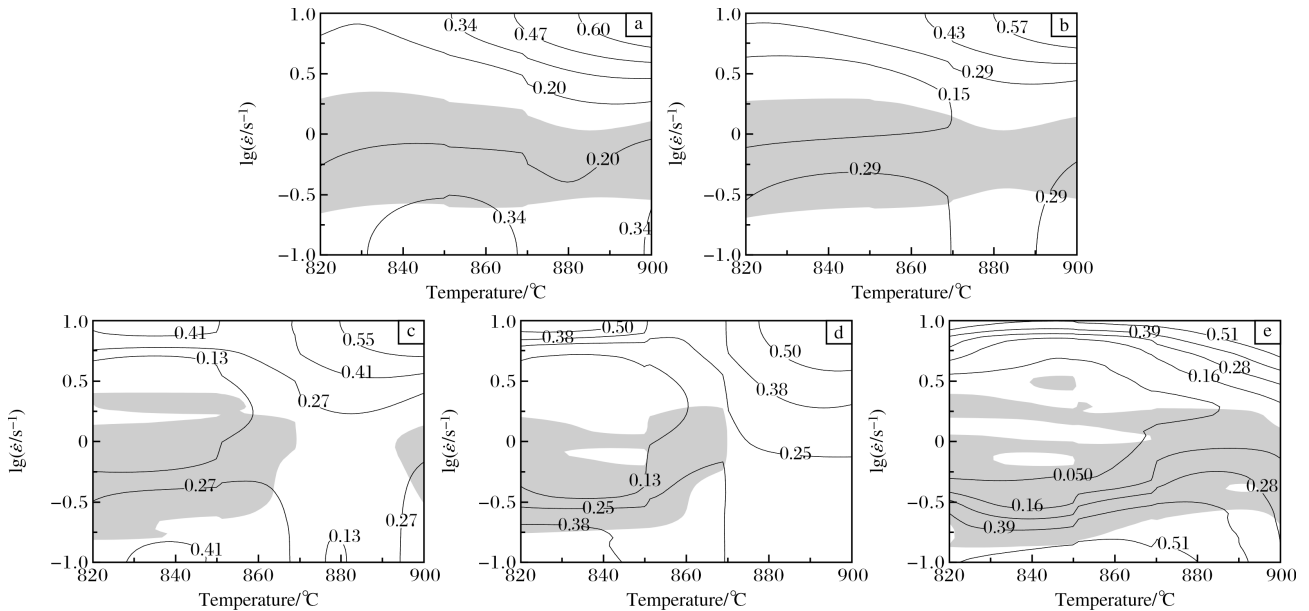


图 6 不同变形量下 TA18 钛合金的热加工图

Fig.6 Hot processing maps of TA18 titanium alloy at different deformation amounts: (a) 40%; (b) 50%; (c) 60%; (d) 70%; (e) 80%

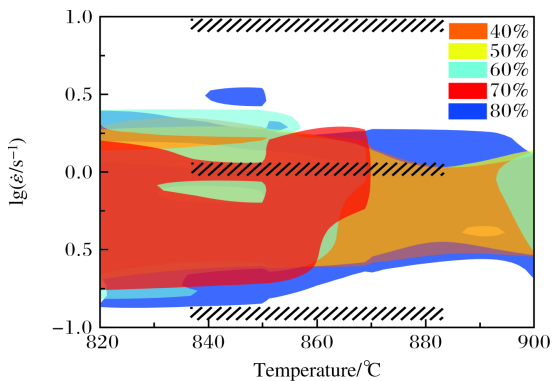


图 7 TA18 钛合金在不同变形量下变形失稳区的叠加图

Fig.7 Superposition diagram of deformation instability regions for TA18 titanium alloy at different deformation amounts

观察分析图 7 中斜线区域变形条件下 TA18 钛合金的显微组织, 结果如图 8 所示。与原始组织 (图 1) 相比较, 热压缩后 TA18 钛合金的显微组织发生了明显改变。首先, 部分等轴 α 晶粒沿金属变形流动方向被拉长。其次, α 晶界发生破碎, 产生不规则弯曲, 部分 α 晶粒发生异常长大。该现象与材料动态回复、动态再结晶以及晶粒融合长大有关^[26]。在压缩变形过程中, TA18 钛合金产生大量位错, 晶界处由于应力集中频繁发生剪切变形, 同时由于动态回复、动态再结晶, 晶界处发生晶粒细化导致晶界产生不规则弯曲。而显微组织中出现的部分 α 晶粒异常长大行为是由于热压缩变形过程中大量形变潜热被释放, 部分区域温度过高导致晶粒发生融合长大。

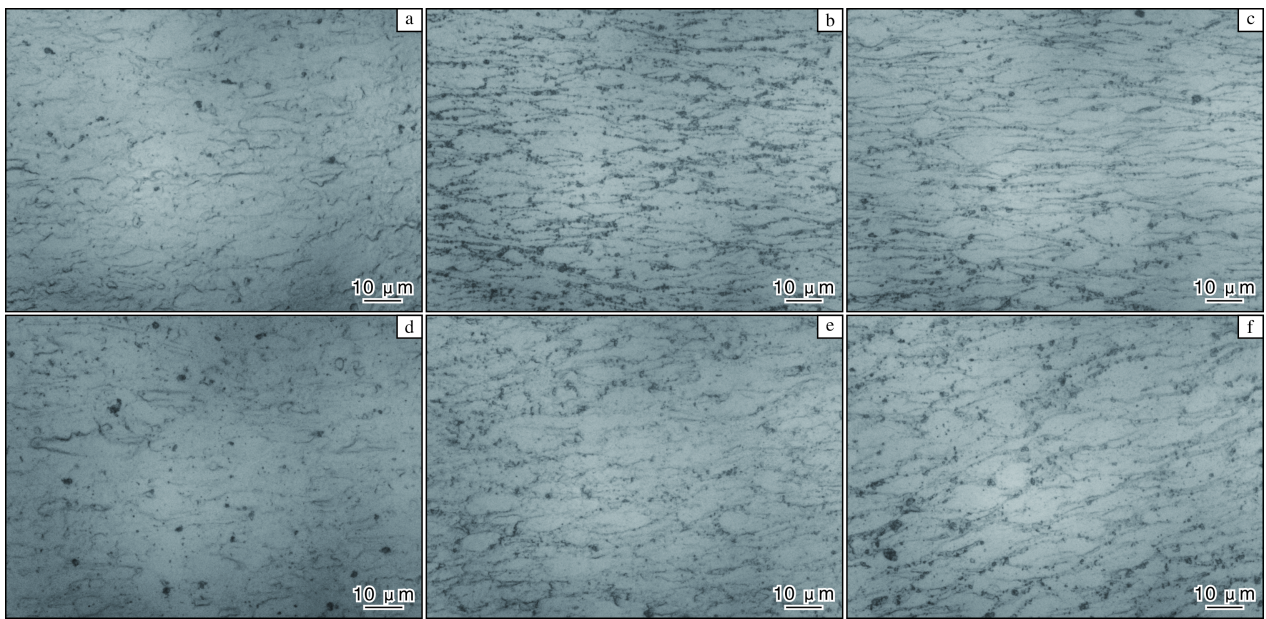


图8 TA18 钛合金在不同条件下热变形后的微观组织

Fig.8 Microstructures of TA18 titanium alloy after hot deformation under different conditions: (a) 840 °C, 0.1 s⁻¹; (b) 840 °C, 1 s⁻¹; (c) 840 °C, 10 s⁻¹; (d) 880 °C, 0.1 s⁻¹; (e) 880 °C, 1 s⁻¹; (f) 880 °C, 10 s⁻¹

由图8可见,当变形温度不高时,随着应变速率增大,首先在晶界处出现项链结构,而后项链结构消失,转变为 β 转变组织。在应变速率 0.1 s^{-1} 条件下,由于动态再结晶驱动力不足,无法进行晶粒细化,此时晶粒发生动态回复。当应变速率增大至 1 s^{-1} 时,满足不连续动态再结晶条件,原始晶粒两侧由于变形不均匀导致沿着流动方向变形晶粒的晶界发生弯曲,此时晶界处大量位错被释放,细小的动态再结晶晶粒通过弓弯机制不断形成。随着变形量增大,前期已形成的动态再结晶晶粒附近再次出现晶界弯曲,晶粒间由亚晶界连接,形成所谓的项链结构,如图8b、8e所示。TA18钛合金在失稳区域条件下热变形时,将出现不连续动态再结晶行为,该行为会导致材料内部不均匀变形,失稳现象提前发生,不利于后续成形过程。当应变速率为 10 s^{-1} 时,此时大量变形潜热被释放,材料内部温度显著升高,动态再结晶晶粒发生融合长大,晶粒增大至 $10\text{ }\mu\text{m}$ 。对比相同应变速率下热压缩试样的微观组织可知,相比于变形温度为 $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下TA18钛合金微观组织中除晶粒有所长大外,材料动态回复、动态再结晶以及晶粒融合长大行为均表现一致,进一步说明TA18钛合金在热变形过程中对变形温度不敏感,受应变速率影响较大。

综上所述,为保证TA18钛合金在加热过程中晶粒不过于粗大、热挤压过程中热变形抗力较低且具备良好的动态再结晶能力,热挤压应避免较高加热温度且挤压参数需在热加工图中 η 值较高区域选择,故热挤压工艺

窗口为变形温度 $860\sim 880\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率 $3\sim 10\text{ s}^{-1}$ 。

3 结论

(1) 在中频感应加热温升条件下,TA18钛合金流动应力随变形温度的升高而降低,随应变速率的增大而减小,呈现正应变速率敏感性行为;在应变速率为 0.1 s^{-1} 时,加工硬化率降低至零,表现为动态回复,而在 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 条件下,表现为动态再结晶,表明TA18钛合金在高应变速率下具有良好的热加工性能。

(2) 基于Arrhenius型本构方程和 Z 参数建立了TA18钛合金高温流变峰值应力模型,预测值与实验值的相关系数为0.95。该模型能较好地预测TA18钛合金在不同工艺参数下峰值应力的变化规律。

(3) 在中频感应加热条件下,TA18钛合金适用的热挤压工艺窗口为变形温度 $860\sim 880\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率 $3\sim 10\text{ s}^{-1}$ 。

参考文献 References

- [1] Li Z X, Zhan M, Guo K, et al. Texture development of Ti-3Al-2.5V titanium alloy tubes[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(11): 3169-3175.
- [2] 张亚峰, 卢晓通, 刘汉源, 等. 浅析航空用高强TA18钛合金管材组织和性能影响因素[J]. 钛工业进展, 2023, 40(6): 41-48.
- [3] 韩建业, 刘汉源, 张鹏省, 等. 航空航天用TA18钛合金管材研究进展[J]. 内燃机与配件, 2023(24): 114-116.
- [4] 袁红军, 李永林, 赵洪章, 等. TA18钛合金管冷轧开裂原因分

- 析[J]. 热加工工艺, 2014, 43(23): 163-165.
- [5] 刘江林, 曾卫东, 杜子龙, 等. 冷轧工艺参数对TA18钛合金管材金属流动及成形载荷的影响规律[J]. 钛工业进展, 2015, 32(3): 21-25.
- [6] 盛泽民, 张晖, 张旺峰, 等. TA18钛合金航空管材结构沿层深的分布[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(10): 3073-3076.
- [7] 刘凡, 李赞, 王文睿, 等. TA18钛合金管材结构对环向拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(6): 2011-2016.
- [8] 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] 杨奇, 惠松骁, 叶文君, 等. 冷轧TA18钛合金管材退火组织的形成机制[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 899-910.
- [10] 贾如雷, 计波, 吕维洁, 等. 钛材热挤压成形技术的研究与发展[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 897-901.
- [11] 周萍, 谢紫微, 陈继光, 等. 感应加热温度均匀性影响因素的实验研究[J]. 热科学与技术, 2017, 16(6): 464-469.
- [12] 王婷, 麻永林, 刘进飞, 等. 基于 Elta 的钢管感应加热数值模拟与试验研究[J]. 内蒙古科技大学学报, 2017, 36(3): 230-234.
- [13] 张富平. TA22 $\phi 8$ mm \times 1 mm 钛合金管材的生产工艺及高温性能研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2024.
- [14] 向彪, 张鹏, 崔明亮. TB6钛合金的热加工工艺优化与组织预测[J]. 塑性工程学报, 2022, 29(7): 107-118.
- [15] Chen K, Fan Q B, Yang L, et al. Deciphering the microstructural evolution and adiabatic shearing behavior of the titanium alloy with stress-induced ω phase transformation during dynamic compression[J]. Materials & Design, 2022, 221: 110939.
- [16] Cheng F, Wang H M, Li Z, et al. Dynamic compression deformation behavior of laser directed energy deposited $\alpha+\beta$ duplex titanium alloy with basket-weave morphology[J]. Additive Manufacturing, 2023, 61: 103336.
- [17] Wang X H, Liu Z B, Luo H W. Hot deformation characterization of ultrahigh strength stainless steel through processing maps generated using different instability criteria[J]. Materials Characterization, 2017, 131: 480-491.
- [18] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [19] Li C M, Huang L, Li C L, et al. Research progress on hot deformation behavior of high-strength β titanium alloy: flow behavior and constitutive model[J]. Rare Metals, 2022, 41(5): 1434-1455.
- [20] Sellars C M, Whiteman J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. Metal Science, 1979, 13 (3/4): 187-194.
- [21] Prasad Y V R K, Geggel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242[J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [22] Prasad Y V R K. Recent advances in the science of mechanical processing[J]. Indian Journal of Technology, 1990, 28: 435-451.
- [23] 郭卜瑞, 徐佳炜, 刘世媛, 等. 40Cr 钢热变形行为及热加工图[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(2): 97-104.
- [24] 张思远, 毛小南, 戚运莲, 等. TB9 钛合金的热变形行为及加工图[J]. 热加工工艺, 2016, 45(13): 41-45.
- [25] 曾卫东, 周义刚, 周军, 等. 加工图理论研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(5): 673-677.
- [26] 鲁羽鹏, 孟令健, 殷宏亮, 等. Ti-22Al-25Nb 合金板材高温拉伸变形行为的本构模型[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 785-790.

专利信息

一种提高 Ti-Al-V-Cr-Fe 系低成本钛合金力学性能的加工工艺

申请号: CN202410330960.8

申请日: 2024-03-22

公开(公告)日: 2024-06-25

公开(公告)号: CN118241136A

申请(专利权)人: 西北有色金属研究院

摘要: 本发明公开了一种提高 Ti-Al-V-Cr-Fe 系低成本钛合金力学性能的加工工艺, 该工艺包括: (1) 将钛合金铸锭进行相变点温度以上的多火次开坯及高温锻造; (2) 相变点温度以下的锻造; (3) 相变点温度以上的终锻; (4) 退火处理后空冷至室温, 最终得到 Ti-Al-V-Cr-Fe 系钛合金成品。本发明采用高一低—高的锻造方式, 结合锻后“空冷+水冷”的冷却方式以及退火处理, 得到具有项链状的晶界 α 相、网篮状分布的多尺度片状 α 相复杂微观结构, 从而使钛合金成品具有较高的强度以及良好的塑性和韧性, 大大提高了钛合金强度—塑性—韧性匹配。