



EB态TA10钛合金高温变形行为及热加工图

张启飞¹, 储双杰^{1,2}, 梁高飞³, 杨 帅⁴, 王美晨¹, 毛 博¹

- (1. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240;
2. 宝山钢铁股份有限公司, 上海 201900;
3. 宝武特种冶金有限公司, 上海 200940;
4. 西部金属材料股份有限公司, 西安 710201)

摘 要: 以电子束冷床(EB)炉单次熔铸的TA10钛合金扁锭为研究对象, 利用Gleeble-3800热模拟试验机开展高且宽应变速率范围($0.01\sim 30\text{ s}^{-1}$)下的等温压缩试验, 研究该合金在 $800\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下变形60%时的高温力学行为及铸态组织演变特征, 建立基于峰值应力的高温塑性本构方程, 绘制考虑应变的热加工图, 深入讨论能量耗散效率因子与宏观、微观组织、力学响应间的关联关系。结果表明: 随着变形温度升高或应变速率降低, TA10钛合金流变应力减小; 变形温度高于或低于相变点时, 峰值应力与变形温度均呈线性相关。Arrhenius方程能较好地预测该合金变形抗力与工艺参数间的变化规律。该合金不适合单道次大变形, 较为适合变形量中等且较慢应变速率下的成形方式, 可尝试开展高速率多次小变形的方式成形。该合金在两相区慢应变速率下热变形时的流变软化机制为动态球化或塑性流动局部化, 而高应变速率下应力塌陷现象的主要原因为宏观失稳, 且其在单相区的软化机制以动态回复为主。

关键词: TA10钛合金; 高温力学行为; 铸态组织演变; 高温塑性本构方程; 热加工图

文章编号: 1004-0609(2024)-05-1555-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张启飞, 储双杰, 梁高飞, 等. EB态TA10钛合金高温变形行为及热加工图[J]. 中国有色金属学报, 2024, 34(5): 1555–1565. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2023-44516

ZHANG Qifei, CHU Shuangjie, LIANG Gaofei, et al. High temperature deformation behavior and processing map of TA10 titanium alloy EB ingot[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(5): 1555–1565. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2023-44516

TA10钛合金是为了弥补纯钛在高温、高浓度氯化物及还原性介质中抗缝隙及点腐蚀能力而研制的一种低合金化近 α 型钛合金, 同时被用于部分取代含有稀贵金属的Ti-Pd系耐蚀钛合金^[1-3]。该合金具有优良的工艺塑性及焊接性, 可被加工为棒材、管材、板材、丝材等半成品^[4-5]。综合考虑成本、耐蚀性及加工性等方面, TA10钛合金被称为当前

最具竞争力的耐蚀钛合金, 并在化工行业、海洋工程、污染控制及废物处理等领域得到广泛应用, 也是制造热交换器、反应器、氯的电解槽及结晶器等最佳材料^[1,6]。

热机械加工是改善钛合金组织结构的主要方式。鉴于TA10钛合金应用场合的广泛性, 采用热机械加工研究其热变形特征及组织演变规律, 以优

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2022YFB3705603); 上海市科研计划资助项目(22SQBS00600)

收稿日期: 2023-09-27; **修订日期:** 2023-11-24

通信作者: 储双杰, 教授级高级工程师, 博士; 电话: 13788909588; E-mail: sjchu@baosteel.com

毛 博, 副教授, 博士; 电话: 15821460286; E-mail: bmao@sjtu.edu.cn

化其微观组织并提升其力学性能，从而进一步扩宽该合金的应用领域。与其他钛合金相比，针对TA10钛合金的报道多集中在其耐蚀性能^[6-8]和力学性能^[4,6]等方面，故其在热加工方面的研究仍需继续完善^[9-10]。基于Arrhenius方程的高温塑性本构方程和动态材料模型的热加工图常被当作制定金属材料热加工工艺的重要手段^[11]。关于TA10钛合金，也有一些这方面的报道，如苏娟华等^[12]根据热加工图重点分析了不同变形条件下能量耗散效率因子或失稳参数与TA10钛合金微观组织间的关系规律，从而确定了该合金最优加工参数。LI等^[13]构建了TA10钛合金基于峰值应力的双曲正弦Arrhenius高温塑性本构方程，同时发现了基于Prasad失稳判据所建立的热加工图对TA10钛合金热变形行为的描述比基于Murty失稳判据的更加准确。

目前，TA10钛合金热变形行为的研究有些是围绕初始铸态结构所开展，而该类钛合金存在晶粒粗大、力学性能较差及内部宏观缺陷等问题^[3]，传统生产流程采用经开坯、锻造等工序以减少内部缺陷、改善组织结构，从而获得所需组织及性能^[14]。与钢铁等合金相比，钛合金传统加工手段较复杂，所需生产工序较多，从而造成钛合金产品价格高昂^[6,15]。为降低钛合金加工成本，提高其生产效率，采用“高效率、短流程”的加工方式是拓宽钛合金应用范围的必要条件，也是钛合金未来发展的方向之一^[15]。史亚鸣等^[10]采用“以轧代锻”的加工方式在带钢热连轧机组上研究了不同工艺参数对TA10钛合金微观组织、性能及板材质量的变化，结果表明，这种加工方式所获得板材综合性能良好，且能满足标准需求，是钛合金低成本化制备技术的热点之一。

本文拟以EB态TA10钛合金为研究对象，开展高且宽应变速率范围下的等温压缩试验，探究该合金高温力学响应特征及铸态组织演变机理，结合双曲正弦Arrhenius方程及动态材料理论模型，建立基于峰值应力的高温塑性本构方程并绘制考虑应变的热加工图，以期降低甚至消除该合金塑性加工时缺陷的形成，从而确定最优的热加工工艺，为制定“高效率、短流程”钛合金实际生产方法及获得优质钛产品提供理论与技术支持。

1 实验

试验材料是由云南钛业股份有限公司所提供的商业级TA10钛合金扁锭，该铸锭是采用EB炉经单次熔炼而得。该合金名义成分为Ti-0.3Mo-0.8Ni，其中，铝和镍元素的少量添加不仅能强化合金，而且还可以改善该材料的耐腐蚀性能^[5]。表1所示为试验所用EB态TA10钛合金铸锭局部区域的元素成分及含量，经金相法确定该区域的相变点约为885℃。图1所示为该合金的原始组织。由图1可知，该合金的原始组织为典型的铸态结构，是由呈集束分布的片层 α 相、连续的晶界 α 相及极少量残余 β 相构成。

表1 TA10钛合金元素成分
Table 1 Element composition of TA10 titanium alloy (mass fraction, %)

Mo	Ni	Fe	H	C	O	N	Ti
0.2	0.6	0.039	0.002	0.017	0.083	0.007	Bal.

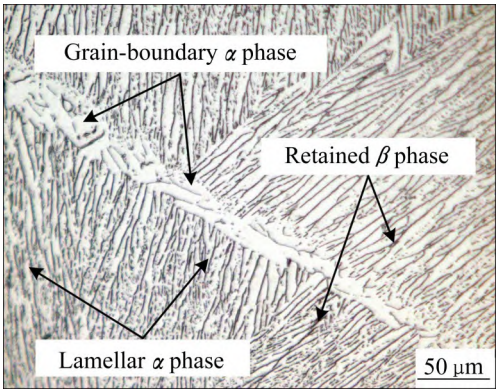


图1 EB态TA10钛合金的原始组织
Fig. 1 Original microstructure of TA10 titanium alloy EB ingot

高温压缩试验在Gleeble-3800热/力模拟试验机上进行，所用样品为 $d\ 8\ \text{mm}\times 12\ \text{mm}$ 的小圆棒。试验时样品以 $10\ ^\circ\text{C/s}$ 的速度加热至指定变形温度(1000、950、900、880、860、830及800℃)，且为保证试验前样品温度的均匀性，压缩前样品保温5 min，并以 $30、10、1、0.1$ 及 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 的恒定应变速率压下60%的变形量，变形后空冷。为降低摩擦力的影响，样品装入工作仓之前在其两端均匀涂抹防高温润滑剂并粘贴钼片及石墨片，而后抽真空至

13.3 Pa, 最后注入纯度为99.999%的氩气作为保护气体。在整个高温压缩过程中, 采用装仓前点焊在沿样品高度方向中部的一对S型Pt/Rh电偶丝控温, 试验机内的力传感器及位移传感器主动收集样品变形时的载荷与位移, 经内部程序自动换算后输出真应力-真应变曲线。

将变形后的样品沿压缩方向的中部剖开, 随后采用120~3000#砂纸在Mecatech 334自动磨抛机上研磨处理。将研磨后的样品进行机械化学抛光, 所需试剂为水、双氧水与粒度约50~100 nm的碱性硅溶胶(体积比约为1:2:8)的混合液体。将抛光并清洗干净的样品置入氢氟酸、硝酸及水(体积比约为1:2:7)的混合溶液浸蚀约5~15 s以方便后续的组织观察及分析。采用VHX-7000材料型正置激光共聚焦显微镜(超景深模块)观察样品截切面的宏观形貌, 在LeiCa EM 4000光学显微镜上获取样品截切面面部的微观组织。

2 结果与分析

2.1 真应力-应变曲线分析

图2所示为EB态TA10钛合金不同变形条件下真应力-应变曲线, 且已完成摩擦修正及温度修正。由图2可知, 当其他条件一定时, 变形温度越高或应变速率越低, EB态TA10钛合金的流变应力值越小。上述现象的主要原因为试验合金变形温度高, 组成元素的扩散能力增强, 导致其内部变形储能能增加, 为晶粒的形核、长大等提供便利, 同时抵消部分加工硬化; 而应变速率较慢时, 该合金有充足的时间启动动态回复、动态再结晶等软化机制, 使得合金内部软化作用增强, 从而反馈至真应力-应变曲线特征上并表现为流变应力值下降。

此外, EB态TA10钛合金在低应变速率的情况下($\leq 0.1 \text{ s}^{-1}$), 随着变形量的增加, 流变应力基本均呈现先快速增加而后逐渐降低的规律, 即流变软

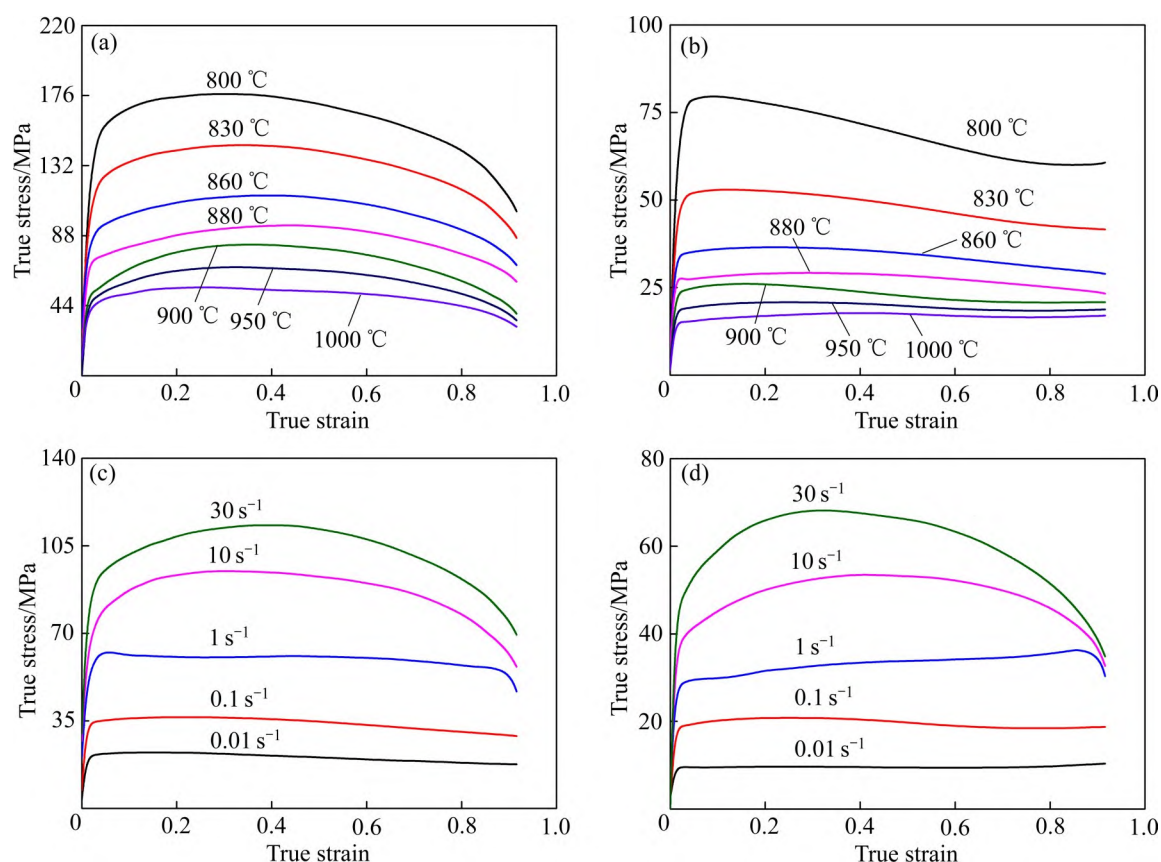


图2 EB态TA10钛合金不同变形条件下真应力-应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of TA10 titanium alloy EB ingot under different deformation conditions: (a) 30 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) $860 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$

化现象^[5]；而当应变速率较高时($\geq 1\text{ s}^{-1}$)，该合金流变应力曲线表现出两段式上升的特征，即先发生剧烈的加工硬化而后缓慢上升至峰值应力，随后在软化效应的作用下先缓慢降低而后迅速下降，即应力塌陷现象^[16]，造成该现象的可能原因是EB态TA10钛合金在高应变速率下热变形时出现塑性流动局部化，从而形成绝热剪切带或微裂纹等^[16-17]。

图3所示为变形参数对EB态TA10钛合金峰值应力的影响规律。由图3可知，该合金热变形时，峰值应力随着变形温度的降低或应变速率的升高而变大。此外，以相变点为分界线，变形温度低于或高于相变点时，峰值应力与变形温度均呈线性相关，且前者斜率明显高于后者，这表明EB态TA10钛合金在单相区变形时，峰值应力对变形温度敏感性较弱。在两相区下部，峰值应力随温度的下降迅速增大。而在两相区上部，峰值应力则随温度变化介于单相区与两相区下部之间，该现象在很多钛合金的研究中均有报道^[18]，常被认为是两相含量发生变化所致。

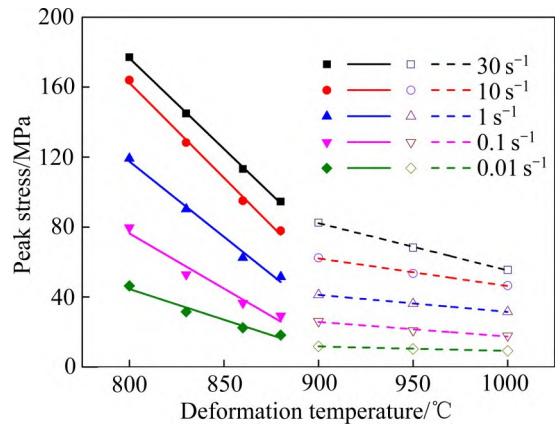


图3 EB态TA10钛合金不同变形条件下的峰值应力
Fig. 3 Peak stress of TA10 titanium alloy EB ingot at different deformation conditions

2.2 基于峰值应力的高温塑性本构方程

金属材料在热变形时，流动应力 σ 主要与变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 及应变 ϵ 等参数有关。Arrhenius

方程及Zener-Hollomon(简称 Z)参数常被用于描述流动应力 σ 与变形参数间的相互关系^[11]，针对不同应力水平，它们间关系如下：

低应力水平下($\alpha\sigma < 0.8$)，

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp[-Q/(RT)]$$
 (1)

高应力水平下($\alpha\sigma > 1.2$)，

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp[-Q/(RT)]$$
 (2)

所有应力水平，

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)]$$
 (3)

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)]$$
 (4)

式中： Q 为热变形激活能(J/mol)； R 为摩尔气体常数(J/(mol·K))； A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 、 α (MPa⁻¹)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 $\alpha = \beta/n_1$ 。

将式(4)代入式(3)可得流动应力 σ 与 Z 参数间的本构关系：

$$\sigma = (1/\alpha) \ln \{ (Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2} \}$$
 (5)

基于峰值应力的高温塑性本构方程，能够实现EB态TA10钛合金在热变形过程中变形抗力的预测，该节采用摩擦及温度修正后的曲线(见图2)建立TA10钛合金的峰值应力高温本构方程。将图3中数据代入式(1)~(5)，经过一系列线性拟合及数学变换，可确定获取相关参数的关系曲线，如图4所示，从而获得式(1)~(5)中的参数值，结果如表2所示。

由表2可知，EB态TA10钛合金在两相区热变形时的变形激活能(约671 kJ/mol)远高于纯钛中 α 相的自扩散激活能(150 kJ/mol)，而 β 相区变形激活能(约169 kJ/mol)略高于 β 相自扩散激活能(153 kJ/mol)^[19]，该现象与许多钛合金类似。在 β 相区，变形激活能较高，表明动态再结晶可能起重要作用；而在两相区，变形激活能高，则表明不能直接与动态再结晶相关联。BRIOTTET等^[20]研究发现，钛合金两相区的变形激活能较高的原因可能是变形

表2 本构方程相关参数

Table 2 Relevant parameters of constitutive equation

n_1	β	α/MPa^{-1}	n	$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$		A	
				$\alpha+\beta$ region	β region	$\alpha+\beta$ region	β region
4.800	0.105	0.022	3.327	671	169	3.678×10^{29}	2.192×10^7

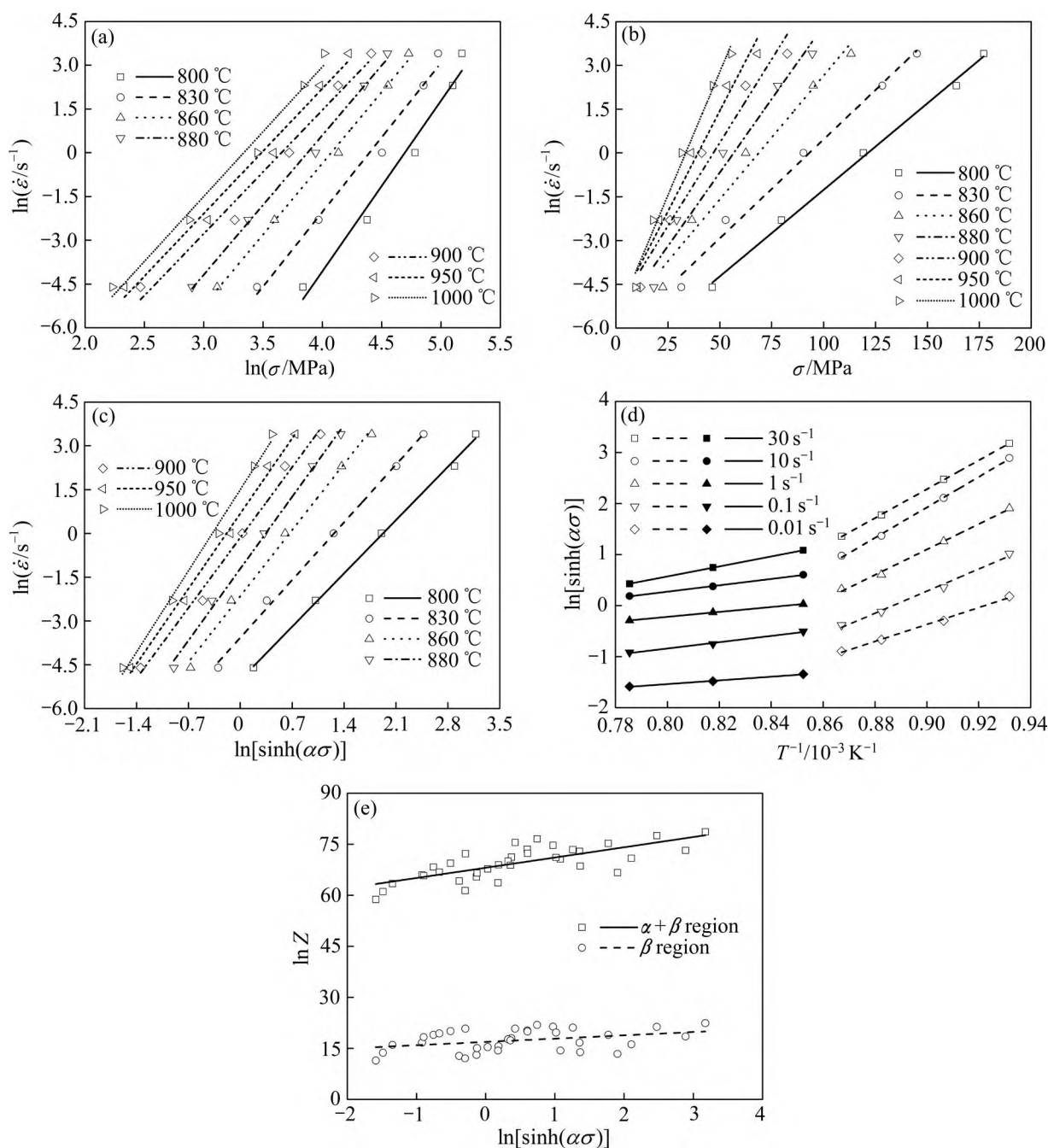


图4 不同条件下本构方程所需相关参数的关系

Fig. 4 Relationship between of relevant parameters required by constitutive equation under different conditions: (a) n_1 : $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) β : $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (c) n : $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) Q : $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$; (e) A : $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

温度发生变化, 导致钛合金内相含量改变, 从而造成总体流动应力出现波动。而近期有研究表明^[21], 钛合金动态相变或许是流动应力变化的主要原因, 其在两相区热变形时作为硬相的 α 会减少并转变为软相 β 。

将采用图4所求得的相关参数值(见表2)分别代入式(3)~(5)中, 即可获得EB态TA10钛合金基于峰

值应力的高温塑性本构方程。图5所示为不同变形条件下EB态TA10钛合金峰值应力的试验值和计算值。由图5可知, 峰值应力试验值与计算值所拟合曲线的相关系数为0.98968, 且斜率近似为1, 为正比例函数, 这表明Arrhenius方程可较好地预测EB态TA10钛合金变形抗力与工艺参数间的变化规律。

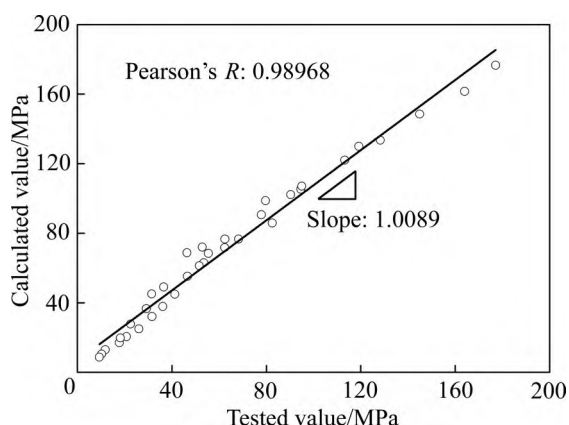


图5 峰值应力试验值与计算值间的关系

Fig. 5 Relationship between tested and calculated values of peak stress

2.3 热加工图的建立及分析

热加工图是用于优化热加工工艺的重要工具,可描述材料在不同变形参数下塑性变形的能力,从而合理地制定材料热加工工艺和控制其微观组织结构^[12]。基于动态材料模型及Prasad失稳判据准则,能构建材料的热加工图。图6所示为不同真应变下EB态TA10钛合金的热加工图,图中等高线代表能量耗散效率因子值,阴影部分表示热变形失稳区域。由图6(a)和(b)可知,当应变较低时,能量耗散效率因子峰值分布在高温高应变速率及中高温慢应变速率区域,且应变最小时有两个失稳区域,即低中温段(800~880 °C、0.1~30 s⁻¹)和中高温段(885~1000 °C、0.013~1.333 s⁻¹)。随着应变的增加,失稳区域减少至一个(中温段 850~880 °C、15~30 s⁻¹)。当应变较高时,慢应变速率所在区域的能量耗散效率因子最高(见图6(c)和(d)),且这两种应变下均存在两个失稳区域,其中,当应变为0.7时,两个失稳区域分别为中温段(830~900 °C、1.778~30 s⁻¹)和高温段(935~1000 °C、1.25~30 s⁻¹);而当应变为0.916时,两个失稳区域分别为低温段(800~842 °C、0.01~1.2 s⁻¹)和中高温段(850~1000 °C、0.035~30 s⁻¹)。即随着应变的增加,失稳区域由高应变速率所在位置逐渐向低应变速率区域转移。整体上看,失稳区占加工图面积比例随着应变的增加而先减小后变大。

钛合金片层结构在($\alpha+\beta$)相区热变形时所发生

的动态球化也被称为几何再结晶,也属于动态再结晶的一种,而因本研究所用材料为EB炉熔铸的TA10钛合金,其以当前试验方案在相变点以下热压缩时也可能出现类似的现象。一般情况下,钛合金发生动态再结晶时能量耗散效率因子超过0.35^[22]。结合图6可知,随着应变的增加,试验合金安全区域先增加后减小。其中,当应变较高时,最优加工区域主要位于高温低应变速率区域(真应变0.7、890~1000 °C、0.01~0.56 s⁻¹及真应变0.916、890~1000 °C、0.01~0.03 s⁻¹),但应变最高时,该区域靠近失稳区域,故考虑到实际成形时,在稍大应变速率下试验合金很有可能发生流变失稳现象。而当应变较低时,安全加工区域位于低温低应变速率区域及高温高应变速率区域(真应变0.1时:830~855 °C、0.06~0.2 s⁻¹和900~1000 °C、12.5~30 s⁻¹;真应变0.4时:800~850 °C、0.01~0.04 s⁻¹,885~1000 °C、0.01~0.15 s⁻¹和895~945 °C、8.9~30 s⁻¹)。当应变最低时,虽然慢应变速率中温区域的能量耗散效率因子超过0.6,但其接近甚至处于失稳区域,这表明高能量耗散效率因子并不能完全说明合金在该区域内的加工性能好,其流变失稳区的能量耗散效率因子也可能很高,绝热剪切带、空洞、楔形裂纹或内部开裂等失稳现象的发生也会消耗较多的能量,只有安全热加工区域的峰值耗散效率因子所对应的变形温度和应变速率才可认为是最优热加工参数^[12,22-23]。综合能量耗散效率因子变化和失稳区分布可知,EB态TA10钛合金不适合单道次大变形(真应变 ≥ 0.7),较为适合变形量中等(真应变0.4~0.7)且较慢应变速率下的变形,可以尝试开展高速率多次小变形(真应变0.1~0.4)的方式成形。

图7所示为EB态TA10钛合金在不同条件下热变形后的宏观、微观组织。其中黑色线框为微观组织获取位置。结合图6(d)可知,图7(a)、(d)、(e)中的变形条件位于失稳区,且其宏观、微观组织表现出明显的失稳特征。由图7(a)可以观察到明显的流动局部化,其内的 α 相片层长短不一,呈流线状,具有方向性,且垂直于压缩方向;而其他区域的原始片层结构因受外加应力的作用发生弯曲,这是正在发生动态球化的典型特征。结合相关报道^[5,22]及

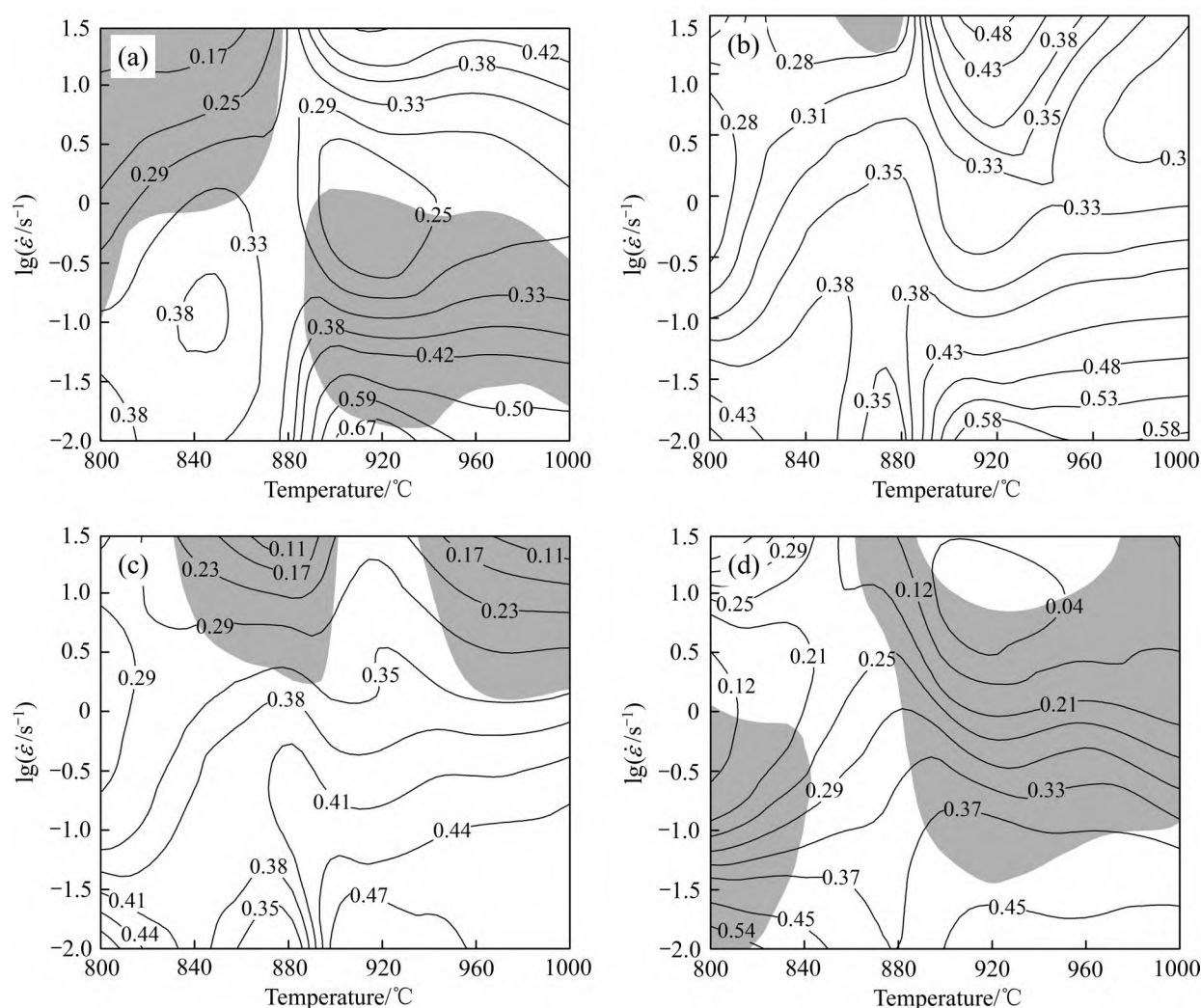


图6 不同真应变下EB态TA10钛合金的热加工图

Fig. 6 Hot processing maps of TA10 titanium alloy EB ingot with different true strains: (a) $\varepsilon=0.1$; (b) $\varepsilon=0.4$; (c) $\varepsilon=0.7$; (d) $\varepsilon=0.916$

图2中流变曲线特征, 塑性流动局部化或动态球化均是造成该合金两相区热变形时真应力-应变曲线出现流动软化的主要原因。图7(d)中样品的宏观形貌上存在显著的流动局部化条带, 带内的原高温 β 晶粒被拉长并与轴向呈一定的角度, 其晶界呈锯齿状, 这表明高温状态下该合金处于高度动态回复阶段; 此外, 局部流动带基本是由 β 转变组织构成, 而流动带外主要以原始铸态组织为主, 出现该现象的原因是样品变形时应变速率过高导致样品心部原铸态组织近似完全溶解^[22-24]。由图7(e)可以观察到清晰可见的宏观变形带, 这是由垂直于压缩方向的原高温 β 晶粒所构成, 这些晶粒沿径向被拉长, 原 β 晶界呈锯齿状, 上述现象为金属材料正在发生不

连续动态再结晶的典型特征^[11, 25]。结合图2中真应力-应变曲线可知, 宏观条件下的失稳特征是造成该合金在高应变速率下热变形时出现应力塌陷现象的主要原因。

图7(b)、(g)的变形条件靠近失稳区, 其中, 前者出现流动局域化的失稳特征, 该区域内 α 片层形态及特征与图7(a)中类似, 不同的是该条件下发现了一些已发生动态球化的等轴状 α 相颗粒; 后者中未发现明显的失稳特征, 在样品低倍图中也存在垂直于压缩方向并沿径向被拉长的宏观晶粒, 这些晶粒是由单个或多个原高温 β 晶粒组成, 这些原 β 晶粒内分布着大量的二次 α 相片层集束, 且其晶界特征表明此条件下该合金处于动态回复阶段。

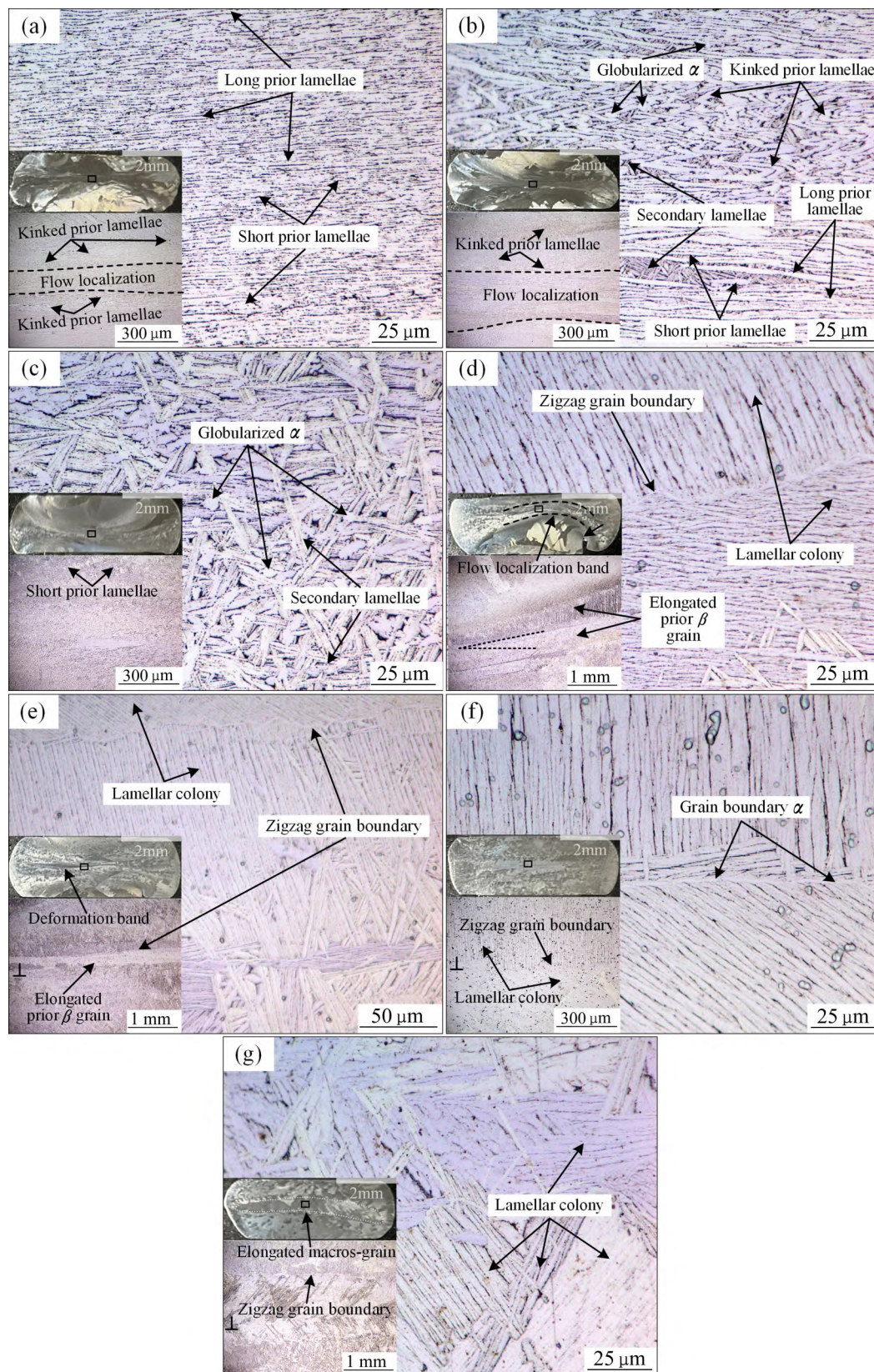


图7 EB态TA10钛合金在不同条件下热变形后的宏观、微观组织

Fig. 7 Macro-structures and micro-structures of TA10 titanium alloy EB ingot after hot deformation under different conditions: (a) 800 °C, 0.1 s⁻¹; (b) 830 °C, 1 s⁻¹; (c) 860 °C, 0.01 s⁻¹; (d) 880 °C, 30 s⁻¹; (e) 900 °C, 10 s⁻¹; (f) 950 °C, 0.01 s⁻¹; (g) 1000 °C, 0.1 s⁻¹

图7(c)、(f)的变形条件处于可加工区域。图7(c)中发现较多的等轴状 α 相颗粒基本均是由原铸态组织发生动态球化所形成;此外,微观组织中还发现一些短棒状 α 相及少量较细片层 α 相,前者是由铸态组织弯曲并断裂后所获得,且它们尚未来得及等轴化^[26],而后者可能是由高温 β 相冷却至室温转变而成^[22]。图7(f)中微观组织是由 β 转变组织构成,其中,原高温 β 晶粒因受外加应力作用而沿径向被拉长并垂直于压缩方向,且从较低倍数上看其晶界呈锯齿状。据文献[25]报道,钛合金热变形时产生的亚晶晶粒尺寸近似锯齿状边界所围成区域的尺寸,对比图7(e)~(g)可知,亚晶晶粒尺寸与变形温度近似呈正比。

3 结论

1) EB态TA10钛合金的流变应力受变形参数控制,变形温度越高或应变速率越低,流变应力值越小。以相变点为界,变形温度高或低于相变点时峰值应力与变形温度均呈线性相关;与单相区相比,两相区热变形时峰值应力对变形温度更加敏感,这与两相含量发生变化有关。

2) TA10钛合金在两相区热变形时变形激活能(671 kJ/mol)远高于 α 相自扩散激活能,而 β 相区变形激活能(169 kJ/mol)略高于 β 相自扩散激活能。Arrhenius方程及 Z 参数可较好地表示并预测TA10钛合金变形抗力与工艺参数间的变化规律。

3) TA10钛合金热变形时失稳区所占比例随着应变的增加先减小后变大。综合考虑能量耗散效率因子和失稳区分布,TA10钛合金不适合单道次大变形(真应变 ≥ 0.7)成形,较为适合变形量中等(真应变0.4~0.7)且较慢应变速率下的成形方式,可尝试开展高速率多次小变形(真应变0.1~0.4)的方式成形。

4) TA10钛合金两相区慢应变速率下热变形时的流变软化机制为动态球化或塑性流动局部化,高应变速率下热变形时应力塌陷现象的主要原因为试验合金内出现宏观失稳带,而单相区热变形的软化机制主要为动态回复。

REFERENCES

- [1] WANG Z B, HU H X, ZHENG Y G, et al. Comparison of the corrosion behavior of pure titanium and its alloys in fluoride-containing sulfuric acid[J]. Corrosion Science, 2016, 103: 50–65.
- [2] YU J X, LI Z J, QIAN C, et al. Investigation of deformation behavior, microstructure evolution, and hot processing map of a new near- α Ti alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 2275–2287.
- [3] XU Y P, CHEN Q P, LIU Y, et al. Numerical simulation of asymmetrical fluid flow and solidification during the electron beam cold hearth re-melting (EBCHR) process of titanium alloy TA10[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(11): 3761–3768.
- [4] 陶欢, 孙二举, 宋德军, 等. 固溶时效对TA10钛合金组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(12): 153–155.
TAO H, SUN E J, SONG D J, et al. Effects of solution and aging on microstructure and mechanical properties of TA10 titanium alloy[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(12): 153–155.
- [5] 苏娟华, 孙浩, 任凤章, 等. XRD的TA10钛合金热压缩变形后位错演化分析[J]. 哈尔滨工程大学学报, 2019, 40(2): 406–411.
SU J H, SUN H, REN F Z, et al. Dislocation evolution analysis of hot compressively deformed TA10 titanium alloy based on XRD[J]. Journal of Harbin Engineering University, 2019, 40(2): 406–411.
- [6] 王隽生, 史亚鸣, 张玉勤, 等. 短流程制备的TA1和TA10冷轧钛带组织与性能研究[J]. 钛工业进展, 2022, 39(6): 13–17.
WANG J S, SHI Y M, ZHANG Y Q, et al. Study on microstructure and properties of TA1 and TA10 cold rolled titanium strips prepared by short flow process[J]. Titanium Industry Progress, 2022, 39(6): 13–17.
- [7] TANG X Y, WANG S Z, QIAN L L, et al. Corrosion behavior of nickel base alloys, stainless steel and titanium alloy in supercritical water containing chloride, phosphate and oxygen[J]. Chemical Engineering Research and Design, 2015, 100: 530–541.
- [8] DEYAB N M, STEEGSTRA P, HUBIN A, et al. Influence of electrolyte composition on the formation of mixed oxide nanotube arrays for solar fuel production[J]. Journal of

- Power Sources, 2015, 280: 339–346.
- [9] ZHANG Z H, LIU Q M, FU L, et al. Effect of hydrogen addition on compression deformation behaviour of Ti-0.3Mo-0.8Ni alloy argon-arc welded joints[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2021, 28(5): 621–628.
- [10] 史亚鸣, 黄海广, 李志敏, 等. 带钢热连轧机生产TA10钛合金带的轧制工艺[J]. 中国冶金, 2017, 27(8): 41–44.
- SHI Y M, HUANG H G, LI Z M, et al. Rolling technique of TA10 titanium alloy strips produced by hot continuous rolling mill for steel strips[J]. China Metallurgy, 2017, 27(8): 41–44.
- [11] 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.
- [12] 苏娟华, 孙浩, 任凤章, 等. TA10钛合金热加工图的建立及分析[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(1): 78–86.
- SU J H, SUN H, REN F Z, et al. Establishment and analysis for processing map of TA10 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(1): 78–86.
- [13] LI L, MA G D, HUANG H G, et al. Flow behavior analysis and prediction of flow instability of a lamellar TA10 titanium alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 194: 112403.
- [14] ZHAO Q Y, SUN Q Y, XIN S W, et al. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 845: 143260.
- [15] 赵秦阳, 陈永楠, 徐义库, 等. 钛合金材料低成本化制备技术进展与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3127–3140.
- ZHAO Q Y, CHEN Y N, XU Y K, et al. Progress and prospects of cost-effective manufacturing technologies for titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3127–3140.
- [16] CHEN K, FAN Q B, YANG I, 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.
- [17] 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.
- [18] FAN X G, YANG H. Internal-state-variable based self-consistent constitutive modeling for hot working of two-phase titanium alloys coupling microstructure evolution[J]. International Journal of Plasticity, 2011, 27(11): 1833–1852.
- [19] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys—An overview[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 263(2): 243–256.
- [20] BRIOTTET L, JONAS J J, MONTHEILLET F. A mechanical interpretation of the activation energy of high temperature deformation in two phase materials[J]. Acta Materialia, 1996, 44(4): 1665–1672.
- [21] ZHANG Q F, JIN M, ZHANG Y S, et al. Experimental investigation on kinetic behavior of the deformation-induced $\alpha \rightarrow \beta$ transformation during hot working of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy below the β -transus[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 843: 143110.
- [22] 董显娟, 胡生双, 徐勇, 等. β 转变组织TA15钛合金的流动软化行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(4): 858–867.
- DONG X J, HU S S, XU Y, et al. Flow softening behavior of TA15 titanium alloy with beta transformed microstructure[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 858–867.
- [23] 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.
- ZENG W D, ZHOU Y G, ZHOU J, et al. Recent development of processing map theory[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(5): 673–677.
- [24] JING L, FU R D, WANG Y P, et al. Discontinuous yielding behavior and microstructure evolution during hot deformation of TC11 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 704: 434–439.
- [25] FAN X G, ZHANG Y, GAO P F, et al. Deformation behavior and microstructure evolution during hot working of a coarse-grained Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy in beta phase field[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 694: 24–32.
- [26] GAO P F, FU M W, ZHAN M, et al. Deformation behavior and microstructure evolution of titanium alloys with lamellar microstructure in hot working process: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 39: 56–73.

High temperature deformation behavior and processing map of TA10 titanium alloy EB ingot

ZHANG Qifei¹, CHU Shuangjie^{1,2}, LIANG Gaofer³, YANG Shuai⁴, WANG Meichen¹, MAO Bo¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., Shanghai 201900, China;

3. Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China;

4. Western Metal Materials Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

Abstract: TA10 titanium alloy is currently known as the most competitive corrosion-resistant titanium alloy. This alloy plate ingots obtained from single melting in an electron beam cooling bed (EB) furnace were regarded as the research object. Isothermal compression tests within a high and wide strain rate range ($0.01-30\text{ s}^{-1}$) were carried out on the Gleeble-3800 thermomechanical simulator to investigate the high-temperature mechanical behavior characteristics and the as-cast macro- and micro-structural evolutions of the tested alloy at deformation amount of 60% under temperature range from 800 °C to 1000 °C. The high-temperature plastic constitutive equation based on peak stress was established. Hot processing maps considering strain were constructed to deeply discuss the relationship between the energy dissipation efficiency factor and the macro-/micro-structure, as well as the mechanical response. The results reveal that the flow stress of TA10 titanium alloy decreases with increasing deformation temperature or decreasing strain rate. The peak stress exhibits a linear relationship with the deformation temperature when the deformation temperature is above or below the β transus temperature. The Arrhenius equation is proven effective in predicting the variation in deformation resistance based on process parameters for this alloy. It is recommended to use this alloy for forming processes with medium deformation amounts and lower strain rates, while avoiding single-pass large deformation amounts. Alternatively, high-speed and multiple-pass small deformation amount methods can be explored for forming purposes. Additionally, it is determined that the flow softening mechanism of this alloy during hot deformation at lower strain rates in the two-phase region involves dynamic globularization or plastic flow localization. However, in the case of hot deformation at higher strain rates, the main reason for the phenomenon of stress collapse is macro instability. Lastly, it is found that the softening mechanism in the single-phase region is primarily due to dynamic recovery.

Key words: TA10 titanium alloy; high temperature mechanical behavior; macro- and micro-structural evolution; high-temperature plastic constitutive equation; hot processing map

Foundation item: Project(2022YFB3705603) supported by the National Key Research and Development Program of China; Project(22SQBS00600) supported by the Scientific Research Plan of Shanghai, China

Received date: 2023-09-27; **Accepted date:** 2023-11-24

Corresponding author: CHU Shuangjie; Tel: +86-13788909588; E-mail: sjchu@baosteel.com

MAO Bo; Tel: +86-15821460286; E-mail: bmao@sjtu.edu.cn

(编辑 龙怀中)