42CrMo钢的动态力学行为及高应变率效应的本构模型

朱志武^{1,2*}, 张光瀚¹, 卢也森¹

1. 西南交通大学力学与工程学院, 应用力学与结构安全四川省重点实验室, 成都 610031;

2. 西南交通大学牵引动力国家重点实验室, 成都 610031

* E-mail: zzw4455@163.com

收稿日期: 2020-12-06; 接受日期: 2021-01-15; 网络版发表日期: 2021-03-03

国家自然科学基金(批准号: 11972028)、机械结构强度与振动国家重点实验室开放基金(编号: SV2019-KF-19)资助项目

摘要 为研究42CrMo钢的冲击动态力学性能及本构模型, 进行了冲击动态压缩实验和金相观察. 材料表现出强烈的应变率依赖性, 同时还得到不同应变率下力学性能差异的主要原因在于冲击动态载荷下的绝热剪切行为. 采用热激活理论, 分别考虑热应力和非热应力来解释变形机理, 得到了应变率效应的描述. 基于此, 本文提出含高应变率效应的动态本构模型, 通过绝热剪切准则来确定失稳的起始点, 并与模型进行耦合. 该模型能很好地描述42CrMo钢的准静态和冲击动态力学行为, 特别是应变硬化效应和应变率效应.

关键词 42CrMo钢, 本构模型, 绝热剪切, 分离式霍普金森压杆, 热激活

1 引言

42CrMo钢是以铬和钼为主要合金元素的低合金亚共析钢, 作为高速列车车轴等构件的原材料, 42CrMo钢在列车运行中不仅起到承载作用, 还会受到冲击载荷的作用. 因此, 对42CrMo钢在冲击载荷下的力学性能研究关系到列车运行的安全. 42CrMo钢作为一种典型的体心立方(BCC)金属(即晶格结构具有BCC性能), 表现出良好的疲劳极限和抗反复冲击能力. 与面心立方(FCC)金属相比, BCC金属的力学性能高度依赖温度和应变率. 因此, 近年来BCC材料的冲击动态力学性能及本构模型研究受到国内外学者的广泛

关注. 此外, 研究发现在冲击损伤中绝热剪切现象普遍存在, 并有助于高速变形.

对于固体材料的冲击动态力学性能研究, 常通过实验、理论和数值模拟3个方面来开展. Ning等人^[1]研究了氧化铝陶瓷的动态响应, 以传统的准静态空腔膨胀理论为基础提出改进的理论模型, 该模型可用于进一步研究侵彻下材料的动态响应. Kleiser等人^[2]基于多晶钼材料的准静态行为和动态行为研究, 建立了拉压不对称性和塑性各向异性的本构模型. 结果表明, 该模型可用于复杂系统的虚拟测试. Ning等人^[3]采用数值方法研究了球壳在局部冲击作用下的变形模式, 并在球壳等距变形模型的基础上, 引入了球壳的各向

引用格式: 朱志武, 张光瀚, 卢也森. 42CrMo钢的动态力学行为及高应变率效应的本构模型. 中国科学: 技术科学, 2021, 51: 249–258
Zhu Z W, Zhang G H, Lu Y S. Dynamic mechanical response and a constitutive model of 42CrMo steel that incorporates the effects of high strain rates (in Chinese). Sci Sin Tech, 2021, 51: 249–258, doi: 10.1360/SST-2020-0481

同性变形模型, 该模型在工程实际中有很好的使用价值. Vilamosa等人^[4]提出了适用于AA6082铝合金的物理本构模型, 使用位错密度作为内部变量, 而不将其与微观结构演变的详细特征联系起来. 同时提出新的动态回复方程对应变、应变率和温度进行了合理预测. Xu等人^[5]建立了钢筋混凝土板在刚性弹丸斜侵彻下的破坏分析模型, 理论与试验结果一致, 并对板的破坏特性进行了参数分析.

借助于冲击动态实验, 本文着重研究了基于物理意义的动态本构模型^[6-8]. Kuchnicki等人^[9]提出考虑温度和压力影响的BCC材料多尺度显式晶体塑性模型. 该模型可以替代隐式模型来模拟动态变形. Knezevic等人^[10]通过对Ta-10W合金进行测试, 发现织构转变在轴向和横向塑性各向异性中起主导作用. Lu等人^[11]基于晶体塑性理论在剪切变形率演化中引入宏观应变率项, 在硬化演化中引入绝热温升项对模型进行修正, 该模型可以描述及预测不同应变率下42CrMo钢的流动应力. 然而, 晶体塑性理论是在理想条件下建立的, 该理论不能很好地模拟热激活应力引起的变形, 说明晶体塑性理论尚存在一定的局限性.

Seeger^[12]提出位错扭结理论来模拟热激活螺型位错在BCC金属中的运动, 从而描述材料的温度和应变率相关行为. 该理论已成功地用于描述各种BCC单晶(如钽和钼)的温度和应变率依赖性^[13]. 然而, 目前关于绝热剪切的形成机制局限于微观层面, 扩展这一研究来建立动态本构模型是必要和富有挑战性的.

绝热剪切带(ASBs)是BCC金属在高应变率变形下最重要的失效原因之一. 当热软化比应变硬化和应变率硬化的综合效应更为明显时, 就会形成ASBs, 从而导致流动应力降低, 在狭窄区域内产生较大的塑性应变^[14]. ASBs的形成和材料强度演变之间关系的关键点在于剪切局部化的临界条件^[12]. Liu等人^[15]通过观察厚壁圆筒中多个剪切带组织, 建立了模拟自发剪切带行为的模型, 并通过微观实验观察到常见的剪切带形态特征. Yan等人^[16]发现铝合金塑性变形的主要机制是压缩时位错形态从位错胞和位错带转变为绝热剪切带中的亚晶粒, 及拉伸时空穴体积分数的增加. 此外, Yan等人^[17]通过考虑ASBs的几何特征, 得到ASBs的正应变与效应区之间的关系. 针对这一问题, 建立了铝合金高应变率变形过程中热激活位错运动引起的硬化与微缺陷演化引起的流动软化之间的竞争模型.

本文对42CrMo钢进行了微观研究, 基于热激活理论对材料应变率效应进行描述, 同时提出含高应变率效应的本构模型, 通过绝热剪切准则来确定失稳的起始点, 并与模型进行了耦合. 最后, 验证了本文提出的本构模型能够预测42CrMo钢在较宽应变率范围内的变形趋势.

2 实验及结果

2.1 准静态实验及结果

实验利用RPL100试验机完成, 采用 $\phi 8 \times 6$ mm的圆柱形试样. 具体实验步骤在已有的工作中有所呈现^[18]. 42CrMo钢的主要成分包括: C, 0.4%; Si, 0.23%; Mn, 0.63%; Cr, 1.02%; Ni, 0.02%; Mo, 0.16%. 实验数据如图1所示.

从压缩实验中获得的应力应变曲线可分为三个阶段. 第一阶段为线弹性阶段, 材料弹性模量保持不变; 第二阶段为屈服阶段, 材料无明显屈服点, 呈现连续屈服现象, 根据材料力学可取塑性应变为0.2%的点对应的应力为屈服强度; 第三阶段为塑性硬化阶段, 应力随着应变的增加而增加, 且应变硬化率保持不变. 实验结果表明, 材料弹性模量为210 GPa, 当应变率从 10^{-3} s^{-1} 增加到 10^{-1} s^{-1} 时, 材料的屈服强度从800 MPa增加到900 MPa. 在应变达到30%之前, 曲线的应变硬化率保持不变.

2.2 冲击动态实验及结果

使用分离式霍普金森压杆^[19]对42CrMo钢试样进

图1 (网络版彩图)压缩实验的真实应力-应变曲线

Figure 1 (Color online) Real stress-strain curve of compression test.

图2 分离式霍普金森压杆示意图

Figure 2 Schematic diagram of split Hopkinson pressure bar.

行 $2400\sim 4500\text{ s}^{-1}$ 的高应变率冲击动态压缩实验. 实验设备由子弹($14.5\text{ mm}\times 190\text{ mm}$, 最大速度为 60 m/s)、入射杆($14.5\text{ mm}\times 400\text{ mm}$)、透射杆($14.5\text{ mm}\times 525\text{ mm}$)、超动态应变仪(采样频率为 1 MHz)、红外线测速仪和数据处理系统组成. 见图2. 有关实验研究的详细情况, 可参见已有的研究^[11], 通过一维弹性波传播理论^[20,21]将实验测得的应变脉冲信号与平均工程应变率 and 试样中的应力应变相关联. 典型波形如图3所示.

冲击动态真实应力应变曲线如图4所示, 并与应变率为 10^{-3} s^{-1} 的实验结果进行比较. 为确保获得的实验数据真实可靠, 进行三次重复实验以消除实验误差, 误差棒分析见图5.

根据Noble和Harding^[22]在霍普金森实验中对温度研究的相关成果, Kapoor和Nemat-Nasser^[23]基于功能转化的研究思路来确定变形过程中的温升, 如下式:

$$\eta \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon = \rho C_v \Delta T, \quad (1)$$

$$\Delta T(\varepsilon) = \frac{\eta}{\rho C_v} \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon, \quad (2)$$

式中, σ 是真实应力, ε 是真实应变, ρ 是材料密度, C_v 是在恒定体积下的比热容, ΔT 是温升, η 是Taylor-Quinney系数, 通常 $\eta=0.9$.

由式(2)计算出三种加载应变率的绝热温升, 如图6所示.

图6显示温升范围为 $58\sim 142^\circ\text{C}$. 为验证本构模型, 将绝热曲线修改为等温曲线:

$$\Delta\sigma = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \cdot \frac{1}{\rho C_v} \int_0^{\varepsilon^p} \sigma d\varepsilon^p. \quad (3)$$

通过上式得到等温曲线, 如图7所示. 与图4相比,

修改为等温条件后, 冲击动态载荷下材料的应变硬化行为与准静态加载情况下的结果更接近.

实验结果表明: (1) 随着应变率的增加, 应变率效应在屈服行为中越来越明显, 特别是在 $10^{-3}\sim 2400\text{ s}^{-1}$

图3 (网络版彩图)典型波形

Figure 3 (Color online) Typical waveform.

图4 (网络版彩图)准静态和冲击动态绝热曲线的比较

Figure 4 (Color online) Comparison of quasi-static and shock dynamic adiabatic curves.

图5 (网络版彩图)冲击动态绝热曲线误差棒
Figure 5 (Color online) Error bar of shock dynamic adiabatic curve.

范围内, 屈服强度从850 MPa增加到1300 MPa。在冲击动态实验中, 随着应变率的增加, 屈服强度提高了100 MPa。(2) 通过冲击动态实验和准静态实验研究发现, 42CrMo钢表现出强烈的塑性硬化现象。修改为等温条件后, 冲击动态加载下和准静态加载下的应变硬化率, 表现出相近的结果。

图6 42CrMo钢三种加载应变率的绝热温升
Figure 6 Adiabatic temperature rise of 42CrMo steel under three loading strain rates.

图7 (网络版彩图)准静态和冲击动态实验等温曲线的比较
Figure 7 (Color online) Comparison of isothermal curves between quasi-static and impact dynamic experiments.

3 本构模型

3.1 控制方程

流动应力可分解为两部分: 等效热应力和等效非热应力^[24], 表示为

$$\bar{\sigma}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma^*(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma_a(\varepsilon), \quad (4)$$

式中, σ^* 是等效热应力, 取决于应变率和温度, σ_a 是等效非热应力。

3.2 热应力

位错和应变之间的关系可以通过Orowan方程^[25]

求解, 该方程表示为

$$\dot{\varepsilon} = \frac{f_0 \rho b l R_0}{M} \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right), \quad (5)$$

式中, M 为施密特因子, ρ 为位错密度, b 为 Burgers 矢量的大小, l 为平均位错间距, R_0 为表征分布关系的常数, f_0 为位错的振动频率. 对于特定的材料, 上述参数有固定值, 可用同量纲量 $\dot{\varepsilon}_r$ 替代, 通过定义 $\dot{\varepsilon}_r$ 的值即可.

因此, 式(5)可以表示为

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_r \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right). \quad (6)$$

基于位错运动学和动力学, 热激活应力与活化能 G 呈幂指数关系. Kocks 等人^[26]得到了如下关系式:

$$\Delta G = G_0 \left(1 - \left(\frac{\sigma^*(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)}{\bar{\sigma}}\right)^p\right)^q, \quad (7)$$

式中, $\bar{\sigma} = \sigma^*(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, 0)$ 是位错克服势垒而不受热激活的阈值应力, p 和 q 是表征势垒形状的常数, G_0 是 $T=0$ K 情况下的参考吉布斯自由能, 可以表示为

$$G_0 = \bar{\tau} V^* = \frac{1}{M} \bar{\sigma} b \lambda l, \quad (8)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + B \varepsilon_p^n, \quad (9)$$

式中, V^* 是热激活过程中的活化体积, $\bar{\tau} = \bar{\tau}(\dot{\varepsilon}, 0)$ 是临界切应力, B 和 n 是硬化因子. 通过以上推导, 得到

$$\dot{\varepsilon}_r = b \lambda \rho f_0, \quad (10)$$

式中, λ 是平均有效势垒宽度, 对于 BCC 金属的 Peierls 势垒, 其值约为 10^{-10} .

结合式(7), (9)和(10), 得到

$$\sigma^*(\varepsilon, T) = \bar{\sigma} \left[1 - \left(\frac{kT \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_r}}{G_0}\right)^{1/q}\right]^{1/p}, \quad (11)$$

式中, k 是玻尔兹曼常数, T 是绝对变形温度. 当温度低于临界温度 T_c 时, 位错的热激活运动阻力随温度的升高而减小, 当温度高于 T_c 时, 流动应力受长程障碍的控制.

$$T_c = -\frac{G_0}{k} \left(\ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_r}\right)^{-1}. \quad (12)$$

当温度高于 T_c 时, 流动应力的等效热分量为 0. Nemat-Nasser 和 Li^[27] 根据材料在变形过程中组织演化有所变化, 发现在温度的影响下, BCC 金属的位错密度

变化显著, 由此提出修正公式:

$$\ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_r} = \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} + \ln f(\varepsilon, T), \quad (13)$$

$$f(\varepsilon, T) = 1 + a_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_m}\right)^2\right] \varepsilon^{1/2}, \quad (14)$$

式中, a_0 是取决于初始材料微观结构的常数, T_m 是材料的熔点.

结合式(11), (13)和(14), 得到

$$\sigma^* = \bar{\sigma} \left\{1 - \left[\frac{kT}{G_0} \left(\ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_r} + \ln f(\varepsilon, T)\right)\right]^{1/q}\right\}^{1/p} \cdot f(\varepsilon, T). \quad (15)$$

3.3 绝热剪切准则

对绝热剪切带的研究主要集中在微观观察上, 而对绝热剪切带本构模型的定量分析却鲜有研究. Zener 和 Hollomon^[28] 首先将绝热剪切现象归因于热塑性不稳定性, 随后提出并发展了绝热剪切准则. 当然, 对于固体材料在冲击载荷下的动态力学行为, 也有研究者通过数值模拟的方法进行了深入研究^[29,30], 基于此, 研究者得以更便于预测固体材料的动态力学响应. 本文提出了一个由材料本构模型决定、同时受多个参数控制的准则. 建立临界条件需要以下三个基本方程.

本构模型:

$$\bar{\sigma}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma^*(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma_a(\varepsilon); \quad (16)$$

失稳临界条件:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} + \frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}} \frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} + \frac{d\sigma}{dT} \frac{dT}{d\varepsilon} = 0; \quad (17)$$

绝热条件:

$$\frac{dT}{d\varepsilon} = \frac{\beta \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)}{\rho_m C}, \quad (18)$$

式中, ρ_m 为材料密度, C 为定容比热容.

绝热剪切临界条件的建立能更好地反映材料的塑性变形过程, 以及预测绝热剪切行为的起始点. 本文考虑绝热剪切带的演化, 建立了非热应力公式. 通过建立热激活应力截面, 可以得到特定形式的绝热剪切临界条件. 由式(17)得到

$$\frac{dT}{d\varepsilon} = \frac{T_m^2 - T^2}{2\varepsilon T}. \quad (19)$$

结合式(15)和(19), 得到

$$\sigma^* = \bar{\sigma} \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{G_0} \left(\frac{\ln \frac{2\varepsilon T}{(T_m^2 - T^2) \cdot \dot{\varepsilon}_r} + 1 \right)^{1/q} + a_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^2 \right] \varepsilon^{1/2} \right] \right\} \cdot 1 + a_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^2 \right] \varepsilon^{1/2}, \quad (20)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma^*}{d\varepsilon} + \frac{d\sigma^*}{d\varepsilon} \frac{d\varepsilon}{d\varepsilon} + \frac{d\sigma^*}{dT} \frac{dT}{d\varepsilon} = 0. \quad (21)$$

3.4 非热应力

如前一节所述, 微观结构演化的影响对于模拟非热应力至关重要. 采用以下表达式将变形参数与42CrMo钢ASBs的半宽度关联起来, 进一步表征变形参数对材料力学行为的影响^[16]:

$$w_{\text{half}} = \sqrt{\frac{\chi w_{\text{sp}} \left[\tan \theta - \sqrt{3} \left(\frac{\eta \sigma_{\text{room}} |_{\dot{\varepsilon}_p=0}}{\beta} \right)^{\frac{1}{n}} \right]}{\rho_m C_v \dot{\varepsilon}_{\text{normal}} H_{\text{speci}} \sin \theta}}, \quad (22)$$

式中, w_{half} 为ASBs的半宽度, χ 为热传导系数, w_{sp} 为ASBs的影响区域, 假定与压缩试样的极限高度有关, θ 为ASBs痕迹线与水平基线之间的最大角度, 可通过微观实验得到, η 为Taylor-Quinney系数, $\sigma_{\text{room}} |_{\dot{\varepsilon}_p=0}$ 为室温屈服应力, n 为硬化系数, $\dot{\varepsilon}_{\text{normal}}$ 为法向应变率, H_{speci} 为试样的原始高度, 其余均为常数.

ASBs相关应力随ASBs半宽度的变化而变化, 如式(23)所示.

$$\sigma_{\text{ASB}} = A \left(\frac{w_r}{w_{\text{half}}} \right)^u, \quad (23)$$

式中, A 为软化系数, w_r 为剪切带参考半宽度, u 为材料常数.

结合式(22)和(23), 非热应力可表示为

$$\sigma_a = Y_a - A \left(\frac{w_r}{w_{\text{half}}} \right)^u, \quad (24)$$

式中, Y_a 是初始非热应力, 表示溶质和初始位错密度对屈服应力的潜在影响.

3.5 参数确定和模型验证

经过上述建模步骤, 建立起本构模型. 参数的具体确定方法如下. 表1列出了热应力演化参数. 该类参数为材料物理常数, 可通过参考《金属材料手册》及类似高强度合金钢的相关研究获得^[31].

表2中的参数为灵敏度系数, Kocks等人^[26]给出 p 和 q 的范围为 $p \in (0, 1]$, $q \in (1, 2]$, B 是控制金属硬化速率的硬化因子.

通过引入绝热剪切的临界条件, 得到材料在冲击载荷和准静态载荷情况下呈现两种不同的变形机制, 但是仅基于理论不足以对材料塑性变形机制进行充分研究. 因此, 需要通过金相观察, 建立宏观力学性能与微观组织演变的关系, 为非热应力演化提供定量参数.

选取三个不同加载应变率下压缩实验的试样, 同时选取一个原始试样作为对照组, 对其进行直径切割和多阶段抛光处理. 根据金相实验标准, 试样表面用4%的硝酸酒精溶液腐蚀约15 s, 干燥处理后, 使用Zeiss Axio Scope A1实验设备观察试样标本.

从图8(a)可以看出, 组织主要是回火索氏体, 它是马氏体在高温回火淬火过程中由渗碳体和铁素体组成的复合体. 渗碳体由铁素体析出, 铁素体具有高可动位

表1 热应力演化方程中的参数

Table 1 Parameters in thermal stress evolution equation

参数	说明	数值	方程
b	Burgers矢量的大小	$3.3 \times 10^{-10} \text{ m}$	(5), (10)
a_0	初始材料微观结构常数	2.5	(9), (14)
λ	平均有效势垒宽度	10^{-10} m	(10)
T_m	材料熔点	1672 K	(14)
$\bar{\sigma}$	阈值应力	680 MPa	(7)
G_0	参考吉布斯自由能	25	(7)
k	玻尔兹曼常数	$8.6174 \times 10^{-5} \text{ eV}$	(11)

表2 热应力演化方程中的灵敏度系数

Table 2 Sensitivity coefficient in thermal stress evolution equation

参数	说明	数值	方程
p	表征势垒形状的常数	0.85	(7)
q	表征势垒形状的常数	1.6	(7)
B	硬化因子	1350	(9)
n	硬化因子	2.4	(9)

图 8 原始试样金相观察(a), 以及 2400 s^{-1} (b), 3200 s^{-1} (c)和 4500 s^{-1} (d)应变率下的金相观察

Figure 8 Metallographic observations of original sample (a), and that at 2400 s^{-1} strain rate (b), 3200 s^{-1} strain rate (c) and 4500 s^{-1} strain rate, respectively.

错密度, 容易实现多次滑移, 使42CrMo钢具有连续屈服行为. 从图8(b)中可以明显看出, 剪切带从试样剖面边缘开始向中心扩展. 对于剪切区域周边的位置, 冲击载荷下的剪切作用带来不稳定性, 而这一因素将导致绝热剪切带宽度减小. 这是因为局部流变更加困难, 变形能量集中在非常窄的带内, 而不是耗散到周围区域^[32].

从图8(c)和(d)可以看出, 随着应变率的增加, 通过剪切变形的交互作用逐渐细化晶粒, 材料中粗大的晶粒转变成一系列具有小角度晶界的亚晶, 亚晶被不断破坏, 亚晶界以及晶粒内部的位错激增, 亚晶转化为大角度晶粒, 组织细化更加显著, 对裂纹的阻滞作用降低, 由此导致裂纹增多, 裂纹间距减小, 径向与裂纹的夹角变大^[33].

表3列出了ASBs宽度演化方程中的参数. 表4列出了非热应力演化方程中的灵敏度参数. 表3和4中参数可通过准静态实验、微观实验和参考《金属材料手册》及类似高强度合金钢的相关研究获得^[31].

图9显示了42CrMo钢在冲击动态载荷下的本构模型和 $2400 \sim 4500 \text{ s}^{-1}$ 应变率实验数据的对比. 从图9可以看出, 模型预测结果与实验结果拟合良好. 本文引入的绝热剪切准则能够准确地描述材料应变率效应, 并证明热应力和非热应力的演化可以很好地描述材料在高应变率条件下的冲击动态力学性能.

表 3 ASBs宽度演化方程中的参数

Table 3 Parameters in ASBs width evolution equation

参数	说明	数值	方程
Y_a	初始非热应力	4	(24)
A	软化系数	11.7	(23), (24)
w_r	ASBs的参考半宽度	$1000 \mu\text{m}$	(23), (24)
w_{sp}	ASBs的影响区域	0.6	(22)
$\sigma_{nom} _{\varepsilon_p=0}$	室温屈服应力	800 MPa	(22)
ρ_m	材料密度	$7.85 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$	(22)
C_v	比热容	$0.5 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$	(22)
$\varepsilon_{p-\min}$	最小参考应变率	10^{-4} s^{-1}	(22)
$\varepsilon_{\text{normal}}$	法向应变率	10^3 s^{-1}	(22)

表 4 非热应力演化方程中的灵敏度参数

Table 4 Sensitivity parameters in non-thermal stress evolution equation

参数	说明	数值	方程
u	材料常数	0.52	(23), (24)
χ	热传导系数	156	(22)
η	Taylor-Quinney系数	0.9	(22)
β	幂指数型硬化因子	460	(22)

图9 (网络版彩图)实验数据与模型预测的比较

Figure 9 (Color online) Comparison of experimental data and model predictions.

4 结论

(1) 通过准静态和冲击动态压缩实验可知, 材料在

高应变率范围内, 屈服强度随着应变率的提高而提高; 对比准静态压缩实验结果, 材料屈服强度提升显著; 而高应变率下的应变硬化规律则与准静态有明显区别, 随着应变率的提高, 材料应变硬化率呈下降趋势. 将绝热条件修改为等温条件后, 冲击动态加载下和准静态加载下的应变硬化率, 表现出相近的结果.

(2) 原始试样的微观组织主要为回火索氏体, 是由渗碳体和铁素体组成的复合材料. 在冲击动态实验中, 剪切带清晰可见, 并产生塑性不稳定性. 随着应变率的增加, 裂纹出现其密度不断升高, 裂纹方向沿径向分布, 其夹角变大.

(3) 基于ASBs的热激活变形行为和ASBs宽度的演化, 建立了高应变率本构模型. 通过引入绝热剪切临界条件, 使得模型在表征材料应变硬化、温度软化及应变率效应时可以很好地耦合, 通过对理论曲线与实验曲线进行对比, 验证了模型的合理性.

参考文献

- Ning J, Ren H, Guo T, et al. Dynamic response of alumina ceramics impacted by long tungsten projectile. *Int J Impact Eng*, 2013, 62: 60–74
- Kleiser G, Revil-Baudard B, Pasillao C L. High strain-rate plastic deformation of molybdenum: Experimental investigation, constitutive modeling and validation using impact tests. *Int J Impact Eng*, 2016, 96: 116–128
- Ning J, Song W, Yang G. Failure analysis of plastic spherical shells impacted by a projectile. *Int J Impact Eng*, 2006, 32: 1464–1484
- Vilamosa V, Clausen A H, Børvik T, et al. A physically-based constitutive model applied to AA6082 aluminium alloy at large strains, high strain rates and elevated temperatures. *Mater Des*, 2016, 103: 391–405
- Xu X, Ma T, Ning J. Failure analytical model of reinforced concrete slab under impact loading. *Constr Build Mater*, 2019, 223: 679–691
- Nemat-Nasser S, Guo W, Liu M. Experimentally-based micromechanical modeling of dynamic response of molybdenum. *Scripta Mater*, 1999, 40: 859–872
- Ito K, Vitek V. Atomistic study of non-Schmid effects in the plastic yielding of bcc metals. *Philos Mag A*, 2001, 81: 1387–1407
- Vitek V, Mrovec M, Gröber R, et al. Effects of non-glide stresses on the plastic flow of single and polycrystals of molybdenum. *Mater Sci Eng-A*, 2004, 387–389: 138–142
- Kuchnicki S N, Radovitzky R A, Cuitiño A M. An explicit formulation for multiscale modeling of bcc metals. *Int J Plast*, 2008, 24: 2173–2191
- Knezevic M, Beyerlein I J, Lovato M L, et al. A strain-rate and temperature dependent constitutive model for BCC metals incorporating non-Schmid effects: Application to tantalum-tungsten alloys. *Int J Plast*, 2014, 62: 93–104
- Lu Y, Zhu Z, Li D, et al. Constitutive model of 42CrMo steel under a wide range of strain rates based on crystal plasticity theory. *Mater Sci Eng-A*, 2017, 679: 215–222
- Seeger A. The temperature and strain-rate dependence of the flow stress of body-centered cubic metals: A theory based on kink-kink interactions. *Z Metallkd*, 1981, 72: 369–380
- Lim H J, Battaile C C, Brown J L, et al. Physically-based strength model of tantalum incorporating effects of temperature, strain rate and pressure. *Modelling Simul Mater Sci Eng*, 2016, 24: 1–14
- Guo W G. Plastic flow behavior and constitutive relation of BCC metals (in Chinese). Dissertation of Doctoral Degree. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2007 [郭伟国. BCC金属的塑性流动行为与本构关系. 博士学位论文. 西安: 西北工业大学, 2007]
- Liu M, Guo Z, Fan C, et al. Modeling spontaneous shear bands evolution in thick-walled cylinders subjected to external high-strain-rate loading. *Int J Solids Struct*, 2016, 97–98: 336–354

- 16 Yan S L, Yang H, Li H W, et al. Variation of strain rate sensitivity of an aluminum alloy in a wide strain rate range: Mechanism analysis and modeling. *J Alloys Compd*, 2016, 688: 776–786
- 17 Yan S, Yang H, Li H, et al. A unified model for coupling constitutive behavior and micro-defects evolution of aluminum alloys under high-strain-rate deformation. *Int J Plast*, 2016, 85: 203–229
- 18 Zhu Z, Lu Y, Xie Q, et al. Mechanical properties and dynamic constitutive model of 42CrMo steel. *Mater Des*, 2017, 119: 171–179
- 19 Kolsky H. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proc Phys Soc B*, 1949, 62: 676–700
- 20 Meyers M A. *Dynamic Behavior of Materials*. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1994. 296–324
- 21 Ning J, Meng F, Ma T, et al. Failure analysis of reinforced concrete slab under impact loading using a novel numerical method. *Int J Impact Eng*, 2020, 144: 103647
- 22 Noble J P, Harding J. Temperature measurement in the tensile Hopkinson bar test. *Meas Sci Technol*, 1994, 5: 1163–1171
- 23 Kapoor R, Nemat-Nasser S. Determination of temperature rise during high strain rate deformation. *Mech Mater*, 1998, 27: 1–12
- 24 Nemat-Nasser S, Li Y F, Isaacs J B. Experimental/computational evaluation of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding. *Mech Mater*, 1994, 17: 111–134
- 25 Orowan E. Problems of plastic gliding. *Proc Phys Soc*, 1940, 52: 8–22
- 26 Kocks U F, Argon A S, Ashby M F. *Thermodynamics and Kinetics of Slip*. New York: Pergamon Press, 1975
- 27 Nemat-Nasser S, Li Y. Flow stress of f.c.c. polycrystals with application to OFHC Cu. *Acta Mater*, 1998, 46: 565–577
- 28 Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J Appl Phys*, 1944, 15: 22–32
- 29 Xu X, Ma T, Liu H, et al. A three-dimensional coupled Euler-PIC method for penetration problems. *Int J Numer Methods Eng*, 2019, 119: 737–756
- 30 Ning J, Ma T, Fei G. Multi-material Eulerian method and parallel computation for 3D explosion and impact problems. *Int J Comput Methods*, 2014, 11: 1350079
- 31 Luo J. Crystal plasticity based polycrystalline cyclic constitutive model and its finite element implementation (in Chinese). Dissertation of Masteral Degree. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2011 [罗娟. 基于晶体塑性理论的多晶循环本构模型及其有限元实现. 硕士学位论文. 成都: 西南交通大学, 2011]
- 32 Hor A, Morel F, Lebrun J L, et al. An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges. *Int J Mech Sci*, 2013, 67: 108–122
- 33 Azarbarmas M, Aghaie-Khafri M, Cabrera J M, et al. Microstructural evolution and constitutive equations of Inconel 718 alloy under quasi-static and quasi-dynamic conditions. *Mater Des*, 2016, 94: 28–38

Dynamic mechanical response and a constitutive model of 42CrMo steel that incorporates the effects of high strain rates

ZHU ZhiWu^{1,2}, ZHANG GuangHan¹ & LU YeSen¹

¹ *Applied Mechanics and Structure Safety Key Laboratory of Sichuan Province, School of Mechanics and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China;*

² *State Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China*

To study the dynamic mechanical properties and constitutive relationship of 42CrMo steel, which is primarily used in high-speed train axles, a dynamic compression test and a metallographic observation were conducted. The material exhibited strong strain-rate dependence, and the adiabatic shear behavior under dynamic loadings was found to be the dominant cause of the different mechanical properties resulting from different strain rates. The thermal activation theory, which separately considers the thermal and athermal stresses to explain the deformation mechanism, was employed to obtain the descriptions of the strain-rate effects. Accordingly, a physically based constitutive model was proposed that incorporated the effects of the high strain rates. A criterion for adiabatic shear, which was coupled to the model, was proposed to determine the onset of instability. The model was confirmed to sufficiently describe the quasi-static and dynamic mechanical behavior of the 42CrMo steel, especially the effects of strain hardening and strain rates on the yield stress.

42CrMo steel, constitutive model, adiabatic shear, split Hopkinson compression bar, thermal activation

doi: [10.1360/SST-2020-0481](https://doi.org/10.1360/SST-2020-0481)