

# 动态拉伸下 TA2 纯钛的 Taylor-Quinney 系数研究

程青叶<sup>1,2</sup>, 董新龙<sup>1,2</sup>, 付应乾<sup>1,2</sup>, 周刚毅<sup>2</sup>, 俞鑫炉<sup>3</sup>, 李乙<sup>1,2</sup>

(1. 宁波大学 冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211)

(2. 宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211)

(3. 宁波大学 科学与技术学院, 浙江 宁波 315211)

**摘要:** 金属塑性热耗散仍是一个未完全解决的问题, 如现有文献中关于功-热转换系数及其应变、应变率相关性的实验结果并不一致。本研究对 TA2 工业纯钛在 0.1~100 s<sup>-1</sup> 应变率下拉伸过程的热耗散特性开展研究, 采用数字图像相关法 (DIC) 及红外测温同步测试系统对平板拉伸试样的变形及温度场演化过程进行分析。结果表明, 当应变率大于 1 s<sup>-1</sup> 时, 在试样拉伸颈缩前, 可近似为绝热状态。TA2 工业纯钛的 Taylor-Quinney 系数  $\beta$  的应变率效应不敏感, 但并不是一个常数, 而是随应变演化的。在加载初始阶段  $\beta$  随应变增大而增大, 至拉伸应变 0.08 左右时达到最大值 0.92; 随后  $\beta$  随应变发展逐渐减小, 至应变 0.3 时  $\beta$  减小为 0.8 左右。不同变形阶段试样的 EBSD 微观分析表明, Taylor-Quinney 系数的变化与材料变形过程孪晶及微观组织演化相关。

**关键词:** 热力耦合; Taylor-Quinney 系数; 拉伸试验; 红外热成像

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)07-1937-07

塑性变形过程中, 一部分塑性变形消耗的机械能可作为冷功储存在材料系统内, 而其余部分转化为热<sup>[1-6]</sup>。当材料以准静态速率变形时, 因有足够的时间进行热传导, 变形过程温升较小, 可作为等温处理。当以较高应变速率加载, 由于近似为绝热条件, 会引起材料显著的温升, 发生软化和相变等; 导致材料变形及失效模式改变, 如发生绝热剪切破坏等<sup>[7-9]</sup>。因此, 有必要对材料塑性变形过程的热效应及其影响因素深入了解, 这对于金属的高速塑性成形、切削及弹道冲击等分析极为重要。

通常认为金属材料塑性功大部分以热量耗散, 并将以热量耗散的那部分塑性功的比率称为功-热转换系数, 也称 Taylor-Quinney 系数, 用  $\beta$  表示; 一般将  $\beta$  假定为恒定的, 取  $\beta=0.9$ , 即 90% 的塑性功将转化为热量, 这主要是来源于 Farren 和 Taylor<sup>[1]</sup> 以及 Taylor 和 Quinney<sup>[2]</sup> 最早开创性工作。动态红外测温技术的不断发展, 为精确测量材料动态变形过程的温度变化, 分析塑性变形过程热力耦合性能提供了基础<sup>[3,5,7-17]</sup>。如 Kapoor 和 Nemat-Nasser<sup>[10]</sup> 通过单点 InSb 红外探测单元测试了 1018 钢、6061 铝合金和 CP 纯钛在动态压缩下的热力耦合 Taylor-Quinney 系数, 验证了 Taylor 和 Quinney 的结果。但 Mason 等人<sup>[12]</sup> 对 Ti-6Al-4V、2024

铝和 4340 钢的  $\beta$  研究发现, 这 3 种材料有不同的  $\beta$  值, 并随应变增大而变化。Hodowany 等人<sup>[3]</sup> 发现, 2024-T3 铝合金的  $\beta$  随着塑性应变演化, 当塑性变形开始时  $\beta$  为 0.6, 随着塑性应变发展而衰减, 至应变  $\epsilon=0.15$  时, 达到  $\beta=0.3$  左右的稳定值, 随后又快速增大 ( $\beta>0.95$ ), 塑性功几乎完全转化为热量。Rittel 等人<sup>[13]</sup> 对 CP 纯钛等金属在拉伸、压缩及剪切不同加载状态下的  $\beta$  系数进行实验研究, 发现其与加载状态相关, 纯钛金属在拉伸下的  $\beta$  仅为 0.6 左右, 明显低于压缩和剪切加载状态。虽然这些研究采用不同的实验方法, 结果可能存在一定误差, 但这些实验结果仍能清楚表明金属的 Taylor-Quinney 系数与材料、加载状态等多种因素相关, 并随应变发展而变化<sup>[1-5,8,12-17]</sup>。目前, 关于金属材料的 Taylor-Quinney 系数变化规律及影响因素仍不清楚, 有必要对金属塑性变形过程功-热转化关系及影响开展系统研究<sup>[5]</sup>。

钛及钛合金在航空航天、生物医疗等领域中获得广泛应用<sup>[18-19]</sup>, 开展其 Taylor-Quinney 系数研究对动态本构方程建立及数据分析具有重要意义。本研究采用高速拉伸试验机对 TA2 工业纯钛拉伸性能开展实验研究, 采用高速红外热像仪和高速相机同步测试系统, 对 TA2 纯钛金属拉伸变形过程的热力

收稿日期: 2023-07-12

基金项目: 国家自然科学基金 (11932018); 冲击与安全工程教育部重点实验室开放课题 (CJ202013)

作者简介: 程青叶, 男, 1996 年生, 硕士生, 宁波大学机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211, 电话: 0574-87600496, E-mail: 1281089026@qq.com

耦合特性开展分析，探讨  $\beta$  系数随应变、应变率的变化特性，为 TA2 纯钛金属在动态载荷下的变形及破坏工程分析提供参考。

## 1 实验

### 1.1 材料及试样

实验材料为 TA2 工业纯钛冷轧退火板材，成分（质量分数）为 Ti $\geq$ 99.6%，C=0.021%，Fe=0.064%，N=0.025%，H=0.004%，O=0.11%，其它 $\leq$ 0.1%；原始金相组织是平均尺寸约为 100  $\mu\text{m}$  的  $\alpha$  等轴晶组织，如图 1a 所示。

动态拉伸实验采用哑铃型平板拉伸试样，如图 1b 所示，试样长 100 mm，试验标段长  $L_0=15$  mm、宽度  $w_0=6$  mm、厚度  $h_0=2$  mm；沿 TA2 板材轧制方向线切割取样，经精磨后表面粗糙度  $R_a$  达 3.2，以减小加工表面对实验结果的影响。

### 1.2 实验加载及测试

动态拉伸实验在 HTM 5020 高速拉伸试验机上进行，实验测试原理如图 2 所示。试样固定于试验机上下夹具上，通过控制不同拉伸速度实现试样不同应变率加载，拉伸速度分别为：1.5、15、150、1500 mm/s，相应的平均工程应变率分别约为：0.1、1、10、100  $\text{s}^{-1}$ 。采用高速相机及动态红外热像仪分别对试样两侧的变形场及温度场变化进行测试，由于平板拉伸试样厚度较薄，假设其沿厚度方向变形是均匀的，因此沿厚度方向的热传导可以忽略，可得到试样任意截面温度随变形的变化规律。

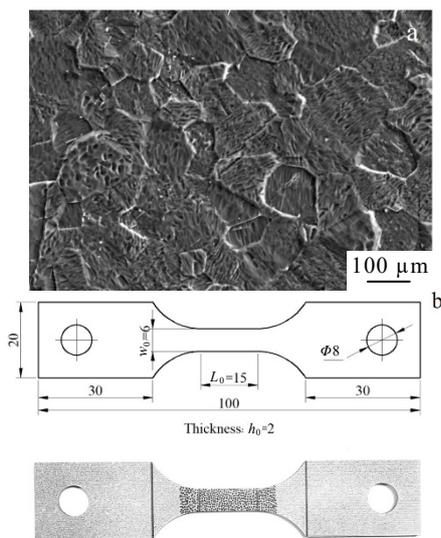


图 1 TA2 材料原始金相组织及拉伸试样规格

Fig.1 Initial microstructure of TA2 (a) and specimen geometry for uniaxial tensile test (b)

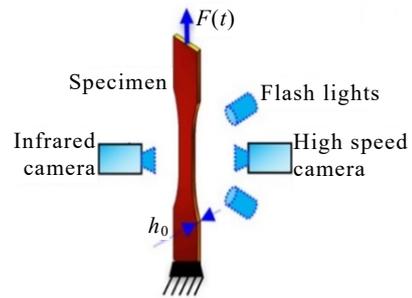


图 2 动态拉伸实验原理

Fig.2 Schematic of dynamic tensile test

### 1.2.1 力学场测量

研究材料热力耦合行为时，材料变形功通常采用试样的载荷-位移（或应力-应变）曲线进行计算，那么有必要精确测量试样上的载荷及位移信息。实验中，通过 HTM 5020 高速拉伸试验机夹具端的力传感器测试得到一维拉伸试样两端载荷  $F(t)$ 。由于拉伸试验机给出的试样两端位移包括夹具机构间的相对滑移，与拉伸标段的实际变形位移存在较大误差。因此，采用高速相机直接记录试样表面变形过程，通过二维数字图像相关法（two dimensional digital image correlation, DIC-2D）分析试样全场位移、应变。为此，在试样拉伸标段一面喷涂人工散斑，如图 1b 所示。所采用的 PHOTRON FASTCAM SA1.1 高速相机最大采样率可达 180 kHz，采用同步采集器将其与 HTM 5020 高速拉伸机连接，保证力与高速相机的同步采样。

由于试样标段满足一维拉伸应力状态，则拉伸试样的工程应力  $\sigma_E(t)$ 、工程应变  $\varepsilon_E(t)$  可表达为：

$$\sigma_E(t) = \frac{F(t)}{A_0} = \frac{F(t)}{w_0 h_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon_E(t) = \frac{L(t) - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L(t)}{L_0} \quad (2)$$

式中， $F(t)$  为试样两端的力， $A_0$  为试样标段的初始横截面积， $w_0$  为其初始宽度， $h_0$  为初始厚度， $L_0$  为试样试验标段的初始长度， $L(t)$  为 DIC 分析得到试样试验标段的变形长度，则拉伸试验试样颈缩前的真应力、真应变为：

$$\sigma_T(t) = \sigma_E(t)[1 + \varepsilon_E(t)] \quad (3)$$

$$\varepsilon_T(t) = \ln[1 + \varepsilon_E(t)] \quad (4)$$

这里， $\sigma_T(t)$  为试样的真应力， $\varepsilon_T(t)$  为真应变。

### 1.2.2 温度场测量

实验中，采用 TELOPS FAST-M100K 高速红外热像仪（infrared thermography, IRT）对拉伸变形过程中平板试样另一表面的温度场变化进行测量，如

图 2 所示。该高速红外热像仪最大像素为 640×512 Pixels, 最高帧频可达 120 kHz, 精度为±0.8 °C。由于红外温度测试与材料表面发射率相关, 而发射率与试样表面粗糙度相关, 为减少拉伸过程中试样表面改变对发射率的影响, 在试样表面喷涂潮汐石墨导热层, 其发射率为 0.9。

另外, 由于红外热像仪的标准校准未考虑实验中诸多因素对测量的影响, 如实验环境条件的变化, 包括高速相机光源、周围环境反射、红外相机的采样率变化等。为精确检测样品表面的绝对温度, 采用现场标定方法对温度测量结果进行修正。图 3a 为现场标定原理示意图, 通过在试样一侧固定的氧化铝陶瓷加热元件对试样进行均匀加热; 采用高速红外热像仪测量试样表面的温度, 同时安装一 K 型热电偶, 同步测量试样温度。现场标定环境与动态拉伸实验时的条件完全相同, 包括试样、红外热像仪参数设置、高速相机光源布置等。通过对热电偶测量温度数据与红外热像仪记录温度数据的比较得到 TA2 纯钛试样的温度标定曲线, 如图 3b。

## 2 实验结果

### 2.1 热力响应特性

热力耦合性能在材料动态加载变形过程中起着重要作用, 热力耦合效应不仅与热传导、热辐射相关, 还与其热行为 (如吸热、放热或中性)、变形机制及微观结构演化相关<sup>[9,20-22]</sup>。本节对 TA2 工业纯钛金属在不同应变率下拉伸过程的热-力耦合场的特性进行分析。

实验中, 每个应变率拉伸实验重复 3 次, 图 4 为应变率为 10 s<sup>-1</sup>时的一组典型的工程应力-应变曲线, 图中还同时给出了拉伸试样颈缩断裂位置的温度 (Temp1) 以及试样非颈缩区段上的温度 (Temp2) 随工程应变演化曲线。可见: (1) 3 次实验的应力-应变、温度演化曲线结果均符合较好, 表明实验具有很好的可重复性; (2) 当试样发生颈缩前, 即  $\epsilon_E < 0.35$  时, 试样上 2 个位置温度 Temp1 和 Temp2 是相同的, 表明试样标段的变形及温度分布是均匀的; 但当颈缩开始后, 试样颈缩断裂位置温度开始急剧上升, 而非颈缩区段温度趋于稳定, 不再继续升高。图 5 为该试样轴向拉伸应变 ( $\epsilon_{yy}$ ) 和温度场演化云图, 可见试样表面真应变、温度分布随时间 (平均工程应变) 的变化从均匀到局域化发展: 在试样平均工程应变  $\epsilon_E \leq 0.35$  前, 试样拉伸标段真应变场、温度场基本为均匀的; 随继续加载, 真应变、温度分布出现不均匀发展, 至平均工程应变  $\epsilon_E = 0.35$

左右, 试样真应变、温度可见明显局域化现象, 开始发生颈缩; 至  $\epsilon_E \geq 0.41$  已可见试样出现明显颈缩, 变形、温度集中在颈缩区内发展, 颈缩区最大应变达到 1.35, 最高温度达 239.5 °C, 而在试样非颈缩区段, 应变为 0.37、温度为 85 °C 左右, 几乎不再变化。

图 6 分别为 0.1、1、10、100 s<sup>-1</sup> 不同应变率下, 试样标段内沿试样轴向中线的真应变  $\epsilon_{yy}$ 、温度随平均工程应变演化曲线。图中水平虚线为其最大拉伸载荷对应的时刻, 即颈缩开始时刻; 垂直虚线为颈缩区域中心位置。可见: 在应变率 0.1~100 s<sup>-1</sup> 范围内,

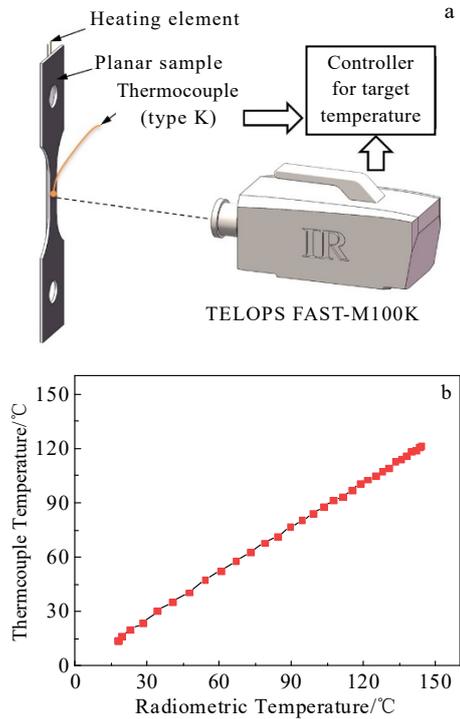


图 3 红外测量的现场标定

Fig.3 In-situ calibration of the infrared measurement: (a) schematic of calibration principle and (b) calibration curve of TA2

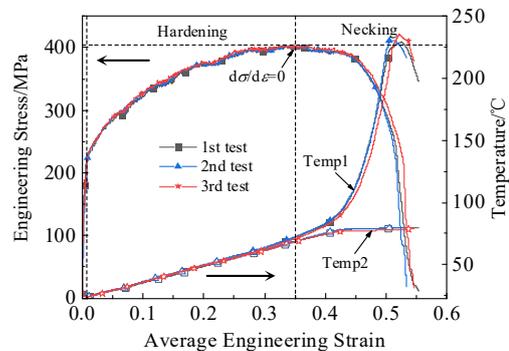


图 4 应变率为 10 s<sup>-1</sup> 时的重复实验结果

Fig.4 Repeated test results at strain rate of 10 s<sup>-1</sup>

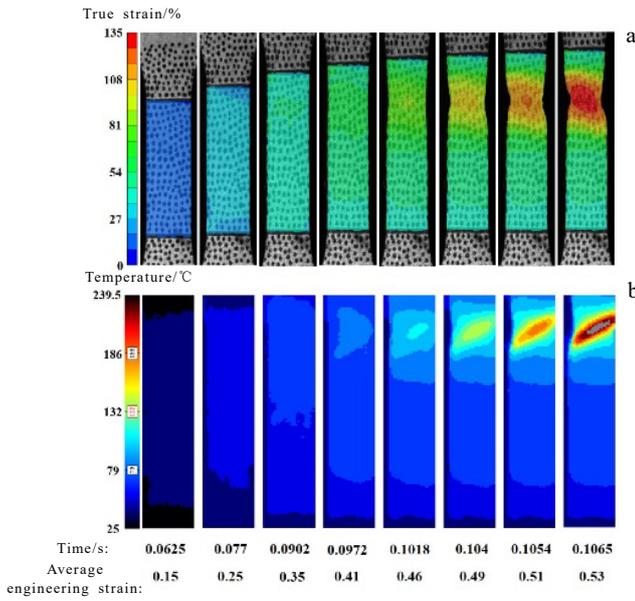


图 5 应变率为  $10 \text{ s}^{-1}$  时应变场  $\varepsilon_{yy}$  与温度场的演化云图

Fig.5 Evolution cloud maps of strain fields  $\varepsilon_{yy}$  (a) and temperature fields (b) at strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$

拉伸颈缩发生前 (即工程应变  $\varepsilon_E \leq 0.35$ , 图 6 虚线及以下部分), 试样标段内应变、温度基本是均匀的, 几乎未见明显的温度梯度, 表明在加载应变率范围内沿轴向的热扩散影响可以忽略。颈缩发生后 (工程应变  $\varepsilon_E \geq 0.41$ ), 试样非颈缩区的应变趋于稳定, 不再继续增大, 塑性变形集中在颈缩区内发展 (图 6a1~6a4 虚线以上部分), 造成颈缩区温度也快速升高, 与非颈缩区温度差不断增大, 沿试样轴向温度分布形成明显的梯度演化特征 (图 6b1~6b4 虚线以上部分), 即颈缩区中心温度最高, 沿轴向非线性减小现象; 并且随平均工程应变增大, 尤其当  $\varepsilon_E \geq 0.41$  时, 虽然非颈缩区塑性应变不再发展, 但其温度及温度梯度仍在不断增大, 这说明颈缩后沿试样轴向存在热扩散现象。比较图 6b1~6b4 的温度梯度发展特征可见, 随应变率提高, 虽然试样非颈缩区的温度梯度差有明显减小趋势, 即沿轴向热扩散影响减小, 但即使应变率提高到  $100 \text{ s}^{-1}$ , 仍可见非颈缩区存在温度差。这说明在实验应变率范围, 试样颈缩

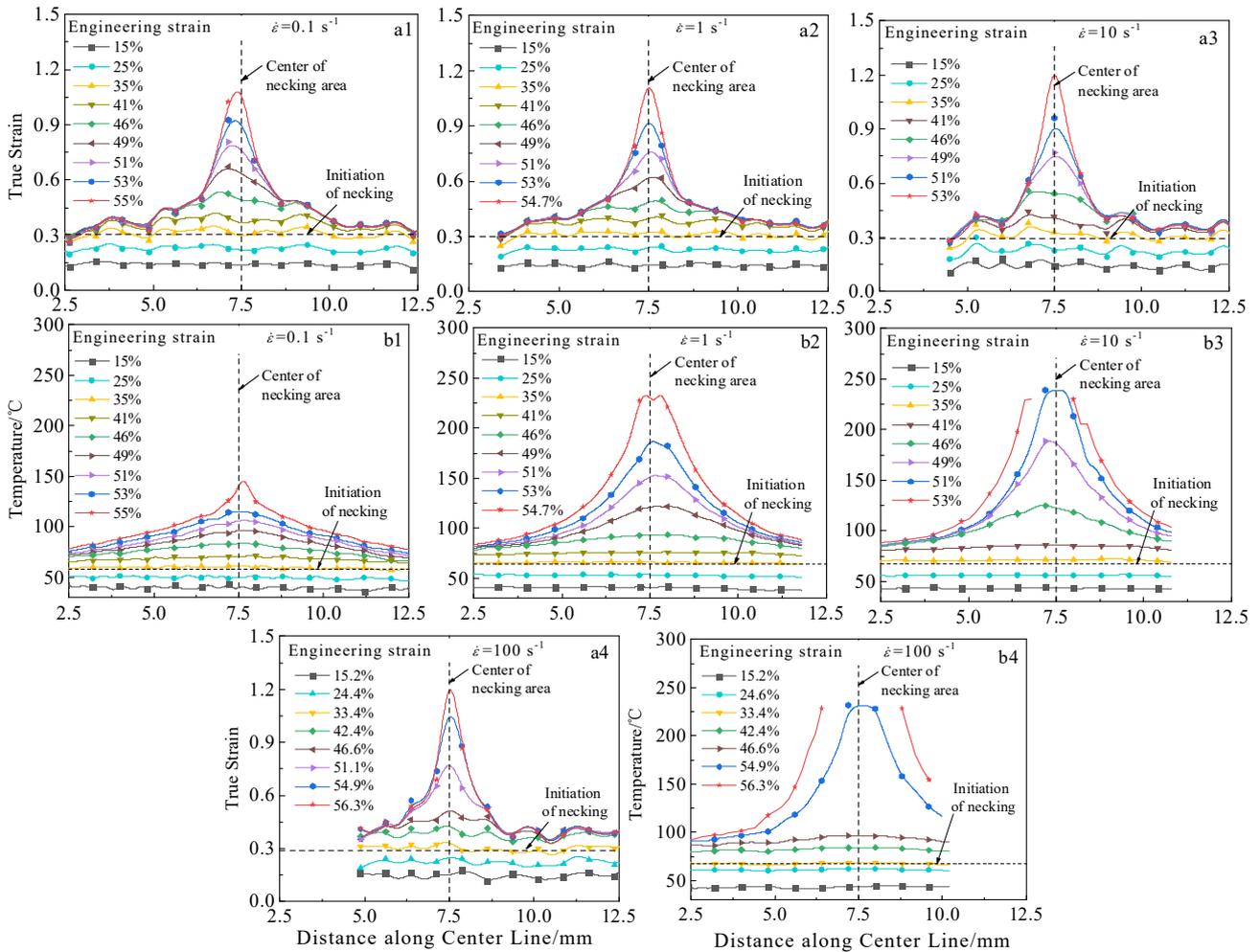


图 6 不同应变率下真应变和温度沿试样轴线的分布

Fig.6 Distribution of true strain (a1-a4) and temperature (b1-b4) along the central line of specimens at different strain rates

后不能作为绝热处理,但在试样颈缩前的均匀变形阶段,可认为扩散引起的热耗散影响较小,可以近似采用绝热假设对材料热力耦合系数进行分析。

### 2.2 Taylor-Quinney 系数

图 7 为不同应变率下材料的真应力-应变曲线及试样颈缩断裂位置的温度演化曲线,可见 TA2 纯钛金属的应力-应变曲线具有明显的应变率效应。上节热力耦合特性分析已表明:在拉伸试样颈缩前,在 0.1~100 s<sup>-1</sup> 动态实验应变率范围内,均可近似地作为绝热条件处理,则其塑性功转化为热的 Taylor-Quinney 系数  $\beta_{int}$  可方便地表示为:

$$\beta_{int}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \frac{\rho C \Delta T}{\int dW_p} = \frac{\rho C \Delta T}{\int \sigma d\varepsilon_p} \quad (5)$$

式中,  $\rho$  是材料密度,  $C$  是材料热容,  $\Delta T$  是塑性变形过程中的整体温升,  $\int dW_p$  是塑性功。

图 8 给出了不同应变率下 Taylor-Quinney 系数  $\beta_{int}$  随塑性应变变化曲线,可见:(1) TA2 工业纯钛的  $\beta_{int}$  并不是一个常数,而是随应变变化的。在应变率 0.1~100 s<sup>-1</sup> 范围,随变形发展,开始时  $\beta_{int}$  不断增大,随后又逐渐减小。例如应变率 1 s<sup>-1</sup> 时,  $\beta_{int}$  从开始 0.5 左右,至塑性应变

0.06~0.1 达到最大 0.92 左右趋于稳定;之后随塑性变形继续发展,  $\beta_{int}$  又出现逐渐减小的现象;当应变增加到 0.3 时,  $\beta_{int}$  为 0.8 左右。(2) 在实验应变率 1~100 s<sup>-1</sup> 范围, Taylor-Quinney 系数  $\beta_{int}$  变化不大,应变率效应不明显,而 0.1 s<sup>-1</sup> 的  $\beta_{int}$  随应变变化曲线较 1~100 s<sup>-1</sup> 时的整体偏低,这是由于在较低的应变率 (0.1 s<sup>-1</sup>) 下,变形经历的时间比较长,试样表面的热辐射影响不能忽略造成的。因此,结合上一节,当应变率为 1~100 s<sup>-1</sup> 时,在试样拉伸颈缩前,可近似用绝热状态分析 Taylor-Quinney 系数  $\beta$ 。

### 3 讨论

实验结果显示:在 1、10 和 100 s<sup>-1</sup> 应变率范围内,工业纯钛流动应力具有显著的应变率效应,但其热力耦合系数的应变率效应并不明显。与通常将热力耦合系数近似为 0.9 的假设不同,TA2 工业纯钛的热力耦合系数明显是随应变演化的,开始缓慢增大至最大值 0.92 左右,随后又出现减小趋势,至应变 0.3 降为 0.8 左右。Rittel 等人<sup>[13]</sup>采用 Hopkinson 杆对 CP 纯钛在拉伸、剪切和压缩 3 种高应变率加载模式下的  $\beta$  系数开展实验研究,发现不同载荷模式下,  $\beta_{int}$  随应变的变化规律及数值差别很大,如图 9 所示。其中,拉伸变形下的初始  $\beta_{int}$  值随应变的变化趋势与本研究结果趋势基本一致,塑性应变从 0.02 增大至 0.08,  $\beta_{int}$  从 0.44 增大为 0.65,但其最大值明显低于本研究的结果 0.92。对于塑性应变继续发展,  $\beta_{int}$  如何变化?受 Hopkinson 杆加载波较短的影响, Rittel 的拉伸实验没能给出更大拉伸应变下  $\beta_{int}$  的变化信息。事实上,  $\beta_{int}$  的变化与塑性变形过程中塑性功演化相关。在塑性变形过程中,塑性功演化可分成两部分:一部分储存在材料内部的能量,称为冷功,另一部分以非弹性耗散形式而产生热量,称为热功。其中,冷功主要用于激活 Frank-Read 位错源、克服位错运动阻力或用于引发孪晶、晶界滑动、晶粒旋转及其他塑性变形机制,而储存在材料内部的那部分能量<sup>[23]</sup>。因此, Taylor-Quinney 系数大小与塑性变形过程的不同变形机制、微观缺陷演化的冷功储存率相关。对于孪晶变形机制,其晶格畸变小,能量储存率最小<sup>[6,24]</sup>,非弹性热耗散大,相应的 Taylor-Quinney 系数大。对于动态拉伸模式下,CP 纯钛的  $\beta_{int}$  明显低于剪切、压缩状态的现象(如图 9), Rittel 认为与不同加载模式下微观变形机制相关。Rittel 通过比较相同应变不同加载状态时试样的金相组织,发现拉伸试样中观察到变形孪

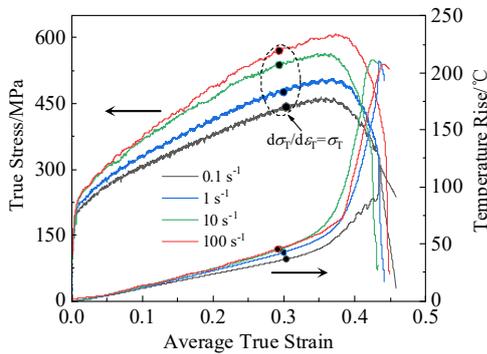


图 7 TA2 纯钛的真应力-应变曲线及相应的温升变化  
Fig.7 True stress-true strain curves and temperature rise curves of TA2 pure titanium

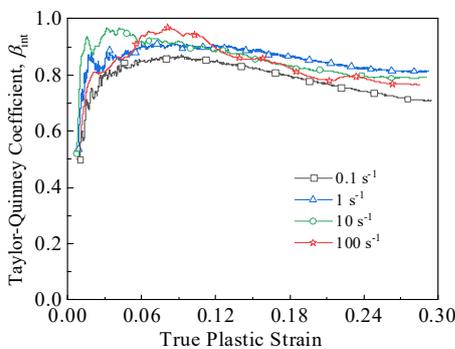


图 8 Taylor-Quinney 系数  $\beta_{int}$  随真塑性应变变化曲线  
Fig.8 Change of Taylor-Quinney coefficient  $\beta_{int}$  with true plastic strain

晶的数量明显少于在剪切和压缩试样中的孪晶数量，认为压缩、剪切状态下，塑性变形过程孪晶更早启动；而孪晶机制能量储存率低，使得压缩、剪切加载状态下的  $\beta_{int}$  较拉伸状态大许多。

为讨论 TA2 工业纯钛 Taylor-Quinney 系数随应变变化的影响机制，对  $10\text{ s}^{-1}$  应变率下，拉伸真应变分别为 0.1、0.3 的 TA2 试样进行了取样，开展微观分析。采用扫描电镜电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 技术对试样的微观结构进行了表征，分析其微观组织演化。EBSD 试样采用高氯酸+冰醋酸电解抛光制备。图 10 分别给出真应变为 0.1、0.3 时试样微观组织的反极图 (inverse pole figure, IPF)。可见：当拉伸应变为 0.1 时，与 TA2 原始组织 (图 1a) 相比，主要晶粒尺寸与原晶粒相近，仍为  $100\text{ }\mu\text{m}$  左右，但沿拉伸方向略微伸长，变形晶粒内出现许多变形孪晶 (见图 10a)；而当塑性拉伸应变为 0.3 时，可见原晶粒内出现取向不同，形成亚晶界及晶粒碎化 (见图 10b)。因此，实验中，TA2 工业纯钛的功-热转换系数  $\beta_{int}$  随应变变化的特性可能与拉伸过程塑性变形机制及其微观组织、缺陷的演化相关。开始时塑性变形是位错滑移机制，主要以热耗散形式， $\beta_{int}$  增大；随变形发展，密排六方结构的纯钛激发愈来愈多孪晶变形，由于孪晶变形机制为切变机制，晶格畸变较小，能量储存率小，因此  $\beta_{int}$  增大，至应变 0.1 左右时， $\beta_{int}$  达到最大 0.92。但随应变继续发展，由于晶粒内位错塞积、增殖，形成位错胞，并形成亚晶界及晶粒碎化，晶格畸变、晶界等缺陷的增加，使得能量储存率增大，耗散减小，因此  $\beta_{int}$  开始减小，至应变 0.3 时降为 0.8 左右。近年来，Kositski 等人<sup>[25]</sup>采用分子动力学 (molecule dynamics, MD) 模拟探讨位错塑性变形能转化为热量的机制，发现位错机制，包括位错滑移和在晶界成核

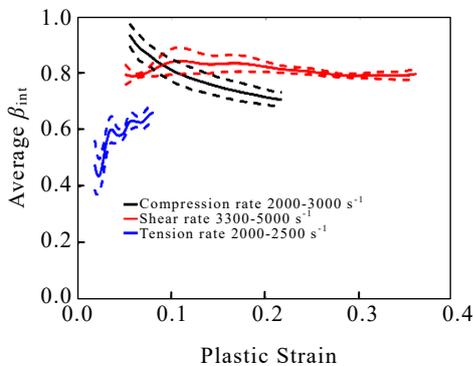


图 9 不同加载模式下 CP Ti 的  $\beta_{int}$  随塑性应变变化曲线  
Fig.9 Change of  $\beta_{int}$  with plastic strain curves at different loading modes of CP Ti<sup>[13]</sup>

与湮灭是高度耗散的，几乎所有的塑性功都转化为热。但发现晶界在能量储存或耗散中起着重要作用，尤其变形过程晶界体积分数的增加将部分塑性功转化为内部能量，储存在晶界内；反之亦然，晶界体积分数的减少 (如动态再结晶的发生) 会重新释放了一些内部能量，这些能量也会以热量的形式耗散。说明功-热转换及  $\beta_{int}$  变化是一个与微观结构、变形过程及组织演化相关的复杂物理现象，其影响及规律需要进一步系统研究和理解。

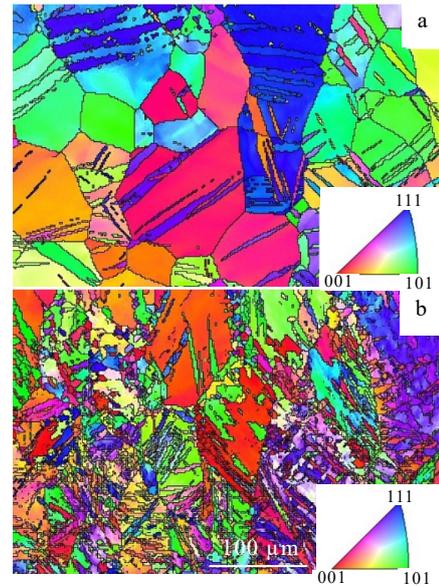


图 10 不同应变状态下 TA2 试样的 EBSD 取向图  
Fig.10 EBSD orientation maps of TA2 specimens at different strains: (a)  $\epsilon=0.1$  and (b)  $\epsilon=0.3$

### 4 结 论

- 1) TA2 纯钛金属在应变率  $1\sim 100\text{ s}^{-1}$  范围拉伸试样颈缩前，沿试样轴向的热扩散影响很小，热辐射影响可以忽略，可近似采用绝热假设分析得到 Taylor-Quinney 系数  $\beta$ 。在所研究的应变率范围内，TA2 纯钛的动态力学性能具有显著的应变率效应，但其 Taylor-Quinney 系数对应变率并不敏感。
- 2) TA2 纯钛金属的 Taylor-Quinney 系数并不是一个常数，而是随应变变化的，开始时  $\beta$  随应变增大而增大，至拉伸应变 0.08 左右时达到最大值 0.92，随后， $\beta$  系数随应变逐渐减小，至 0.3 应变时  $\beta$  为 0.8 左右。
- 3) Taylor-Quinney 系数变化与材料变形机制和微观组织演化相关。由于纯钛为 hcp 晶格，随塑性变形发展，激发愈多孪晶变形，能量储存减少，使  $\beta$  增大；但随塑性变形进一步发展，晶粒取向、亚晶界及晶粒碎化，能量储存增大，使  $\beta$  逐渐减小。

## 参考文献 References

- [1] Farren W S, Taylor G I. *Proceedings of the Royal Society A*[J], 1925, 107(743): 422
- [2] Taylor G I, Quinney H. *Proceedings of the Royal Society A*[J], 1934, 143(849): 307
- [3] Hodowany J, Ravichandran G, Rosakis A J *et al.* *Experimental Mechanics*[J], 2000, 40(2): 113
- [4] Stimac J C, Bertin N, Mason J K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2022, 239: 118253
- [5] Nieto-Fuentes J C, Osovski S, Venkert A *et al.* *Physical Review Letters*[J], 2019, 123(25): 255502
- [6] Bever M B, Holt D L, Titchener A L. *Progress in Materials Science*[J], 1973, 17: 5
- [7] Zhou M, Rosakis A J, Ravichandran G. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1996, 44(6): 981
- [8] Soares G C, Hokka M. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2021, 156: 103940
- [9] Shen L Y, Liu Y G, Hui M M. *Acta Mechanica Sinica*[J], 2020, 36: 1336
- [10] Kapoor R, Nemat-Nasser S. *Mechanics of Materials*[J], 1998, 27(1): 1
- [11] Goviazin G G, Shirizly A, Rittel D. *Experimental Mechanics*[J], 2023, 63(1): 115
- [12] Mason J, Rosakis A J, Ravichandran G. *Mechanics of Materials*[J], 1994, 17(2-3): 135
- [13] Rittel D, Zhang L H, Osovski S. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2017, 107: 96
- [14] Zhang B, Shim V P W. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2010, 37(1): 50
- [15] Knysh P, Korkolis Y P. *Mechanics of Materials*[J], 2015, 86: 71
- [16] Vazquez-Fernandez N I, Soares G C, Smith J L *et al.* *Journal of Dynamic Behavior of Materials*[J], 2019, 5(8): 221
- [17] Zhang L H, Rittel D, Osovski S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 729(27): 94
- [18] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 845: 143260
- [19] Kaur M, Singh K. *Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 102(9): 844
- [20] Bacca M, McMeeking R M. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 83: 74
- [21] Neto D M, Simões V M, Oliveira M C *et al.* *Mechanics of Materials*[J], 2020, 146: 103398
- [22] Pieczyska E A, Maj M, Kowalczyk-Gajewska K *et al.* *Smart Materials and Structures*[J], 2015, 24(4): 045043
- [23] Hull D, Bacon D J. *Introduction to Dislocations. 5th Ed.*[M]. Amsterdam: Elsevier Science, 2011
- [24] Padilla H A, Smith C D, Lambros J *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(12): 2916
- [25] Kositski R, Mordehai D. *Acta Materialia*[J], 2021, 205: 116511

## Taylor-Quinney Coefficient of TA2 Pure Titanium Under Dynamic Tension

Cheng Qingye<sup>1,2</sup>, Dong Xinlong<sup>1,2</sup>, Fu Yingqian<sup>1,2</sup>, Zhou Gangyi<sup>2</sup>, Yu Xinlu<sup>3</sup>, Li Yi<sup>1,2</sup>

(1. Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

(2. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

(3. Faculty of Science and Technology, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

**Abstract:** Metal plastic heat dissipation is still an unsolved problem. For example, the experimental results of the work-heat conversion coefficient and its strain and strain rate correlations are not consistent in the existing literatures. The heat dissipation characteristics of commercial purity titanium TA2 during tensile process were studied at 0.1-100 s<sup>-1</sup> strain rate. Digital image correlation (DIC) and infrared temperature measurement synchronous test system were used to analyze the deformation and temperature field evolution of plate tensile specimens. The results show that when the strain rate is greater than 1 s<sup>-1</sup>, the sample is approximately adiabatic before tensile necking. The Taylor-Quinney coefficient  $\beta$  of TA2 is not sensitive to the strain rate effect, which is not a constant and evolves with strain. In the initial stage of loading,  $\beta$  increases with the increase in strain, and reaches the maximum value of 0.92 when the tensile strain is about 0.08. Then,  $\beta$  decreases gradually with the increase in strain, and it decreases to about 0.8 at strain of 0.3. The EBSD microscopic analysis of the specimens at different deformation stages indicates that the variation of Taylor-Quinney coefficient is related to the twinning and microstructure evolution during the deformation process.

**Key words:** thermomechanical coupling; Taylor-Quinney coefficient; tensile test; infrared thermography

Corresponding author: Dong Xinlong, Ph. D., Professor, Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, P. R. China, Tel: 0086-574-87600497, E-mail: dongxinlong@nbu.edu.cn