

石油管用 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金高温流变行为及预测模型研究

刘 强^{1,2}, 白 强², 田 峰², 于 洋¹, 惠松骁¹, 宋生印²

(1. 有研科技集团有限公司 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

(2. 中国石油集团石油管工程技术研究院 石油管材及装备材料服役行为与结构安全国家重点实验室, 陕西 西安 710077)

摘 要: 通过使用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温单轴压缩试验, 研究了 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在温度 800 到 1100 °C, 应变速率 0.01 到 10 s⁻¹ 条件下的高温流变行为。结果表明, Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的峰值应力随着变形温度的降低以及变形速率的增大而增大, 软化机制在 950 °C 以下为动态回复, 在 950 °C 以上为动态再结晶。通过使用线性回归的方法建立了 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的 Arrhenius 本构模型, 计算得到该合金的热激活能为 720.477 kJ/mol, 应变速率敏感指数为 4.809。通过引入应变对材料常数 α 、 n 、 A 和 Q 的影响, 建立了考虑应变的流变应力预测模型, 通过对试验值和预测值的比对, 相关系数达到 96.9%, 说明该模型具有较好的预测精度。

关键词: 石油管; Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金; 流变应力; 本构方程; 显微组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0177-08

随着油气开发不断向深井超深井、高温高压、高腐蚀环境和海洋油气等非常规油气资源拓展^[1,2], 对石油管材的要求不断提高。油井管作为开发油气的主要管柱材料, 在井下不仅要经受高温高压, 还要受到硫化氢、二氧化碳、高浓度氯离子甚至单质硫的综合腐蚀^[3,4], 对管材的耐蚀性能提出更高的要求。钛合金材料由于具有高的比强度, 低弹性模量, 高韧性, 优异的抗疲劳性能和耐腐蚀性, 已经成为高端石油管材料研究的热点方向^[5-7]。Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金材料是 20 世纪末由美国 RMI 公司开发出来的新一代高耐蚀双相钛合金, 除了具有较高的强度外, 该材料在油气开发环境中耐缝隙腐蚀和应力腐蚀开裂的最高温度可高达 330 °C^[8-10], 已经成为新一代钛合金石油管的首选材料。

但是 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的加工制备窗口较窄, 在制备钛合金石油管时较为困难, 特别是在端部镦粗等热加工过程成材率较低。钛合金的热变形行为, 特别是钛合金在高温热变形过程中的流变应力、应变变化规律及热变形本构模型, 一直是国内外钛合金材料制备加工研究的重点, Seshacharyulu 等研究了 Ti-6Al-4V 钛合金在不同相区的流变应力和本构方程, 并绘制了热加工图^[11]; Y. D. Qu 等研究了不同热加工

参数对 Ti-4Al-2.5V-1.5Fe 的流变应力和组织变化的影响^[12]; 徐勇等研究了 TC4 合金的流动软化行为和 Arrhenius 本构方程, 并计算了激活能^[13]; 朱晓弦等对 2 种 TC4-xFe 合金的热变形行为进行研究, 建立了以变形温度、应变速率和真应力为参数的本构方程^[14]。但对于 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的热加工变形行为研究较少, Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在热加工过程中的温度、加工速率及应变对合金流变应力和软化机制的影响尚不清楚, 这些对于 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金油井管的制备加工和组织控制有着重要的影响。

本工作使用等温单轴压缩试验方法, 对退火态的 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在 800~1100 °C 温度下以及 0.01~10 s⁻¹ 应变速率条件下进行高温流变行为研究, 建立本构方程, 并通过引入应变对材料常数 α 、 n 、 A 和 Q 的影响, 优化得到考虑应变的流变应力预测模型, 为该合金的制备加工提供指导。

1 实 验

试验用的 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金材料使用 3 次 VAR 熔炼、锻造和热轧的工艺制成管材, 经过 730 °C 退火处理后, 测试化学成分见表 1, 原始组织见图 1, 从图上可以看出材料的微观组织可见粗大的 β 相晶

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 国家科技重大专项 (2016ZX05020-002); 陕西省创新能力支撑计划 (2018KJXX-046)

作者简介: 刘 强, 男, 1983 年生, 博士, 高级工程师, 中国石油集团石油管工程技术研究院, 陕西 西安 710077, 电话: 029-81887814, E-mail: liuqiang030@cnpc.com.cn

界，以及在原始晶界内分布着大量不同取向的针状 $\alpha+\beta$ 双相魏氏组织。

沿钛合金管纵向取 $\phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的热模拟试样，使用 Gleeble-3500 热模拟试验机分别在温度 800 到 1100 以 50 $^{\circ}\text{C}$ 为温度间隔，在 0.01, 0.1, 1, 10 s^{-1} 应变速率下进行单轴压缩试验，总变形量约为 60%，压缩完成后迅速进行水冷以保留变形组织。将压缩后的试样沿轴向中心剖开，使用砂纸打磨和抛光后，使用 KROLL 市集进行腐蚀，然后使用 MEF3A 和 MEF4M 金相分析系统进行观察分析。

2 结果与分析

2.1 流变应力特性

钛合金在高温下的流变应力受变形速率和变形温度影响较大，图 2 为 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在不同变形温度和应变速率下的真应力-应变曲线，从图 2 中可以看出，在这些变形条件下，变形初期流变应力随着应变的增加迅速增大，当达到一个峰值后逐步减弱或先降低后趋于稳定。峰值应力随着变形温度的升高而降低，并且随着变形速率的增大而增大，这些流变应力特性与其他的双相钛合金基本一致^[9,15,16]。从图 2b~2d 中还可以发现，随着温度的升高，流变应力的特性明显不同。当变形温度小于 950 $^{\circ}\text{C}$ 时，流变应力随着应变的增大迅速下降，而当温度高于 950 $^{\circ}\text{C}$ 时，流变应力基本保持在一个稳定的状态，这种流变应力的差别与合金的动态软化机制有关。

表 1 试验用 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy used in the tests ($\omega/\%$)

Al	V	Ru	O	C	H	Ti
5.99	4.01	0.10	0.08	0.0089	0.0029	Bal.

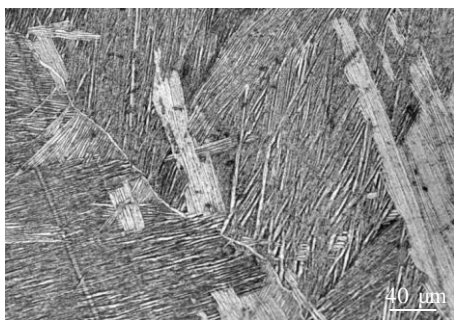


图 1 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金初始显微组织

Fig.1 Initial microstructure of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy

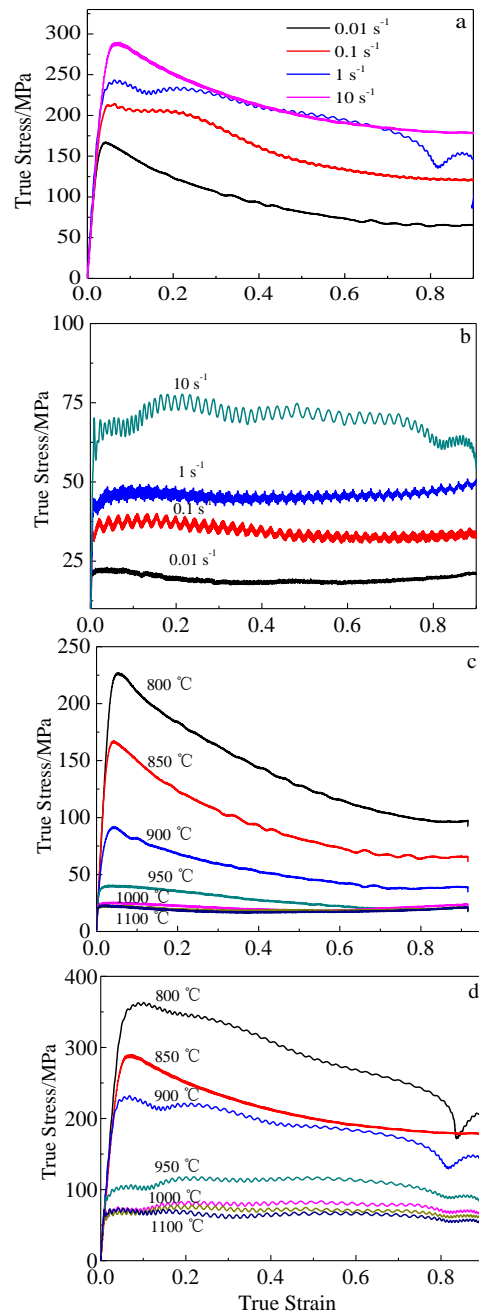


图 2 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在不同等温压缩条件下的流变应力曲线

Fig.2 Typical flow stress curves in the isothermal compression of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy: (a) 850 $^{\circ}\text{C}$, (b) 1050 $^{\circ}\text{C}$, (c) 0.01 s^{-1} , and (d) 10 s^{-1}

2.2 高温软化行为及组织分析

图 3 为 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在热变形中峰值应力随着变形温度和变形速率的变化图。图中可见在同一变形速率下，峰值应力先随着温度的升高不断降低，

而下降的速度却不断在减慢, 当变形温度高于 950 °C 时, 峰值应力基本保持在一定范围内, 无明显降低。这是由于当变形温度低于 950 °C 时, Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的显微组织为原始的粗大魏氏组织被拉长变形, 在原始 β 相晶界处分布的部分针状 α 相发生了动态回复, 如图 4 所示。从图中可以看出, 当变形温度较低时, 在原始基体的 α 和 β 相的小角度亚晶界位置出现了少量的多边形化现象, 如图 4a 中箭头所示, 这是由于亚晶界附近的同号位错相互抵消或重新排列, 形成了明显的胞状组织, 但是数量较少, 随着变形温度增大到 850 °C 时, 同样变形速率下, 发生回复的组织数量增多, 亚晶粒长大程度更为明显, 如图 4b。相同温度下不同变形速率对回复程度的影响, 见图 4b 和 4c, 对比可知随着变形速率的增大, 发生动态回复亚晶粒的数量减少, 亚晶粒尺寸增大明显, 当应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 亚晶粒尺寸为 $5 \sim 15 \mu\text{m}$, 当变形速率增大 10 倍时, 亚晶粒尺寸长大到 $50 \sim 80 \mu\text{m}$, 如图 4d 所示。由于晶粒变形和动态回复的软化速度大于由于应变的增加而产生的加工硬化效应, 流变应力在达到峰值后迅速下降, 并且随着温度的不断升高, 原子的动能不断增强, 使得能开动晶界滑移面不断增多, 部分第二相的融解使得对位错运动的钉扎作用不断减弱, 在不同应变速率下所产生的峰值应力不断降低。

当变形温度等于或高于 950 °C 时, 此时合金的显微组织发生较大变化, 在原始晶界和晶内有大量的再结晶 β 相形核, 当变形温度为 950 °C 时, 由于 α 和 β 相的晶界两侧存在较大的应变能差, 从而减低了新晶粒形核的自由能壁垒, 从而在晶界处形成较多数量的细小动态再结晶, 见图 5a 中, 再结晶新晶粒约占原始组织的 20% 左右, 新结晶的晶粒大小为 $3 \sim 10 \mu\text{m}$, 并伴随有少量的动态回复现象。当温度升高到 1100 °C 时, 有近 60% 的密排六方结构的 α 相转变为体心立方结构的 β 相, 如图 5b 所示, 并且再结晶晶粒沿原始针

状 α 相方向长大, 长大的晶粒尺寸为 $10 \sim 30 \mu\text{m}$ 。可以看出高于 950 °C 时的软化机制主要以动态再结晶为主。由于温度较高同时体心立方结构的 β 相具有更多的滑移系, 位错更容易产生和开动, 因此高温塑性变形的流变抗力相对较低, 并且随着应变速率的降低而进一步降低, 此时的加工硬化效应被动态再结晶等产生的软化机制不断平衡, 因此会产生图 2 中的流变应力稳态现象。再结晶的程度和再结晶晶粒大小与变形速率也有关系, 在较高变形速率下再结晶的程度要较低, 如图 5c 所示。

跟 Ti-6Al-4V 合金相比, 由于 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金加入了微量的钌组元素-钌, 显微组织和热力学特性与不加钌的 Ti-6Al-4V 合金有所不同。该合金加入钌元素的主要目的是提高钛合金表面在还原性酸中阴极氢离子反应速度 ($\text{H}^+ \rightarrow \text{H}_2$ 或者 HER), 使得钛合金阴极反应大于临界阳极反应密度, 避免了临界阳极回路, 保证钛合金表面的钝化层的稳定, 从而提高钛合金材料在油气开发环境中耐缝隙腐蚀和应力腐蚀开裂的能力^[17,18]。在显微组织和性能方面, 钌元素与钼组其他钼、铂和铌元素不同, 钌在钛合金中是 β 相稳定元素

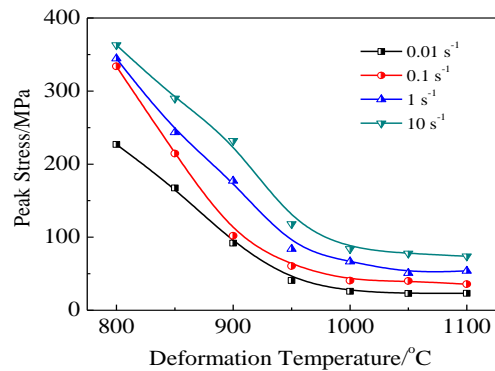


图 3 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在不同热变形速率中峰值应力随着温度的变化

Fig.3 Peak stress changes in the isothermal compression of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy

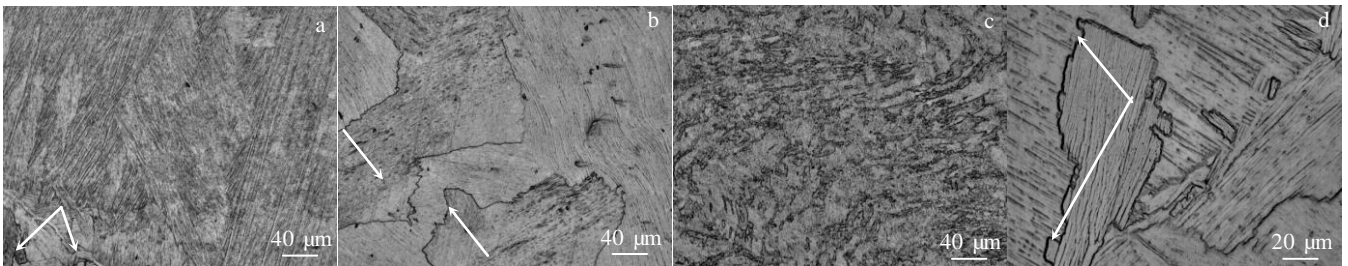


图 4 不同变形条件下 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的微观组织

Fig.4 Optical microstructures of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy deformed at different temperatures and strain rates: (a) 800 °C, 0.1 s^{-1} ; (b, d) 850 °C, 0.1 s^{-1} ; (c) 850 °C, 0.01 s^{-1}

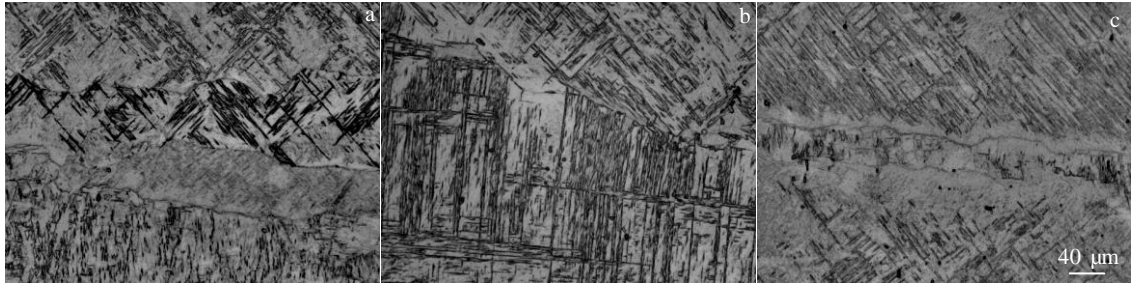


图 5 不同变形条件下 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的微观组织

Fig.5 Optical microstructures of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy deformed at different temperatures and strain rates: (a) 950 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 1100 °C, 0.01 s⁻¹; (c) 1100 °C, 0.1 s⁻¹

并且可以有限固溶于 β 相, 同时钌元素在 β 相中的富集程度是 α 相中的 4~5 倍, 因此钌的加入可以细化晶粒, 从而提高钛合金的强度和塑性^[19], Lingen 和 Sandenbergh 研究发现在含钌钛合金中, 钌和 Fe 元素将形成独特的 Ti-12Ru-5Fe 相, 经过标定发现这种相属于 bcc 结构, 大小在 0.3~1 μm, 在晶粒内部和晶界都有分布, 起细化晶粒和钉扎位错的作用^[20]. 将 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的热变形行为与 Ti-6Al-4V 合金相比^[13], 可以发现相同热变形条件下, Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金要具有更高的峰值流变应力并且晶粒组织更细小.

2.3 本构方程的建立

为了描述金属及合金在热变形过程中的应变速率、温度和应力之间的关系, Sellars 和 Tegart 等建立的 Arrhenius 方程被广泛用来解释材料的热激活稳态变形行为^[21], 在高温变形下, 修正 Arrhenius 的关系可由变形激活能 Q 和温度 T 的双曲正弦形式来描述:

$$\dot{\epsilon} = A f(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

其中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率 (s⁻¹), A 是与材料油管相关的常数, R 为气体常数 (8.314 kJ/mol K), T 为绝对温度 (K), Q 为材料的激活能 (J/mol). $f(\sigma)$ 是材料应力的函数可用以下几种方程来表示^[22,23]:

$$f(\sigma) = \sigma^{n_1} \text{ for } \alpha\sigma < 0.8 \quad (2)$$

$$f(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \text{ for } \alpha\sigma > 1.2 \quad (3)$$

$$f(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \text{ for all } \alpha\sigma \quad (4)$$

式中, n_1, β, α 和 n 是与材料有关的常数, 在本研究中 σ 取各变形条件中的峰值应力. 双曲正弦形式的公式 (4) 在高温变形中更适用于所有应力状态, 因此结合公式 (1) 和公式 (4), 可以得到:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

其中, α 应力乘数是一个非常重要的参数, 可决定其他几个重要参数, α 可以通过求不同温度下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线的平均斜率来求得^[24-26], 如图 6 所示, 计算得出 α 值为 0.011 MPa⁻¹.

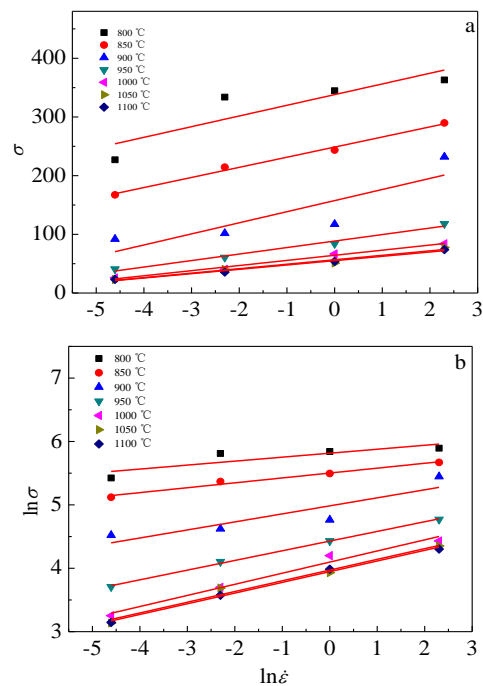


图 6 应变速率和峰值应力之间的关系

Fig.6 Relationship between strain rate and peak flow stress:

(a) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ and (b) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$

对式 (5) 取自然对数, 可以得到:

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

当温度和应变速率一定时, 对式 (6) 偏微分可得到热变形过程中的重要参数热激活能 Q :

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} = RnS \quad (7)$$

图 7 为不同温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线, 计算 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的平均斜率即可得到 $1/n$, 计算可得 $n=4.8089$, 和其他文献中报导的结果基本吻合^[15,27].

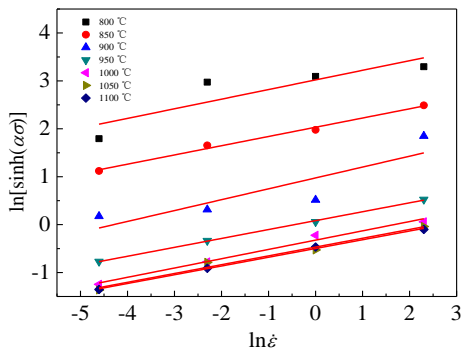


图 7 不同温度下 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线

Fig.7 Relationship between $\ln \dot{\epsilon}$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ at different temperatures

S 可以通过应变速率一定下 $1000/T$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系得出,图 8 为不同应变速率下 $1000/T - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线,计算平均斜率可得 $S=18.020$,由公式(7)可以计算出 $Q=720.477$ kJ/mol.

Zener 和 Hollomon 研究发现用温度补偿的变形速率因子参数 Z 是表征变形温度和应变速率对材料变形行为影响的重要参数,变形速率因子 Z 可用下式来表示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \tag{8}$$

结合公式(1)和公式(4),变形速率因子 Z 可推导为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{9}$$

对式(9)两边取对数可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{10}$$

通过计算 Z 并绘制 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系点,并使用线性拟合后计算直线的斜率和截距,可得 $n=4.4596$ 和 $\ln A=68.1129$,拟合相关系数(R^2)为 0.915,具有较好的一致性,如图 9 所示.

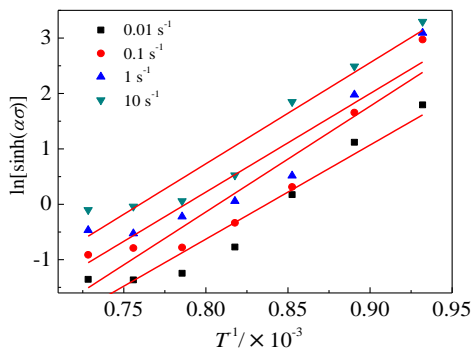


图 8 不同应变速率下 $1000/T$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线

Fig.8 Relationship between $1000/T$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ at different strain rates

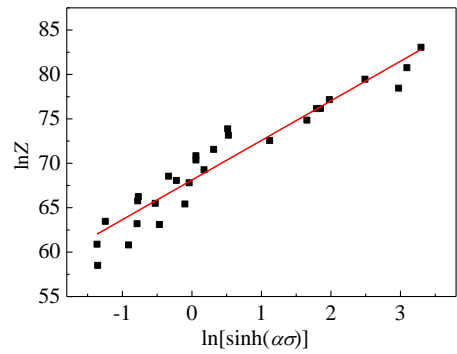


图 9 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln Z$ 的关系曲线

Fig.9 Relationship between the Zener-Hollomon parameters and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

因此,基于以上的计算结果,Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金峰值应力的本构方程可以表示为:

$$\dot{\epsilon} = 3.81 \times 10^{29} [\sinh(0.011\sigma)]^{4.809} \exp(-720.477/RT) \tag{11}$$

2.4 本构模型的修正及检验

由于 Arrhenius 模型只考虑了变形温度和变形速率对流变应力的影响,而忽视了另外一个重要的参数应变,而在实际变形中,由于材料的差异,不同应变区域内应变对应力的影响非常明显^[13,15],因此需要在考虑应变的情况下对模型进行修正优化.

依据上文的算法分别计算从 0.1~0.916 不同应变下的材料常数(n , Q , α 和 A),并分别绘制材料常数 n , Q , α 和 A 与应变之间的关系,如图 10 所示,可以看出应变对材料常数具有非常大的影响.对图 9 中应变与材料常数 Q , α , A 的关系进行 4 次多项式拟合,拟合相关系数(R^2)均达到 0.99 以上,具有非常好的相关性,而对材料常数 n 与应变采用了更高阶的多项式拟合方法,拟合相关度为 0.761,相关性一般.因此,将拟合修正后的材料常数(n , Q , α 和 A)代入 Arrhenius 模型,根据公式(9)可得到基于试验数据并考虑应变的修正流变应力预测模型:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha_x} \ln \left\{ \left[\frac{\dot{\epsilon} \exp(\frac{Q_x}{RT})}{A_x} \right]^{1/n_x} + \left[\frac{\dot{\epsilon} \exp(\frac{Q_x}{RT})}{A_x} \right]^{2/n_x} + 1 \right\}^{1/2} \tag{12}$$

式中:

$$\begin{aligned} \alpha_x &= 0.02832 \dot{\epsilon}^4 - 0.04096 \dot{\epsilon}^3 + 0.016 \dot{\epsilon}^2 + 0.00505 \dot{\epsilon} + 0.00989 \\ n_x &= -93.877 \dot{\epsilon}^5 + 300.492 \dot{\epsilon}^4 - 324.240 \dot{\epsilon}^3 + 147.080 \dot{\epsilon}^2 - 28.451 \dot{\epsilon} + 6.485 \\ Q_x &= 2610.020 \dot{\epsilon}^4 - 4466.171 \dot{\epsilon}^3 + 3429.950 \dot{\epsilon}^2 - 1868.214 \dot{\epsilon} + 934.088 \end{aligned}$$

$$\ln A_x = 239.811 \dot{\epsilon}^4 - 406.927 \dot{\epsilon}^3 + 315.464 \dot{\epsilon}^2 - 175.957 \dot{\epsilon} + 89.039$$

根据公式 (12) 计算 900 和 1000 °C 不同应变速率下的流变应力, 并和实验测的真实流变应力进行对比, 结果见图 11。从图上可以看出, 该修正的流变应力预测模型可以较好的预测 800~1100 °C 之间, 应变速率从 0.01 到 10 s⁻¹ 之间的流变应力, 当温度低于 1000 °C

时, 全应变范围都能很好的与试验值相吻合, 当温度高于 1000 °C 时, 低应变下该模型预测值与实际值有一定差距, 但高应变 (高于 0.5) 下预测精度较高。

图 12 为 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金根据公式 (12) 预测的流变应力和试验值的综合对比分析, 结果可见相关系数达到 96.9%, 说明本预测模型可以精确的预测 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在热变形中的流变应力。

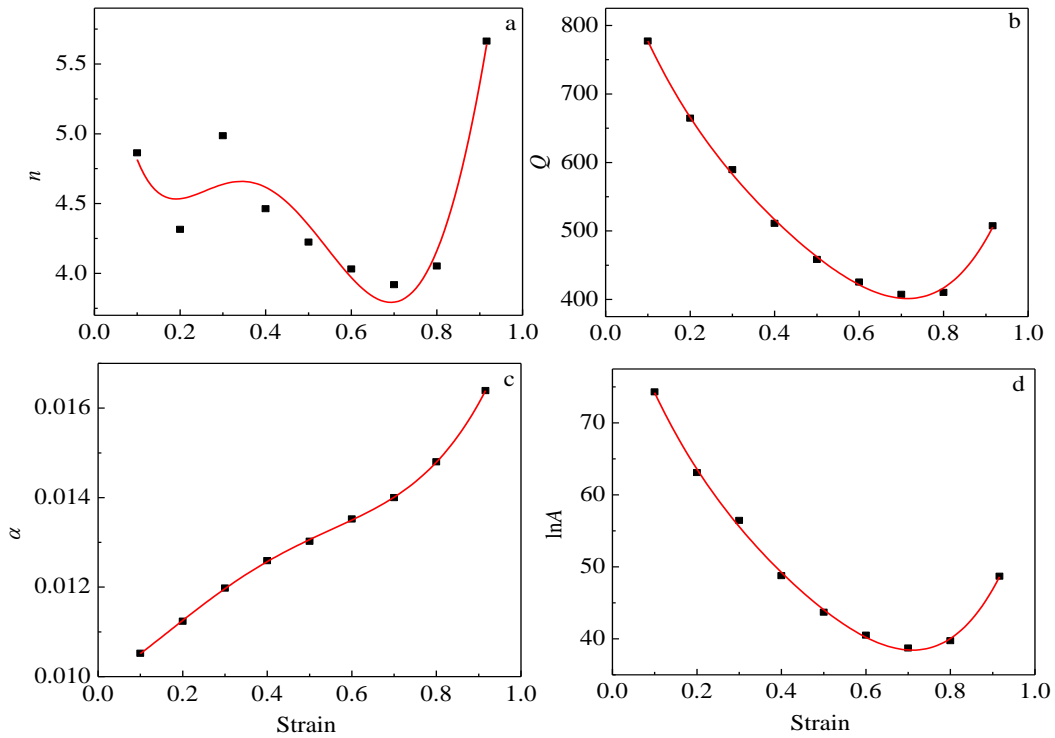


图 10 不同材料常数与应变的关系曲线

Fig.10 Relationship between the different material constants and strain: (a) *n*, (b) *Q*, (c) *α*, and (d) *lnA*

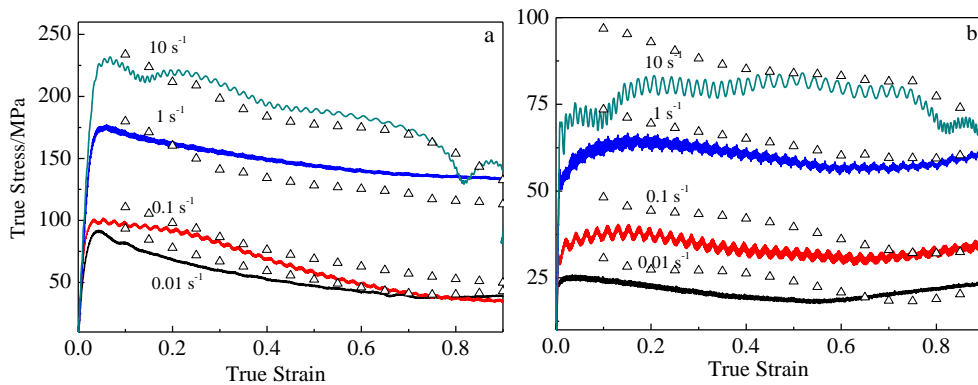


图 11 流动应力的计算值与实验结果对比

Fig.11 Comparison of experimental and calculated flow stresses of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy at temperatures of 900 °C (a) and 1000 °C (b)

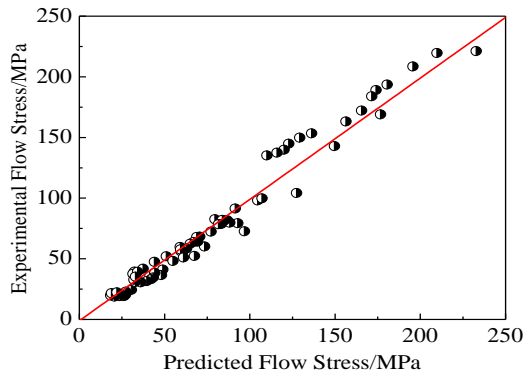


图 12 Ti-6Al-4V-0.1Ru 流动应力的预测值与实验值对比

Fig.12 Comparison of experimental and predicted flow stresses of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy

3 结 论

1) Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金在高温下的流变应力对变形速率和变形温度较为敏感,流变应力随着应变的增加先升高到一个峰值后逐步减弱而后趋于稳定。峰值应力随着变形温度的升高而降低,并且随着变形速率的增大而增大。

2) 在热变形过程中,变形温度低于 950 °C 时,主要的软化机制为动态回复,当变形温度高于 950 °C 时,软化机制主要以动态再结晶为主,并产生流变应力稳态现象。

3) 通过使用线性回归的方法建立了 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的 Arrhenius 本构模型,计算得到该合金的热激活能为 720.477 kJ/mol,应变速率敏感指数为 4.809。

4) 在 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金热压缩试验数据的基础上建立了引入应变参数的流变应力预测模型,可较为准确的预测变形温度 800~1100 °C 之间,应变速率 0.01 到 10 s⁻¹ 之间 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金的流变应力,准确率达到 96.9%,对于 Ti-6Al-4V-0.1Ru 钛合金加工制备石油管材具有重要的指导意义。

参考文献 References

[1] Gu Tan(谷 坛), Huo Shaoquan(霍绍全), Li Feng(李 峰) *et al. Chemical Engineering of Oil & Gas*(石油与天然气化工)[J], 2008, 37(S): 63

[2] Ye Dengsheng(叶登胜), Ren Yong(任 勇), Guan Bin(管 彬) *et al. Natural Gas Industry*(天然气工业)[J], 2009, 29(3): 77

[3] Du Wei(杜 伟), Li Helin(李鹤林). *Petroleum Tubular Goods & Instrument*(石油管材与仪器)[J], 2015, 1(5): 1

[4] Ye Dengsheng(叶登胜), Ren Yong(任 勇), Guan Bin(管 彬)

et al. Natural Gas Industry(天然气工业)[J], 2009, 29(3): 77

[5] Schutz R W, Watkins H B. *Mater Sci Eng A*[J], 1998, 243: 305

[6] Liu Qiang(刘 强), Song Shenying(宋生印). *Oil Field Equipment*(石油矿场机械)[J], 2014, 43(12): 89

[7] Gao Wenping(高文平), Lv Xianghong(吕祥鸿), Xie Junfeng(谢俊峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 151

[8] Schutz R W. *NACE Corrosion/97*[C]. Houston, TX: NACE International, 1997: 32

[9] Schutz R W. *Platinum Metals Review*[J], 1996, 40(2): 54

[10] Schutz R W, Horrigan J M, Bednarowicz T A. *NACE Corrosion/98*[C]. Houston, TX: NACE International, 1998: 261

[11] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G. *Mater Sci Eng A*[J], 2000, 284: 184

[12] Qu Y D, Wang M M, Lei L M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2012, 555: 99

[13] Xu Yong(徐 勇), Yang Xiangjie(杨湘杰), He Yi(何 毅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1321

[14] Zhu Xiaoxian(朱晓弦), Chang Hui(常 辉), Xie Yingjie(谢英杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 205

[15] Meng Q G, Bai C G, Xu D S. *J Mater Sci Technol*[J], 2018, 34: 679

[16] Luo J, Li M Q, Yu W X *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2009, 504: 90

[17] Tomashov N D, Altovsky R M, Chernova G P. *J Electrochem Soc*[J], 1961, 108(2): 113

[18] Uhlig H H. *The Corrosion Handbook*[M]. New York, NY: J Wiley & Sons, 1948: 1144

[19] Murray J L. *Phase Diagrams of Brine Titanium Alloys, Monograph Series on Alloy Phase Diagrams*(Materials Park)[M]. OH: ASM International, 1987: 240

[20] Lingen E van der, Sandenbergh R F. *Corrosion Sci* [J], 2001 43: 577

[21] Sellars C M, Tegart W J. *Acta Metall*[J], 1966(14): 1136

[22] Liu X Y, Pan Q L, He Y B *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2009, 500: 150

[23] Chen Z Y, Xu S Q, Dong X H. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2008, 21(6): 451

[24] Dong Y, Zhang C S, Guan G Q. *Mater Des*[J], 2016 (92): 983

[25] Gangolu S, Rao A G, Sabirov I. *Mater Sci Eng A*[J], 2016, 655: 256

[26] Shi Z X, Yan X F, Duan C H. *J Alloy Compd*[J], 2015, 652: 30

[27] Zhao J W, Ding H, Zhao W J *et al. J Alloy Compd* [J], 2013, 574: 407

High Temperature Behavior and Constitutive Model of Ti-6Al-4V-0.1Ru Titanium Alloy Used for Oil Country Tubular Goods

Liu Qiang^{1,2}, Bai Qiang², Tian Feng², Yu Yang¹, Hui Songxiao¹, Song Shengyin²

(1. State Key Laboratory for Fabrication & Processing of Nonferrous Metals, Beijing General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

(2. State Key Laboratory for Performance and Structural Safety of Petroleum Tubular Goods and Equipment Materials, CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an 710077, China)

Abstract: The hot deformation behavior of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy was investigated by isothermal compression on Gleeble-3500 thermal simulator under the conditions of deformation temperature ranging from 800 °C to 1100 °C and strain rate ranging from 0.01 s⁻¹ to 10 s⁻¹. The results reveal that the peak stress of Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy increases with decreasing the deformation temperature and increasing the strain rate. The softening mechanism is dynamic recovery below 950 °C and dynamic recrystallization above 950 °C. The constitutive equation of Ti-6Al-4V-0.1Ru alloy was calculated by a linear regression analysis in two phase regions in the form of Arrhenius-type relationships. It is found that the apparent activation energies are calculated to be 720.477 kJ/mol and strain rate sensitivity index is 4.809. By introducing the influence of strain on the material constants of α , n , A and Q , the fixed constitutive model of flow stress was established. Through comparing the experimental and predicted results, the correlation coefficient reaches 96.9%, illustrating that this constitutive model had better prediction precision.

Key words: oil country tubular goods; Ti-6Al-4V-0.1Ru titanium alloy; hot deformation behavior; constitutive modeling; microstructure

Corresponding author: Liu Qiang, Ph. D., Senior Engineer, CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an 710077, P. R. China, Tel: 0086-29-81887814, E-mail: liuqiang030@cnpc.com.cn