

粉末冶金 TC4 钛合金热压缩动态软化行为分析

刘荣娥^{1,2}, 王宝雨¹, 冯鹏妮¹, 胡树山^{1,2}

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 鄂尔多斯应用技术学院, 内蒙古 鄂尔多斯 017000)

摘要: 对粉末冶金 TC4 钛合金在温度为 850~950 °C, 应变速率为 0.1~10 s⁻¹ 范围内进行热模拟压缩实验获得了应力-应变曲线, 建立了材料本构方程, 描述了粉末冶金 TC4 钛合金的流变行为。进一步对动态软化行为进行了分析, 并计算了各种因素对软化的影响程度。结果表明: 变形温度越低, 应变速率越小, 流动软化程度越大; 在应变速率为 1 和 10 s⁻¹ 时, 主要是变形热导致流动软化; 当应变速率为 0.1 s⁻¹, 温度为 850 和 900 °C 时, 有变形热、动态相变和 α 相形态演化 3 种软化因素, 且温度越低, α 相形态演化导致的软化占比越大, 温度增加, 动态相变软化所占比例增加; 当应变速率为 0.1 s⁻¹, 变形温度为 950 °C 时, 有变形热和动态相变 2 种软化因素, 随着变形量增加, 动态相变软化所占比例增大。

关键词: 粉末冶金 TC4 钛合金; 动态软化; 变形热; 动态相变; α 相形态演化

中图分类号: TG146.23; TG115.5⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2447-08

钛合金因具有密度低、比强度高、抗腐蚀、耐高温及裂纹扩展敏感度低等优点被广泛应用于航空航天及海洋工程等领域^[1]。相比钢铁、铝、铜等材料, 钛合金变形抗力大, 热成形工艺范围窄, 给其成形质量和性能控制带来了很大的难度, 成为众多学者研究的热点。

钛合金材料在热变形过程中会伴随有加工硬化及流动软化等流变行为的发生, 这些行为会对成形过程造成重要影响, 因此各国学者针对钛合金的热变形行为及软化机制进行了大量的研究^[2-4]。Sun 等^[5]研究了微观组织演变对 TC17 变形行为的影响, 研究表明随着应变的增加, 动态再结晶是主要的软化机制; Li 等^[6]认为片层组织的动态球化是 TC16 钛合金的流动软化的主要机制; Luo 等^[7]对 TC6 钛合金流动软化和微观组织演变进行研究, 结果表明片层 α 相的旋转、动态回复和少量的球化是造成流动软化的主要原因; Guo^[8]和 Jing 等^[9]研究发现, $\alpha+\beta$ 两相钛合金在热变形过程中 β 相含量增加, 认为是由于晶界的应力集中导致发生了动态相变, 并系统分析了动态相变对流动软化的影响。以上这些研究成果对钛合金的成形控制具有重要意义, 但目前大多数研究主要围绕铸态或锻造钛合金进行, 而针对粉末冶金钛合金变形软化行为的研究较少, 材料的不同初始状态对材料的变形行为有很大

影响。因此本实验基于已有的研究成果, 对粉末冶金钛合金的变形行为进行研究, 分析流动软化原因, 并计算其对流动软化的作用程度。

1 实验

本实验采用材料为粉末冶金 TC4 钛合金, 其化学成分如表 1 所示, β 相转变温度为 990 °C, 经排水法测得的平均相对密度约为 98% (理论密度为 4.43 g/cm³), 其初始组织为片层组织, 并有晶间 α 相存在, 如图 1 所示, 图中黑色的为 α 相, 白色的为 β 相。

通过 Gleeble 热模拟试验机对粉末冶金 TC4 钛合金进行一系列热压缩实验获得其真应力-真应变曲线。压缩试样尺寸为直径 8 mm, 高度 15 mm, 实验温度为 850, 900, 950 °C, 应变速率为 0.1, 1, 10 s⁻¹, 压缩量分别为试样高度的 20%, 40%, 60%。在试样中间表面焊接热电偶用于检测温度, 在试样端部放置石墨片以减小试样和夹头的摩擦。变形过程中, 首先将试样以 5 °C/s 的速度进行加热至实验温度, 保温 5 min, 使试样均匀受热, 然后进行压缩。压缩后快速水冷, 保留其高温组织。将压缩后试样沿轴线切开, 进行机械研磨、抛光、腐蚀, 然后采用扫描电子显微镜 (SEM) 对微观组织进行观察, 并用 Image Pro Plus software 对 α 相的体积分数进行定量统计。

收稿日期: 2020-08-03

基金项目: 国家自然科学基金 (51875036)

作者简介: 刘荣娥, 女, 1983 年生, 博士生, 北京科技大学机械工程学院, 北京 100083, 电话: 010-82375671, E-mail: 707296715@qq.com

表 1 粉末冶金 TC4 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of powder metallurgy TC4

titanium alloy ($\omega\%$)							
Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti
6.2	4.12	0.15	0.009	0.03	0.17	0.003	Bal.

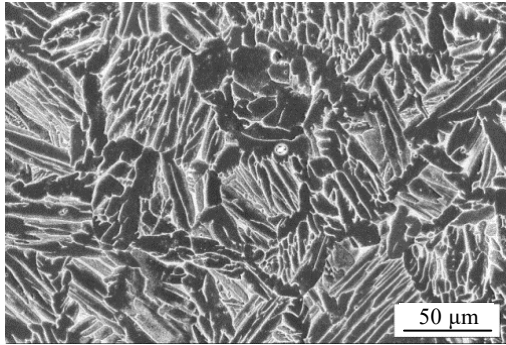


图 1 粉末冶金 TC4 钛合金初始微观组织

Fig.1 Initial microstructure of powder metallurgy TC4 titanium alloy

2 粉末冶金 TC4 钛合金变形行为及本构方程

粉末冶金 TC4 钛合金在不同温度和应变速率下的真应力-真应变曲线如图 2 所示。由图可知，在初始变形阶段，由于加工硬化，流动应力迅速增加并达到峰值；随着变形量的增加，应力逐渐减小，流动应力曲线呈现连续的动态软化。变形温度越高、应变速率越小，则流动应力越小。这是由于在高的应变速率下，位错快速堆积，没有足够的时间合并湮灭，导致流动应力增加。而高的变形温度，可以加速位错的攀移和湮灭，导致流动应力降低。与 Seshacharyulu 等^[10]实验中用传统的冶金方法制备的 Ti6Al4V(ELI)钛合金相比，在相同的变形条件下，粉末冶金 TC4 钛合金的流动应力偏低。造成这种差别的原因可能是由于材料中化学成分的差异及初始微观组织的不同，如不同相的体积分数、 α 相的形态及尺寸等都会对变形行为产生影响。

根据对以上对真应力-应变曲线特征的分析，可知粉末冶金 TC4 钛合金变形时硬化和软化同时发生，考虑到应变对流动应力的影响，采用指数硬化函数和软化方程建立粉末冶金 TC4 钛合金的流动应力方程如下式^[11]：

$$\sigma = \sigma_p \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{k_1}, \quad \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma_p + (\sigma_s - \sigma_p) \left[1 - \exp(1 - B\varepsilon) \right]^{k_2}, \quad \varepsilon > \varepsilon_p \quad (2)$$

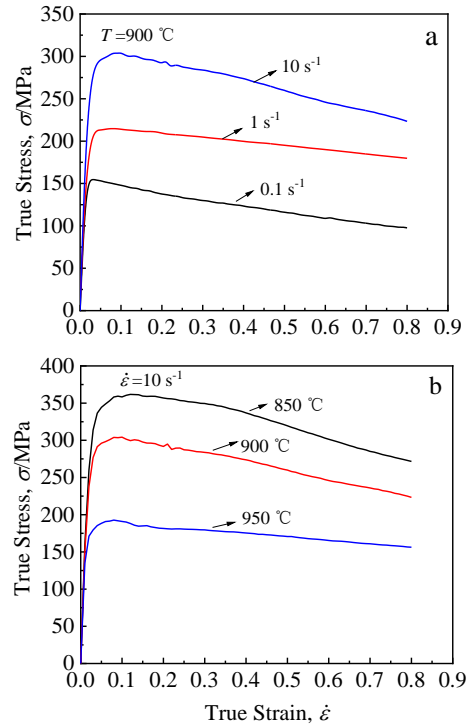


图 2 粉末冶金 TC4 钛合金真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of powder metallurgy TC4 titanium alloy: (a) $T=900\text{ }^\circ\text{C}$ and (b) $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$

式中， σ 为流动应力， ε 为应变， ε_p 是对应峰值应力 σ_p 的峰值应变， σ_s 为稳态应力，本实验取真应变为 0.8 时的应力为稳态应力， B, k_1, k_2 为材料常数。其中峰值应力和稳态应力为温度和应变速率的函数，表达如下：

$$\sigma = A \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \dot{\varepsilon}^m \quad (3)$$

式中， Q 为热变形激活能 (kJ mol^{-1})， R 为气体摩尔常数，值为 $8.314\text{ J K}^{-1}\text{ mol}^{-1}$ ， T 为热力学绝对温度， A 为材料常数， m 为应变速率敏感性指数。不同实验工况下的峰值应力和稳态应力如表 2 所示。

表 2 不同工况下的峰值应力和稳态应力

Table 2 Peak stress and steady stress under different working conditions

Temperature/ $^\circ\text{C}$	Strain rate/ s^{-1}	Peak stress/MPa	Steady stress/MPa
850	0.1	189.37	114.52
	1	275.71	214.52
	10	361.70	271.70
900	0.1	155.33	97.63
	1	214.84	179.72
	10	304.20	223.30
950	0.1	58.01	45.60
	10	192.74	156.30

通过对热压缩实验获得的应力-应变曲线进行拟合可以计算得到本构方程中的材料常数，最终确定的本构方程为：

$$\sigma_p = 0.0089 \exp\left(\frac{11558.49}{T}\right) \dot{\varepsilon}^{0.1718} \quad (4)$$

$$\sigma_s = 0.0252 \exp\left(\frac{10029.39}{T}\right) \dot{\varepsilon}^{0.2178} \quad (5)$$

$$\sigma = \sigma_p \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \right]^{0.3535}, \quad \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (6)$$

$$\sigma = \sigma_p + (\sigma_s - \sigma_p) \left[1 - \exp(1 - 7.6348\varepsilon) \right]^{6.6407}, \quad \varepsilon > \varepsilon_p \quad (7)$$

将实验数据和通过本构方程的预测结果进行比较如图 3 所示。利用相关性系数 R 、平均相对误差 AARE 和均方根误差 RMSE 进行精度分析，计算公式如下^[6]：

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (8)$$

$$\text{AARE} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (9)$$

$$\text{RMSE} = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (E_i - P_i)^2} \quad (10)$$

其中， E_i 和 P_i 分别表示应力的实验值和预测值， \bar{E} 和 \bar{P} 分别表示实验数据和预测数据的平均值， N 为数据点个数。计算得二者的相关性系数 R 为 99.68%，平均相对误差 AARE 为 2.66%，均方根误差 RMSE 为 6.52 MPa，预测值与实验值有较好的一致性。结果表明，上述本构方程能较好地描述粉末冶金 TC4 钛合金高温变形时的流变行为。

3 动态软化行为分析

3.1 变形热对动态软化的影响

流动应力的软化程度可以用流动软化指数 f_s 表示^[12]为：

$$f_s = (\sigma_p - \sigma_s) / \sigma_p \quad (11)$$

其中， σ_p 为峰值应力， σ_s 为稳态应力。不同温度和应变速率下的流动软化指数如图 4 所示。结果表明，在实验参数范围内，温度相同时，应变速率为 0.1 s^{-1} 时，流动软化程度最大；应变速率为 $0.1, 1 \text{ s}^{-1}$ 时，温度越低，流动软化程度越大。

研究表明，在较高应变速率的变形过程中产生的变形热（温升） ΔT 是引起流动软化的一个重要原因， ΔT 可以表示为^[13]：

$$\Delta T = \frac{0.95\eta}{\rho c} \int \sigma d\varepsilon \quad (12)$$

其中， η 为绝热修正系数（当应变速率为 $0.1, 1$ 和 10 s^{-1} 时分别为 $0.48, 0.88, 0.98$ ）， ρ 为材料理论密度，值为 $4.43 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$ ， c 为比热 ($\text{J kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$)。利用实验所得应力-应变值，通过公式 (12) 计算得到不同温度、应变及应变速率下的变形热（温升） ΔT 如图 5 所示。由图可见，在较低的温度和较高应变速率时， ΔT 的值较大。当应变速率为 10 s^{-1} ，应变为 0.8 ，温度为 $850, 900$ 和 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时， ΔT 的值分别为 $61.74, 51.09$ 和 $33.54 \text{ }^\circ\text{C}$ ；当应变速率降低到 0.1 s^{-1} 时，各变形温度下的温升 ΔT 降低为 $14.55, 12.02, 4.88 \text{ }^\circ\text{C}$ ，且温升随应变近似呈线性规律变化。

在一定的应变和应变速率下，由于变形热引起的热应力偏差 $\Delta\sigma_{\text{heat}}$ 可根据式(13)进行计算：

$$\Delta\sigma_{\text{heat}} = \left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \Delta T \quad (13)$$

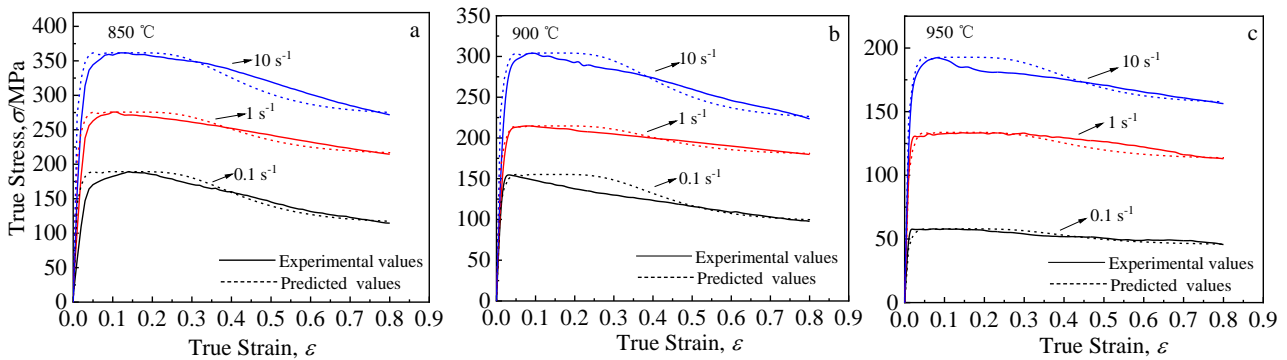


图 3 粉末冶金 TC4 钛合金流动应力预测值与实验值比较

Fig.3 Comparison between predicted and experimental values of flow stress of powder metallurgy TC4 titanium alloy: (a) $850 \text{ }^\circ\text{C}$, (b) $900 \text{ }^\circ\text{C}$, and (c) $950 \text{ }^\circ\text{C}$

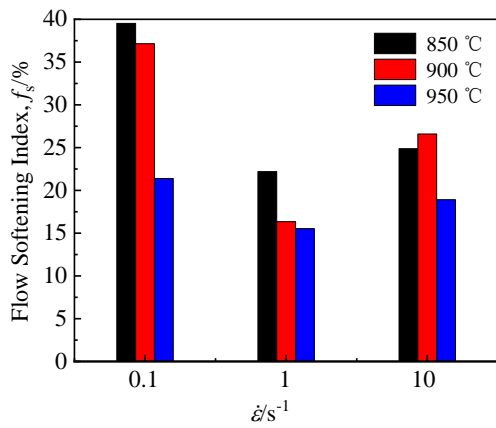


图 4 不同温度和应变速率下的流动软化指数 f_s

Fig.4 Flow softening index at different temperatures and strain rates

经热应力偏差 $\Delta\sigma_{\text{heat}}$ 修正后的流动应力曲线如图 6 所示。由图 6 可以看出，在应变速率为 1 和 10 s^{-1} 时，变形热引起的温升是造成流动软化的主要原因。结合

图 5 可以发现，温度越低，流动软化程度越大。主要是由于温度越低，在变形初期的晶格畸变越大。位错密度越大，峰值应力越高。随着变形的进行，产生的变形热较大，且温升速度较快，使得在其他条件相同的情况下，在较低变形温度时，流动软化程度较大。在较低的应变率 0.1 s^{-1} 时，经温升软化的应力偏差修正后，流动软化程度仍然很明显，表明还存在其他的软化机制。这也可能是在相同变形温度时，应变率为 0.1 s^{-1} 时流动软化程度较大的原因。应变率为 0.1 s^{-1} 时，温升对流动软化的作用占比较小，在变形温度为 850、900 和 950 °C 时温升引起的软化占比分别为 5.183%、5.332% 和 7.096%。下面主要对应变率为 0.1 s^{-1} 时的软化行为进行分析。

3.2 动态相变对流动软化的影响

动态相变首先在碳钢中发现，被用于细化铁素体晶粒，以获得好的强韧性^[14-16]。近期在钛合金中也发现了动态相变现象，并且发现它是钛合金流动软化的重要因素之一。

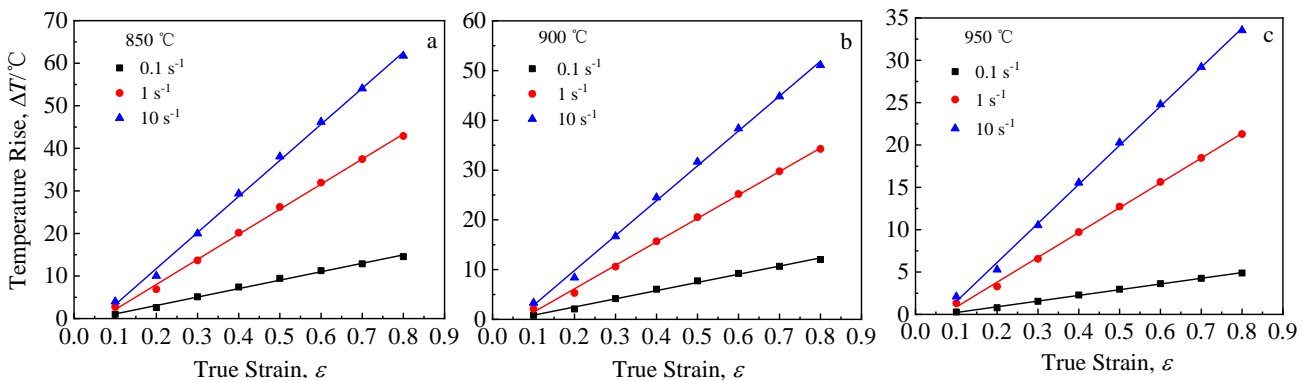


图 5 不同温度和应变率下温升与应变的关系曲线

Fig.5 Relationship curves between temperature rise and strain at different temperatures and strain rates: (a) 850 °C , (b) 900 °C , and (c) 950 °C

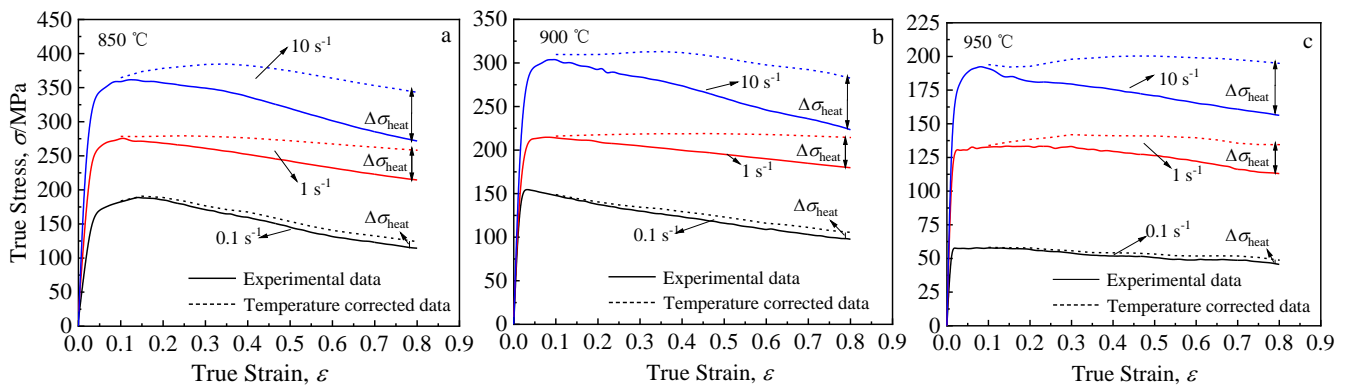


图 6 热应力偏差修正前后的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves before and after thermal stress deviation correction: (a) 850 °C , (b) 900 °C , and (c) 950 °C

应变率为 0.1 s^{-1} 时不同变形量下粉末冶金 TC4 合金的微观组织如图 7 所示。由图可以发现，在相同的变形温度下，随着变形量的增加， α 相的含量明显减少。由于在此情况下变形热很小，其对相变的影响可以忽略，因此可以推断，在较低的应变速率下变形时发生了应变诱发相变，即动态相变。

John 等^[17]，Guo 等^[18-21]，Li 和 Yang 等^[22]等对几种典型的钛合金的动态相变进行了深入研究，确定了动态相变的临界条件和驱动力，并分析了动态相变对 α 相体积分数和流动软化的影响。

动态相变与流动软化的关系可以通过自洽模型进行建立，该模型首先由 Hill^[23]开发用于线弹性材料，后来经 Suquet^[24]发展为幂指数形式用于描述粘塑性材料。线性情况下，每种相的本构关系可以描述为：

$$\sigma_i = k_i^L \dot{\varepsilon}_i \quad (14)$$

其中， σ_i 为流动应力， $\dot{\varepsilon}_i$ 为应变速率， k_i^L 为线粘性系数，下标 i 表示两相钛合金中的 α 相或 β 相。总的线粘性系数可以表达为^[23]：

$$k_{\alpha+\beta}^L / k_\alpha^L = \frac{1}{6} \left\{ 3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1) + \sqrt{[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1)]^2 + 24\rho} \right\} \quad (15)$$

式中， f 为 α 相的体积分数， ρ 为 k_β^L / k_α^L 。根据 Oikawa 等^[25,26]的研究可知， α 相钛合金和 β 相钛合金的线粘性系数分别可以表示为：

$$k_\alpha^L = K_\alpha(\text{Al})[\exp(273000/RT)] \quad (16)$$

$$k_\beta^L = K_\beta(\text{V})[\exp(160000/RT)] \quad (17)$$

其中， R 为气体常数， T 为绝对温度。 $K_\alpha(\text{Al})$ 和 $K_\beta(\text{V})$ 分别为 α 相和 β 相的强度系数，与合金元素的含量有关，其关系式可以表达为^[27]：

$$\lg K_\alpha(\text{Al}) = 0.37\text{Al} - 3.375 \quad (18)$$

$$\lg K_\beta(\text{V}) = 3.387 \lg V_{\text{eq}} - 1.769 \quad (19)$$

其中，Al 表示 α 钛合金中 Al 元素的含量， V_{eq} 为 β 钛合金中 V 元素的相当含量，其表达式为：

$$V_{\text{eq}} = \text{V} + 0.27\text{Al} + 2\text{Mn} + 0.3\text{Zr} + \text{Cr}$$

在 TC4 钛合金中， α 相的成分在 $700\sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 的温度范围内变化很小^[28]，经检测粉末冶金 TC4 钛合金变形温度范围内 α 相中 Al 含量为 7.65%，V 含量为 2.79%。 β 相中合金元素的含量可以根据质量平衡，通过下式计算^[21]：

$$C_m = (C_0 - f_\alpha C_\alpha) / (1 - f_\alpha) \quad (20)$$

其中， C_0 表示合金元素的总含量， f_α 表示 α 相的体积分数， C_m 表示合金元素在 β 基体中的含量， C_α 表示 α 相中合金元素的含量。以此，根据不同的 α 相体积分数可以计算出不同工况下 β 相中各合金元素的含量，进而计算出 $k_\beta(\text{V})$ 。

用于描述粘塑性材料的幂指数形式的自洽模型^[23]为：

$$\sigma_i = k_i \dot{\varepsilon}_i^m \quad (21)$$

则钛合金总的粘塑性系数 $k_{\alpha+\beta}$ 可以表示为^[24]：

$$k_{\alpha+\beta} / k_\alpha = \min_{\rho \geq 0} \left\{ \begin{aligned} & (k_{\alpha+\beta}^L / k_\alpha^L)^{(m+1)/2} \cdot [f + (1-f)\rho]^{(m+1)/(m-1)} \\ & (k_\beta^L / k_\alpha^L)^{2/(1-m)} \rho^{(1-m)/2} \end{aligned} \right\} \quad (22)$$

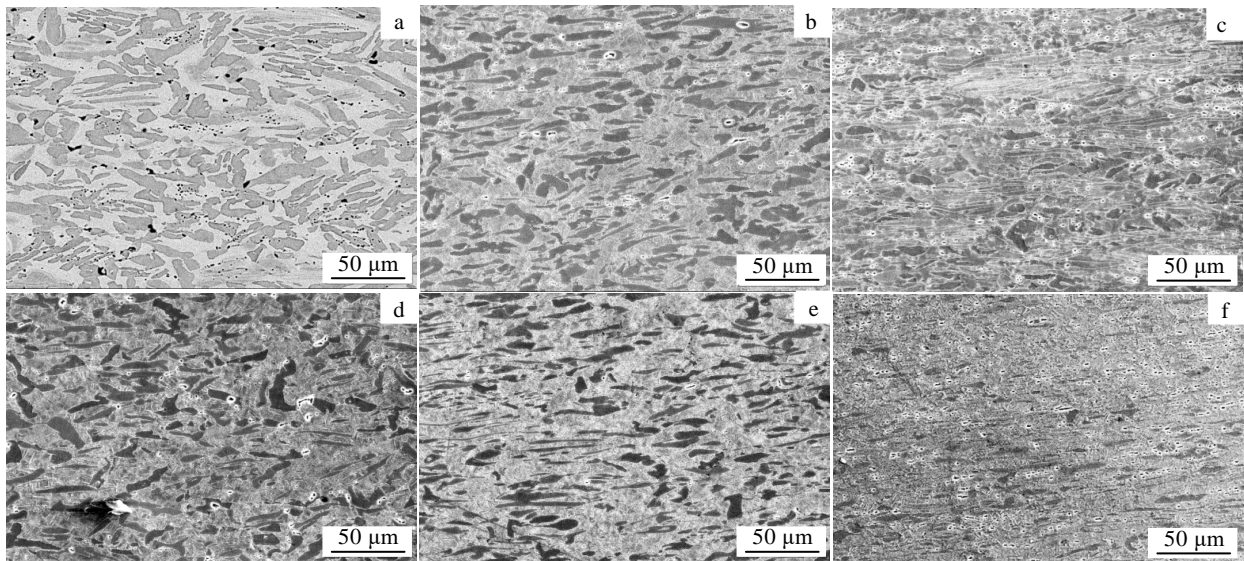


图 7 应变率为 0.1 s^{-1} 时不同变形程度下粉末冶金 TC4 合金的微观组织

Fig.7 Microstructures of PM TC4 alloys under different deformation degree at strain rate of 0.1 s^{-1} : (a) $900 \text{ }^\circ\text{C}/20\%$, (b) $900 \text{ }^\circ\text{C}/40\%$, (c) $900 \text{ }^\circ\text{C}/60\%$, (d) $950 \text{ }^\circ\text{C}/20\%$, (e) $950 \text{ }^\circ\text{C}/40\%$, and (f) $950 \text{ }^\circ\text{C}/60\%$

其中, m 为应变率敏感性指数, 将式(15)代入式(22), 则可计算出不同应变下的 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 。 α 相体积分数与 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 随应变的变化如图 8 所示。可见, $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 随应变的变化规律与 α 相的体积分数的变化规律一致。动态相变的连续软化可以通过 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 的变化进行描述^[21]:

$$f_{dt} = \frac{(k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha})_p - (k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha})_{\varepsilon}}{(k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha})_p} \quad (23)$$

其中: f_{dt} 表示由动态相变引起的软化占比, $(k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha})_{\varepsilon}$ 为应变为 ε 时的 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 值, $(k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha})_p$ 为峰值应变时的 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 值。经计算在应变速率为 0.1 s^{-1} , 温度为 850、900 和 950 $^{\circ}\text{C}$, 变形达到稳态应变时由动态相变引起的软化占比分别为 8.87%、16.87%、18.27%。

由动态相变软化引起的应力偏差值可通过下式计算:

$$\Delta\sigma_{dt} = f_{dt}\sigma_p \quad (24)$$

经应力偏差值 $\Delta\sigma_{dt}$ 修正后的应力如图 9 所示。由图可见, 温度越高, 经修正后的应力越接近实验应力峰值, 即温度越高, 动态相变对流动应力的影响越大, 动态相变软化占比越大。

3.3 α 相形态的演化对软化的影响

钛合金的流动应力对相的形态 (特别是 α 相的形态) 非常敏感, 研究表明, α 相的片层球化及弯折对流动应力影响很大。从图 7 的微观组织可以看出, 随着压缩变形的进行, 初始的片层 α 相被拉长变薄, 部分 α 相发生球化, 多数 α 相片层发生了旋转, 方向由任意方向逐渐转向与压缩方向成 45° 角, 直至和变形方向垂直。拉长变薄的 α 相有利于位错的移动, 因此变形阻力减少, 变形更加容易发生, 使得流动应力减小。因此经计算在应变速率为 0.1 s^{-1} 下变形时, 各种软化因素对流动应力的影响及所占比例可以表达为如图 10 所示。由图可知, 当温度为 950 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为

0.1 s^{-1} 时主要有变形热和动态相变 2 种软化因素, 随着变形量的增加, 动态相变软化所占比例增大; 850

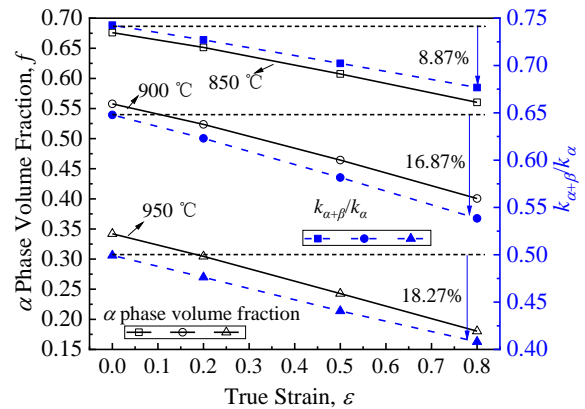


图 8 应变速率为 0.1 s^{-1} 时 α 相体积分数 f 和 $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ 随应变的变化

Fig.8 Variation of α phase volume fraction f and $k_{\alpha+\beta}/k_{\alpha}$ with strain at $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

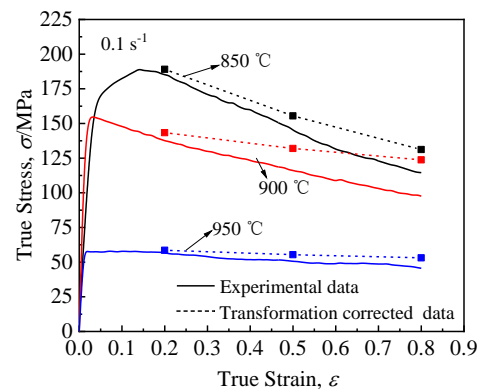


图 9 动态相变应力偏差修正前后的应力值

Fig.9 Stress values before and after correction of dynamic phase transformation stress deviation

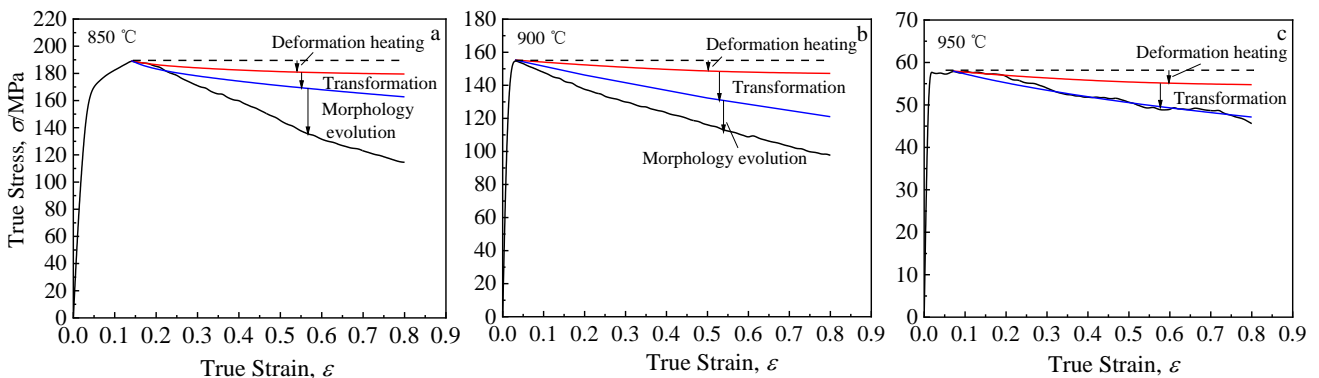


图 10 应变速率为 0.1 s^{-1} 时各种软化因素对流动软化的影响程度

Fig.10 Influence degree of various softening factors on flow softening at $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ and different temperatures: (a) 850 $^{\circ}\text{C}$, (b) 900 $^{\circ}\text{C}$, and (c) 950 $^{\circ}\text{C}$

和 900 °C 时,有变形热、动态相变和 α 相形态演化 3 种因素共同作用,且随着温度降低, α 相形态的演化导致的软化占主导,温度增加,动态相变软化所占比例增加。

4 结 论

1) 粉末冶金 TC4 钛合金流变行为存在加工硬化和连续的动态软化特性,考虑应变对软化的影响,基于硬化模型和软化方程建立了粉末冶金 TC4 钛合金的本构方程,该方程能较好地描述粉末冶金 TC4 钛合金高温变形时的流变行为。

2) 温度越低,应变速率越小,流动软化程度越大;变形热受温度和应变速率的影响较大,且随应变呈线性规律变化。当温度为 850 °C、应变速率为 10 s^{-1} 时,变形热引起的温升为 61.74 °C,当温度为 950 °C、应变速率为 0.1 s^{-1} 时,温升降低为 4.88 °C。

3) 在应变速率为 1 和 10 s^{-1} 时,变形热是导致流动软化的主要原因;在应变速率为 0.1 s^{-1} 时存在应变诱发的动态相变,在温度为 850、900 和 950 °C 时动态相变软化的占比分别为 8.87%、16.87% 和 18.27%。

4) 在应变速率为 0.1 s^{-1} 下,温度为 850 和 900 °C 时动态软化主要由变形热、动态相变和 α 相形态演化 3 种因素共同作用。温度较低时, α 相形态的演化导致的软化占主导,随着温度增加,动态相变软化占比增加;变形温度为 950 °C 时,主要有变形热和动态相变 2 种软化因素,随着变形量的增加,动态相变软化占比增大。

参考文献 References

- [1] Leyens C, Peters M. Translated by Chen Zhenhua(陈振华). *Titanium and Titanium Alloys*(钛和钛合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003
- [2] Wang Kehuan, Liu Gang, Huang Ke *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 708: 149
- [3] Ghasemi E, Zarei-Hanzaki A, Farabi E *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1706
- [4] Lin Y C, Huang J, Li H B *et al. Vacuum*[J], 2018, 157: 83
- [5] Sun J Z, Li M Q, Li H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 730: 533
- [6] Li Junling, Wang Baoyu, Huang He *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 748: 1031
- [7] Luo Jiao, Ye Peng, Han Wenchao *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(7): 1430
- [8] Guo Baoqi, Semiatin S L, Liang Jiantao *et al. Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2018, 49: 1450
- [9] Jing L, Fu R D, Wang Y P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 434
- [10] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Morgan J T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 279: 289
- [11] Shuai Meirong, Huang Qingxue, Qin Jianping *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(6): 952
- [12] Wu Chuan, Huang Liang, Li Changmin. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 773: 138 851
- [13] Semiatin S L, Bieler T R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 3565
- [14] Hodgson P D, Hickson M R, Gibbs R K. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(10): 1179
- [15] Hickson M R, Hurley P J, Gibbs R K *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33: 1019
- [16] Luo Haiwen. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8259
- [17] Jonas John J, Aranas Jr Clodualdo, Fall Ameth *et al. Materials and Design*[J], 2017, 113: 305
- [18] Foul Anes, Aranas Jr Clodualdo, Guo Baoqi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 722: 156
- [19] Aranas Jr Clodualdo, Foul Anes, Guo Baoqi *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 133: 83
- [20] Ji Xiankun, Guo Baoqi, Jiang Fulin *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 36: 160
- [21] Guo Baoqi, Semiatin S L, Jonas John J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 761: 138 047
- [22] Li Kai, Yang Ping. *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(2): 296
- [23] Hill R. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1967, 15(2): 79
- [24] Suquet P M. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1993, 41(6): 981
- [25] Oikawa Hiroshi, Oomori Tsutomu. *Materials Science and Engineering A*[J], 1988, 104: 125
- [26] Oikawa Hiroshi, Nishimura Kazumi, Cui M X. *Scripta Metallurgica*[J], 1985, 19 (7): 825
- [27] Semiatin S L, Montheillet F, Shen G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33: 2719
- [28] Kim Jeoung Han, Semiatin S L, Lee You Hwan *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42: 1805

Dynamic Softening Behavior Analysis of Powder Metallurgy TC4 Titanium Alloy During Hot Compression

Liu Rong'e^{1,2}, Wang Baoyu¹, Feng Pengni¹, Hu Shushan^{1,2}

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Ordos Institute of Technology, Ordos 017000, China)

Abstract: Thermal simulation compression experiments for the powder metallurgy TC4 titanium alloy were carried out at the temperature of 850~950 °C and the strain rate of 0.1~10 s⁻¹, and the stress-strain curves were obtained. The constitutive equation of the material was established, which described the rheological behavior of the powder metallurgy TC4 titanium alloy. Furthermore, the dynamic softening behavior was analyzed, and the influence degree of various factors on softening was calculated. The results show that with the decrease of deformation temperature and the strain rate, the flow softening degree increases. When the strain rate is 1 and 10 s⁻¹, the flow softening is mainly caused by the deformation heat. When the strain rate is 0.1 s⁻¹ and the temperatures are 850 and 900 °C, there are three softening factors: deformation heat, dynamic phase transformation and α phase morphology evolution. As temperature decreases, the softening proportion caused by morphological evolution of α phase increases. With the increase of temperature, the softening proportion of dynamic phase transformation increases. When the strain rate is 0.1 s⁻¹ and the deformation temperature is 950 °C, there are two softening factors: deformation heat and dynamic phase transformation. With the increase of deformation, the proportion of dynamic phase transformation softening increases.

Key words: powder metallurgy TC4 titanium alloy; dynamic softening; deformation heat; dynamic phase transformation; α phase morphological evolution

Corresponding author: Wang Baoyu, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82375671, E-mail: bywang@ustb.edu.cn