

DOI: 10.11883/bzycj-2024-0069

Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金 J-C 模型及应用试验*

李海峰¹, 门建兵^{1,2}, 金文¹, 刘旭东³

- (1. 北京理工大学爆炸科学与安全防护全国重点实验室, 北京 100081;
2. 北京理工大学唐山研究院, 河北 唐山 063000;
3. 北京理工大学材料学院, 北京 100081)

摘要: 针对包含高密度、高热值元素的高熵合金材料在聚能战斗部药型罩上的应用问题, 选取 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金为研究对象, 采用 INSTRON 材料试验机、分离式霍普金森压杆试验平台, 探寻该高熵合金在应变率为 $10^{-3} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 、温度为 $25 \sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$ 以及应力三轴度为 $0.33 \sim 0.89$ 条件下的力学响应规律, 基于静态力学性能试验结果, 获取该合金的 Johnson-Cook (J-C) 本构方程参数及损伤失效模型参数, 并建立爆炸加载下高熵合金爆炸成型弹丸 (explosively formed projectile, EFP) 数值模型。开展 EFP 成型脉冲 X 射线验证试验, 结果显示: $117 \mu\text{s}$ 时, 高熵合金 EFP 成型较为完整, EFP 长度为 51.1 mm , 直径为 12.27 mm ; $187 \mu\text{s}$ 时, EFP 尾部产生 3 处断裂, 头部长度为 24.3 mm , 直径为 12.27 mm , EFP 速度为 2496.3 m/s 。模拟与试验的 EFP 长度、直径以及速度的误差均小于 8.2% , 模拟的断裂形态与试验结果基本一致, J-C 模型有效预测了爆炸加载条件下高熵合金 EFP 的成型状态。

关键词: 高熵合金; Johnson-Cook 模型; 爆炸成型弹丸; 脉冲 X 射线

中图分类号: O389; TJ410.4

国标学科代码: 13035

文献标志码: A

J-C model of high-entropy alloy Ta-Hf-Nb-Zr system and its application test

LI Haifeng¹, MEN Jianbing^{1,2}, JIN Wen¹, LIU Xudong³

- (1. State Key Laboratory of Explosion Science and Safety Protection, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;
2. Tangshan Research Institute, Beijing Institute of Technology, Tangshan 063000, Hebei, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: In relation to the application of high-entropy alloy systems containing high-density and high-calorific value elements in the liner of shaped charge warheads, the Ta-Hf-Nb-Zr high-entropy alloy system is investigated. The study employed an INSTRON material testing machine and a split Hopkinson pressure bar testing platform to explore the mechanical response of this high-entropy alloy across a wide range of strain rates from 10^{-3} to 10^3 s^{-1} , temperatures ranging from 25 to $900 \text{ }^\circ\text{C}$, and stress triaxiality values ranging from 0.33 to 0.89 . Yield strength and failure strain data were obtained from static round bar tensile tests and dynamic compression tests conducted under these varying conditions. By using least squares fitting, the parameters of the Johnson-Cook (J-C) constitutive equation as well as the damage failure model parameters, are derived. Subsequently, a simulation model for explosively formed projectile (EFP) made from high-entropy alloys under explosive loading conditions was developed. Pulse X-ray tests of the EFP formation were performed, and numerical simulations of the EFP formation process are conducted using LS-DYNA software. The results show that at $117 \mu\text{s}$, the high-entropy alloy EFP remains largely intact, with a length of 51.1 mm and a diameter of 12.27 mm . At $187 \mu\text{s}$, three fractures are observed at the tail of the EFP, with the head length measuring 24.3 mm , the diameter at 12.27 mm , and the EFP speed recorded at 2496.3 m/s .

* 收稿日期: 2024-03-11; 修回日期: 2024-07-25

基金项目: “叶企孙” 科学基金(U2241234)

第一作者: 李海峰(1998—), 男, 硕士研究生, lihweifeng3815@163.com

通信作者: 门建兵(1973—), 男, 博士, 教授, menjb@bit.edu.cn

The numerical simulations demonstrate that the EFP length, diameter, and velocity at these time instants match the test data with errors of less than 8.2%. Moreover, the fracture patterns observed experimentally align closely with those predicted by the simulations. This consistency indicates that the J-C model effectively predicts the formation characteristics of high-entropy alloy EFPs under explosive loading conditions, confirming its utility in accurately simulating the EFP formation process.

Keywords: high-entropy alloy; Johnson-Cook model; explosively formed projectile; pulsed X-ray

近年来,高熵合金(high-entropy alloy, HEA)作为一类材料科学领域新兴的多主元合金,因其较大的成分和性能调控空间而具有极大的发展潜力,有望在航空、航天以及武器装备的更新迭代中发挥重大作用^[1-2]。高熵合金材料在毁伤及防护领域的应用受到广泛关注。张周然^[3]研究了一系列 HfZrTiTa 体系高熵合金的力学性能,通过调节 Ta 元素组合了不同强度和塑性的高熵合金,指出其是潜在的含能结构材料。Liu 等^[4]设计了一种多相钨基高熵合金,其独特的侵彻“自锐”性能为高性能穿甲弹材料的研发提供了新思路。陈海华等^[5]探究了不同应变率下 WFeNiMo 高熵合金的变形行为和侵彻性能,发现除了具有传统的剪切冲塞作用,它还具有一定的能量释放特性,在预制破片方面具有较好的应用前景。鄢阿敏等^[6]针对 CrMnFeCoNi 五元高熵合金,采用分离式霍普金森拉杆和材料试验机研究了高熵合金在不同应变率及温度下的力学行为,获得了 CrMnFeCoNi 高熵合金的 J-C(Johnson-Cook)本构参数,结果表明 HEA 可作为聚能药型罩使用。马田等^[7]对 TiZrNbVAl 高熵合金进行了动态力学性能研究,得到了 J-C 本构参数,通过 125 mm 口径的火炮侵彻试验及数值模拟,验证了将 TiZrNbVAl 高熵合金用于侵彻战斗部壳体的可行性及模型可靠性。马胜国等^[8]针对 CoCrFeNiAl_x 系高熵合金开展了不同应变率下的动态压缩试验,获取了该体系高熵合金的 J-C 本构参数,探索了该合金系的晶体结构、微观组织和变形特征。Li 等^[9]的研究发现,Al_{0.3}CoCrFeNi 高熵合金在应变率为 1800 s⁻¹时具有很高的应变硬化、应变率敏感性和优异的抵抗外界剪切失效的能力,认为该合金有成为未来弹道冲击防护材料的潜力。陈嘉琳等^[10]针对 3 种取向结构的 Al_{0.3}CoCrFeNi 高熵合金,获取了抗冲击性能较好的材料取向结构,为优化 HEA 防护材料的加工工艺、制备方法等提供了参考。

高熵合金体系在穿甲弹“自锐”侵彻、杀爆战斗部活性破片增强毁伤等方面得到了初步应用,而适用于聚能战斗部药型罩的高熵合金体系研究较少。爆炸成型弹丸(explosively formed projectile, EFP)作为典型的聚能类战斗部,其药型罩在爆炸加载下的压垮、闭合及拉伸等过程中具有大应变、高应变率及高温等特征^[11-12],且为实现高效打击,药型罩密度应不小于传统紫铜密度(8.9 g/cm³)。为此,本文中,从难熔高熵合金体系中选取由高密度元素 Ta、高热值元素 Hf 和 Zr 等组成的 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金为研究对象,获取爆炸加载下典型 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金药型罩的力学响应规律,建立适用于描述 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金 EFP 成型及断裂特征的数值模型,开展不同应变率、温度和应力三轴度下的静动态力学试验,根据试验数据拟合材料的 J-C 本构参数及失效模型参数,建立 EFP 数值模型并开展脉冲 X 射线验证试验,以期推动 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金在 EFP 药型罩的工程应用。

1 高熵合金静动态力学性能试验

1.1 准静态试验

准静态试验采用 INSTRON 材料试验机。光滑及带缺口圆棒试件的标距长度均为 20 mm,平行段原始直径为 4 mm,带缺口圆棒试件的缺口半径(R)分别为 1.0、1.5、3.0、5.0、7.0 mm,如图 1 所示。根据 Bridgman 的分析,缺口试件的应力三轴度(σ^*)^[13]可近似为:

$$\sigma^* = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad (1)$$

式中: a 为试件缺口处横截面的直径,本文中, $a=3.5$ mm。

图 2 为室温(25 ℃)、不同应变率条件下光滑圆棒的真实应力-应变曲线以及拉断试件。如图 2(a)

所示,当应变率为 $0.001\sim 0.100\text{ s}^{-1}$ 时,该合金的应变率强化效应并不明显,屈服强度在 $270.2\sim 334.1\text{ MPa}$ 之间。取参考应变率为 0.001 s^{-1} ,此时,屈服强度为 270.2 MPa ,极限强度为 629.5 MPa ,塑性应变为 0.43 ,如图 2(b) 所示,光滑圆棒试件的拉断位置均位于平行段的中下部,断口呈 45° 剪切断裂。图 3 为室温、参考应变率条件下不同缺口半径圆棒试件的力-位移曲线以及拉断试件。可以看出,试件的拉断位置位于平行段的中心缺口处,断口呈斜剪切断裂。

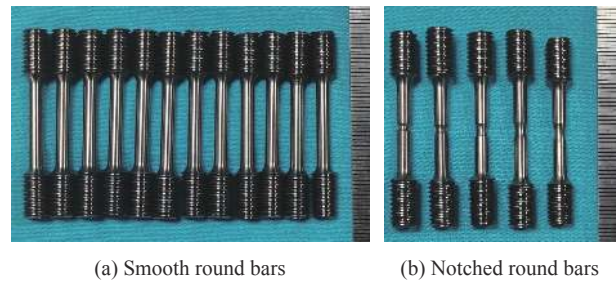
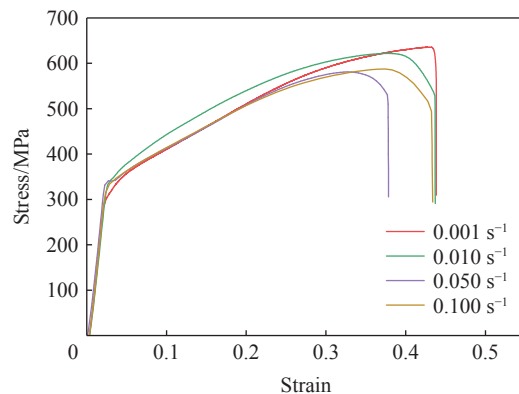
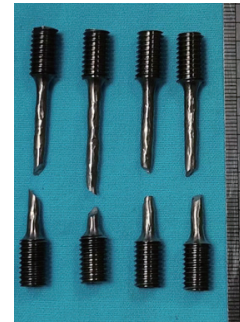


图 1 光滑及带缺口圆棒试件

Fig. 1 Smooth and notched round bars specimens



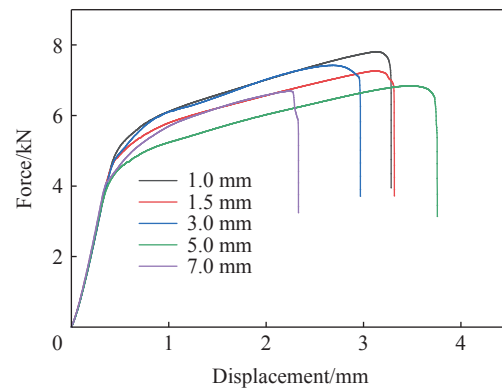
(a) Stress-strain curves



(b) Specimens with tensile fracture

图 2 不同应变率下光滑圆棒的静态应力-应变曲线及拉断试件

Fig. 2 Static stress-strain curves of smooth round bars under different strain rates and specimens with tensile fracture



(a) Force-displacement curves



(b) Specimens with tensile fracture

图 3 不同缺口半径下带缺口圆棒试件的静态力-位移曲线及拉断试件

Fig. 3 Static force-displacement curves of notched round bar specimens with different notch radii and specimens with tensile fracture

图 4 为参考应变率、不同温度下光滑圆棒试件的真实应力-应变曲线以及拉断试件。如图 4(a) 所示,随温度的增加,材料的强度及塑性经历 2 个阶段:第 1 阶段从 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 升至 $500\text{ }^\circ\text{C}$,极限强度逐渐增大,同时塑性逐渐减弱而后失效断裂;第 2 阶段从 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 升至 $900\text{ }^\circ\text{C}$,材料的强度逐渐减弱,塑性相对增强。考虑到高熵合金在高温下同时存在高强相析出和热软化效应,初步判断在第 1 阶段,材料高强析出相的强化效应大于热软化效应;随着温度继续升高至第 2 阶段,材料的热软化效应逐渐占主导作用,材料强度又逐渐下降。如图 4(b) 所示,随温度的升高,合金的氧化程度逐渐增强,断口呈剪切断裂。

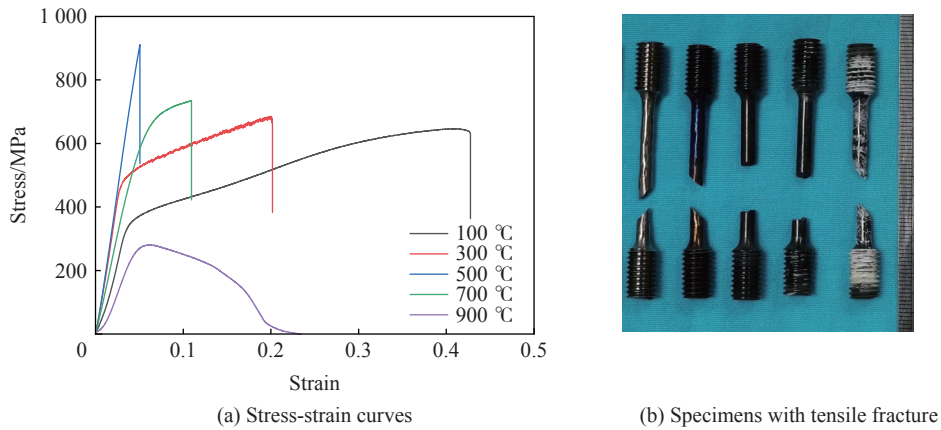


图 4 不同温度下带光滑圆棒试件的静态应力-应变曲线及拉断试件

Fig. 4 Static stress-strain curves of smooth round bars at different temperatures and specimens with tensile fracture

准静态拉伸断裂试件的失效应变(ϵ_f)^[14]可表示为:

$$\epsilon_f = \ln(A_0/A_f) \quad (2)$$

式中: A_0 为试件的初始横截面积, A_f 为断裂后断口区域的横截面积。表 1 为图 2(b) 中光滑圆棒试件在不同应变率下的失效应变, 表 2 为图 3(b) 中缺口试件以及试件 1-1 的失效应变, 表 3 为光滑圆棒试件在高温拉伸试验中的失效应变。

表 2 不同缺口半径下缺口试件的失效应变

Table 2 Failure strain of notch specimens under different notch radii

试件编号	σ^*	ϵ_f
2-1	0.89	0.35
2-2	0.74	0.46
2-3	0.56	0.53
2-4	0.47	0.50
2-5	0.43	0.55
2-6	0.33	0.67

表 1 不同应变率下光滑圆棒试件的失效应变

Table 1 Failure strain of smooth round bar specimens at different strain rates

试件编号	应变率/ s^{-1}	ϵ_f
1-1	0.001	0.67
1-2	0.010	0.73
1-3	0.050	0.86
1-4	0.100	0.87

表 3 高温拉伸试验中光滑圆棒试件的失效应变

Table 3 Failure strain of smooth round bar specimens in high temperature tensile test

试件编号	温度/ $^{\circ}C$	ϵ_f
3-1	100	0.60
3-2	300	0.34
3-3	500	0.17
3-4	700	0.08

1.2 动态压缩试验

为研究 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金在高温高应变率下的动态力学特性, 采用分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)开展不同温度下的动态压缩力学性能试验。参考 GB/T 34108—2017 对试件进行加工, 如图 5 所示, 动态压缩试件为直径 8 mm、长度 5 mm 的圆柱体。图 6 为 SHPB 试验平台。

1.2.1 室温动态压缩

采用二波法对 SHPB 试验得到的高熵合金



图 5 动态压缩试件

Fig. 5 Dynamic compression specimen

在室温(25 ℃)、应变率为 2 000~5 000 s⁻¹ 条件下的材料动态压缩数据进行处理, 得到合金的应力-应变曲线, 如图 7 所示。表 4 为不同应变率下合金的屈服强度。材料的屈服强度随应变率的增大而增大, 说明该合金存在明显的应变率强化效应; 在塑性变形初期, 由于应变硬化现象, 流动应力快速上升。

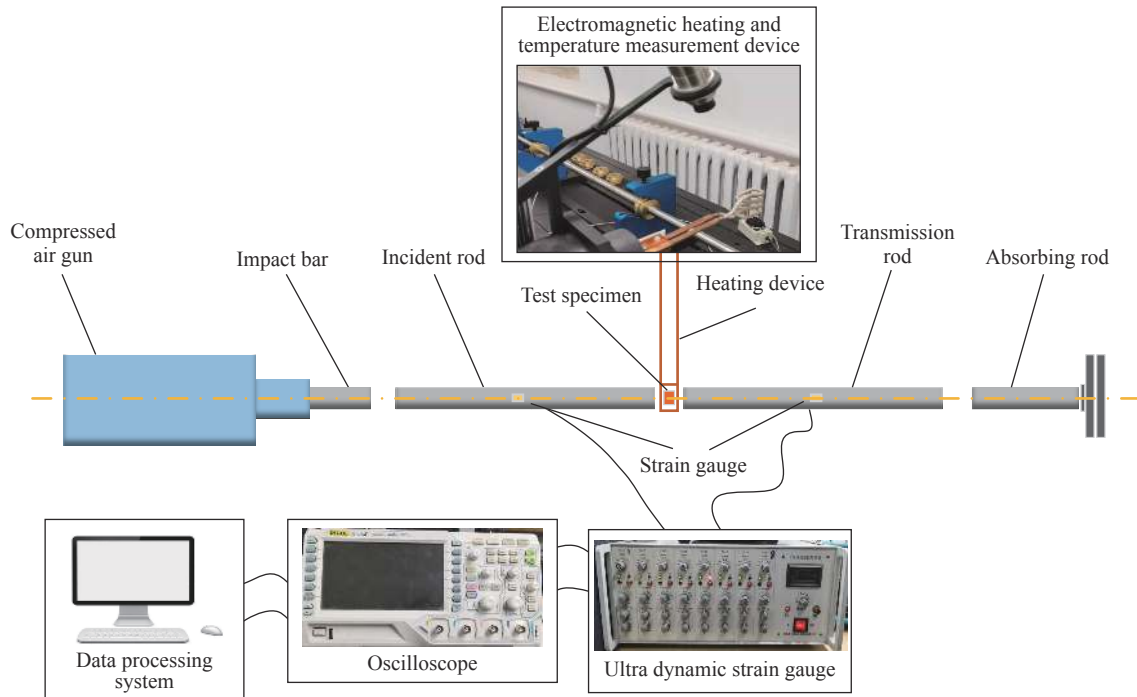


图 6 SHPB 试验平台

Fig. 6 SHPB testing platform

1.2.2 高温动态压缩

应用 SHPB 开展高温动态压缩试验。在应变率为 2 700 s⁻¹ 的条件下, 分别加热试件至 300、700、800、900 ℃, 处理得到高熵合金在高温高应变率下的应力-应变曲线, 如图 8 所示。可见, 高熵合金有明显的弹性阶段和塑性阶段, 但无明显的屈服阶段, 并且随着温度的升高, 出现明显的热软化效应。表 5 给出了 300、700、800、900 ℃ 时材料的屈服强度, 随着温度的升高, 屈服强度逐渐减小。

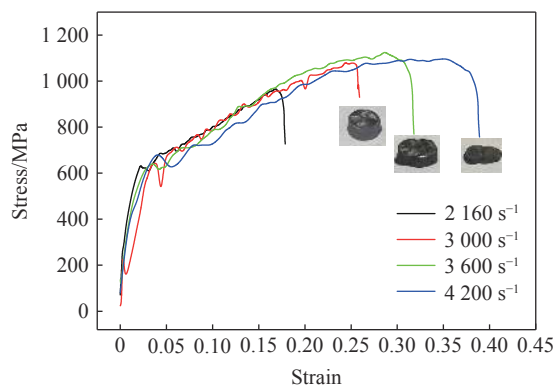


图 7 不同应变率下高熵合金的动态应力-应变曲线

Fig. 7 Dynamic stress-strain curves of HEA at different strain rates

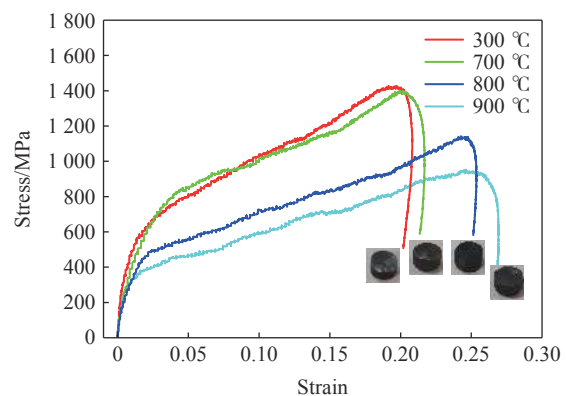


图 8 高温高应变率下合金的应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of alloy under high temperature and high strain rate

表 4 不同应变率下高熵合金的屈服强度

Table 4 HEA yield stress under different strain rates	
应变率/s ⁻¹	屈服强度/MPa
2160	639.1
3000	648.4
3600	650.8
4200	679.0

表 5 不同温度条件下高熵合金的屈服强度

Table 5 Variation of yield strength of HEA under different temperatures	
温度/°C	屈服强度/MPa
300	353.7
700	295.3
800	248.9
900	233.7

2 高熵合金的 Johnson-Cook 材料模型参数拟合

2.1 本构模型

J-C 本构模型是 1983 年由 Johnson 和 Cook 提出的综合考虑了应变硬化效应、应变率效应和温度软化效应的经验型弹塑性模型^[15]。采用 J-C 模型对该高熵合金进行动态本构拟合:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}), \quad \dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0, \quad T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (3)$$

式中: σ 为材料的屈服强度, A 为参考应变率和参考温度下的屈服强度, B 为应变硬化系数, ε_p 为等效塑性应变, n 为应变硬化指数, C 为应变率相关系数, $\dot{\varepsilon}^*$ 为无量纲应变率, $\dot{\varepsilon}$ 为实际应变率, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率, T^* 为相似温度, m 为温度相关系数, T 为瞬时温度, T_r 为参考温度, T_m 为材料的熔化温度。

由光滑圆棒的常温准静态拉伸试验可知, 在参考应变率(0.001 s⁻¹)和参考温度(室温 25 °C)下, 屈服强度(A)为 270.2 MPa。拟合图 2 中室温、参考应变率条件下的应力-应变曲线, 可得 $B=571.3$ MPa、 $n=0.79$ 。将 A 、 B 、 n 以及室温条件代入式 (3), 则:

$$\sigma = 270.2(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (4)$$

式中: σ 的单位为 MPa。基于表 4, 将应变率与屈服强度的数据代入式 (4), 拟合得到 $C=0.062$ 。

基于上述拟合结果, 应变率为 2700 s⁻¹ 时, J-C 模型可简化为:

$$\sigma = 518.28(1 - T^{*m}) \quad (5)$$

基于表 5, 将温度与屈服强度的数据代入式 (5), 拟合得到 $m=0.638$ 。

2.2 失效模型

根据标准试件拉伸试验、缺口试件拉伸试验和高温拉伸试验中高熵合金的断裂力学特性, 可以发现其失效应变与应力状态、应变率、温度相关。选取 J-C 失效模型来表征高熵合金的断裂与失效。

J-C 失效模型由 Johnson 等^[16] 提出, 主要用于表征金属断裂的失效准则。基于金属的延性断裂与空洞增长理论, J-C 失效模型同时考虑了应力三轴度、温度以及应变率效应, 被广泛应用于材料断裂领域。失效应变可表示为:

$$\varepsilon_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)] (1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 + D_5 T^*) \quad (6)$$

式中: $D_1 \sim D_5$ 均为材料失效参数。

通过缺口试件拉伸试验研究了高熵合金的失效应变与应力的关系。在参考应变率和参考温度下, 式 (6) 可简化为:

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*) \quad (7)$$

基于式 (7), 采用最小二乘法对缺口试件拉伸试验的数据进行拟合, 得到 $D_1=0.24$, $D_2=0.78$, $D_3=-1.98$, 拟合曲线与实验数据如图 9 所示。

圆柱标准试件拉伸试验中,材料处于参考温度、某一应力状态下,J-C失效模型可简化为:

$$\varepsilon_f = K(1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (8)$$

式中: $K = D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)$, 可由已知的 $D_1 \sim D_3$ 以及圆柱标准试件的 σ^* 求得。光滑圆棒拉伸试验中,参考应变率为 0.001 s^{-1} ,将失效应变与应变率的数据代入式(8),拟合得到 $D_4 = 0.076$ 。拟合的失效应变随应变率变化的曲线与实验数据如图10所示。

高温拉伸试验中,材料处于参考应变率、某一应力状态下,J-C失效模型可简化为:

$$\varepsilon_f = K(1 + D_5 T^*) \quad (9)$$

温度与失效应变满足线性关系。高温拉伸试验中,参考温度为室温 $25 \text{ }^\circ\text{C}$,将失效应变与温度的数据代入式(9),拟合得到 $D_5 = -3.269$ 。拟合的失效应变随温度变化的曲线与实验数据如图11所示。

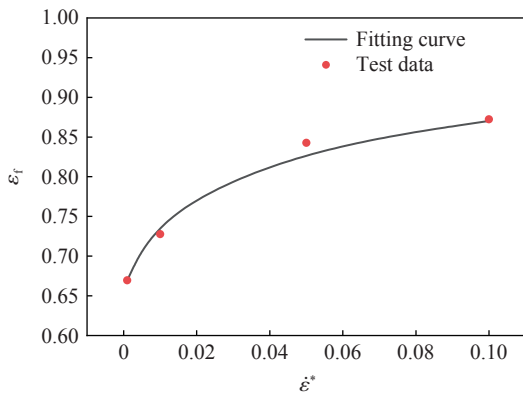


图10 失效应变与无量纲应变率的关系

Fig. 10 Relationship between fracture strain and the logarithmic non-dimensional strain rate

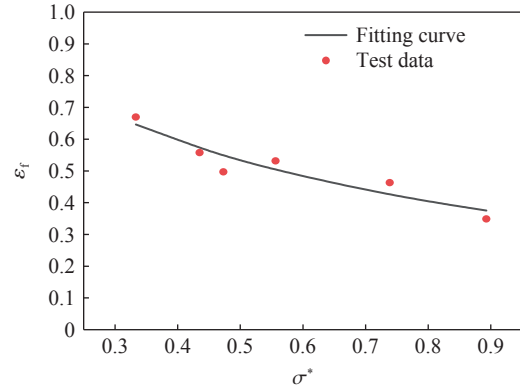


图9 失效应变与应力三轴度的关系

Fig. 9 Relationship between fracture strain and stress triaxiality

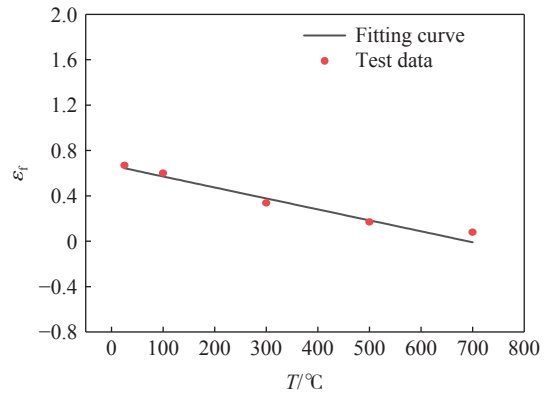


图11 失效应变与温度的关系

Fig. 11 Relationship between fracture strain and temperature

3 J-C模型参数应用及EFP成型试验

将J-C本构参数和失效参数嵌入LS-DYNA软件中,开展数值模拟并表征EFP的成型过程,同时应用脉冲X射线摄影技术获取EFP在不同时刻的成型形态。

3.1 数值模拟

图12为EFP装药的结构示意图。装药类型为JH-2炸药^[17],密度为 1.70 g/cm^3 ,装药直径 D 为 56 mm ,装药长度 L 为 48.5 mm ,壳体厚度 h 为 2.5 mm ,壳体材料为45钢^[18],药型罩材料为Ta-Hf-Nb-Zr体系高熵合金。药型罩材料的状态方程参数^[19]、本构方程参数以及失效方程参数如表6~8所示,其中: ρ 为密度, γ 为Grüneisen系数, C_0 为声速, S 为材料常数。药型罩采用球缺轴向等壁厚结构,药型罩厚度 δ 为 1.55 mm ,药型罩内曲率半径 R_i 及外曲率半径 R_o 均为 58.55 mm ,压环材料为铝合金^[20]。采用二维轴对称自适应算法计算EFP的成型过程,图13为EFP成型数值计算的网格模型,网格尺寸为 0.6 mm 。

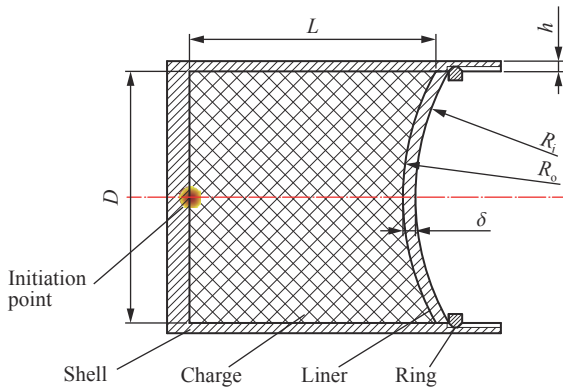


图 12 EFP 装药的结构示意图

Fig. 12 Geometric model of EFP charge structure

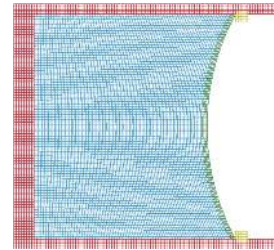


图 13 EFP 成型数值计算的网格模型

Fig. 13 Grid model for numerical calculation of EFP forming

表 6 药型罩材料的 Grüneisen 状态方程参数^[5]

Table 6 Grüneisen state equation parameters for liner materials

$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	γ	$C_0/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	S
11.7	1.1147	3213.0	1.1218

表 7 药型罩材料的 J-C 本构方程参数

Table 7 J-C constitutive equation parameters for liner materials

A/MPa	B/MPa	n	C	m
270.2	571.3	0.79	0.062	0.638

表 8 药型罩材料的 J-C 失效方程参数

Table 8 J-C failure equation parameters for liner materials

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
0.24	0.78	-1.98	0.076	-3.269

3.2 EFP 成型脉冲 X 射线试验

采用与数值模拟一致的聚能装药结构及材料,开展 EFP 战斗部静爆脉冲 X 射线试验。图 14 为 EFP 战斗部的部件,从左至右依次为壳体、传爆药柱、主装药、药型罩以及压环。炸高为 5 倍的装药直径,将试件固定在托盘上,托盘水平放置在炸高筒的上端面;炸高筒的高度与 X 射线的出光孔及底片的高度相对应;在炸高筒侧壁粘贴 2 颗钢珠,2 颗钢珠的球心距离 5 cm,用于辅助标定成像尺寸比例。

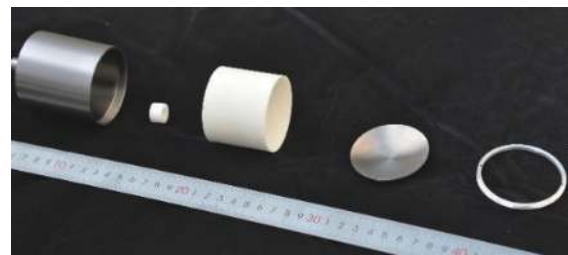


图 14 EFP 战斗部的部件

Fig. 14 Components of EFP warhead

采用脉冲 X 射线摄影技术^[21]观测 HEA 药型罩在爆炸驱动下形成 EFP 的长度、直径等形态特征,并依据标距计算 EFP 的速度等参量,试验布置和现场照片分别如图 15 和图 16 所示。

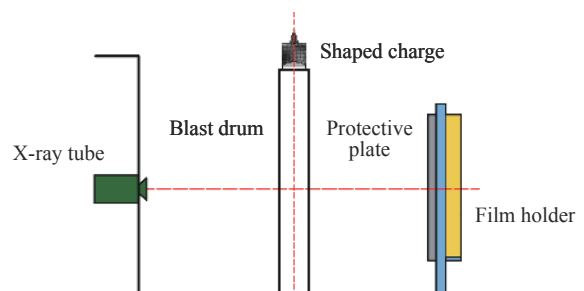


图 15 脉冲 X 射线成像示意图

Fig. 15 Schematic diagram of pulse X-ray imaging

从炸药起爆开始计时,拍摄记录 2 个预设时刻(t_c)的 EFP 成型状态。图 17 对比了数值模拟与脉冲 X 射线试验的 EFP 成型形态,将 EFP 分成头部和尾部进行分析。试验中,爆炸加载下药型罩的成型为长杆式 EFP; $t_c=117 \mu\text{s}$ 时, EFP 的

完整长度约为 51.1 mm, 头部与尾部的交接处出现较明显的颈缩, 尾部出现数处颈缩, EFP 成型较为完整; $t_c=187 \mu\text{s}$ 时, 在头尾的颈缩处拉断并发生破碎, EFP 的头部长度约为 24.3 mm, 尾部断裂成 3 部分, 其中靠近头部的断裂长度为 16.0 mm; EFP 的成型速度约为 2 496.3 m/s, 在 2 个预设时刻, EFP 的头部直径均为 12.27 mm。

数值模拟结果表明: $t_c=117 \mu\text{s}$ 时, EFP 的完整长度为 50.0 mm, 头部直径为 12.48 mm, 头部和尾部出现斜 45° 剪切断裂, 断裂位置与试验中头部与尾部的颈缩位置一致; $t_c=187 \mu\text{s}$ 时, 头、尾部分离, EFP 的头部长度约 22.5 mm, 头部直径为 12.29 mm, 尾部断裂成两部分, 其中第一部分出现明显颈缩, 与试验结果吻合; 模拟的 EFP 成型速度为 2 308.0 m/s。



图 16 X 射线成像试验的场地布置

Fig. 16 Layout of X-ray imaging test site

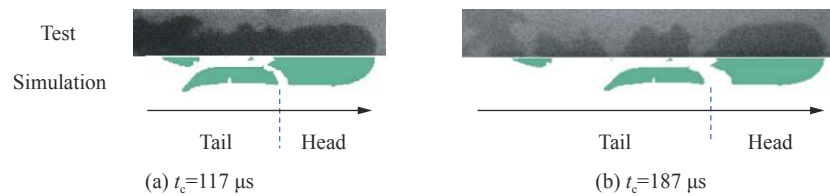


图 17 数值模拟与脉冲 X 射线试验的 EFP 成型形态对比

Fig. 17 Comparison of EFP forming morphology between numerical simulation and pulsed X-ray testing

对比可知, 试验与模拟的 EFP 成型及断裂情况基本一致; $t_c=117 \mu\text{s}$ 时, 试验与模拟得到的 EFP 完整长度和头部直径的相对误差分别为 2.2% 和 1.7%; $t_c=187 \mu\text{s}$ 时, EFP 头部长度和头部直径的相对误差分别为 8.0% 和 0.2%; EFP 成型速度的相对误差为 8.2%。因此, 本文的 J-C 本构参数及失效参数能够预测高熵合金 EFP 的成型形态和速度。

4 结 论

(1) 针对 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金材料, 开展了静动态力学性能试验, 获取了不同条件下合金的应力-应变曲线, 合金的屈服强度和失效应变与应变率、温度以及应力三轴度相关。

(2) 依据不同应变率、温度以及应力三轴度条件下的静动态力学试验, 开展了 J-C 本构参数和失效参数拟合, Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金的 J-C 本构参数 A 、 B 、 n 、 C 、 m 分别为 270.2 MPa、571.3 MPa、0.79、0.062、0.638, 失效模型参数 $D_1 \sim D_5$ 分别为 0.24、0.78、-1.98、0.076、-3.269。

(3) 针对典型结构的高熵合金球缺型药型罩聚能装药结构, 开展了数值模拟及脉冲 X 射线摄影试验。试验结果显示, $117 \mu\text{s}$ 时, 高熵合金 EFP 成型较为完整, $187 \mu\text{s}$ 时, EFP 尾部产生 3 处断裂; 模拟的 EFP 长度、直径以及速度与试验结果的相对误差均不超过 8.2%, J-C 模型有效预测了高熵合金 EFP 的成型状态。

参考文献:

- [1] 李天昕, 王书道, 卢一平, 等. 高熵合金材料研究进展与展望 [J]. 中国工程科学, 2023, 25(3): 170-181. DOI: 10.15302/J-SSCAE-2023.03.016.
LI T X, WANG S D, LU Y P, et al. Research progress and prospect of high-entropy alloy materials [J]. Strategic Study of CAE, 2023, 25(3): 170-181. DOI: 10.15302/J-SSCAE-2023.03.016.

- [2] 王先珍, 王一涵, 俞嘉彬, 等. 高熵合金性能特点与应用展望 [J]. *精密成形工程*, 2022, 14(11): 73–80. DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.11.008.
WANG X Z, WANG Y H, YU J B, et al. A brief review about perspective and properties of high-entropy alloys [J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2022, 14(11): 73–80. DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.11.008.
- [3] 张周然. HfZrTiTa_x 高熵合金含能结构材料的组织结构与力学性能研究 [D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2017: 86–87. DOI: 10.27052/d.cnki.gzjgu.2017.000221.
ZHANG Z R. Microstructure and mechanical properties of HfZrTiTa_x high-entropy alloys energetic structural materials [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2017: 86–87. DOI: 10.27052/d.cnki.gzjgu.2017.000221.
- [4] LIU X F, TIAN Z L, ZHANG X F, et al. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 257–266. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.01.005.
- [5] 陈海华, 张先锋, 赵文杰, 等. W₂₅Fe₂₅Ni₂₅Mo₂₅ 高熵合金高速侵入细观结构演化特性 [J]. *力学学报*, 2022, 54(8): 2140–2151. DOI: 10.6052/0459-1879-22-128.
CHEN H H, ZHANG X F, ZHAO W J, et al. Effect of microstructure on flow behavior during penetration of W₂₅Fe₂₅Ni₂₅Mo₂₅ high-entropy alloy projectile [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2022, 54(8): 2140–2151. DOI: 10.6052/0459-1879-22-128.
- [6] 鄢阿敏, 乔禹, 戴兰宏. 高熵合金药型罩射流成型与稳定性 [J]. *力学学报*, 2022, 54(8): 2119–2130. DOI: 10.6052/0459-1879-22-274.
YAN A M, QIAO Y, DAI L H. Formation and stability of shaped charge liner jet of CrMnFeCoNi high-entropy alloy [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2022, 54(8): 2119–2130. DOI: 10.6052/0459-1879-22-274.
- [7] 马田, 吕永柱, 张博, 等. TiZrNbVAl 高熵合金弹体侵入双层钢板可行性研究 [J]. *兵器装备工程学报*, 2023, 44(11): 23–28. DOI: 10.11809/bqzbgcxb2023.11.003.
MA T, LYU Y Z, ZHANG B, et al. Feasibility study on TiZrNbVAl high-entropy alloy projectile penetrating double layer steel plates [J]. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*, 2023, 44(11): 23–28. DOI: 10.11809/bqzbgcxb2023.11.003.
- [8] 马胜国, 王志华. CoCrFeNiAl_x 系高熵合金的动态力学性能和本构关系 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(11): 111101. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0293.
MA S G, WANG Z H. Dynamic mechanical properties and constitutive relations of CoCrFeNiAl_x high entropy alloys [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(11): 111101. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0293.
- [9] LI Z, ZHAO S, DIAO H, et al. High-velocity deformation of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy: remarkable resistance to shear failure [J]. *Scientific Reports*, 2017, 7(1): 42742. DOI: 10.1038/srep42742.
- [10] 陈嘉琳, 李述涛, 陈叶青. 考虑晶体取向的 Al_{0.3}CoCrFeNi 高熵合金动态力学性能研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2024, 44(3): 031401. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0324.
CHEN J L, LI S T, CHEN Y Q. A study on dynamic mechanical properties of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy considering crystal orientation [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2024, 44(3): 031401. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0324.
- [11] 蒋文灿, 程祥珍, 梁斌, 等. 一种组合药型罩聚能装药战斗部对含水复合结构毁伤的数值模拟及试验研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2022, 42(8): 083303. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0389.
JIANG W C, CHENG X Z, LIANG B, et al. Numerical simulation and experimental study on the damage of water partitioned structure by a shaped charge warhead with a combined charge liner [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2022, 42(8): 083303. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0389.
- [12] 付恒, 蒋建伟, 王树有, 等. 爆炸成型弹丸药型罩用高密度合金选取准则 [J]. *兵工学报*, 2022, 43(9): 2330–2338. DOI: 10.12382/bgxb.2021.0826.
FU H, JIANG J W, WANG S Y, et al. High-density alloy selection criteria for liners of explosively formed projectiles [J]. *Acta Armamentarii*, 2022, 43(9): 2330–2338. DOI: 10.12382/bgxb.2021.0826.
- [13] 门建兵, 卢易浩, 蒋建伟, 等. 杆式 EFP 用钽钨合金 JC 失效模型参数 [J]. *高压物理学报*, 2020, 34(6): 065105. DOI: 10.11858/gywllxb.20200550.
MEN J B, LU Y H, JIANG J W, et al. Johnson-cook failure model parameters of tantalum-tungsten alloy for rod-shaped EFP [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2020, 34(6): 065105. DOI: 10.11858/gywllxb.20200550.
- [14] 陈刚, 陈忠富, 徐伟芳, 等. 45 钢的 J-C 损伤失效参量研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2007, 27(2): 131–135. DOI: 10.11883/1001-1455(2007)02-0131-05.

- CHEN G, CHEN Z F, XU W F, et al. Investigation on the J-C ductile fracture parameters of 45 steel [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2007, 27(2): 131–135. DOI: 10.11883/1001-1455(2007)02-0131-05.
- [15] 门建兵, 蒋建伟, 王树有. 爆炸冲击数值模拟技术基础 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 2015: 146–147.
- MEN J B, JIANG J W, WANG S Y. Foundation of numerical simulation for explosion and shock problems [M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2015: 146–147.
- [16] JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, 21(1): 31–48. DOI: 10.1016/0013-7944(85)90052-9.
- [17] 朱志鹏, 门建兵, 蒋建伟, 等. 大长径比钽爆炸成型弹丸控制研究 [J]. *兵工学报*, 2018, 39(S1): 29–36. DOI: 10.3969/j.issn.1000-1093.2018.S1.005.
- ZHU Z P, MEN J B, JIANG J W, et al. Forming control of tantalum EFP with large aspect ratio [J]. *Acta Armamentarii*, 2018, 39(S1): 29–36. DOI: 10.3969/j.issn.1000-1093.2018.S1.005.
- [18] 陈刚, 陈忠富, 陶俊林, 等. 45 钢动态塑性本构参量与验证 [J]. *爆炸与冲击*, 2005, 25(5): 451–456. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)05-0451-06.
- CHEN G, CHEN Z F, TAO J L, et al. Investigation and validation on plastic constitutive parameters of 45 steel [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005, 25(5): 451–456. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)05-0451-06.
- [19] 彭嘉诚. 后效增强自旋式 EFP 技术研究 [D]. 北京: 北京理工大学, 2022: 98–99.
- PENG J C. Research on technologies of spin-up EFP with enhanced aftereffects [D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2022: 98–99.
- [20] 辛春亮, 薛再清, 涂建, 等. 有限元分析常用材料参数手册 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2019: 109.
- [21] 徐恒威, 梁斌, 刘俊新, 等. 药型罩形位偏差对聚能装药射流成型及其破甲过程影响 [J]. *含能材料*, 2023, 31(10): 1049–1058. DOI: 10.11943/CJEM2022292.
- XU H W, LIANG B, LIU J X, et al. Influence of shape and position deviation of liner on jet forming and penetration process of shaped charge [J]. *Chinese Journal of Energetic Materials*, 2023, 31(10): 1049–1058. DOI: 10.11943/CJEM2022292.

(责任编辑 王晓双)