短时高温钛合金热变形行为研究

王振玲*, 于玉城, 韩嘉平, 彭 浩

(攀枝花学院, 钒钛资源综合利用四川省重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 采用热模拟试验机对铸态 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 短时高温钛合金进行热模拟试验, 研究了其高温变形行为。试验结果表明: 该高温钛合金热变形对温度和变形速率敏感, 随着应变速率降低和变形温度升高, 真应力显著降低。利用高温压缩应力应变数据绘制了热加工图, 分析结果显示: (α+β)相区的 900 ~ 960 ℃、0.035 ~ 0.368 s^{-1} 和 960 ~ 1 010 ℃、0.165 ~ 0.577 s^{-1}; β 相区的 1 010 ~ 1 020 ℃、0.165 ~ 1 s^{-1} 为最适合加工的区域。经计算, (α+β)两相区的热变形激活能为 316.229 kJ/mol, 并构建了该相区内的本构方程。

关键词: 短时高温钛合金; 热变形; 温度; 变形速率; 热加工图

中图分类号: TF823,TG146.23 **文献标志码:** A **文章编号:** 1004−7638(2023)01−0038−06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.01.008 **开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID) :**

听语音 聊科研 与作者互动

Research on hot deformation behaviors of short-time high temperature titanium alloy

Wang Zhenling*, Yu Yucheng, Han Jiaping, Peng Hao

(Panzhihua University, Vanadium and Titanium Resource Comprehensive Key Laboratory of Sichuan Province, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The thermal simulation test was carried out and high temperature deformation behavior of the as-cast Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si short-time high temperature titanium alloy was studied. The experimental results show that the deformation of Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si alloy is sensitive to the deformation temperature and deformation rate, and the true stress decreases significantly with the decrease of strain rate and the increase of deformation temperature. The hot working diagram was plotted using the high temperature compression stress-strain data. The analysis results demonstrate that 900-960 ℃, 0.035-0.368 s^{-1} and 960-1 010 ℃, 0.165-0.577 s^{-1} in the (α+β) phase region as well as 1 010-1 020 ℃, 0.165-1 s^{-1} of β phase region are the most suitable regions for hot processing. The thermal deformation activation energy of (α+β) two-phase region is calculated to be 316.229 kJ/mol, and the constitutive equation of the region is established as well.

Key words: high temperature titanium alloy, thermal simulation, temperature, deformation rate, hot working diagram

收稿日期: 2022−06−28

基金项目: 钒钛资源综合利用四川省重点实验室开放基金项目 (2021FTSZ04); 攀枝花学院 2020 年度大学生创新创业训练计划项目(S202011360098)。

作者简介: 王振玲, 1975 年出生, 女, 辽宁喀左人, 博士, 副教授, 通讯作者, 主要从事钛合金、铝合金材料相关研究工作, E-mail: 28930016@qq.com。

0　引言

钛合金具有轻质高强、优异的高温瞬时强度和持久性能等特点, 在航天领域被广泛用来制造航空发动机、机身骨架、蒙皮和隔热罩等[1]。随着飞行器飞行速度不断增加, 对钛合金的耐高温性能、抗蠕变性能及抗氧化性能等提出了更高的要求。目前, 600 ℃ 被看作是传统高温钛合金的“热障温度”。研究表明, 通过合金化、优化热加工工艺和制备耐热涂层等可进一步提升高温钛合金的耐高温性能, 解决热障问题[2]。哈尔滨工业大学陈玉勇课题组及本课题组采用熔铸法制备了高 Zr 含量(8% ~ 11%)的短时高温钛合金[3−5], 研究发现 Zr 具有细化 β 晶粒和相组织的作用, 且降低 Al 元素在 β 相中固溶度及降低 Mo 元素在α相中固溶度能够明显提升 650、700 ℃ 和 750 ℃ 高温抗拉强度和屈服强度, 但铸件容易组织粗大, 形成气孔、缩松等铸造缺陷, 导致力学性能下降, 一般需对钛合金铸锭再进行热轧、热锻等塑性变形处理, 达到闭合孔洞、再结晶细化晶粒、提高其力学性能的目的。塑性变形工艺, 例如变形量、变形温度和应变速率等与材料的成分、组织等密切相关, 针对设计的高 Zr 含量 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si 新型铸造钛合金, 有必要探索其适合的热塑性变形工艺, 为生产实践提供理论指导。

1　试验材料及试验方法

采用真空感应悬浮熔炼炉熔炼制备了 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 钛合金铸锭, 浇注模具为铸钢模。从铸锭靠近边缘位置切取Ø8 mm×12 mm 样品, 在 THERMECMASTOR 热模拟试验机上进行热模拟试验。试验温度选取 900、940、980、1 020 ℃, 应变速率选取 0.002、0.01、0.1、1 s^{-1}, 变形量为 70%, 升温速率为 10 ℃/s, 待温度升至试验温度 6 min 后压头开始对试样施加压力, 其目的是使材料内外温度一致后再进行变形。

2　结果与讨论

2.1　宏观形貌分析

图 1 为钛合金热压缩后宏观形貌, 发现应变速率为 0.002 s^{-1} 的四个变形温度下, 在试样边缘位置均出现了裂纹, 在 940 ℃ 与 980 ℃ 时尤为严重; 其次, 变形温度为 900 ℃、应变速率为 1 s^{-1} 条件下也出现了明显的宏观裂纹, 其他变形条件则试样外观良好。

图 1　热压缩样品宏观形貌

Fig. 1　Macroscopic morphology of the samples after thermal compression

2.2　真应力真应变曲线

图 2 是 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 高温钛合金试样在相同温度, 四个不同应变速率所对应的真应力-应变曲线。可以发现在(α+β)两相区时, 如图 2(a)、(b)、(c) 所示, 随着真应变的不断增加, 真应力急剧上升, 在达到峰值应力后缓慢下降, 随后又逐渐升高, 分析认为是变形初期在加工硬化作用下流变应力一直增加, 随后由于动态回复、动态再结晶或绝热剪切带的出现导致出现流变软化[6−7]。当变形发生在 β 单相区时, 见图 2(d), 在真应变值达到 0.1 之前并未出现典型的峰值, 且随着真应变的增加, 真应力下降并不明显即流变软化现象较弱, 出现该现象的主要原因是随着变形温度的提高, 材料在外力的作用下更易发生变形, 由于位错移动、位错大量堆积使得 β 相的动态再结晶与动态回复易于发生所致。

此外, 在四个温度下当应变速率为 1 s^{-1} 时曲线在未达到应变 0.7 之前均出现了明显上翘现象, 考虑是由于应变速率过快, 变形时间较短而出现的载荷迅速上升引起的高流变应力现象。而在温度为 980 ℃, 变形速率为 1 s^{-1} 与 0.01 s^{-1} 的两条曲线中, 在应变达到 0.6 之后, 应力有显著的非典型性下降, 且其余所有曲线并未出现类似现象, 观察这两个热压缩后试样, 发现在变形速率为 0.01 s^{-1} 的试样侧面有明显裂纹, 试样表面有孔洞, 而变形速率为 1 s^{-1} 的试样受压侧下陷严重, 可认为导致该现象的原因是材料内部存在孔洞缺陷, 当应变达到一定时, 材料

因内部缺陷而开裂、下陷，导致材料的应力急剧下降。总体而言，除了 1 020 ℃ 应变速率为 0.002 s^{-1} 条件下的真应力真应变曲线，随着应变速率增加，真应力呈现增加趋势，不利于持续热加工。

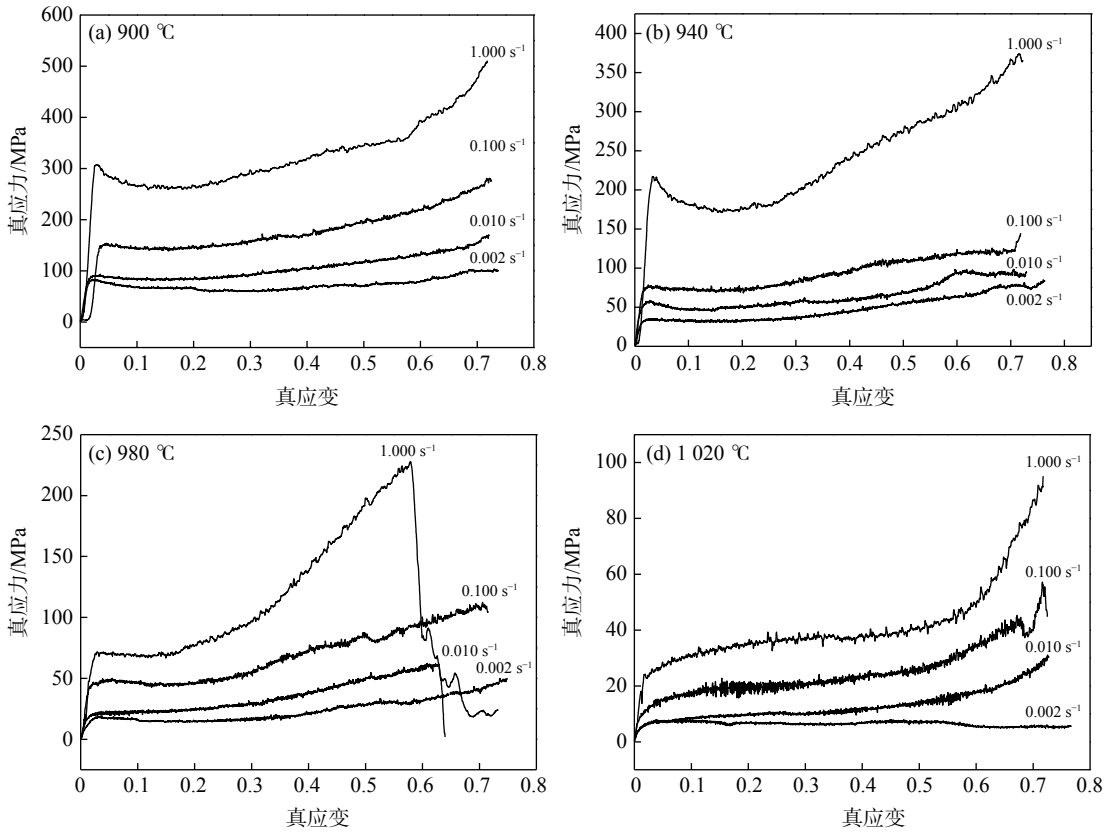

图 2 钛合金试样在不同应变速率下的真应力-应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of pure titanium under different deformation conditions

2.3 热激活能计算

钛合金在高温下进行塑性变形受热激活过程的控制，而热激活理论常用于揭示温度和应变速率对材料力学性能的影响。本节使用 Sellars 和 Tegart[8] 提出来的流变应力 σ 与变形温度 T、应变速率$\dot{\varepsilon}$的双曲型 Arrhenius 方程，其一般形式为：

$$\dot{\varepsilon} = Af(\sigma)\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为应变速率；A 为相关常数；Q 为热变形激活能，kJ/mol；R 为理想气体常数，数值 8.314 5 J/(mol·K)；T 为变形的绝对温度，K。

式(1)中，根据不同的应力 $f(\sigma)$可采取以下三种不同形式：

1)当流变应力较小时(ασ<0.8)：

$$f(\sigma) = \sigma^{n_1} \tag{2}$$

2)当流变应力较大时(ασ>1.2)：

$$f(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \tag{3}$$

3)当流变应力一般时：

$$f(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{4}$$

式中，n_1、β、α及 n 均为阿伦尼乌斯方程式中所对应的常数。

假设合金的热激活能与发生塑性变形时所处的温度无关，将式(2)～(4)分别代入式(1)中，并在等式两端同取对数得到：

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_1 - \frac{Q}{RT} + n_1\ln\sigma \tag{5}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_2 - \frac{Q}{RT} + \beta\sigma \tag{6}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_3 - \frac{Q}{RT} + n\ln[\sinh(\sigma\alpha)] \tag{7}$$

其中，A_1、A_2、A_3 为各方程中的相关常数。

表 1 是从图 2 的应力应变曲线上取得的不同温度和不同应变速率条件下的峰值应力，将峰值应力和应变速率分别代入式(5)～(7)中，对 lnσ-ln$\dot{\varepsilon}$、σ-lnε 和 ln[sinh(ασ)]-ln$\dot{\varepsilon}$进行线性拟合，拟合结果见

图 3 和图 4, 由图可知 lnσ-lnε̇ 直线斜率的倒数为 n_1 的值, σ-lnε̇直线斜率的倒数为 β 的值, ln[sinh(ασ)]-lnε̇直线斜率的倒数为 n 的值, 所获得的各个参数的值如表 2 所示。

表 1　合金流变峰值应力 σ_p
Table 1　Peak rheological stress of the alloy σ_p

应变速率/s^{-1}	σ_p/MPa			
	900 ℃	940 ℃	980 ℃	1 020 ℃
1	300	208.7	128.7	46.52
0.1	146.95	76.96	55	28.04
0.01	90	56.96	48.48	15.04
0.002	81.3	40	23.91	7.91

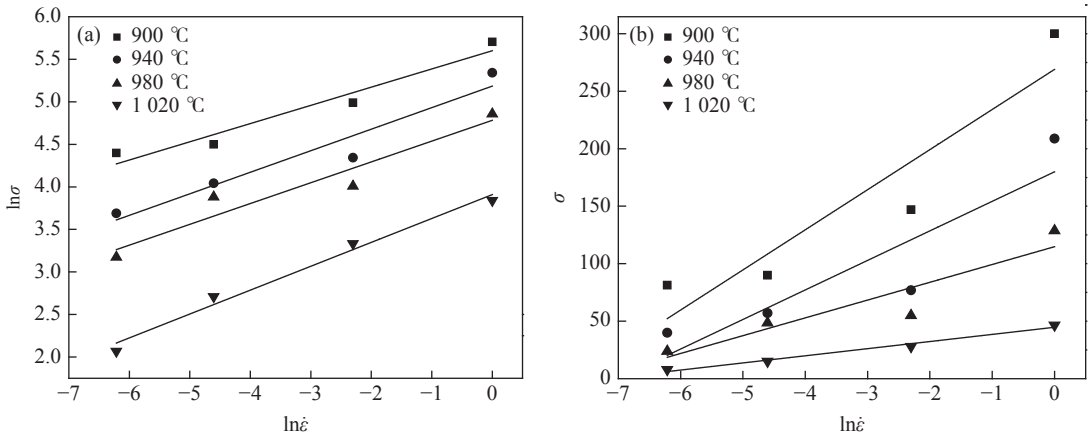

图 3　lnσ-lnε̇及 σ- lnε̇ 关系曲线
Fig. 3　Relationships of lnσ-lnε̇ and σ- lnε̇

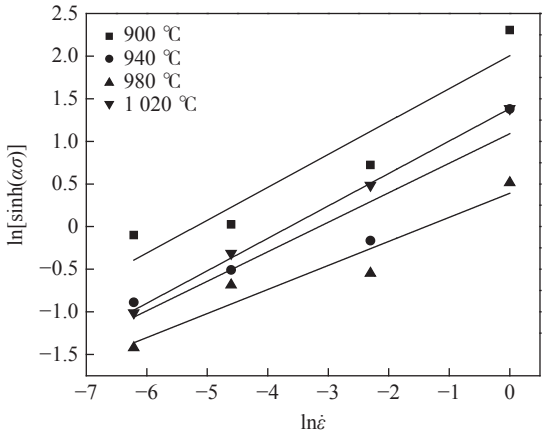

图 4　ln[sinh(ασ)]-lnε̇关系
Fig. 4　Relationships of ln[sinh(ασ)]-lnε̇

根据表 2 中α, β 及 n_1 值计算出(α+β)及 β 相区对应的 n 值分别为 2.702 和 3.544。

对式(7)两边同求偏微分得:

$$Q = R\left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}\right]_T \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)}\right]_{\dot{\varepsilon}} = Rnn_3 \tag{8}$$

n_3 为 ln[sinh(ασ)]-1/T 散点图线性拟合后直线的斜率。Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 高温钛合金 ln[sinh(ασ)]-1 000/T 曲线如图 5 所示, 由曲线可得(α+β)两相区的 n_3 值为 14 076.868。

表 2　峰值应力下的各参数值
Table 2　The parameters value of the peak stress

温度/℃		n_1	β	α
900	(α+β)相区	4.671	0.029	
940		3.949	0.039	
980		4.089	0.065	
平均值		4.236	0.044	0.010
1 020	β相区	3.562	0.161	
平均值		3.562	0.161	0.045

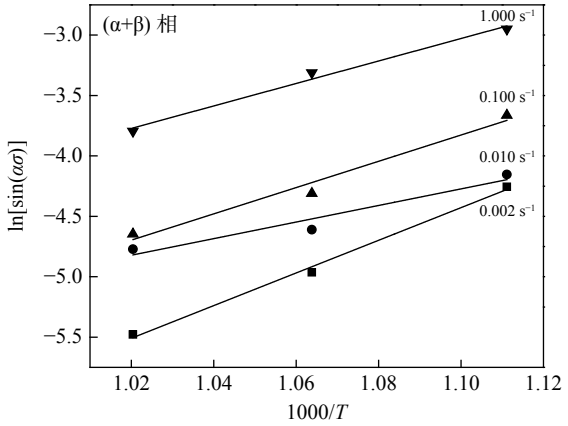

图 5　高温钛合金试样 ln[sinh(ασ)]-1 000/*T* 曲线

Fig. 5　The ln[sinh(ασ)]-1 000/*T* curves of high temperature titanium alloy

结合式(8)可得(α+β)两相区的 Q 值为 316.229 kJ/mol, 其值大于 α-Ti 的自扩散激活能 170 kJ/mol 与 β-Ti 的自扩散激活能 153 kJ/mol, 说明热激活作用对钛合金材料高温热变形过程影响较大, 材料软化机制倾向非扩散恢复型[9]。

2.4　本构方程建立

材料本构方程主要用来描述材料在热加工变形过程中变形抗力和变形参数之间的关系。Hollomon 和 Zener 提出可以用参数 Z 来表示应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 和变形温度 T 的关系[10], 关系式为:

$$Z=\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{9}$$

式中 Z 为温度补偿的应变速率因子(s^{-1})。

将式(1)代入式(9)中, 得:

$$Z=\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)=A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n} \tag{10}$$

对式(10)左右两边同取对数得:

$$\ln Z=\ln\dot{\varepsilon}+\frac{Q}{RT}=\ln A+n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{11}$$

且:

$$\sinh(\alpha\sigma)=\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{12}$$

$$\sinh^{-1}(\alpha\sigma)=\ln\left\{\alpha\sigma+\left[(\alpha\sigma)^{2}+1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \tag{13}$$

将式(12)、(13)代入式(11)中, 有:

$$\sigma=\frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}}+\left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{2}{n}}+1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \tag{14}$$

将钛合金的(α+β)相区的激活能数值代入公式(11)中, 可以得到 ln$Z$ 的值, 然后绘出 ln$Z$-ln[sinh(ασ)]的散点图并拟合其关系, 如图 6 所示。对应的应力指数 n 即为所拟合直线的斜率, lnA 则为该直线的截距。

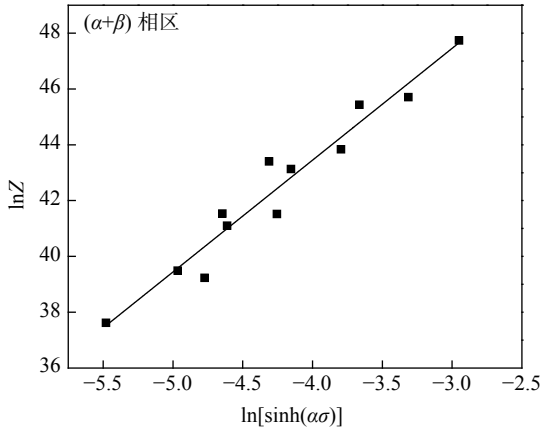

图 6　ln*Z*-ln[sinh(ασ)] 散点图线性拟合关系曲线

Fig. 6　The ln*Z*-ln[sinh(ασ)] scatter diagram linear fitting curve

由图 6 获得该曲线的斜率和截距分别为 2.636 和 37.094, 即在(α+β)两相区内式(11)的参数 lnA=37.094, 应力指数 n=2.636, 可得到材料在(α+β)相区的本构方程(14)及流变应力 σ 与参数 Z 的关系, 即高温稳态流变方程(15):

$$\dot{\varepsilon}=e^{37.094}[\sinh(0.01\sigma)]^{2.636}\exp\left(-\frac{316229}{RT}\right) \tag{15}$$

$$\sigma=100\times\ln\left\{\left(\frac{Z}{e^{37.094}}\right)^{\frac{1}{2.636}}+\left[\left(\frac{Z}{e^{37.094}}\right)^{\frac{2}{2.636}}+1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \tag{16}$$

综上, 式(14)给出了该钛合金在(α+β)两相区内形变温度(T)、形变速率($\dot{\varepsilon}$)以及峰值应力(σ_p)之间的关系, 而式(15)则给出了参数 Z 与其峰值应力(σ_p)之间的关系, 利用这些特点可以对实际生产实践提供指导。

2.5　热加工图构建

用动态材料模型(DMM)及 prasad 失稳准则[11], 依据热压缩试验数据, 利用 origin 软件绘制了 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 高温钛合金材料的功率耗散图和材料失稳图, 将两图叠加即可获得热加工图, 具体见图 7。图中阴影部分为失稳区, 较适合加工的区域为图中所示的①、②部分, 即(α+β)相区的 900 ~ 960 ℃、0.035 ~ 0.368 s^{-1} 和 960 ~ 1 010 ℃、0.165 ~ 0.577 s^{-1}(图 7 中①区); β 相区的 1 010 ~ 1 020 ℃、0.165 ~ 1 s^{-1}(图 7 中②区)。

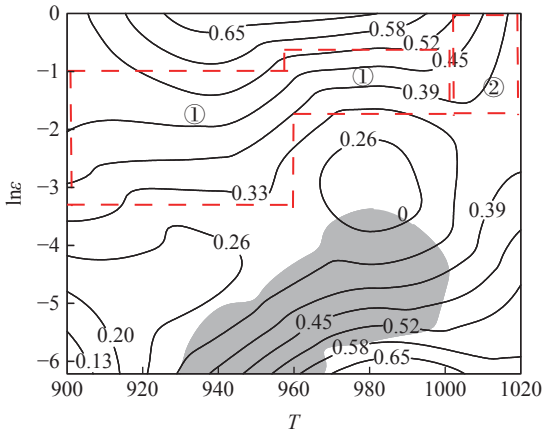

图 7　钛合金热加工图

Fig. 7　Hot working diagram of titanium alloy

3　结论

1）Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 钛合金对变形温度和应变速率敏感, 峰值应力随变形温度增加而降低, 随应变速率增加而增加。

2)运用阿伦尼乌斯方程和温度补偿应变速率因子 Z, 对(α+β)相区进行热激活能计算以及本构方程的建立。钛合金的热激活能为 316.229 kJ/mol, 高温变形受热激活过程的控制。本构方程为: $\dot{\varepsilon}=e^{37.094}[\sinh(0.01\sigma)]^{2.636}\exp\left(-\frac{316229}{RT}\right)$。

3)依据动态材料模型(DMM)及失稳准则, 以及热压缩试验数据, 获得了材料的热加工图。分析发现: (α+β)相区的 900 ~ 960 ℃、0.035 ~ 0.368 s^{-1} 和 960 ~ 1 010 ℃、0.165 ~ 0.577 s^{-1}(①区); β 相区的 1 010 ~ 1 020 ℃、0.165 ~ 1 s^{-1}(②区)为较适合热加工的区域。

4) 建议高锆含量的 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 钛合金进行变形量低于 70% 的热变形工艺优化。

参考文献

[1] Zhao Yongqing. Study on high temperature titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2001, (1): 33−39.
(赵永庆. 高温钛合金研究[J]. 钛工业进展, 2001, (1): 33−39.)

[2] Ren Pengli. Application and development prospect of high temperature titanium alloy[J]. Advanced Materials Industry, 2014, (3): 56−58.
(任朋立. 高温钛合金的应用及其发展前景[J]. 新材料产业, 2014, (3): 56−58.)

[3] Ye Yuan. Effect of Zr content on microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloys for short-term used at 650 ℃[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020: 61.)
(叶园. Zr 含量对650 ℃短时高温钛合金显微组织和力学性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020: 61.)

[4] Zheng Zhuangzhuang. Study on thermal deformation behavior and microstructure and properties of sheet of high temperature titanium alloy reinforced by nano-Y_2O_3[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019: 71.
(郑壮壮. 纳米 Y_2O_3 增强高温钛合金热变形行为及板材组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019: 71.)

[5] Wang Zhenling, Yu Yucheng, Li Ruizhi, *et al*. Microstructure and high temperature tensile properties of (TiC+TiB) reinforced titanium matrix composites by vacuum induction suspension melting[J]. Iron Steel Vanadium Titnaium, 2021, 45(5): 54−61.
(王振玲, 于玉城, 李睿智, 等. 真空感应悬浮熔炼(TiC+TiB)增强钛基复合材料组织及高温拉伸性能研究[J]. 钢铁钒钛, 2021, 45(5): 54−61.)

[6] Zeng W D, Shu Y, Zhang X M. Hot workability and microstructure evolution of highly β stabilised Ti-25V-15Cr-0.3Si alloy[J]. Materials Science and Technology, 2008, 24: 1222−1229.

[7] Huang L J, Geng L, Li A B, *et al*. Characteristics of hot compression behavior of Ti-6.5A1-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy with an equiaxed microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 505: 136−143.

[8] 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.

[9] Quan G Z, Wen H R, Jia P, *et al*. Construction of processing maps based on expanded data by BP-ANN and identification of optical deforming parameters for Ti-6Al-4V alloy[J]. Int. J. Precis. Eng. Manuf., 2016, 17(2): 171−180.

[10] Wang Y, Liu D L, Lay C C. A correlation between tensile flow stress and Zenner-Hollomon factor in TiAl alloys at high temperatures[J]. Journal of Materials Science Letters, 2000, 19: 1185−1188.

[11] Prasad Y V R K. Author's reply: Dynamic materials model: Basis and principles[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27: 235−236.

编辑　杨冬梅