

# 基于自洽模型的置氢 Ti6Al4V 合金流动应力预测

牛 勇<sup>1</sup>, 王耀奇<sup>2</sup>, 牛嘉伟<sup>1</sup>, 朱艳春<sup>1</sup>

(1. 太原科技大学 机械工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

**摘 要:** 对不同置氢量 Ti6Al4V 合金在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行了等温压缩实验, 实验温度为 750、800、850、900、950 和 1000 °C, 应变速率为 1 s<sup>-1</sup>。结果表明, Ti6Al4V 合金的流动应力随置氢量增加先减小后增大, 变形温度为 750、800 和 850 °C 时, 置氢量 0.31% (质量分数, 下同) 合金流动应力最低; 变形温度为 900、950、1000 °C 时, 流动应力最小值对应的置氢量分别为 0.17%、0.1% 和未置氢。基于自洽模型建立了置氢 Ti6Al4V 合金高温变形本构模型, 该模型通过调整氢对  $\beta$  相的强化作用和氢对  $\beta$  相转变温度的降低反映置氢对 Ti6Al4V 合金流动应力的影响。与实验结果对比表明, 所建立的本构模型可以准确预测流动应力随置氢量和变形温度的变化。

**关键词:** 置氢; Ti6Al4V 合金; 高温变形; 本构模型

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2499-08

钛合金热氢处理技术建立在氢作为临时合金化元素作用对钛合金相组成、相转变影响的基础上, 通过热氢处理技术可以改善钛合金加工性能, 同时可以改善钛合金微观组织以提高其最终使用性能<sup>[1]</sup>。钛合金热氢处理技术可以应用于提高钛合金高温塑性成形性能、超塑性成形性能、室温塑性成形性能、扩散加工性能; 钛基复合材料的制备; 改善钛合金成型构件的微观组织, 尤其是在不改变构件形状的条件下<sup>[2]</sup>。

置氢提高钛合金高温塑性的主要表现为流动应力降低和高温墩粗出现第 1 个裂纹前的变形极限提高。Kerr 等<sup>[3]</sup>研究表明, Ti6Al4V 合金置氢 0.4% (质量分数), 在 760 °C 锻造时可降低变形抗力 30%, 或者变形抗力相同的情况下降低变形温度 80 °C。近年来, 置氢对近  $\alpha$ <sup>[4-6]</sup>,  $\alpha+\beta$  钛合金<sup>[7]</sup>, 钛基复材<sup>[8]</sup>, 钛铝化合物<sup>[9,10]</sup>以及 TiZrAlV 合金<sup>[11]</sup>等高温变形、超塑成形过程力学行为及微观组织演化的影响得到了深入研究。Li 等<sup>[12]</sup>研究了置氢量对 Ti6Al4V 合金热加工图的影响, Lin 等<sup>[13]</sup>研究了置氢量对 Ti6Al4V/(TiB+TiC)合金热加工图的影响, 并给出优化的加工工艺。置氢还可以在很宽的温度范围内改善  $\beta$  钛合金锻造性能, 尽管变形抗力会升高<sup>[14]</sup>。

为了研究复杂的成形过程, 建立准确的流动应力模型非常关键<sup>[15]</sup>。一般认为, 对  $\alpha$  型,  $\alpha+\beta$  型钛合金,

变形温度一定时, 流变应力随置氢量增加先减小后增大; 流动应力最小值对应的置氢量随变形温度的升高而降低。流变应力变化是因为  $\beta$  相的增加、氢对  $\alpha$  相的软化作用和氢致  $\beta$  相硬化的综合作用。Senkov 等<sup>[16]</sup>研究了置氢纯钛的高温流动行为, 分别以两相流动应力乘上各相体积分数的和求和获得合金流动应力。Shan 等<sup>[17]</sup>研究了置氢对 Ti6Al4V 合金的软化和硬化作用, 并拟合出最优的置氢量以及流动应力随置氢量的变化规律。

本研究对不同置氢量 Ti6Al4V 合金进行等温压缩实验, 基于自洽模型建立置氢量 Ti6Al4V 合金高温变形本构模型, 通过调整氢对  $\beta$  相的强化作用和氢对  $\beta$  相转变温度的降低进行置氢 Ti6Al4V 合金流动应力的预测。

## 1 自洽模型介绍

自洽模型基于 Hill<sup>[18]</sup>提出的线弹性固体力学方法, 并扩展到线粘性不可压缩材料的情况<sup>[19]</sup>。对于由线性粘性不可压缩固体组成的材料, 两相受力都可以用式 (1) 进行建模:

$$\sigma_i = k_i^L \dot{\epsilon}_i \quad (1)$$

其中,  $\sigma_i$  为流动应力,  $\dot{\epsilon}_i$  为应变速率,  $k_i^L$  为线性粘度系数, 下标 ( $i=1, 2$ ) 代表第 1、2 相。组合体的线性粘度系数  $k_{sc}^L$  可由式 (2) 求得。

收稿日期: 2021-07-06

基金项目: 国家自然科学基金 (52075509); 太原科技大学博士启动基金 (20192007, 20202050)

作者简介: 牛 勇, 男, 1981 年生, 博士, 高级工程师, 太原科技大学机械工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 2019005@tyust.edu.cn

$$k_{sc}^L/k_1^L = \left(\frac{1}{6}\right) \left\{ 3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1) + \sqrt{[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1)]^2 + 24\rho} \right\} \quad (2)$$

其中,  $\rho = k_2^L/k_1^L$ ,  $f$  为第 1 相体积分数。当每一相表示为幂函数的形式时 (式 3), 并且假设各相应变速率敏感指数相等  $m_1=m_2=m$  时, 已知  $k_1$  和  $k_2$ , 组合体的粘度系数  $k$  由式 (4) 求解。

$$\sigma_i = k_i \dot{\epsilon}_i^m \quad (3)$$

$$k/k_1 = \min_{\rho \geq 0} \left\{ \left( k_{sc}^L/k_1^L \right)^{(m+1)/2} \cdot \left[ f + (1-f) \cdot \rho^{(m+1)/(m-1)} \cdot \left( k_2/k_1 \right)^{2/(1-m)} \right]^{(1-m)/2} \right\} \quad (4)$$

当  $k$  确定以后, 组合体的流动应力  $\sigma_{ov}$  根据式 (5) 求得,  $\dot{\epsilon}_{ov}$  为组合体应变速率。根据自洽模型的定义, 组合体应力与每一相应力关系为式 (5), 组合体应变速率与每一相应变速率的关系为式 (6), 由式 (6) 可以推导出式 (7), 根据式 (4)、(7) 推导出第一相的应变速率与组合体应变速率的比值, 见式 (8) [20]。

$$\sigma_{ov} = k \dot{\epsilon}_{ov}^m = f k_1 \dot{\epsilon}_1^m + (1-f) k_2 \dot{\epsilon}_2^m \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon}_{ov} = f \dot{\epsilon}_1 + (1-f) \dot{\epsilon}_2 \quad (6)$$

$$\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_{ov} = [1 - f(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_{ov})]/(1-f) \quad (7)$$

$$k/k_1 = f(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_{ov})^m + \left\{ (1-f)^{1-m} (k_2/k_1) [1 - f(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_{ov})]^m \right\} \quad (8)$$

Semiatin 等 [20] 假设对于 Ti6Al4V 合金中的  $\alpha$  相和  $\beta$  相, 每一相的流动应力表示为公式 (9) 和 (10), 将式 (1) ~ (8) 下标 ( $i=1, 2$ ) 分别代表第  $\alpha$ 、 $\beta$  相,  $f$  为  $\alpha$  相体积分数, 建立了 Ti6Al4V 合金流动应力模型。

$$\sigma_\alpha = \left\{ K_\alpha \left[ \exp(Q_\alpha/RT) \right] \right\}^{m_\alpha} \dot{\epsilon}^{m_\alpha} = k_\alpha \dot{\epsilon}^{m_\alpha} \quad (9)$$

$$\sigma_\beta = \left\{ K_\beta \left[ \exp(Q_\beta/RT) \right] \right\}^{m_\beta} \dot{\epsilon}^{m_\beta} = k_\beta \dot{\epsilon}^{m_\beta} \quad (10)$$

其中,  $K_\alpha$ 、 $K_\beta$  分别为  $\alpha$  相和  $\beta$  相强度系数, 这 2 个参数可以表示成元素成分的函数, 见式 (11)、(12)、(13),  $Q_\alpha$ 、 $Q_\beta$  分别为  $\alpha$  相和  $\beta$  相变形激活能,  $R$  为气体常数,  $T$  为热力学温度。

$$\lg K_\alpha = 0.37Al - 3.375 \quad (11)$$

$$\lg K_\beta = 3.387 \lg V_{eq} - 1.769 \quad (12)$$

$$V_{eq} = V + 0.27Al + 0.0Sn + 2Mo + 0.3Zr + C \quad (13)$$

Vo 等 [21] 引入  $Al_{eq}$  修改了  $V_{eq}$  从而适应近  $\alpha$  钛合金流动应力预测的需要。Fan 等 [22] 为  $\alpha$  相和  $\beta$  相建立了内变量模型, 采用自洽模型将两相组合在一起。

## 2 实验过程及结果

实验用材料为 Ti6Al4V 棒材, 试样尺寸为  $\Phi 8$  mm  $\times$  12 mm。置氢时, 试样经表面清洗后, 置入管式置氢炉中, 抽真空至  $10^{-3}$  Pa, 以约  $5 \text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$  的速度加热至置氢温度  $750 \text{ }^\circ\text{C}$ , 向置氢炉中置入一定量的高纯氢气, 炉内氢分压趋于平衡后保温 2 h, 以大约  $10 \text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$  的速度冷却至室温。通过控制平衡氢分压得置氢量 0.1%、0.17%、0.31%、0.45%、0.65%、0.75% 的 Ti6Al4V 合金。置氢量的确定采用高精度物理天平 (精确到  $10^{-5}$  g) 通过称重法确定。采用金相法测定了不同置氢量合金  $\beta$  相转变温度 ( $T_\beta$ ), 未置氢合金  $T_\beta$  为  $975 \text{ }^\circ\text{C}$ , 置氢量 0.1% 合金  $T_\beta$  为  $910 \text{ }^\circ\text{C}$ , 置氢量 0.17% 合金  $T_\beta$  为  $875 \text{ }^\circ\text{C}$ , 置氢量 0.31% 的  $T_\beta$  为  $820 \text{ }^\circ\text{C}$ , 置氢量 0.45%、0.55% 和 0.75% 的  $T_\beta$  为  $810 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

在 Gleeble-1500D 热模拟机上对不同置氢量 Ti6Al4V 合金进行了等温恒应变速率热模拟压缩实验。试样以  $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$  的速度加热到变形温度, 保温 3 min 后以恒定应变速率压缩到要求的压下量 50%, 压缩完成后空冷到室温。

图 1 为置氢 Ti6Al4V 合金热模拟压缩变形时的典型应力-应变曲线。流动应力随应变增加而增大, 达到峰值后随应变增加减小, 大应变处出现近稳态流动; 在  $\alpha+\beta$  相区变形时, 随应变增加合金软化明显,  $\beta$  相区变形时, 很快出现稳态变形, 软化不明显。图 2 为峰值流动应力随置氢量的变化。由图 2 可知, 变形温度一定时, 峰值流动应力随置氢量增加呈先减小后增大的趋势。变形温度为  $750$ 、 $800$  和  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 置氢量 0.31% 合金流动应力最低, 下降幅度分别达到 57%、60%、62%。变形温度为  $900$ 、 $950$ 、 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 流动应力最小值对应的置氢量分别为 0.17%、0.1% 和未置氢。 $\alpha+\beta$  两相区变形时, 置氢可以显著降低 Ti6Al4V 合金流动应力,  $\beta$  相区变形时, 置氢起强化作用。

金相 (OM) 试样经机械抛光而成, 所用腐蚀剂为 HF:HNO<sub>3</sub>:C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>O<sub>3</sub> = 1:1:3。光学金相实验在 OLYMPUS BX41M 光学显微镜下进行。图 3 至图 7 分别为未置氢、0.1%H、为 0.17%H、0.45%H 和 0.75%H 合金不同温度变形后的微观组织。分析表明, 随变形温度升高, 不同置氢量合金初生  $\alpha$  相含量减少。分析图 3 表明, 未置氢合金在变形温度为  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 初生  $\alpha$  相比较多,

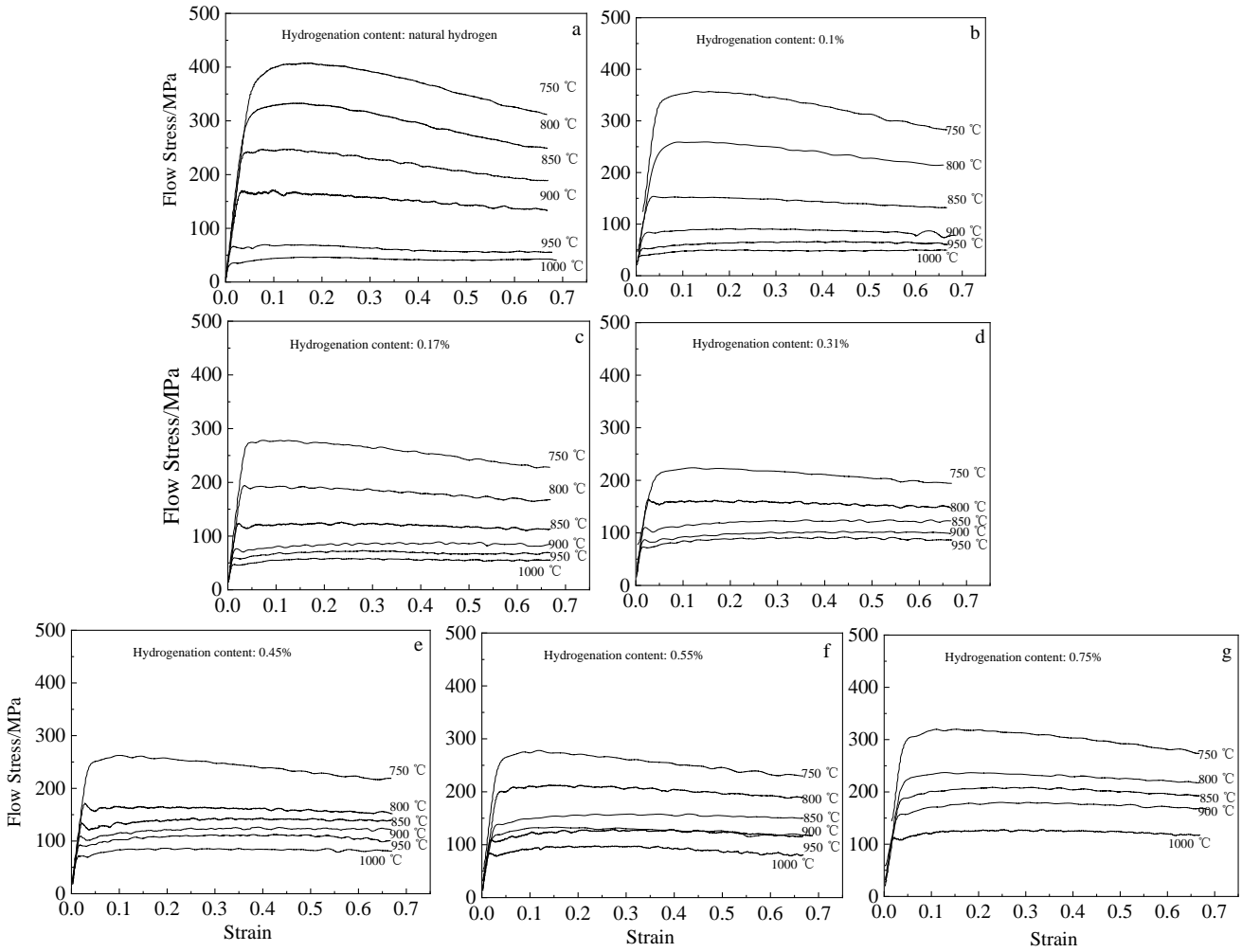


图 1 不同置氢量 Ti6Al4V 合金热模拟压缩时的流动应力-应变曲线

Fig.1 Flow stress-strain curves in the isothermal compression of Ti6Al4V alloy with different hydrogenation contents: (a) natural hydrogen, (b) 0.1%, (c) 0.17%, (d) 0.31%, (e) 0.45%, (f) 0.55%, and (g) 0.75%

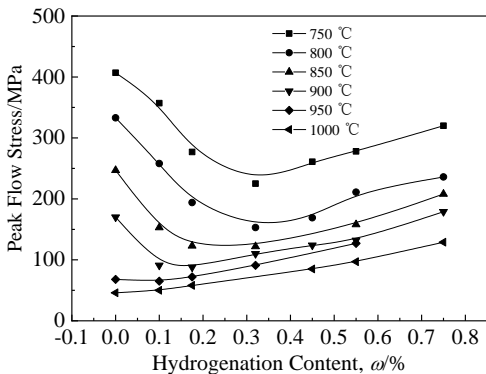


图 2 置氢量对 Ti6Al4V 合金峰值流动应力的影响

Fig.2 Effect of hydrogenation content on peak flow stress of Ti6Al4V alloy

950 °C 时，初生  $\alpha$  相含量很少，1000 °C 时进入  $\beta$  相区变形。置氢量 0.1% 合金在变形温度为 850 °C 时，初生  $\alpha$  相比较多，900 °C 时初生  $\alpha$  相含量已经很少，950 °C 时进入  $\beta$  相区变形，如图 4 所示。置氢量 0.17% 合金在变形温度为 800 °C 时，初生  $\alpha$  相比较多，850 °C 时初生  $\alpha$  相含量很少，900 °C 时进入  $\beta$  相区变形，如图 5 所示。置氢量 0.45% H 和 0.75% H 合金在变形温度为 800 °C 时初生  $\alpha$  相含量已经很少，850 °C 时进入  $\beta$  相区变形，如图 6 和 7 所示。比较图 3 至图 7 表明，随置氢量增加，Ti6Al4V 合金在更低的温度进入  $\beta$  相区变形，同时，置氢量较低时进入  $\beta$  相区变形的温度下降更快。这是由于当置氢量小于 0.31% 时， $\beta$  相转变温度快速降低；置氢量大于 0.31% 时，由于发生共析转变， $\beta$  相转变温度下降幅度很小，与本研究置氢合金  $\beta$  相转变温度测定结果以及文献[23]中 Ti6Al4V-xH 相图

一致。 $\beta$  相为体心立方结构，比密排六方结构  $\alpha$  相有更多的滑移系，塑性更好，流动应力低。 $\alpha+\beta$  相区变形时，随置氢量增加流动应力下降； $\beta$  相区变形时，由于氢的强化作用，随置氢量增加流动应力上升；流动应力最小值对应的置氢量随变形温度的升高而降低；变形温度一定时，流动应力最小值对应的置氢量为该温度作为  $\beta$  相转变温度对应的置氢量<sup>[17]</sup>。

### 3 建模过程

在应用 Semiatiin 等<sup>[20]</sup>的自洽模型时，需要合金不同温度的  $\alpha$  相体积分数  $f_\alpha$  以及各相的化学成分。对未置氢 Ti6Al4V 合金，两相区变形时  $\alpha$  相体积分数  $f_\alpha$  可由式 (14) 求得<sup>[22]</sup>。本研究考虑置氢对  $\beta$  转变温度的影响从而影响  $\alpha$  相体积分数  $f_\alpha$ ，将式 (14) 中的  $T_\beta$  设

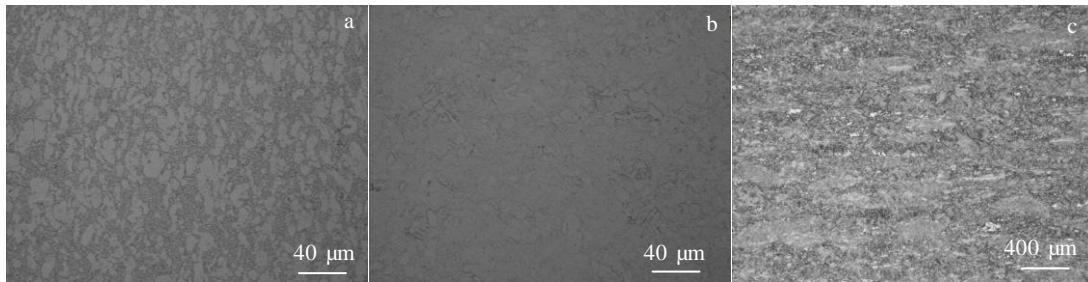


图 3 变形温度对未置氢 Ti6Al4V 合金压缩变形后微观组织的影响

Fig.3 Effect of deformation temperature on the optical microstructures of the deformed Ti6Al4V alloy as received: (a) 900 °C, (b) 950 °C, and (c) 1000 °C

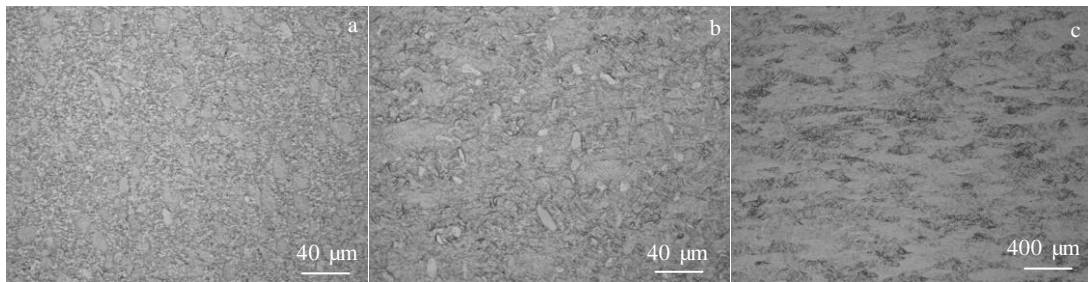


图 4 变形温度对置氢 0.1%Ti6Al4V 合金压缩变形后微观组织的影响

Fig.4 Effect of deformation temperature on the optical microstructures of the deformed Ti6Al4V alloy with hydrogenation content of 0.1%: (a) 850 °C, (b) 900 °C, and (c) 950 °C

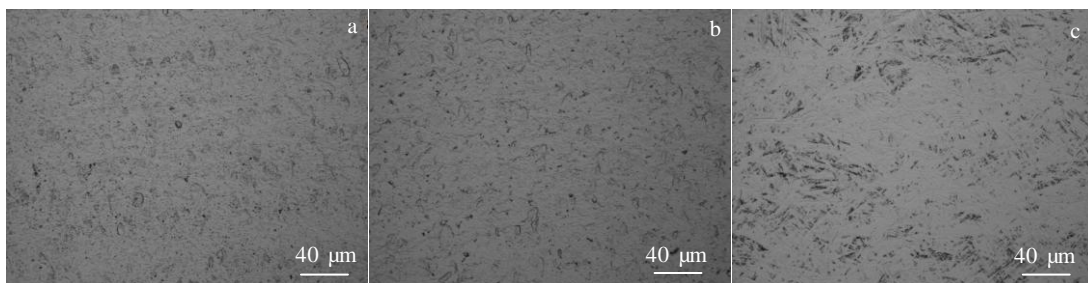


图 5 变形温度对置氢 0.17%Ti6Al4V 合金压缩变形后微观组织的影响

Fig.5 Effect of deformation temperature on the optical microstructures of the deformed Ti6Al4V alloy with hydrogenation content of 0.17%: (a) 800 °C, (b) 850 °C, and (c) 900 °C

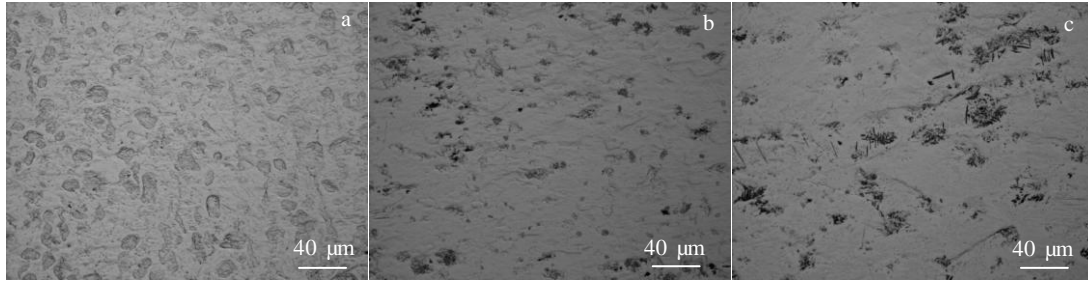


图 6 变形温度对置氢 0.45%Ti6Al4V 合金压缩变形后微观组织的影响

Fig.6 Effect of deformation temperature on the optical microstructures of the deformed Ti6Al4V alloy with hydrogenation content of 0.45%: (a) 750 °C, (b) 800 °C, and (c) 850 °C

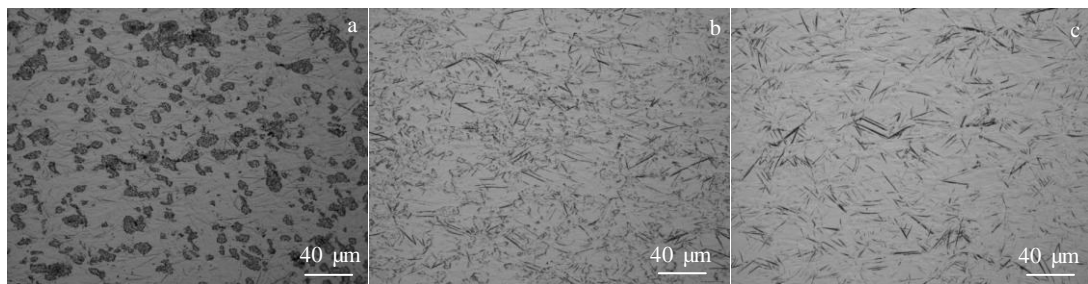


图 7 变形温度对置氢 0.75%Ti6Al4V 合金压缩变形后微观组织的影响

Fig.7 Effect of deformation temperature on the optical microstructures of the deformed Ti6Al4V alloy with hydrogenation content of 0.75%: (a) 750 °C, (b) 800 °C, and (c) 850 °C

定为不同置氢量合金的  $\beta$  转变温度从而获得置氢合金不同变形温度的  $\alpha$  相体积分数。

$$f_{\alpha} = 0.82 \left\{ 1 - \exp \left[ -0.012 (T_{\beta} - T) \right] \right\} \quad (14)$$

Semiatin 等<sup>[20]</sup>研究表明，铝和钒在  $\alpha$  相中的浓度随温度变化不大，质量分数约为 7.2%Al 和 2%V；而这 2 种元素在  $\beta$  相中浓度随温度变化比较大。按照 Fan 等<sup>[22]</sup>的假设， $\alpha$  相中铝和钒的浓度随温度不变， $\beta$  相中 2 种元素的浓度根据两相体积分数求得。作为  $\beta$  稳定元素，氢在  $\beta$  相中的浓度高于氢在  $\alpha$  相的浓度<sup>[23]</sup>。本研究不考虑氢在两相中的浓度差异，仅考虑铝和钒在  $\beta$  相中浓度随温度的变化。同时，考虑氢对  $\beta$  相的硬化作用，将式 (13) 改为式 (15)。

$$V_{eq} = V + 0.27Al + 0.3Sn + 2Mo + 0.3Zr + Cr + (15H) \quad (15)$$

建模过程为，根据式 (14) 求得置氢钛合金在变形温度时两相体积分数，由式 (11)、(12)、(15) 计算  $K_{\alpha}$ 、 $K_{\beta}$ 。根据文献[18]， $m_{\alpha}$ 、 $m_{\beta}$ ，分别取 0.2~0.22 和 0.22~0.24； $Q_{\alpha}$  为 273 kJ/mol， $Q_{\beta}$  为 160 kJ/mol。根据式 (9)、(10) 计算  $k_{\alpha}$ 、 $k_{\beta}$ 。由  $k_{\alpha}$ 、 $k_{\beta}$  以及  $f_{\alpha}$  按照式 (4) 求得  $k$ ，并将  $m$  近似为  $(m_{\alpha} + m_{\beta})/2$ ，由式 (5) 计

算流动应力，模型计算结果如图 8 所示。由式 (5)、(6)、(7)、(8) 计算两相对变形的贡献。

## 4 讨论

### 4.1 模型预测结果

分析图 8 表明，本研究建立的模型可以准确地预测流动应力随置氢量以及变形温度的变化规律。对置

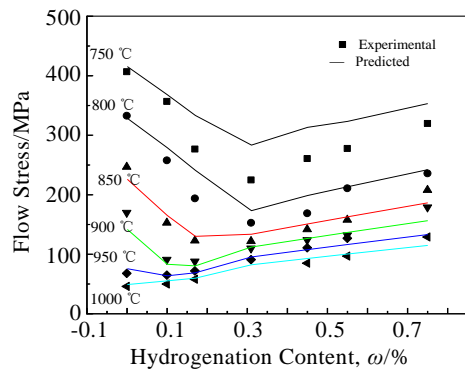


图 8 不同置氢量合金流动应力实验值和预测值对比

Fig.8 Comparison between the experimental and predicted flow stress of alloys with different hydrogenation contents

氢合金 750 °C 变形时流动应力预测值普遍大于实验值, 这可能是由于没有考虑置氢对  $\alpha$  相的软化作用以及氢在两相中浓度差异所致。同时, 对于不同温度  $\alpha$  相体积分数也是通过置氢对  $\beta$  相转变温度的影响估算, 也影响模型预测精度。为了进一步提高模型预测精度, 下一步需要精确考虑氢对两相体积分数、各元素分布的影响。图 9 所示为  $\alpha$  相和  $\beta$  相以及合金粘度系数预测值随温度的变化,  $\alpha$  相强度高于  $\beta$  相很多; 随置氢量增加,  $k_\alpha/k_\beta$  由大约 3 降至大约 2。图 10 所示为  $\alpha$  相和  $\beta$  相应变速率预测值, 随变形温度升高,  $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_{ov}$ 、 $\dot{\epsilon}_\beta/\dot{\epsilon}_{ov}$  均减小; 随置氢量增加,  $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_{ov}$  先减小后增

大; 随置氢量增加,  $\dot{\epsilon}_\beta/\dot{\epsilon}_{ov}$  减小。

#### 4.2 氢的强化和软化作用

分析图 2 表明, 置氢 Ti6Al4V 合金  $\beta$  相区变形时, 流动应力随置氢量增加而增加, 这主要是由于氢的固溶强化作用。Senkov 等<sup>[16]</sup>研究了置氢对纯钛  $\beta$  相的强化作用, 并将强化作用表示成原子分数浓度二次方的形式, 这是一种在体心立方晶格中的强化作用。氢致  $\beta$  相强化的原因包括, 固溶原子引起晶格畸变, 晶界氢原子阻碍晶界活动, 同时高置氢量钛合金中会出现短程有序相<sup>[17]</sup>。对置氢 (TiB+TiC)/Ti6Al4V 复材高温变形表明, 温度低于 850 °C 会生成近网状结构, 引起

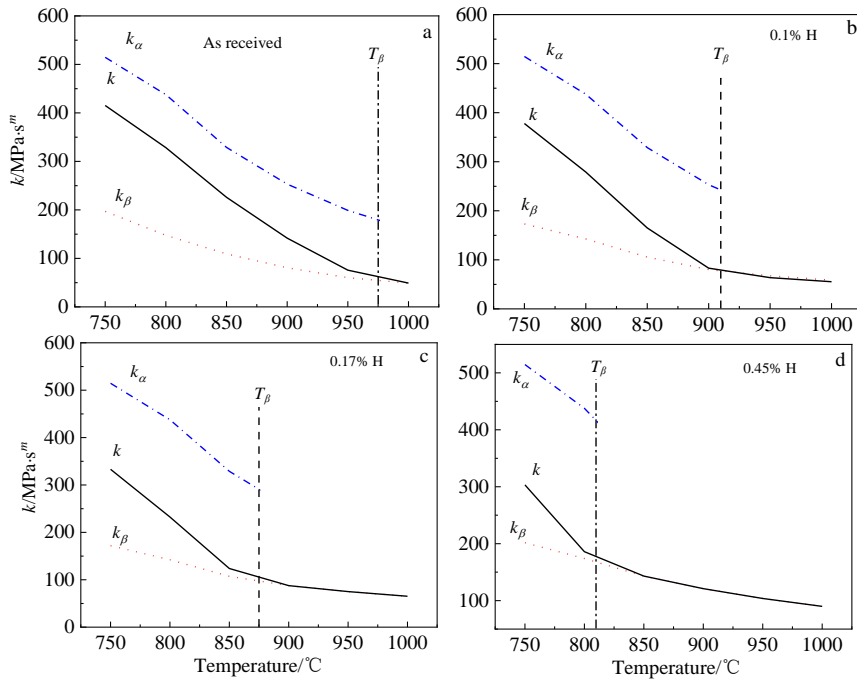


图 9 不同置氢量下  $\alpha$  相和  $\beta$  相以及合金粘度系数预测值随温度的变化

Fig.9 Predicted viscosity coefficients of  $\alpha$  and  $\beta$  phases and alloy overall with different hydrogenation contents as a function of temperature: (a) as received, (b) 0.1%, (c) 0.17%, and (d) 0.45%

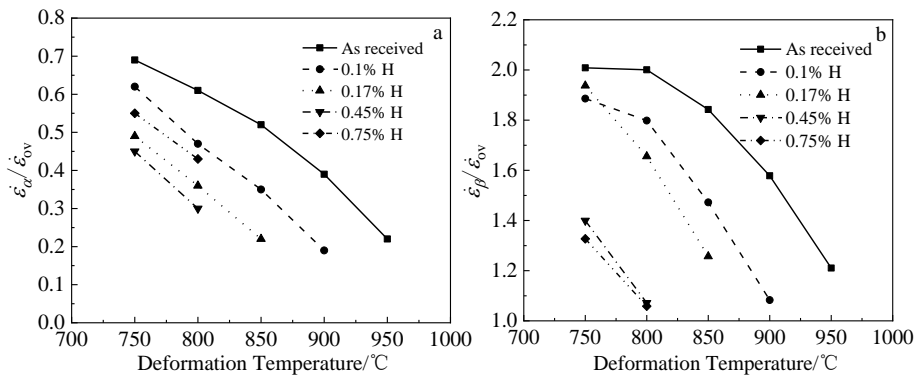


图 10  $\alpha$  相和  $\beta$  相应变速率预测值

Fig.10 Predicted strain rates in  $\alpha$  and  $\beta$  phases: (a)  $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_{ov}$  and (b)  $\dot{\epsilon}_\beta/\dot{\epsilon}_{ov}$

强化作用<sup>[24]</sup>。Zhao 等<sup>[25]</sup>对置氢 Ti6Al4V 合金  $\beta$  相区变形后微观组织分析表明, 氢致孪晶是引起强化的重要因素。Zong 等<sup>[26]</sup>对置氢 Ti40 合金研究表明晶粒细化会引起硬化。本研究建立的流动应力模型可以准确地预测置氢的强化作用。

置氢引起流动应力下降的主要因素是氢作为  $\beta$  稳定元素增加了  $\beta$  相体积分数<sup>[16]</sup>; 置氢促进  $\alpha$  相动态再结晶<sup>[24]</sup>。本研究设定置氢 Ti6Al4V 合金  $\beta$  相体积分数增加主要和相转变温度相关, 在此基础上建立的流动应力模型可以准确地预测置氢合金的软化作用。

## 5 结 论

1) 置氢对 Ti6Al4V 合金高温变形流动应力影响显著, 在氢的软化和硬化作用下, 流动应力随置氢量增加先减小后增加。

2) 基于自洽模型建立了置氢量 Ti6Al4V 合金高温变形本构模型, 该模型通过调整氢对  $\beta$  相的强化作用和氢对  $\beta$  相转变温度的降低反映置氢对 Ti6Al4V 合金流动应力的影响。

3) 与实验结果对比表明, 所建立的自洽模型可以准确预测流动应力随工艺参数的变化; 在此基础上讨论了置氢对应变速率分配的影响。

### 参考文献 References

- [1] Froes F H, Senkov O N, Qazi J I. *International Materials Reviews*[J], 2004, 49(3-4): 227
- [2] Goltsov V A. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1999, 293-295: 844
- [3] Kerr W R, Smith P R, Rosenblum M E *et al. Titanium, 80 Science and Technology*[C]. Warrendale: TMS-AIME, 1980: 2477
- [4] Li M Q, Luo J, Niu Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(24-25): 6626
- [5] Zhang Xuemin, Zhao Yongqing, Zeng Weidong. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2010, 35(9): 4354
- [6] Zhao J W, Ding H, Hou H L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 491(1-2): 673
- [7] Yuan Baoguo, Yu Haiping, Li Chunfeng. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(12): 2943
- [8] Lu Junqiang, Qin Jining, Lu Weijie *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 500(1-2): 1
- [9] Zhang Y, Zhang S Q, Tao C. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 1997, 22(2-3): 125
- [10] Ma Tengfei(马腾飞), Chen Ruirun(陈瑞润), Guo Jingjie(郭景杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 20
- [11] Tang Min(唐 敏), Chen Lijun(陈莉君), Wang Xuan(王 轩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 568
- [12] Li M Q, Zhang W F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 502(1-2): 32
- [13] Lin Xuejian, Dong Fuyu, Zhang Yue *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2019, 44(16): 8641
- [14] He W J, Zhang S H, Song H W *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 61(1): 16
- [15] Lin Yongcheng, Chen Xiaomin. *Materials & Design*[J], 2011, 32(4): 1733
- [16] Senkov O N, Jonas J J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(7): 1869
- [17] Shan D B, Zong Y Y, Lv Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2008, 58(6): 449
- [18] Hill R. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1965, 13(4): 213
- [19] Suquet P M. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1993, 41(6): 981
- [20] Semiatin S L, Montheillet F, Shen G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(8): 2719
- [21] Vo P, Jahazi M, Yue S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 447(1-2): 99
- [22] Fan X G, Yang H. *International Journal of Plasticity*[J], 2011, 27(11): 1833
- [23] Sun Pei, Zak Fang Z, Koopman Mark *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 29
- [24] Wang Xuan, Wang Liang, Luo Liangshun *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2017, 42(5): 3380
- [25] Zhao Jingwei, Ding Hua, Jiang Zhengyi *et al. Materials & Design (1980-2015)*[J], 2014, 54: 967
- [26] Zong Yingying, Huang Shuhui, Wang Yaoqi *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2014, 39(7): 3498

## Flow Stress Prediction of Hydrogenated Ti6Al4V Alloy Based on Self-Consistent Model

Niu Yong<sup>1</sup>, Wang Yaoqi<sup>2</sup>, Niu Jiawei<sup>1</sup>, Zhu Yanchun<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

**Abstract:** The isothermal compression tests of hydrogenated Ti6Al4V alloy at deformation temperatures of 750, 800, 850, 900, 950 and 1000 °C and strain rate of  $1 \text{ s}^{-1}$  were carried out on a Gleeble-1500 thermal simulator. The results show that the flow stress of Ti6Al4V alloy decreases first and then increases with the increase of hydrogen content. When the deformation temperature is 750, 800 and 850 °C, the flow stress of alloy at hydrogenation content of 0.31 wt% is the lowest. When the deformation temperature is 900, 950 and 1000 °C, the hydrogenation content corresponding to the minimum flow stress is 0.17%, 0.1% and as received, respectively. The high temperature deformation constitutive model of hydrogenated Ti6Al4V alloy was established based on the self-consistent model. The model reflects the effect of hydrogen on the flow stress of Ti6Al4V alloy by adjusting the strengthening effect of hydrogen on  $\beta$  phase and reducing the transition temperature of  $\beta$  phase. Compared with the experimental results, it is shown that the model can predict the variation of flow stress with hydrogenation content and deformation temperature well.

**Key words:** hydrogenation; Ti6Al4V alloy; high temperature deformation; constitutive model

---

Corresponding author: Wang Yaoqi, Ph. D., Professor, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701237, E-mail: xiaoqigh@sina.com