

TC21 钛合金动态拉伸行为的率-热效应及其本构关系

李云飞^{1,2}, 曾祥国¹

(1. 四川大学, 四川 成都 610065)

(2. 中国工程物理研究院, 四川 绵阳 621999)

摘要: 对 TC21 两相钛合金材料在不同温度下从准静态到高应变率范围 ($0.001\sim 1200\text{ s}^{-1}$) 的动态拉伸力学行为进行了试验研究。通过静态试验机与分离式 Hopkinson 拉杆装置, 获取了 TC21 钛合金在单轴拉伸载荷下的应力-应变响应曲线。同时通过动态拉伸复元试验方法得到了材料在高应变率下的等温应力-应变响应曲线。由试验结果可见, TC21 钛合金的动态拉伸力学行为具备应变率-温度敏感特性, 其初始屈服应力随应变率增加而增大, 随温度升高而减小, 通过引入 2 个敏感度系数对 TC21 材料的率-热效应进行了探究。同时根据等温试验数据对 Johnson-Cook 唯象本构模型进行修正来描述 TC21 钛合金率-热相关性的本构行为。对比模型预测结果与试验数据, 二者吻合良好, 验证了修正模型的准确性。

关键词: 两相钛合金; 动态拉伸行为; 率-热敏感性; 本构模型

中图分类号: TG146.23; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1760-06

钛合金具备高比强度与优良的耐腐蚀性能, 在航空航天、造船、石油化工等领域得到广泛应用。这些材料在加工制造或工程应用中可能会承受外部高速冲击等极端载荷, 需要了解应变率及温度对结构设计与应用中材料力学响应的影响。近年来对钛合金在不同应变率及温度下的力学特性进行了大量研究报道^[1-10], 但大多数研究主要关注钛合金 (如 Ti-6Al-4V) 在准静态及动态条件下的压缩力学特性^[11-17]。试验研究表明, 压缩力学响应与应变率及温度相关, Ti-6Al-4V 合金的流变应力随应变率增大而增大, 并且发现其应变硬化行为对温度变化的敏感度大于应变率^[15,17]。同时还有部分研究者对钛合金拉/压不对称特性开展了研究, Luntz 等^[18]对 Ti-6-6-2 合金在 $10^{-4}\sim 100\text{ s}^{-1}$ 不同应变率下进行了拉伸与压缩试验测试, 结果发现, 压缩屈服应力值明显大于拉伸屈服应力值, 并且材料在拉压过程中的塑性变形行为、破坏与失效机制都存在差异^[19-22]。而对新型两相钛合金 TC21 在不同温度下的动态拉伸力学行为的研究还比较少。

大多数金属材料的塑性变形过程都存在应变率效应, 而与准静态等温条件下的塑性变形相比, 高速变形产生的塑性功因没有足够时间耗散, 可将高速变形视为绝热变形过程。绝热变形中材料内部会产生明显

温升及力热耦合现象。金属材料高速变形的本构响应实质上是应变率强化、应变硬化与温度软化耦合作用的过程。如何解耦这三者对材料动态响应的影响并建立适合的本构模型, 对准确预测其塑性变形行为至关重要。

迄今有诸多研究者对两相钛合金 Ti-6Al-4V 开展了试验及对本构关系的研究。试验研究表明, Ti-6Al-4V 对应变率、温度等载荷条件高度敏感。同时各种唯象本构、物理本构模型被用于描述钛合金率-热相关性的力学响应。Macdougall 与 Harding 对 Ti-6Al-4V 进行了高应变率下的拉/扭试验测试, 并采用 Zerilli-Armstrong 类型本构关系对动态拉伸力学响应进行预测^[23]。Nemat-Nasser 等测试了 Ti-6Al-4V 在大范围应变率 ($10^{-3}\sim 7000\text{ s}^{-1}$) 和环境温度 (77~1000 K) 下的压缩力学响应, 并基于位错运动的热激活机制提出了一种物理性本构模型^[15]。Khan^[17]与 Roy^[24]等人分别研究了 Ti-6Al-4V 和 Ti6Al4V-0.1B 在高应变率与高温下的压缩力学响应。Kotkunde 等比较了 Johnson-Cook, Fields-Backofen 及 Khan-huang-Liang 唯象本构与 Mechanical Threshold Stress 物理本构模型对 Ti-6Al-4V 力学响应的预测效果^[25]。

综上所述, 目前多数研究主要关注钛合金压缩力学响应的测试与描述, 而对钛合金在不同应变率与温

收稿日期: 2017-06-12

基金项目: 国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金 (U1430119)

作者简介: 李云飞, 男, 1986 年生, 博士生, 中国工程物理研究院总体工程研究所, 四川 绵阳 621999, 电话: 0816-2482384, E-mail: 401Liyf@caep.cn

度下的拉伸行为的试验及本构模型研究少有报道。本实验针对 TC21 新型两相钛合金, 进行不同温度 (296~676 K) 与大范围应变率 (0.001~1200 s⁻¹) 下的动态拉伸行为的试验研究。同时还通过动态拉伸复元试验获取了高应变率下的等温应力-应变曲线, 对绝热变形过程中的温度软化效应进行解耦, 并对 Johnson-Cook 唯象本构模型进行修正, 用来描述 TC21 钛合金在一定应变率、温度范围内的率-热本构关系。

1 动态拉伸试验

1.1 拉伸试验材料与试件

本试验用 TC21 钛合金材料的化学成分如表 1 所示。为了消除锻造组织的不均匀性及材料内部因加工产生的残余应力, 试件需经过高温退火, 空气冷却, 过程如下: 在 960 °C 退火 2 h, 炉内恒温 530 °C 保持 6 h, 然后空冷至室温。通过高温退火热处理后, 可获得性能优异的双相组织。

在动态拉伸试验中所用试件为哑铃型扁平状试件, 如图 1a 所示。试件测试段长 10 mm, 宽 3.5 mm, 厚度为 1.1 mm。所有试件通过沿合金轴向电火花切割方式制作。准静态拉伸试件 (如图 1b) 几何形状与动态拉伸试件相似, 但为了避免端部效应, 测试段长度取为 30 mm。为了保证测试数据良好的可重复性, 每个应变率和温度下的测试均至少重复 3 次以上。

1.2 拉伸试验设备

TC21 钛合金材料准静态拉伸试验按照标准《GB/T2281-2010》在 MTS 810 材料试验机上进行, 应变率为 0.001、0.05 s⁻¹, 初始试验温度分别为 296、476 及 676 K。

表 1 TC21 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 alloy (wt%)

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Nb	Si	C	O	Ti
6.2	1.9	1.7	2.6	1.6	2.0	0.13	0.08	0.09	Bal.

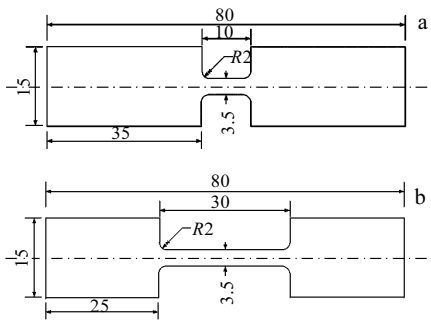


图 1 TC21 拉伸试件示意图

Fig.1 Schematic diagram of TC21 tensile specimen: (a) dynamic and (b) quasi-static

采用分离式 Hopkinson 拉杆试验装置测试材料在 230、500 与 1200 s⁻¹ 不同应变率下绝热变形过程的力学响应, Hopkinson 拉杆试验装置如图 2 所示。试验时旋转盘上的锤头高速撞击撞块, 使与撞块和入射杆相连的前置金属铝杆发生弹塑性变形直至断裂, 从而在入射杆中产生光滑、平稳的拉伸方波脉冲。前置金属短杆的直径控制脉冲的幅值, 其长度以及撞击速度控制脉冲持续时间, 通过改变前置金属短杆的尺寸以及撞击速度, 可以实现不同应变率的拉伸加载。

入射拉伸脉冲经过入射杆向右传播到达试件, 一部分反射回入射杆, 一部分透射进试件和透射杆中, 入射杆和透射杆上的入射 $\varepsilon_i(t)$ 和透射 $\varepsilon_t(t)$ 应变时间信号可由粘贴杆上的应变片获得。基于一维应力波传播理论, 试件中的平均应力、应变和应变率可以分别表示为:

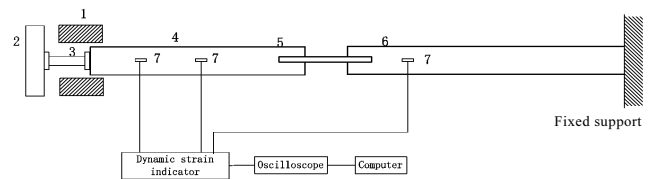
$$\sigma_s(t) = \frac{EA\varepsilon_t(t)}{A_s} \quad (1)$$

$$\varepsilon_s(t) = \frac{2C_0}{l_s} \int_0^t [\varepsilon_i(\tau) - \varepsilon_t(\tau)] d\tau \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{2C_0}{l_s} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_t(t)] \quad (3)$$

式中, A_s 为试件试验段的横截面积, l_s 为试件试验段的长度, C_0 、 A 和 E 分别为透射杆和入射杆的弹性纵波波速、横截面积和弹性模量。入射杆和透射杆由同种材料制成并有相同的横截面积。

利用前置金属短杆产生短拉伸应力脉冲, 可进行高应变率下的反复多次拉伸加载试验 (冲击拉伸复元试验)。该试验技术的关键是如何有效抑制入射杆和透射杆中的二次加载波以避免对试件的二次加载, 为此在入射杆前端设置限位块并在透射杆尾端通过连接套筒设置吸收杆。入射拉伸波在入射杆右端 (试件左端面) 处形成的反射波沿入射杆左行至杆左端后将成拉伸波 (二次加载波) 继续沿杆右行, 通过限位块与杆的相互作用抑制该二次加载波; 透射波经透射杆尾端反射也会对试件造成二次加载, 吸收杆的作用就是使通过连接套筒传递到吸收杆中的透射波的大部分动量留在其中, 以保证一次加载后杆中余波对试件



1. Impact block 2. Impact hammer 3. Prefixed metal bar
4. Incident bar 5. specimen 6. Transmitted bar 7. Strain gauge

图 2 分离式 Hopkinson 拉杆试验装置

Fig.2 Schematic diagram of the split Hopkinson bar apparatus

的影响降到最小。对同一试件连续地实施多次冲击拉伸加卸载试验，依次连接各个加卸载应力-应变曲线的屈服点所得到的包络线即为高应变率拉伸加载下的等温应力-应变曲线。

2 拉伸试验结果

将准静态与动态拉伸试验中得到的工程应力-应变曲线转化后得到真实应力-应变曲线。图 3 为钛合金在 3 种不同环境温度下从准静态到动态拉伸行为的本构响应结果。从图 3a 中可见，在室温下 (296 K) 合金表现出明显的应变率敏感特征。由于在应力-应变曲线上无明显屈服点，取 0.2% 塑性应变时的流变应力为初始屈服应力，应变率对初始屈服行为存在正相关效应。由于应变率硬化效应，高应变率下的初始屈服应力值显著大于准静态下的值，高应变率下的塑性响应与准静态下存在差异。从高应变率下的绝热试验结果可以观察到温度软化效应，这与大部分 fcc、bcc 金属的结果是一致的，与双相钛合金在率敏感压缩试验中观察到的试验结果也是相似的。但温度升高时，应变率对初始屈服及应变硬化同样有着显著的影响。

应变率以及温度对初始屈服应力值的影响如图 4

所示。由图可见，初始屈服应力随着应变率的增加而单调增大，随着温度的升高而单调减小。相比于准静态加载条件，动态加载下的初始屈服应力值对应应变率的变化更敏感。为了更好地评价应变率及温度对 TC21 钛合金材料屈服行为的影响，引入率、温度敏感系数如下所示：

$$\alpha = \frac{\ln(\sigma_{0.2} / \sigma_{0.2}^0)}{\ln(\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0)} \tag{4}$$

$$\beta = \frac{\ln(\sigma_{0.2} / \sigma_{0.2}^0)}{\ln(T / T_0)} \tag{5}$$

根据式 (4) 得到在 296、476 及 676 K 不同温度下的应变率敏感系数值变化较小。在准静态条件下的应变率敏感系数值 α 为 0.005，动态拉伸条件下 α 均接近 0.02，可见在不同应变率范围内 TC21 钛合金拉伸过程中的初始屈服行为特性存在差异。根据式 (5) 可分别得到在不同应变率条件下的温度敏感系数为 -0.415, -0.426, -0.395, -0.41 与 -0.43。发现温度敏感系数随应变率变化，但其敏感系数值基本保持一致。

一般认为，材料变形在应变率小于 0.1 s^{-1} 的情况下为等温变形过程。为了准确了解应变率对材料拉伸应变硬化行为的影响，在室温以及 230 s^{-1} 应变率条件

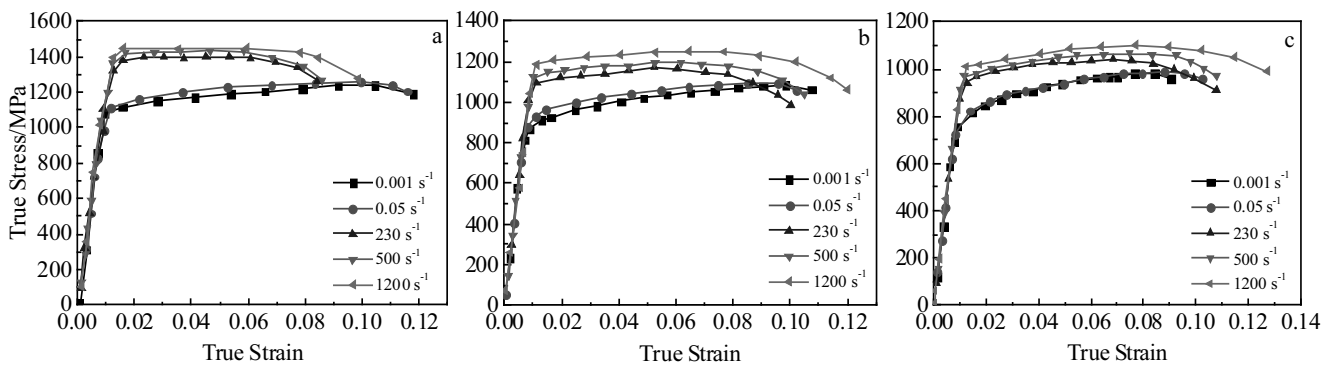


图 3 温度为 296, 476, 676 K 时在不同应变率下的应力-应变曲线

Fig.3 True stress-strain curves obtained at different strain rates and temperatures of 296 K (a), 476 K (b) and 676 K (c)

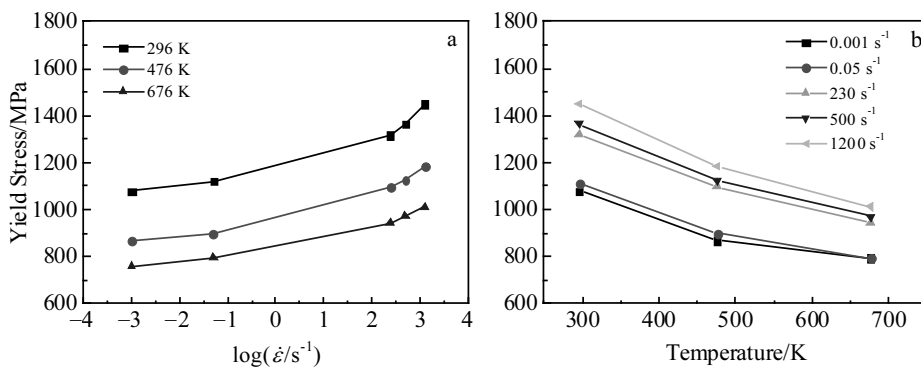


图 4 应变率以及温度对初始屈服应力值的影响

Fig.4 Effects of strain rate (a) and temperature (b) on the initial yield stress

下进行加载-卸载-再加载复元拉伸试验, 结果如图 5 所示。通过连接每次复元试验中的初始屈服点可得到 230 s^{-1} 下的等温应力-应变关系曲线。图 5 还给出了 230 s^{-1} 下的绝热曲线及 0.001 s^{-1} 下的等温曲线, 可以发现 230 s^{-1} 下的绝热曲线与等温曲线存在明显差异, 绝热曲线的应变硬化率明显低于等温曲线。这主要由绝热温升导致温度软化所引起。可见绝热拉伸力学响应是应变率强化、应变硬化与绝热软化效应共同作用的结果。通过 SHTB 动态拉伸复元技术可以将绝热软化效应以试验手段从应变率强化、应变硬化效应中解耦出来。 230 s^{-1} 下的等温响应中的应变硬化行为与准静态下的等温结果相比变化很小, 表明应变率对初始屈服、应变硬化行为的影响存在很大差异。

图 6 为材料在不同应变率 ($0.001, 230 \text{ s}^{-1}$)、温度 ($296, 476 \text{ K}$) 下的等温曲线。比较 $296, 476 \text{ K}$ 准静态下的等温曲线, 不同环境温度下的等温应变硬化率水平几乎一致, 表明在测试温度范围内等温应变硬化率对环境温度不太敏感。这种温度不相关的等温应变硬化行为在 230 s^{-1} 下的等温曲线同样可观察到。

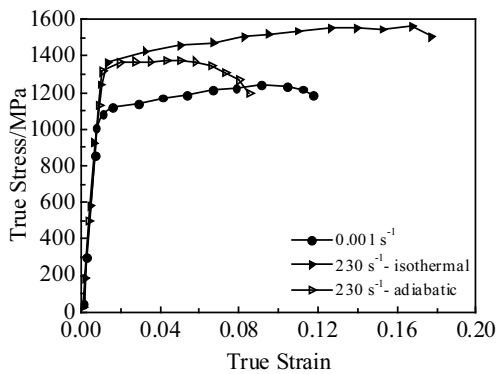


图 5 230 s^{-1} 下绝热曲线与等温曲线的对比

Fig.5 Comparison between isothermal and adiabatic responses at 230 s^{-1} and 296 K

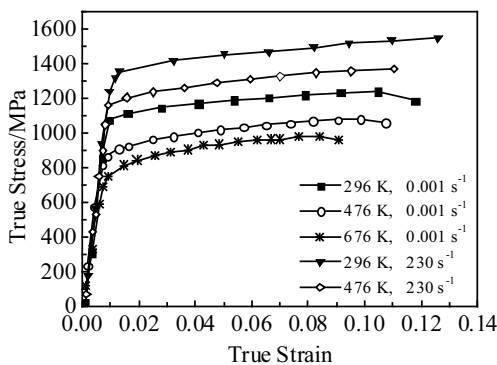


图 6 不同应变率与温度下的等温曲线对比

Fig.6 Comparison of isothermal responses at different strain rates and temperatures

3 动态拉伸行为的本构模型

Johnson 与 Cook 提出了适用于金属在大应变、高应变率及不同温度下的唯象本构模型。该本构模型因其形式简单、参数较少被广泛用于程序编码中。应变硬化、应变率强化及温度软化效应在模型中以乘积形式被综合考虑^[26]。其流变应力作为应变、应变率、温度的函数如下所示:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (6)$$

其中, A 为初始屈服应力, B 为应变硬化系数, n 为应变硬化指数, $\dot{\varepsilon}_0$ 为基准应变率, C 为应变率硬化系数。 T_r 与 T_m 分别为基准温度与熔点温度, m 是温度软化指数。表达式中第 1 项表征了材料的初始屈服及应变硬化行为, 而应变率及温度相关性分别由第 2 项、第 3 项表征。Khan 与 Liang 指出, J-C 模型在应变率、温度与金属应变硬化行为相关性表征上存在固有缺陷。该模型无法准确描述随着应变率增加而工作应变硬化下降的现象。为了更好地描述工作硬化行为, 必须在材料的工作硬化关系中考虑应变和应变率的耦合效应。图 4 中的结果说明, 应变率和温度效应对初始屈服应力与等温应变硬化的影响明显不同, 而绝热应变硬化主要取决于高应变率变形过程中的温升。基于试验测试, 提出修正本构模型如 (7) 式所示:

$$\sigma = A(1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*m_1}) + B\varepsilon^n (1 + C_2 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*m_2}) e^{-\lambda \Delta T} \quad (7)$$

$$\Delta T = \frac{\eta}{\rho C_p} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (8)$$

其中, ΔT 为试件在高应变率变形过程中的瞬态温升, λ 为绝热软化系数, η 为塑性功热转换系数, ρ 为材料密度, C_p 为常压下的比热容。无量纲化应变率与温度分别为 $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0$, $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$ 。与经典 J-C 模型相比, 本研究主要做了两方面的修正: 首先引入两组参数 C_1, m_1 与 C_2, m_2 , 分别表征应变率、温度对初始屈服应力和应变硬化行为的影响; 其次在模型第 2 项中加入绝热软化项描述材料在高应变率下的本构行为。修正模型中共 8 个材料参数。需要强调的是式 (7) 适用于高应变率载荷下的绝热条件, 对于等温载荷条件下式 (7) 中 $e^{-\lambda \Delta T}$ 需要从修正模型中删除。

为了确定修正模型中的 8 个材料参数, 通过不同应变率与温度下的等温、绝热试验数据, 由以下步骤获得各材料参数的初始值:

(1) 假定塑性应变为 0, 则屈服应力为应变率及

温度的函数如下所示:

$$\sigma_{\text{yield}} = A(1 + C_1 \ln \dot{\epsilon}) (1 - T^{*m_1}) \quad (9)$$

通过比较图 4 中不同应变率与环境温度下的试验数据, 可以拟合得到材料参数 A 、 C_1 与 m_1 的值。

(2) 考虑不同应变率、环境温度下的等温本构关系, 式 (7) 可以简化为:

$$\sigma_{\text{isothermal}} = A(1 + C_1 \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m_1}) + B \dot{\epsilon}^n (1 + C_2 \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m_2}) \quad (10)$$

通过上式拟合图 6 中所示的等温应力-应变曲线, 得到 4 个材料参数 B 、 n 、 C_2 、 m_2 的值。

(3) 最后通过比较高应变率下的绝热与等温变形的结果, 可以推出绝热软化系数 λ 如下所示:

$$\lambda = \frac{1}{\Delta T} \ln \frac{B \dot{\epsilon}^n (1 + C_2 \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m_2})}{\sigma_{\text{adiabatic}} - \sigma_{\text{isothermal}} + B \dot{\epsilon}^n (1 + C_2 \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m_2})} \quad (11)$$

其中, $\sigma_{\text{isothermal}}$ 与 $\sigma_{\text{adiabatic}}$ 分别为高应变率加载条件下的流变应力, 绝热温升通过式 (8) 计算可得。

对于 TC21 钛合金, 其密度为 4486 kg/m^3 , 熔点温度 1875 K 。在高应变率变形过程中塑性功热转换系数 η 通常取值为 0.9 。由于常压下的比热容与温度相关, 其关系表达式如下:

$$C_p = 588.8 - 0.3419 T + 0.00065 T^2 \text{ (J/kg}\cdot\text{K)} \quad (12)$$

通过以上步骤得到的材料参数值作为最小二乘法优化过程的初始输入。其中参考应变率取为 0.001 s^{-1} , 环境温度取为 296 K 。最后得到的材料参数优化结果为 $A=1035.5$, $B=1680.6$, $n=0.691$, $C_1=0.034$, $C_2=0.001$, $m_1=0.706$, $m_2=29.1$, $\lambda = 0.064 \text{ K}^{-1}$ 。本构模型预测结果与试验数据对比如图 7 所示。由图 7 可见, 二者吻合良好。说明修正模型适用于描述 TC21 钛合金在大范围应变率及温度下的率-热相关单轴拉伸变形行为。并且拉伸复元试验技术可实现材料绝热软化效应的解耦, 为更好地识别本构模型材料参数提供了一种有效方法。

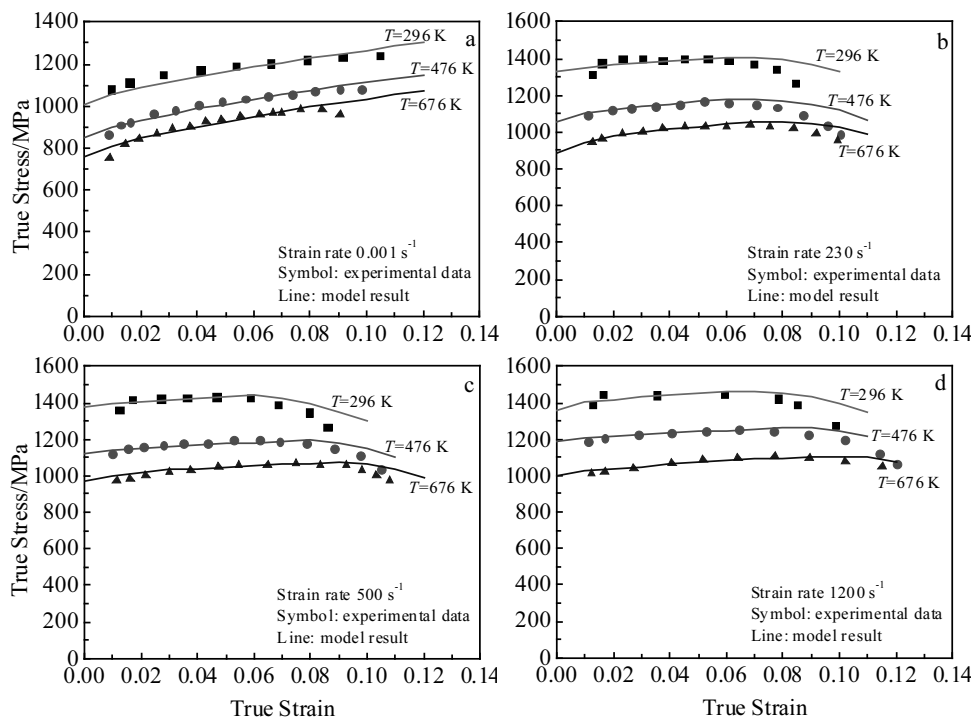


图 7 在温度 296、476 和 676 K 与应变率 0.001、230、500 和 1200 s^{-1} 下本构模型计算结果与实验数据对比

Fig.7 Comparison of constitutive model with the experimental data at temperatures of 296, 476 and 676 K and strain rates of 0.001 s^{-1} (a), 230 s^{-1} (b), 500 s^{-1} (c), and 1200 s^{-1} (d)

4 结 论

1) TC21 合金的拉伸力学响应对应变率、温度敏感。初始屈服应力随温度上升而减小, 随着应变率的增加而显著增大。而等温应变硬化行为对应变率、温

度不敏感, 并发现高应变率下材料由于绝热软化引起应变硬化率下降。

2) 通过修正 Johnson-Cook 唯象本构模型描述高应变率下初始屈服、应变硬化与绝热软化的不同率-热相关性, 模型预测结果与试验数据吻合良好, 验证

了该模型可用于准确描述 TC21 钛合金在不同应变率与温度条件下的拉伸力学行为。

参考文献 References

- [1] Gysler A, Lütjering G. *Metall Mater Trans A*[J], 1982, 13: 1435
- [2] Reed-Hill R E, Iswaran C V, Kaufman M J. *Metall Mater Trans A*[J], 1996, 27: 3957
- [3] Majorell A, Srivatsa S, Picu R C. *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 326: 297
- [4] Zong Y Y, Shan D B, Xu M *et al.* *J Mater Process Technol*[J], 2009, 209: 1988
- [5] McEldowney D J, Tamirisakandala S, Miracle D B. *Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41: 1003
- [6] Zhang X Y, Li M Q, Li H *et al.* *Mater Des*[J], 2010, 31: 2851
- [7] Sun Q J, Wang G C, Li M Q. *Mater Des*[J], 2011, 32: 3893
- [8] Littlewood P D, Wilkinson A J. *Int J Fatigue*[J], 2012, 43: 111
- [9] Gu Y, Zeng F H, Qi Y L *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2013, 575: 74
- [10] Park C H, Kim J H, Hyun Y T *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2014, 582: 126
- [11] Follansbee P S, Gray G T. *Metall Mater Trans A*[J], 1989, 20: 863
- [12] Silva M G, Ramesh K T. *Mater Sci Eng A*[J], 1997, 232: 11
- [13] Lee W S, Lin C F. *Mater Sci Eng A*[J], 1998; 241: 48
- [14] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Mater*[J], 1998, 46: 1025
- [15] Nemat-Nasser S, Guo W G, Nesterenko V F *et al.* *Mech Mater*[J], 2001, 33: 425
- [16] Lee D G, Lee S, Lee C S *et al.* *Metall Mater Trans A*[J], 2003, 34: 2541
- [17] Khan A, Kazmi R, Farrokh B *et al.* *Int J Plasticity*[J], 2007, 23: 1105
- [18] Luntz R D, Griffin R M, Green S J *et al.* *Exp Mech*[J], 1975, 15: 396
- [19] Fundenberger J J, Philippe M J, Wagner F *et al.* *Acta Mater* [J], 1997, 45: 4041
- [20] Gall K, Sehitoglu H, Chumlyakov Y I *et al.* *Acta Mater*[J], 1999, 47: 1203
- [21] Williams J C, Baggerly R G, Paton N E. *Metall Mater Trans A*[J], 2002, 33: 837
- [22] Cheng S, Spencer J A, Milligan W W. *Acta Mater*[J], 2003, 51: 4505
- [23] Macdougall D A S, Harding J. *J Mech Phys Solids*[J], 1999, 47: 1157
- [24] Roy S, Suwas S. *J Alloy Compd*[J], 2013, 548: 110
- [25] Kotkunde N, Deole A D, Gupta A K *et al.* *Mater Des*[J], 2014, 55: 999
- [26] Niu Xiaoyan(牛晓燕), Li Na(李娜), Shu Xuefeng(树学峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2167

Effect of Strain Rate and Temperature on the Dynamic Tensile Behavior and Constitutive Model of TC21 Titanium Alloy

Li Yunfei^{1,2}, Zeng Xiangguo¹

(1. Sichuan University, Chengdu 610065, China)

(2. China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China)

Abstract: The dynamic tensile behavior of a newly developed Ti-6Al-2Sn-2Zr-3Mo-1Cr-2Nb-Si alloy (referred as TC21) over a wide range of strain rates from quasi-static to dynamic regimes (0.001~1200 s⁻¹) at different temperatures were experimentally investigated. Split Hopkinson tension bar apparatus and a static material testing system were employed to obtain the stress-strain response under uniaxial tension loading condition. The results indicate that the tensile behavior of TC21 titanium alloy is dependent on the strain rate and temperature. The initial yield stress increases with the strain rate increasing. The effects of strain rate and temperature on the initial yield behavior were studied by introducing two rate sensitivity parameters. The phenomenologically based constitutive model (Johnson-Cook model) was suitably modified to describe the dynamic tensile behavior of TC21 titanium alloy. The predicted results of the modified model are in good agreement with the experimental data in the investigating range of strain rates and temperatures.

Key words: dual-phase titanium alloy; dynamic tensile behavior; rate-temperature sensitivity; constitutive model

Corresponding author: Li Yunfei, Candidate for Ph. D., Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, P. R. China, Tel: 0086-816-2482384, E-mail: 401Liyf@caep.cn