

DOI: 10.11883/bzycj-2018-0114

## 动态压缩下 Zr 基非晶合金失效释能机理\*

张云峰, 罗兴柏, 施冬梅, 张玉令, 刘国庆, 甄建伟

(陆军工程大学石家庄校区, 河北 石家庄 050000)

**摘要:** 为研究 Zr 基非晶合金动态压缩条件下的失效释能机理, 采用力学试验机、霍普金森杆、高速摄影、差示扫描量热分析 (differential scanning calorimetry, DSC)、扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 等, 得到了材料应力应变曲线、高速摄影图像、失效式样微观形貌及 DSC 曲线, 根据实验数据计算了材料的晶化激活能, 并拟合了材料的 JH-2 (Johnson-Holmquist II) 模型, 对材料动态失效过程进行有限元数值模拟。实验结果表明, 压缩条件下材料为脆性断裂, 断口处观察到典型的脉状纹样及液滴状结构, 材料失效过程伴随着释能现象; 数值模拟结果表明, 材料裂纹局部的瞬时内能大于材料晶化激活能。动态压缩下材料的失效释能机理即为材料破碎释放储存的弹性势能, 并导致材料局部晶化释能, 释能强度与应变率成正相关。

**关键词:** Zr 基非晶合金; 动态压缩; 失效; 释能; 高速摄影

中图分类号: O347; TB33

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

Zr 基非晶合金具有高强度、高硬度、低杨氏模量、高弹性极限、高断裂韧性、易成型等一系列优异的物理力学性能, 因而得到国内外研究者的重视<sup>[1-3]</sup>。非晶态合金的宏观破坏特性表现为脆性断裂, 没有明显的弹性段, 微观表现为剪切带的生成、扩展, 最终汇聚成主剪切带<sup>[4]</sup>, 上述特性决定 Zr 基非晶态合金很难作为一般结构材料直接应用于工程实践。1998 年, Liu 等<sup>[5]</sup>首次在 Zr 基非晶合金拉伸实验中, 记录到了材料失效时伴随有火花发生的释能现象。该现象引起了国内外学者的极大兴趣<sup>[6-7]</sup>, 并研究探讨了 Zr 基非晶合金作为含能结构材料应用的可能性<sup>[8]</sup>。

Dai 等<sup>[6,9]</sup>、Jiang 等<sup>[10]</sup>系统研究了自由体积、高温软化、绝热剪切等非晶合金失效理论, 解释了非晶态合金不同破坏形式所对应的失效机制。Jiang 等<sup>[11]</sup>采用红外摄影研究 Zr 基非晶合金剪切带内温度分布情况, 发现剪切带内温升与应变率呈正相关。Wang 等<sup>[12]</sup>依据绝热剪切理论推导了材料剪切带内的温升公式, 计算得到剪切带内最高温升可达  $2.5 \times 10^3$  K。Wright 等<sup>[13]</sup>采用高速摄影研究 Zr 基非晶合金静态压缩过程, 研究发现微剪切带扩展阶段材料温升平缓, 剪切带温升主要产生于材料破坏瞬间。以上研究表明材料在静载荷条件下失效, 其释放能量主要来自于材料绝热剪切破坏释放的弹性释能。从热力学观点看, 非晶态是一种亚稳态, 具有较高的内能, 有自发向其稳定态转变的趋势; 从动力学观点看, 非晶态原子从亚稳态运动到稳态位置, 必须翻越一定的能量势垒<sup>[14]</sup>。在一定条件下, 非晶合金的原子自蔓延反应将被激发, 非晶合金发生金属间化合反应并释放大量化学能。Jiang 等<sup>[15]</sup>研究了激光加载下 Zr 基非晶合金的释能现象, 高速摄影结果表明材料被照射范围内产生超高温, 发生了短暂且剧烈的化学反应, 类似于爆轰现象。Wang 等<sup>[16]</sup>研究了 Zr 基非晶合金破片的冲击诱发反应现象, 结果表明材料发生了剧烈的化学反应, 其超压峰值明显高于非含能材料, 材料比能与部分 Al/Ni 含能结构材料相当。

目前, 对于 Zr 基非晶合金受静载荷条件下的失效及释能机理研究较为充分, 而材料受动载荷条件下的释能效应研究刚刚起步, 对材料在  $10^2 \sim 10^3$  s<sup>-1</sup> 应变率范围内的释能现象及机理鲜有报道。本文中采用分离式霍普金森杆、高速摄影、扫描电镜、差示扫描量热分析、有限元数值模拟等实验及数值模拟手段, 研究了动态压缩载荷下 ZrTiNiCuBe 非晶态合金的释能效应及机理。

\* 收稿日期: 2018-04-09; 修回日期: 2018-05-30

第一作者: 张云峰 (1990—), 男, 博士研究生, 1193954881@qq.com;

通信作者: 张玉令 (1983—), 男, 博士, 讲师, zhangyuling2009@163.com。

## 1 实 验

实验对象为 ZrTiNiCuBe 非晶态合金, 选用纯度高于 99.5% 的 Zr、Ti、Ni、Cu、Be 高纯度金属, 清除金属表面氧化膜后, 按原子分数进行配置, 分别在石油醚溶液, 无水乙醇溶液中进行超声波清洗, 以去除金属表面的油污以及在配料过程中附着的杂质。在高纯 Ar 气氛保护下, 采用真空电弧炉熔炼, 每个合金锭至少翻转熔炼 4 次, 保证成分的均匀性良好, 最终得到块体 Zr 基非晶合金。

对 ZrTiNiCuBe 非晶态合金进行连续加热 DSC 测试, 加热速率分别为 10、20、40 和 80 K/min, 分析测定材料的玻璃转化温度、晶化温度、熔化温度等特征温度, 计算材料表观激活能。采用 Instron 5982 型万能力学试验机进行单轴静态压缩实验, 测试材料的准静态压缩性能; 单轴动态压缩实验采用 SHPB 系统, 入射杆、透射杆直径为 15 mm, 试样两端夹有钢质垫片以保护杆系统, 垫片-试样处套有亚克力管。利用 IDY7-S1 型高速摄影机, 记录压缩实验过程中材料的释能现象, 高速摄影机的拍摄频率设置为 13 300 帧/秒, 采用 KYKY-EM6200 扫描电子显微镜观察材料断口形貌, 动态压缩实验布置如图 1 所示。

根据力学性能实验结果, 求解材料力学模型, 对材料进行单轴动态压缩数值模拟, 观察材料损伤及破坏过程, 分析材料失效释能机理。

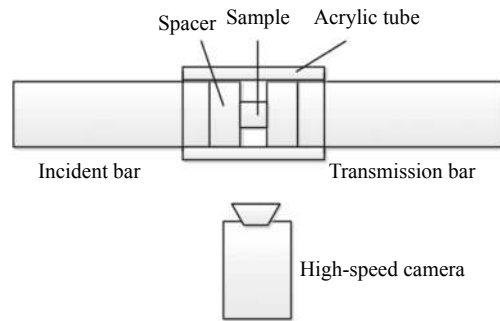


图 1 动态压缩实验装置

Fig. 1 Dynamic compression experimental facility

## 2 结果与讨论

### 2.1 热力学参数

图 2 为 ZrTiNiCuBe 非晶合金在不同升温速率下的 DSC 曲线, 可以看出, 在连续升温过程中材料呈现出多阶段晶化过程。当升温速率较低时, 材料的玻璃转化温度  $T_g$ 、晶化开始温度  $T_x$ 、峰值温度  $T_p$  不明显, 随着升温速率的提高, 上述特征温度愈发明显且向高温方向移动, 表现出明显的动力学特征。非晶合金晶化过程中原子由亚稳态向稳态运动, 并伴随释放能量, 因此晶化部分 DSC 曲线表现为放热过程。

通过 Kinssinger 方程可计算出材料的表观活化能:

$$\ln \frac{\varphi}{T^2} = -\frac{E}{RT} + C \quad (1)$$

式中:  $\varphi$  为升温速率,  $T$  为不同升温速率下的特征温度,  $E$  为表观激活能,  $R$  为气体常数,  $C$  为一常数。通过对  $\ln(\varphi/T^2) - 1/T$  曲线拟合, 通过斜率即可得到材料的表观激活能。通过计算, 玻璃转化温度  $T_g$ 、晶化开始温度  $T_x$ 、峰值温度  $T_p$  对应的表观激活能  $E_1$ 、 $E_2$ 、 $E_3$  分别为 270.1、201.9、213.1 kJ/mol。

### 2.2 材料压缩特能

图 3 为材料的单轴压缩应力应变曲线 (应变率  $600 \text{ s}^{-1}$  时材料未失效), 可以看出 ZrTiNiCuBe 非晶态合金为典型的脆性材料: 动态压缩条件下, 其强度具有应变率效应, 即材料的极限强度随着压缩应变率的升高而增大; 准静态压缩条件下, 其应变率效应不明显, 与文献 [17] 结论一致。

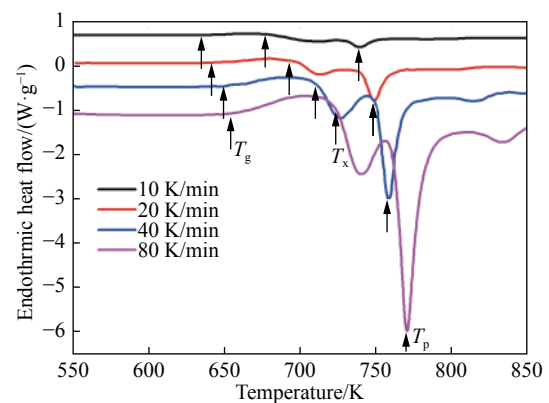


图 2 不同升温速率下热流随温度变化曲线

Fig. 2 Curves of endothermic heat flow as a function of temperature at different heating rates

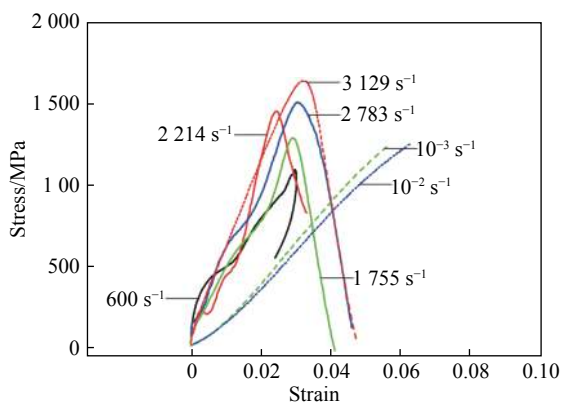


图 3 材料压缩应力应变曲线

Fig. 3 Stress-strain curves of Zr-based amorphous alloys in compression

图 3 中 ZrTiNiCuBe 非晶态合金的静态失效应应变约为动态失效应变的 2 倍, 表明材料在动态压缩条件下塑型降低而脆性提高, 其原因可用剪切补偿理论来解释: 静态条件下, 载荷加载速率低, 材料有足够的时间来形成和传播次生剪切带; 相反, 动态条件下, 由于载荷加载速率远大于静态, 没有足够时间完成剪切补偿, 造成次生剪切带减少, 材料脆性显著增加<sup>[8]</sup>, 动态失效应应变远小于静态失效应变。”

图 4 所示为  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  应变率下的失效试样断口形貌。图 4(a) 为宏观断口形貌, 材料断面上出现了 3 条较大的裂纹, 表明材料宏观失效行为为脆性破坏; 图 4(b)~(c) 所示为材料断口处的微观形貌, 可以看到典型的脉状纹样, 破坏瞬间材料主剪切带

释放储存的弹性释能导致材料局部温度升高, 塑性降低, 材料的塑性流动导致材料断口处出现脉状纹样; 从图 4(d) 中可以清晰地看到液滴状结构, 与文献 [17-18] 所述现象相同, 小液滴由材料熔化后形成, 表明主剪切带内的局部温度超过了合金的熔点。材料准静态压缩时, 小液滴的尺寸为  $10 \mu\text{m}$  数量级。

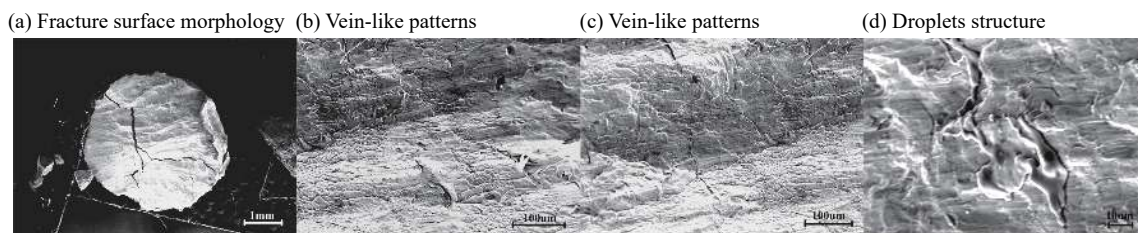


图 4 静态实验试样 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of static compressed samples

图 5 所示为  $3 129 \text{ s}^{-1}$  应变率下试样的 SEM 图像。图 5(a) 为放大倍数 15 倍时的微观形貌, 可以看到材料压裂形成多个部分, 试样端面较为完整, 因此十分明显, 3 个方框分别为图 5(b)~(d) 所对应的位置。由图 5(b) 可以看到, 试样端面处有大量连续液滴状结构, 断口内部发现液滴状形貌, 其尺寸为  $100 \mu\text{m}$  数量级, 明显大于图 4(d) 显示的液滴状形貌, 表明材料熔化区域的大小与压缩应变率成正比。图 5(c)~(d) 分别为一处三角形裂纹及一断口处图像, 失效试样裂纹内部可观察到大尺寸的液滴状形貌。

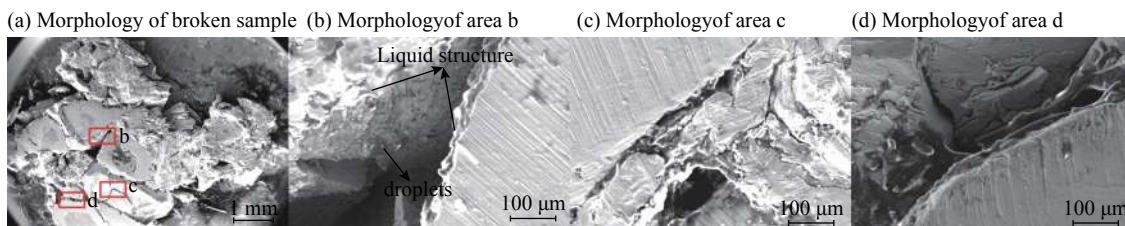


图 5 动态实验试样 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of dynamic compressed samples

图 6 所示为材料在  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  应变率下的高速摄影影像。图 6(a) 所示为材料失效瞬间的状态, 两端为夹具, 图像中部圆柱体为试样, 可以看到材料  $45^\circ$  方向处有火光发出; 图 6(b) 中为失效后 12 帧的图像, 可以观察到火星四溅的现象, 该现象与 Liu 等<sup>[5]</sup>、Wright 等<sup>[13]</sup> 观察到的现象相同。

图 7 所示为材料受动态压缩的高速摄影图像, 取材料失效瞬时的前后四帧图片, 坐标轴横轴为时间, 纵轴表示 3 次实验的应变率, 将初次观察到火花的时刻定义为零时刻。图 7(a) 为释能前一帧画面,



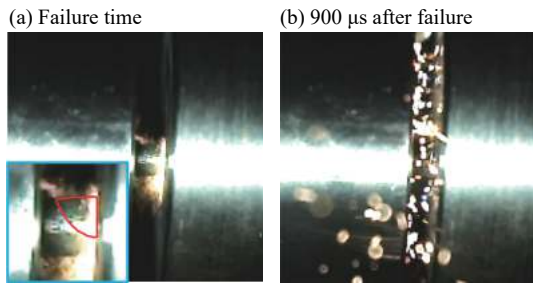


图 6 材料高速摄影图像

Fig. 6 High-speed photography of material failure

此时 SHPB 杆还未加载,处于静止状态,可清楚观察到式样状态;图 7(b)为初次观察到的释能现象的画面,火光范围较小;图 7(c)为观察到释能现象后一帧画面,火光范围及亮度均明显大于前一帧,材料失效后释放大量能量;图 7(d)为 150 μs 时的高速摄影图像,应变率 3 129 s<sup>-1</sup> 下,释能效应更加剧烈;而变率 1 755、2 144 s<sup>-1</sup> 下的火光范围减小,火星四溅;图 7(e)为实验后材料状态,大块材料熔化后凝固在钢质垫片上。通过图 6~7 可以得出结论,在

10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>~10<sup>3</sup> s<sup>-1</sup> 应变率范围内,材料失效时释能效应的剧烈程度与应变率成正比。

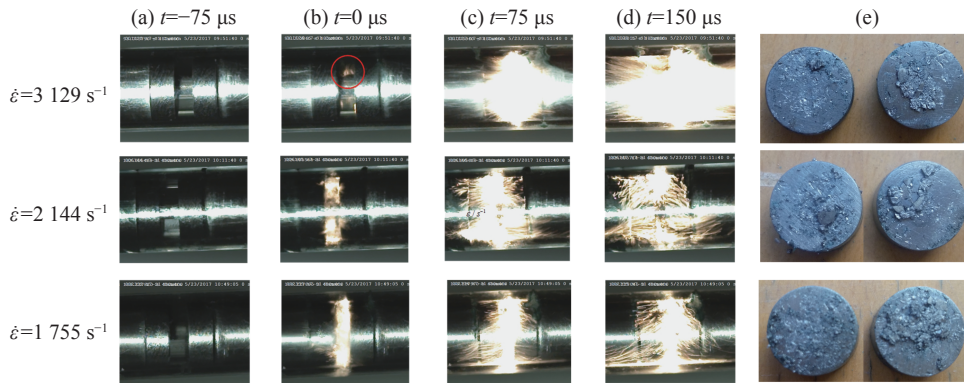


图 7 材料动态压缩高速摄影图像

Fig. 7 High-speed photography of material under dynamic compression

### 2.3 材料的物理模型

对于玻璃或陶瓷类的脆性材料,常用 JH-2 (Johnson-Holmquist II) 模型<sup>[19]</sup> 建立材料的物理模型, ZrTiNiCuBe 非晶合金的基本力学参数可见文献 [20-21]。JH-2 模型的状态方程以三次多项式形式:

$$p = K_1\mu + K_2\mu^2 + K_3\mu^3 \quad (2)$$

式中:  $K_1$ 、 $K_2$ 、 $K_3$  为材料参数,  $p$  为材料的静水压力,  $\mu = \rho/\rho_0 - 1$  的为材料的体应变。根据材料的平板冲击实验数据<sup>[22]</sup>,可以得到材料的 Hugoniot 弹性极限  $\sigma_{HEL} = 6.5$  GPa, 由于平板冲击实验状态下的材料为一维应变状态,其所受压力包含静水压力张量、偏应力张量及膨胀效应,无法直接拟合材料状态方程,因此采用 diamond-anvil 测试数据拟合,得  $K_1 = 114.3$  GPa,  $K_2 = 268.5$  GPa,  $K_3 = 1\ 386$  GPa。

JH-2 本构方程是将材料的等效应力  $\sigma^*$  表示成静水压力的幂函数形式并且与应变率和损伤因子  $D$  相关,其强度模型为:

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \quad (3)$$

式中:  $\sigma_i^*$  为材料归一化完整强度,  $\sigma_f^*$  为材料归一化断裂强度。

当材料未发生损伤,即  $D=0$  时:

$$\sigma_i^* = A(p^* + \sigma_{t,max}^*)^N \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \quad (4)$$

式中:  $p^* = p/p_{HEL}$  为归一化静水压力,  $\sigma_{t,max}^* = \sigma_{t,max}/p_{HEL}$  为材料处于 Hugoniot 弹性极限时的压力分量,  $\sigma_{t,max}$  为材料承受的最大静水拉应力;  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $M$ 、 $N$  为材料常数,取参考应变率为  $\dot{\epsilon}_0 = 1.0$  s<sup>-1</sup>。

当材料完全破坏,即  $D=1$  时:

$$\sigma_f^* = Bp^{*M} \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \quad (5)$$

式中:  $B$ 、 $N$  为材料常数。



JH-2 本构方程中的损伤模型为累积损伤形式, 损伤变量  $D$  可表示为:

$$D = \sum (\Delta \varepsilon_p / \varepsilon_p^f) \tag{6}$$

式中:  $\Delta \varepsilon_p$  为单次循环内有效塑性应变的积分,  $\varepsilon_p^f$  为一定压力下材料的破碎塑性应变, 且

$$\varepsilon_p^f = D_1 (p^* + \sigma_{t,max}^*)^{D_2} \tag{7}$$

因此, JH-2 模型还需确定材料的损伤参数  $D_1$ 、 $D_2$ 。

Hugoniot 弹性极限可以表示为偏应力张量与静水压力张量的形式:

$$\sigma_{HEL} = p_{HEL} + \frac{2}{3} s_{HEL} \tag{8}$$

根据胡克定律:

$$s = 2G \frac{\mu}{1 + \mu} \tag{9}$$

将式 (2)、(9) 代入式 (8) 可得:

$$\sigma_{HEL} = K_1 \mu_{HEL} + K_2 \mu_{HEL}^2 + K_3 \mu_{HEL}^3 + \frac{4}{3} G \frac{\mu_{HEL}}{1 + \mu_{HEL}} \tag{10}$$

对式 (10)、(2)、(8) 求解可得,  $\mu_{HEL} = 0.0381$ ,  $p_{HEL} = 4.821$  GPa,  $s_{HEL} = 2.519$  GPa, 根据文献 [8], 取材料最大静水拉应力  $\sigma_{t,max} = 0.4$  GPa。

JH-2 的应变率常数  $C$  采用 Holmquist<sup>[23]</sup> 的方法求得, 图 8 为材料常数  $C$  求解过程, 左图为材料承受轴向压缩时的  $p$ - $\sigma$  数据, 实验数据必位于  $\sigma = 3p$  的直线上, 以蓝色正方形表示。连接  $\sigma_{t,max}$  与各数据点, 各直线斜率的差别代表应变率效应。将实验数据点沿直线归一化到相同横坐标处, 即可消除压力对实验数据的影响, 所得数据点用红色三角形表示<sup>[23]</sup>。归一化数据对应到右图, 为材料的  $\ln \dot{\varepsilon}$ - $\sigma$  图, 拟合直线的斜率即得材料常数  $C = 0.0173$ 。

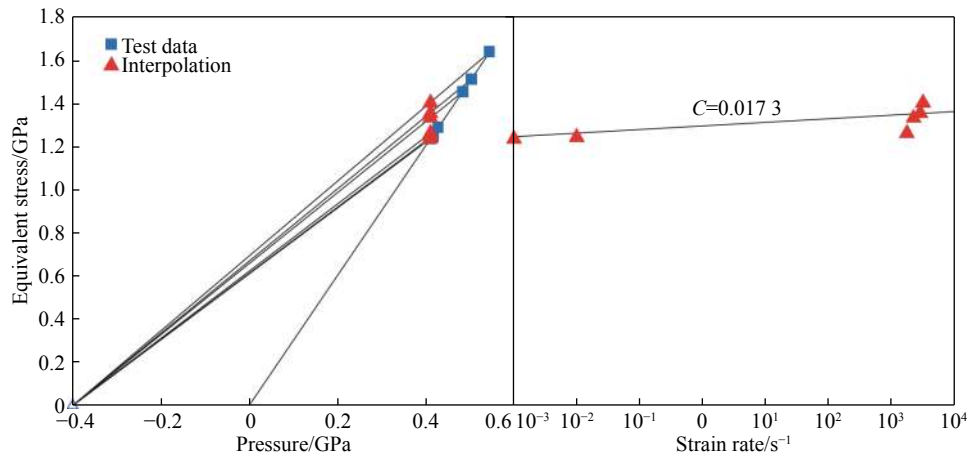


图 8 材料的应变率敏感性

Fig. 8 Strain rate sensitivity of the material

其余材料常数求解方法较为简单, 本文不再赘述, 最终求得 ZrTiNiCuBe 非晶合金的 JH-2 材料模型参数如表 1 所示。

表 1 材料的 JH-2 材料模型参数

Table 1 JH-2 model constants of the material

材料	$K_1$ /GPa	$K_2$ /GPa	$K_3$ /GPa	$D_1$	$D_2$
ZrTiNiCuBe	114.3	268.5	1 386	0.21	1.75
材料	$A$	$B$	$C$	$M$	$N$
ZrTiNiCuBe	1.162	0.258	0.0173	0.59	0.829

## 2.4 数值模拟

通过有限元数值模拟的方式,可以看到实验中难以观察到的试样损伤过程,解算材料破碎瞬间能量变化。根据 SHPB 实验系统建立材料的有限元数值模拟模型,入射杆、透射杆材料与实验室 SHPB 系统相同,ZrTiNiCuBe 非晶合金材料模型选择 JH-2,材料参数为表 1 所示参数。分别模拟材料在  $1\ 755$ 、 $2\ 144$ 、 $3\ 129\ \text{s}^{-1}$  应变率下受单轴压缩载荷的失效过程。

图 9 为材料在  $3\ 129\ \text{s}^{-1}$  应变率下损伤变量  $D$  的云图,  $2.012\ \mu\text{s}$  时刻试样与入射杆接触端面开始出现明显损伤;随着材料变形增大,试样损伤区域逐渐扩大,裂纹呈约  $45^\circ$  方向扩展,与材料实际破坏方式相同;随着损伤的演化,试样裂纹扩展并交叉聚集,材料破碎成小碎片形式。该应变率下材料与入射杆接触端面较为完整,数值模拟结果与图 4(a) 所示现象相近。

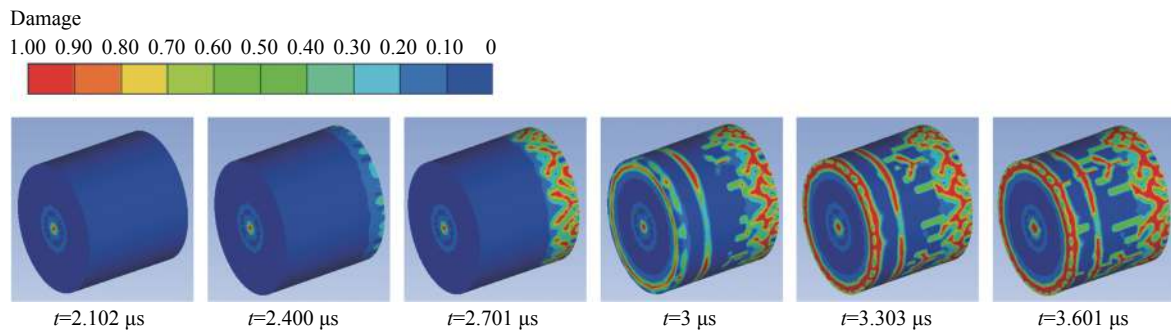


图 9  $3\ 129\ \text{s}^{-1}$  应变率下材料损伤云图

Fig. 9 Damage maps of material under the strain rate of of  $3\ 129\ \text{s}^{-1}$

图 10 为材料在不同应变率下,侧面及  $1/2$  处横截面的损伤云图,可以看到,随着应变率升高,材料的破碎程度提高,材料破坏所形成的碎片变小,综合图 7 揭示的材料火光强度与应变率正相关的规律,可以得出材料释能强度与破碎程度正相关,该结论与潘念侨<sup>[8]</sup>提出的冲击超压实验所的结论相同。

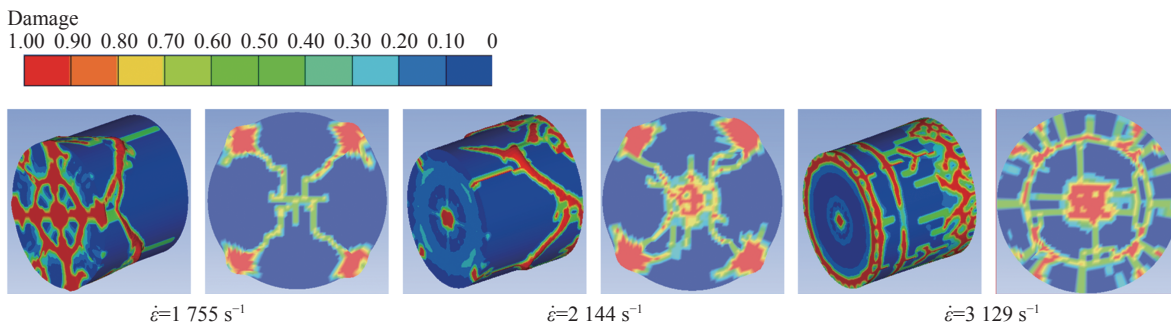


图 10 不同应变率下材料损伤云图

Fig. 10 Damage patterns of materials at different strain rates

材料破碎时,材料内储存的弹性释能转化为内能释放<sup>[5-6]</sup>,图 11 为  $\dot{\epsilon}=3\ 129\ \text{s}^{-1}$  条件下,  $t=3.601\ \mu\text{s}$  时材料两端面、径向切面、轴向切面的内能云图。根据有限元数值模拟结果,材料裂纹处瞬时内能在  $1\ 183 \sim 2\ 362\ \text{kJ/kg}$  ( $150 \sim 300\ \text{kJ/mol}$ ) 之间,局部高达  $5\ 897\ \text{kJ/kg}$  ( $749\ \text{kJ/mol}$ ),表明材料失效瞬间其裂纹局部内能大于材料晶化激活能,从而导致材料局部晶化释能,图 5 中材料裂纹内的液滴状结构也印证了该结论。

因此,材料在应变率为  $10^2 \sim 10^3\ \text{s}^{-1}$  动态载荷条件下,其释能机理为材料破碎释放的弹性势能导致材料局部晶化释能,释能强度与应变率正相关。材料受静态压缩时,仅沿主裂纹破坏,此时材料释能主要来源于其储存的弹性势能,仅断口内局部材料发生金属间化合反应释能,对应的试样断口内液滴状形貌尺寸较小,该结论与 Jiang 等<sup>[11]</sup>、Wang 等<sup>[12]</sup>的研究结果相同;材料受动态压缩时,随着应变率的升高,材

料破碎程度增加, 材料破碎瞬间释放弹性释能增大, 导致更大区域范围内材料的金属间化合反应被激发, 对应材料断口处更大尺寸的液滴状形貌, 此时材料晶化释能占主导, 释能强度更高, 持续时间更长。

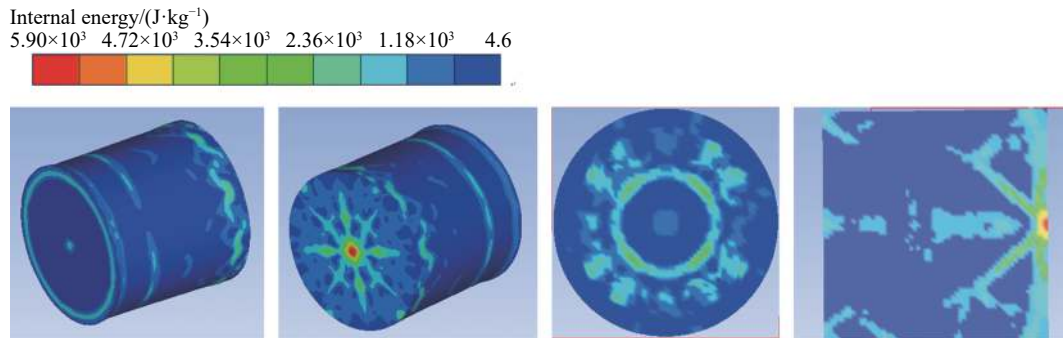


图 11 材料失效时内能云图

Fig. 11 Internal energy patterns of materials when failure occurs

### 3 结 论

(1) ZrTiNiCuBe 非晶合金的 DSC 曲线呈现的动力学特性,  $T_g$ 、 $T_x$ 、 $T_p$  随着升温速率提高向高温方向移动, 材料晶化过程中释放热量, 其对应的表观激活能  $E_1$ 、 $E_2$ 、 $E_3$  分别为 270.1、201.9、213.1 kJ/mol。

(2) 压缩载荷下, ZrTiNiCuBe 非晶合金呈脆性破坏并释放能量, 材料断口处可观察到典型的脉状纹样及液滴状形貌, JH-2 模型可较好地表现材料特性, 有限元数值模拟结果与实验现象相似。

(3) 动态压缩下材料的失效释能机理为材料破碎释放储存的弹性势能, 并导致材料局部金属间化合反应释能, 释能强度与应变率成正比。

### 参考文献:

- [1] TOGO H, ZHANG Y, KAWAMURA Y, et al. Properties of Zr-based bulk metallic glass under shock compression [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 449–451: 264–268. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.431.
- [2] MATTERN N, KUHN U, HERMANN H, et al. Thermal behavior and glass transition of Zr-based bulk metallic glasses [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 375–377: 351–354. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.125.
- [3] QIAO J W, ZHANG Y, LI J H, et al. Strain rate response of a Zr-based composite fabricated by Bridgman solidification [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2010, 17(2): 214–219. DOI: 10.1007/s12613-010-0216-9.
- [4] ZHANG Q S, ZHANG W, XIE G Q, et al. Synthesis, structure and mechanical properties of Zr-Cu-based bulk metallic glass composites [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2010, 17(2): 208–213. DOI: 10.1007/s12613-010-0215-x.
- [5] LIU C, HEATHERLY L, HORTON J, et al. Test environments and mechanical properties of Zr-base bulk amorphous alloys [J]. *Metallurgy Materials Transaction A*, 1998, 29: 1811–1820. DOI: 10.1007/s11661-998-0004-6.
- [6] DAI L H, BAI Y L. Basic mechanical behaviors and mechanics of shear banding in BMGs [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2008, 35: 704–716. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2007.10.007.
- [7] BATTEZZATI L, BALDISSIN D. Quantitative evaluation of length scales for temperature rise in shear bands and for failure of metallic glasses [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59: 223–226. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.03.016.
- [8] 潘念侨. Zr 基非晶合金材料本构关系及其释能效应研究 [D]. 南京: 南京理工大学, 2016: 53–71.
- [9] DAI L H, YAN M, LIU L F, et al. Adiabatic shear banding instability in bulk metallic glasses [J]. *Applied Physics Letters*, 2005, 87: 141916-1–141916-32005. DOI: 10.1063/1.2067691.
- [10] JIANG M Q, LING Z, MENG J X, et al. Energy dissipation in fracture of bulk metallic glasses via inherent competition between local softening and quasi-cleavage [J]. *Philosophical Magazine*, 2008, 88(3): 407–426. DOI: 10.1080/14786430701864753.
- [11] JIANG W H, LIAO H H, LIU F X, et al. Rate-dependent temperature increases in shear bands of a bulk-metallic glass [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(8): 1822–1830. DOI: 10.1007/s11661-007-9321-4.



- [12] WANG J G, PAN Y, SONG S X, et al. How hot is a shear band in a metallic glass? [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 651: 321–331. DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.125.
- [13] WRIGHT W J, BYER R R, GU X J. High-speed imaging of a bulk metallic glass during uniaxial compression [J]. *Applied Physics Letters*, 2013, 102: 241920. DOI: 10.1063/1.4811744.
- [14] 李刚. Zr 基非晶合金激光熔覆与诱导自蔓延合成 [D]. 大连: 大连理工大学, 2003: 11–15.
- [15] JIANG M Q, WEI Y P, WILDE G, et al. Explosive boiling of a metallic glass superheated by nanosecond pulse laser ablation [J]. *Applied Physics Letters*, 2015, 106: 021904–1. DOI: 10.1063/1.4905928.
- [16] WANG C T, HE Y, JI C, et al. Investigation on shock-induced reaction characteristics of a Zr-based metallic glass [J]. *Intermetallics*, 2018, 93: 383–388. DOI: 10.1016/j.intermet.2017.11.004.
- [17] FAN Z J, ZHENG Z Y, JIAO Z B. Compressive fracture characteristics of Zr-based bulk metallic glass [J]. *Science China Physics, Mechanics and Astronomy*, 2016, 53(5): 823–827. DOI: 10.1007/s11433-010-0154-6.
- [18] NOWAK S, OCHIN P, PASKO A, et al. Mechanical behavior of Zr-based bulk metallic glasses [J]. *Strength of Materials*, 2008, 40(1): 154–157. DOI: 10.1007/s11223-008-0040-x.
- [19] JOHNSON G R, HOLMQUIST T J. Response of boron carbide subjected to large strains, high strain rates, and high pressures [J]. *Journal of Applied Physics*, 1999, 85(12): 8060–8073. DOI: 10.1063/1.370643.
- [20] WANG W H, LI F Y, PAN M X, et al. Elastic property and its response to pressure in a typical bulk metallic glass [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52: 715–719. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.10.008.
- [21] WANG W H, WEN P, WANG L M, et al. Equation of state of bulk metallic glasses studied by an ultrasonic method [J]. *Applied Physics Letters*, 2004, 24: 3947–3949. DOI: 10.1063/1.1426272.
- [22] 石永相. 多元非晶合金含能材料药型罩应用研究 [D]. 石家庄: 陆军工程大学, 2017: 35–46.
- [23] HOLMQUIST T J, TEMPLETON D W, BISHNOI K D. Constitutive modeling of aluminum nitride for large strain, high-strain rate, and high-pressure applications [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2001, 25: 211–231. DOI: 10.1016/S0734-743X(00)00046-4.

## Failure behavior and energy release of Zr-based amorphous alloy under dynamic compression

ZHANG Yunfeng, LUO Xingbai, SHI Dongmei, ZHANG Yuling, LIU Guoqing, ZHEN Jianwei  
(*Shijiazhuang Campus, Army Engineering University, Shijiazhuang 050000, Hebei, China*)

**Abstract:** To study the mechanism of failure behavior and energy release mechanism of Zr-based amorphous alloys, Instron machine, split hopkinson bar, high-speed photography, DSC and SEM are used to achieve the stress-strain curves at low strain rate, stress-strain curves at high strain rate, failure processes, DSC curves and failure morphologies, respectively. The crystallization enthalpy is obtained from DSC curves. The stress-strain curves are fitted by the Johnson-Holmquist II model, and the finite element method using this model is executed to simulate the failure process of material under dynamic compression. The experimental results suggest that the material fractures brittle under compression. Typical vein-like pattern is observed at the fracture surface of the material. The energy releasing occurs simultaneously with the material failure. The simulation results reveal that the internal energy of local crack is higher than crystallization enthalpy of the material. The energy release of Zr-based amorphous alloys results in the elastic potential energy and crystallization energy released by the material with instantaneous crack. The strength of energy release is in direct proportion to strain rates.

**Keywords:** Zr-based amorphous alloys; dynamic compression; failure; energy release; high-speed imaging  
(责任编辑 王易难)