DOI: 10.11858/gywlxb.20251264

CoCrFeMnNi 高熵合金聚能射流及侵彻靶板数值模拟研究

孟钰权[1], 雷 瑢[2], 刘姗姗[1], 吴小宝[1], 宋卫东[1]

（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. 中国人民解放军 93160 部队, 北京 100071）

摘要: 现代装甲防护技术的持续发展对聚能战斗部的毁伤威力提出了更严峻的挑战。传统药型罩材料因其综合性能局限, 已成为提升侵彻深度的主要制约因素。高熵合金因具有独特的多主元设计, 展现出高强度、高硬度、优异的动态断裂韧性等核心潜力, 被视为极具前景的新型药型罩候选材料。在此背景下, 通过激光熔化技术制备了 CoCrFeMnNi 高熵合金, 并对其开展了静、动态力学性能测试与研究, 确定了 CoCrFeMnNi 高熵合金的 Johnson-Cook（J-C）动态本构模型及其参数。利用 LS-DYNA 建立了紫铜和高熵合金 2 种材料的聚能射流形成模型, 并对紫铜和高熵合金聚能射流的形成过程和侵彻靶板过程进行了数值模拟。结果表明, 相较于紫铜, 高熵合金药型罩能够形成更稳定、连续的射流, 独特的成型与拉断机理使其获得更深的侵彻深度, 证实了高熵合金在提升毁伤效能方面的显著优势。

关键词: 高熵合金; 聚能射流; 药型罩; 侵彻靶板; 动态本构模型; 有限元模拟

中图分类号: TJ410.34; O521.9; O347.1 **文献标志码:** A

当前及未来战场面临着装甲防护技术革命性升级带来的严峻挑战。为满足现代战争日益增长的毁伤效能需求, 亟需发展新一代高效聚能穿甲技术。聚能穿甲武器是一种应用“空心装药效应”的战斗部, 其原理是通过该效应使金属药型罩形成高温高压高速射流, 以此穿透装甲等坚硬目标。其中, 药型罩材料是决定最终毁伤效能的关键因素。药型罩材料的力学性能直接决定射流的形成、延伸、稳定性和穿透能力。紫铜作为药型罩材料被开发和使用已超过 70 年, 然而, 传统紫铜药型罩已接近其理论性能极限。铜的强度和动态屈服强度有限, 导致形成的射流在高速拉伸下易过早颈缩、断裂, 限制了有效射流长度、穿深和后效, 严重影响聚能装药战斗部的侵彻性能。为突破上述瓶颈并开发下一代聚能战斗部, 对新型药型罩材料提出了以下两点要求: 一是需要兼具极高的动态强度与良好的动态韧性, 以确保射流在高速拉伸下不易断裂; 二是需要更高的材料密度, 高密度直接决定了射流的动量。因此, 开发满足上述条件的新型药型罩材料成为科研人员的迫切需求[1−3]。

近年来, 高熵合金（high entropy alloy, HEA）因其独特的晶格畸变效应和“鸡尾酒效应”, 展现出作为下一代药型罩材料的巨大潜力。通过高熵合金成分设计, 可同时实现高强度、高韧性、优异的耐热性及可调控的密度, 从而精准满足药型罩对动态力学性能与高密度的苛刻需求。这些超越传统合金的卓越特性, 使高熵合金成为极具前景的新型药型罩候选材料[4−6]。到目前为止, 科研人员对高熵合金这一概念进行了很多探讨。在高熵合金的动态力学性能方面, 人们对几种典型高熵合金的动态力学特性与

* **收稿日期:** 2025-11-21; **修回日期:** 2026-01-20
基金项目: 国家自然科学基金（12172056, 11972092, 12002049）; 计算物理全国重点实验室基金（6142A05230102）
第一作者: 孟钰权（1995—）, 男, 博士研究生, 主要从事动载下高熵合金的力学行为和变形机理研究. E-mail: yqmengtyut@163.com
通信作者: 刘姗姗（1993—）, 女, 博士研究生, 主要从事动载下高熵合金的力学行为和变形机理研究. E-mail: liushanshan0104@163.com

变形机理开展了研究，其中，面心立方结构 CoCrFeMnNi 和体心立方结构 TaNbHfZrTi 高熵合金均在动态加载下表现出明显的应变率效应，具有良好的动态屈服强度和应变硬化能力[7−10]。为探索高熵合金在聚能战斗部中药型罩射流性能的表现，也有一些学者利用实验和数值模拟开展了相关研究。Liu 等[7]开发的钨基高熵合金展现出卓越的自锐能力，其侵彻性能显著优于传统钨基高熵合金 10%～20%，与传统材料普遍发生的“蘑菇头”变形形成鲜明对比。鄢阿敏等[11]系统研究了 CrMnFeCoNi 高熵合金的动态力学行为，模拟验证了高熵合金射流形成边界的合理性，并进一步揭示了射流高速拉伸断裂演化规律，探索了该合金用作药型罩的适用性。刘承哲等[12]基于 CoCrFeNiTi 高熵合金的动态力学性能，通过数值模拟与威力实验相结合的方法，验证了该材料作为药型罩的可行性。然而，既有研究多局限于单一的数值模拟或实验测试，未能实现两者的结合印证，且缺乏对射流最终侵彻能力的深入探讨。

本研究将采用增材制造技术制备 CoCrFeMnNi 高熵合金，通过静、动态力学性能测试，确定其动态本构模型参数，在此基础上，建立铜和高熵合金 2 种材料的聚能射流形成模型，采用 LS-DYNA 有限元方法，对以这 2 种材料作为药型罩时的射流形成过程进行数值模拟和理论分析，揭示两者射流的成型和拉断机理；此外，还将建立紫铜和高熵合金侵彻靶板模型，研究高熵合金聚能射流侵彻靶板行为，以期为设计高熵合金聚能战斗部提供参考。

1　高熵合金的力学性能及本构关系

1.1　试样制备

采用选区激光熔化（selective laser melting, SLM）技术制备 CoCrFeMnNi 高熵合金，如图 1 所示。通过 BLT-S200 SLM 3D 打印机（最高激光功率为 500 W）制备试件，其中，激光功率为 275 W，扫描速率为 950 mm/s，打印层厚为 40 μm，最终制备出尺寸为 70 mm×40 mm×18 mm 的高熵合金块体。分别选取 3 个扫描方向制得 3 块合金锭，对制得的合金块体进行水淬，通过电火花线切割加工（electrical discharge machining, EDM）取样，并对所得试样进行打磨抛光处理。

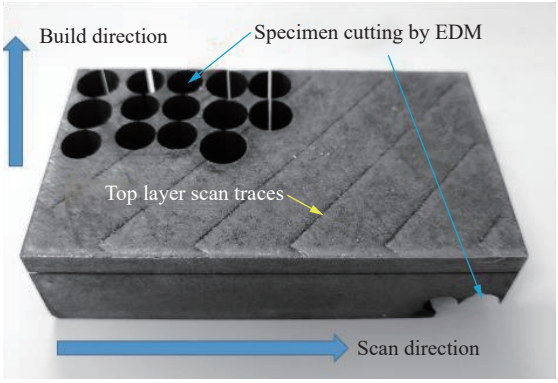


图 1　SLM 打印的 CoCrFeMnNi 高熵合金块体

Fig. 1　CoCrFeMnNi HEA bulk fabricated by SLM printing

1.2　准静态和动态力学性能测试

为开展准静态力学性能测试，首先通过线切割与精密机加工制备尺寸为⌀6 mm×6 mm 的圆柱试样；然后，用 800 目砂纸打磨试样两端，确保表面的平整度；实验前，在试样端部均匀涂抹凡士林润滑剂，以有效降低压缩过程中端面摩擦约束对测试结果的影响。所有准静态压缩实验均在万能试验机上完成，采用恒定的 0.001 s^{-1} 应变率进行加载。材料的动态力学性能通过分离式霍普金森压杆（split Hopkinson pressure bar, SHPB）装置测试。

测得的不同应变率下试件的动态真实应力-应变曲线如图 2 所示。可见，采用 SLM 制备的 CoCrFeMnNi 高熵合金表现出显著的应变率效应，屈服强度从准静态下的 545 MPa 增至动态加载下的 727 MPa（1 300 和 3 200 s^{-1}）和 754 MPa（4 500 s^{-1}）。

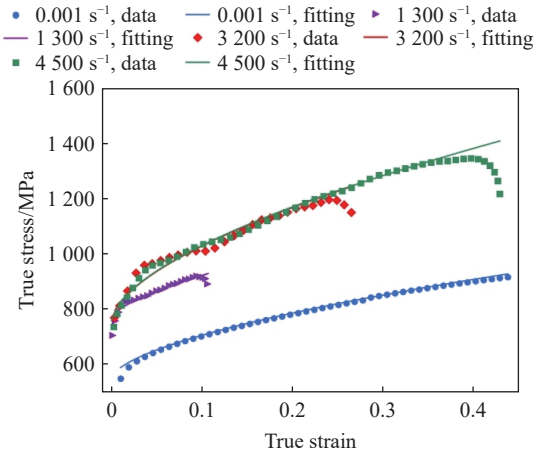


图 2　CoCrFeMnNi 高熵合金的准静态和动态应力-应变曲线以及相应的 Johnson-Cook 本构模型拟合曲线

Fig. 2　Quasi-static and dynamic stress-strain curves, and the fitted curve of the Johnson-Cook constitutive model for CoCrFeMnNi HEA

1.3　本构模型参数及状态方程

在涉及大变形、高应变率与显著温度变化的工况下，Johnson-Cook（J-C）本构模型能够有效模拟金属材料的动态力学行为及失效过程。本研究采用该模型描述高熵合金在高速侵彻及大变形下的应变硬化、应变率硬化和热软化效应[13−14]，表达式为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^{n})\left(1 + C\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\left[1 - \left(\frac{T - T_{\mathrm{r}}}{T_{\mathrm{m}} - T_{\mathrm{r}}}\right)^{m}\right] \tag{1}$$

式中：σ 为流动应力，ε 为等效塑性应变，$\dot{\varepsilon}$ 为等效塑性应变率，$\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率，T 为温度，T_{r} 为室温，T_{m} 为熔化温度，A、B、C、m 和 n 为模型参数。

通过拟合实验数据，得到 CoCrFeMnNi 高熵合金的 J-C 模型，即

$$\sigma = \left(550 + 780\varepsilon^{0.6}\right)\left(1 + 0.14\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\left(1 - \frac{T - T_{\mathrm{r}}}{T_{\mathrm{m}} - T_{\mathrm{r}}}\right) \tag{2}$$

式中：σ 的单位为 MPa。完整的 J-C 本构模型参数见表 1，其中：ρ_0 为密度，c_p 为比定压热容。

表 1　CoCrFeMnNi 高熵合金的 J-C 参数
Table 1　J-C parameters of CoCrFeMnNi HEA

ρ_0/(g·cm^{-3})	A/MPa	B/MPa	n	C	m	c_p/(J·g^{-1}·K^{-1})	$\dot{\varepsilon}_0$/s^{-1}	T_{m}/K
7.96	550	780	0.6	0.14	1	0.452	1×10^{-3}	1 793

为准确模拟金属射流的侵彻机理，其本构模型必须包含能够精确刻画材料在高压状态下压力-体积关系的状态方程。通常，状态方程参数需要通过平板撞击实验或分子动力学模拟近似得到。本研究采用 Jiang 等[15] 通过平板撞击实验测得的 CoCrFeMnNi 高熵合金的冲击压缩 Mie-Grüneisen 状态方程参数，如表 2 所示，其中：σ_{HEL} 为 Hugoniot 弹性极限，C_0 为体声速，S 为线性拟合系数，γ 为 Grüneisen 参数。

表 2　CoCrFeMnNi 高熵合金的状态方程参数
Table 2　Equation of state parameters of CoCrFeMnNi HEA

σ_{HEL}/GPa	C_0/(km·s^{-1})	S	γ
2.58	3.81–3.92	1.36	1.78

2　聚能射流成型数值模拟

2.1　聚能射流数值模型及参数

基于装药结构的几何对称性及线起爆方式，将三维问题简化为二维平面应变模型进行分析。在此简化框架下，线起爆可等效为点起爆。建立的二维数值模型如图 3 所示。建模过程中，采用 cm-g-μs 单位制。选用 SOLID162 单元进行网格划分，采用自适应网格技术解决药型罩大变形导致的网格畸变问题。接触定义采用以下方案：炸药与药型罩界面采用 CONTACT_2D_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE 算法，药型罩自接触采用 CONTACT_2D_AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE 算法。

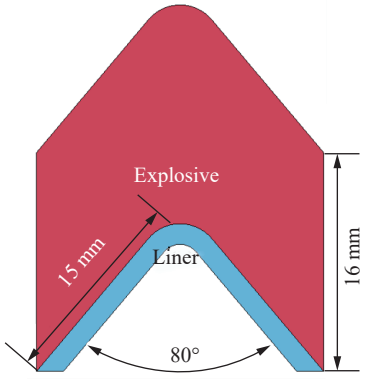


图 3　聚能射流结构示意图
Fig. 3　Schematic diagram of a shaped charge jet

模型关键几何参数如下：药型罩采用 1.5 mm 等厚度设计，母线长度为 15 mm，锥角为 80°，装药高度为 16 mm。起爆方式设置为顶端棱边同步起爆，确保爆轰波传播的对称性。

数值模拟中，炸药的爆轰过程通过 MAT_HIGH_EXPLOSIVE_BURN 材料模型进行描述，该模型需配合 JWL 状态方程共同定义 TNT 炸药的化学能释放和压力-体积关系。相关的材料参数如表 3 所示，其中：A_{JWL}、B_{JWL}、R_1、R_2 和 ω 为常数，D 为爆速，p_{CJ} 为爆轰压力，E_0 为初始比内能。

表 3　炸药材料参数

Table 3　Explosive material parameters

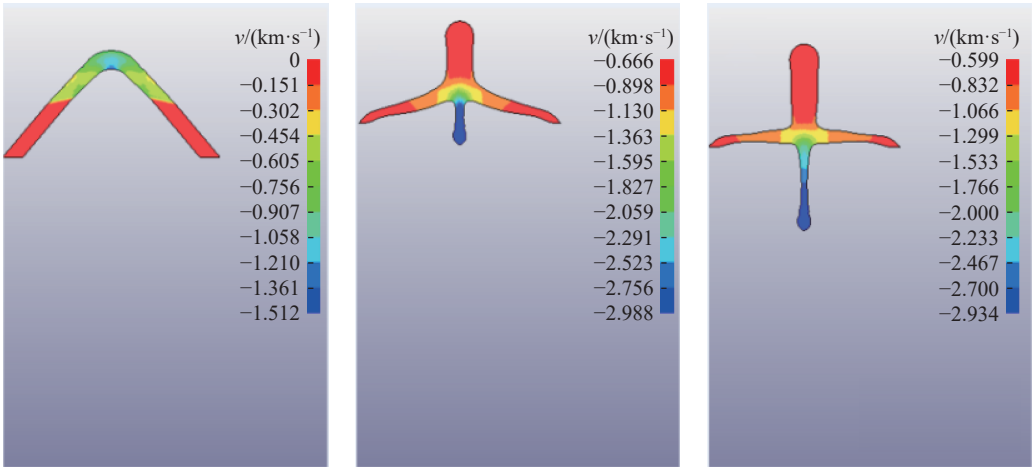
A_{JWL}/GPa	B_{JWL}/GPa	R_1	R_2	ω	ρ_0/(g·cm^{-3})	E_0/GPa	D/(m·s^{-1})	p_{CJ}/GPa
371.2	3.231	4.15	0.95	0.3	1.78	4.192	6930	34

2.2　聚能射流数值模拟结果

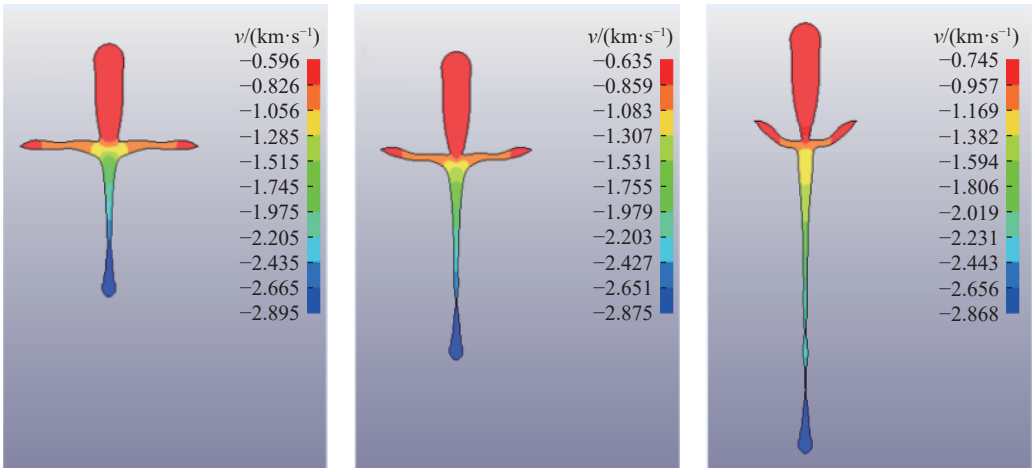
在初始压垮阶段，爆轰波阵面直接作用于锥形药型罩表面，使其各微元沿法线方向向对称轴加速运动。当对称位置的罩体微元在轴线碰撞时，部分材料发生射流形成所必需的塑性流动，形成初生射流和杵体。此时，爆轰波尚未完全传播至整个装药，药型罩仅完成 30%～50% 的压垮过程。在加速汇聚阶段，在爆轰产物持续膨胀作用下，未完全压垮的药型罩继续向对称面汇聚。这一过程中，后续汇入的罩体材料不断为射流头部补充质量和动能，使其速度从初始的 2～3 km/s 提升至峰值（通常可达 7～9 km/s）。该阶段射流的形成效率直接决定了最终侵彻能力。在拉伸断裂阶段，当药型罩完全压垮后，射流不再获得新的质量补充。由于先形成部分的速度高、后形成部分的速度低，射流内部形成显著的速度梯度。在梯度作用下，射流不断拉伸变细，单位长度质量持续下降，最终导致颈缩断裂。这一拉伸过程虽降低了射流密度，却使其获得更长的有效作用长度。

图 4 描述了 CoCrFeMnNi 高熵合金线型聚能射流的形成与拉伸演化过程。由图 4 可知，射流与杵体的长度随时间延长而增加。时序分析表明：t=5 μs 时，药型罩保持初始形态；至 15 μs，罩体已显著变形，并向对称轴闭合；20 μs 时完成闭合并形成初始射流；25 μs 后，爆轰产物持续作用，使射流质量进一步增加；到 40 μs 时，因射流内部形成速度梯度而产生明显颈缩，标志着射流最终成型。通常以 2 km/s 的射流微元为界，一侧为杵体，另一侧为射流。从图 4 可以清晰地看到该分界线，符合金属射流的一般形成规律[16–17]。

为了进行对比，体现高熵合金作为药型罩的优势，采用传统材料紫铜进行了相同的聚能射流模拟，结果如图 5 所示，其中，v 为速度。可以看到，整个射流过程与高熵合金基本类似，但紫铜射流长度明显低于高熵合金射流长度，在 25 μs 时头部就出现拉断现象，最终形成的射流没有高熵合金射流没有稳定和细长。因此，从射流形态来看，高熵合金比紫铜具有较好的效果。



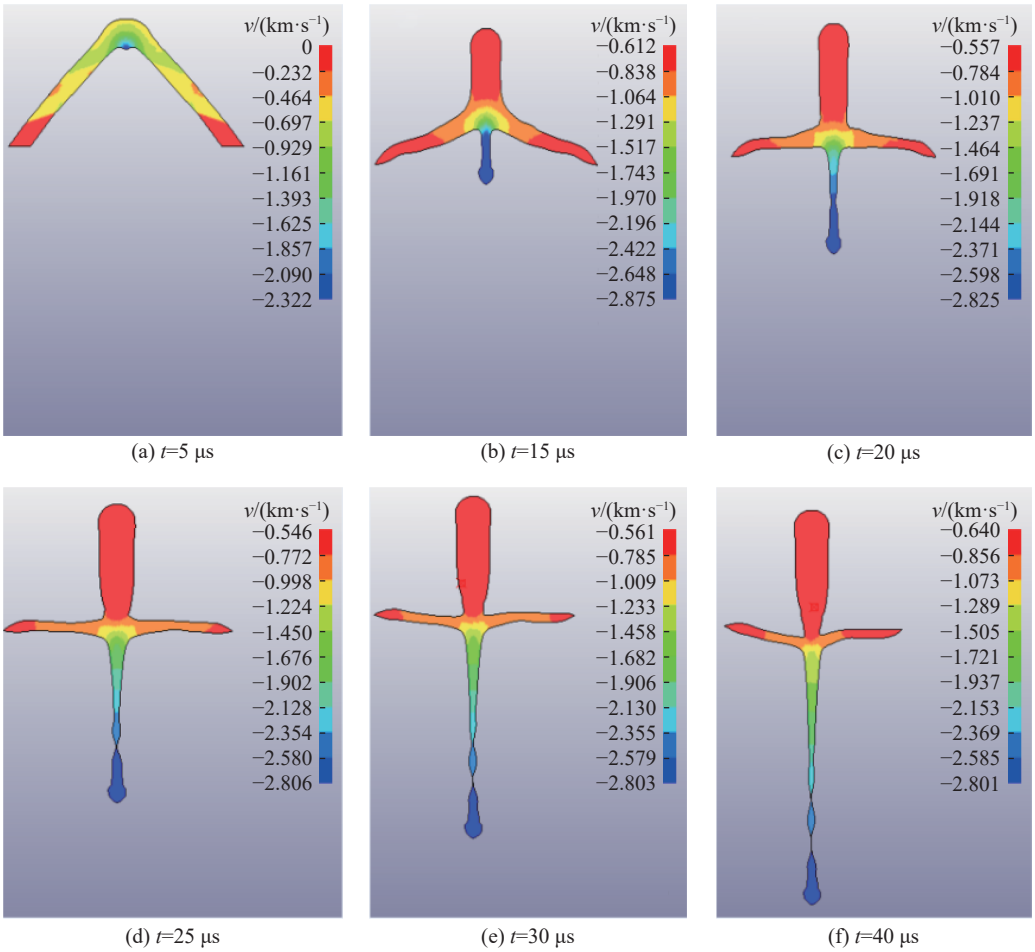
(a) t=5 μs　　(b) t=15 μs　　(c) t=20 μs



(d) t=25 μs　　(e) t=30 μs　　(f) t=40 μs

图 4　CoCrFeMnNi 高熵合金射流成型与拉伸演化时序

Fig. 4　Temporal sequence of jet formation and stretching evolution in CoCrFeMnNi HEA



(a) t=5 μs　　(b) t=15 μs　　(c) t=20 μs

(d) t=25 μs　　(e) t=30 μs　　(f) t=40 μs

图 5　紫铜射流成型与拉伸演化时序

Fig. 5　Temporal sequence of jet formation and stretching evolution in metallic copper

射流头部速度是评价射流效果的重要参数。为此，在相同的模拟条件下，比较了高熵合金和紫铜的最终射流头部速度，如图 6 所示。可见，高熵合金射流头部速度始终高于紫铜射流头部速度，且前者的最大值约为 4.29 km/s，后者的最大值约为 4.07 km/s。这意味着高熵合金的侵彻毁伤能力更强。

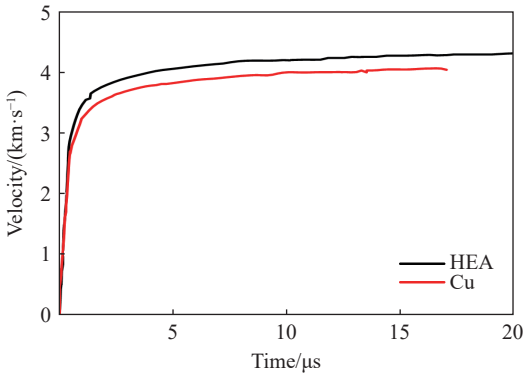


图 6　CoCrFeMnNi 高熵合金与紫铜射流成型中头部速度随时间的演化

Fig. 6　Evolution of head velocity in CoCrFeMnNi HEA and copper jet formation with time

3　射流侵彻靶板数值模拟

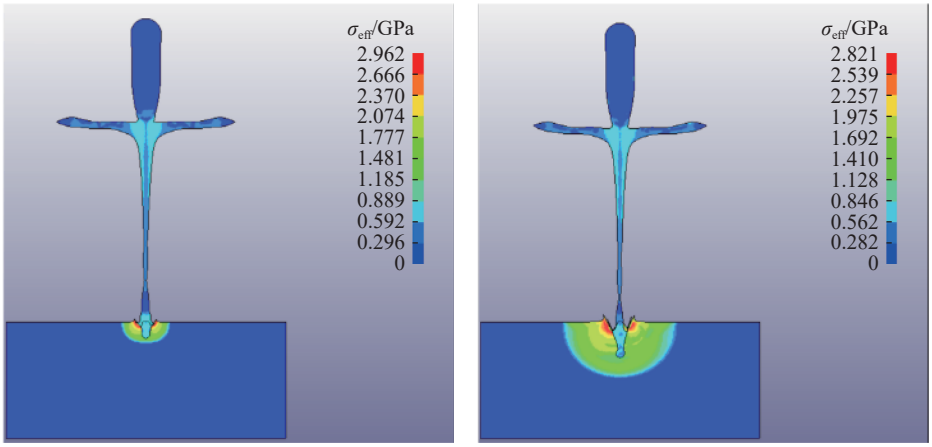
为了检验所设计的结构材料是否满足实际应用需求，需对新型材料药型罩的性能进行对比分析。为此，本研究建立了线型射流侵彻模型，分别对紫铜和 CoCrFeMnNi 高熵合金药型罩的射流侵彻性能进行了计算与评估。为了探究不同药型罩材料对超高硬度装甲的毁伤效应，选用厚度为 10 cm 的高氮钢作为侵彻目标，采用 J-C 本构模型及失效模型进行模拟，相关参数列于表 4[18]，其中：D_1～D_5 为失效参数。

表 4　靶板的 J-C 参数[18]

Table 4　J-C parameters of target board[18]

A/GPa	B/GPa	n	$\dot{\varepsilon}_0/\mathrm{s}^{-1}$	C	m	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
1.5	2.6	0.82	1×10^{-3}	0.009	1.05	3	0	0.78	0	0

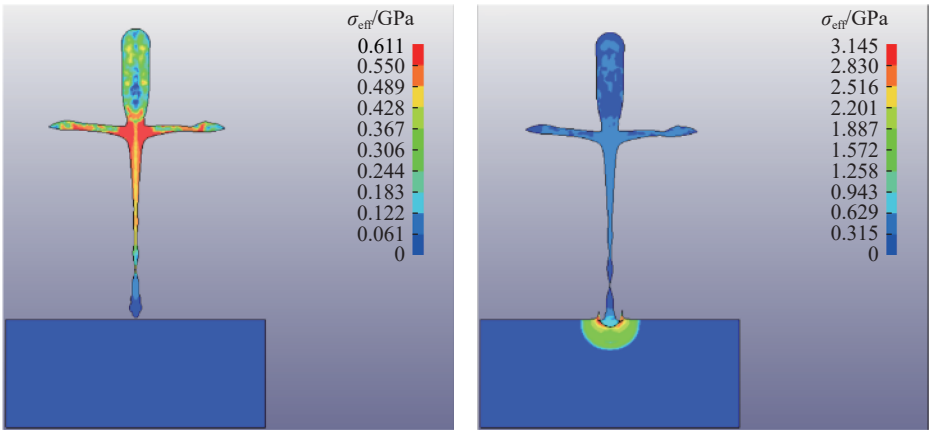
图 7 和图 8 分别给出了高熵合金和紫铜药型罩聚能射流的侵彻过程，其中，σ_{eff} 为有效应力。从侵彻靶板结果可以明显看出，在相同的侵彻高度以及同一侵彻时间（13～14 μs）下，高熵合金作为药型罩材料所形成的聚能射流的侵彻深度更大，侵彻效果更好。高熵合金的侵彻深度约为 3.12 cm，而紫铜的侵彻深度约为 0.73 cm。



(a) 13 μs　　(b) 14 μs

图 7　CoCrFeMnNi 高熵合金侵彻靶板演化

Fig. 7　Evolution of CoCrFeMnNi HEA penetrating into a target plate



(a) 13 μs　　(b) 14 μs

图 8　紫铜侵彻靶板演化

Fig. 8　Evolution of copper penetrating into a target plate

4　结　论

通过准静态压缩实验和 SHPB 实验研究了 CoCrFeMnNi 高熵合金的准静态和动态力学性能，确定了其 J-C 本构方程，采用 LS-DYNA 有限元软件，以紫铜为对照，对 CoCrFeMnNi 高熵合金射流的形成及其侵彻靶板过程进行了对比分析，得到如下主要结论：

(1) 与紫铜相比，CoCrFeMnNi 高熵合金具有更优异的力学性能，能够形成更细长、更稳定的射流，并且射流头部速度更高，射流头部速度最大值约为 4.29 km/s，明显高于紫铜射流头部速度最大值（4.07 km/s）；

(2) 与紫铜药型罩相比，CoCrFeMnNi 高熵合金药型罩具有更大的侵彻深度和更好的侵彻效果，其中高熵合金药型罩的侵彻深度约为 3.12 cm，而紫铜药型罩的侵彻深度约为 0.73 cm；

(3) 采用 CoCrFeMnNi 高熵合金作为新一代药型罩材料具有一定的潜在价值，值得深入探究其可行性。

参考文献：

[1] 刘志跃, 翟俊昭. 铝铜药型罩射流与侵彻数值模拟 [J]. 高压物理学报, 2019, 33(6): 064107.
LIU Z Y, ZHAI J Z. Numerical simulation on the performance of shaped charge with explosively welded aluminum copper liner [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2019, 33(6): 064107.

[2] 任会兰, 郭婷婷, 宁建国. 聚能射流对氧化铝陶瓷靶的侵彻特性研究 [J]. 高压物理学报, 2011, 25(6): 526–532.
REN H L, GUO T T, NING J G. Failure characteristics of alumina penetrated by shaped charge jet [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2011, 25(6): 526–532.

[3] 孙建军, 李如江, 杨玥, 等. 辅助药型罩材料对线型聚能射流性能影响的数值仿真 [J]. 高压物理学报, 2018, 32(6): 065106.
SUN J J, LI R J, YANG Y, et al. Numerical simulation of the effect of auxiliary liner material on the performance of linear shaped charge jet [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2018, 32(6): 065106.

[4] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes [J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299–303.

[5] KUMAR SINGH S, PARASHAR A. Effect of lattice distortion and nanovoids on the shock compression behavior of (Co-Cr-Cu-Fe-Ni) high entropy alloy [J]. Computational Materials Science, 2022, 209: 111402.

[6] PARK J M, MOON J, BAE J W, et al. Strain rate effects of dynamic compressive deformation on mechanical properties and microstructure of CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 719: 155–163.

[7] LIU X F, TIAN Z L, ZHANG X F, et al. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy [J]. Acta Materialia, 2020, 186:

257–266.

［8］王璐, 马胜国, 赵聃, 等. AlCoCrFeNi 高熵合金在冲击载荷下的动态力学性能 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 86–89.
WANG L, MA S G, ZHAO D, et al. Dynamic mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloys under impact load [J]. Hot Working Technology, 2018, 47(24): 86–89.

［9］胡孟磊. 典型高熵合金的动态力学特性与变形机理研究 [D]. 北京: 北京理工大学, 2022.
HU M L. Investigation on the dynamic mechanical characteristics and deformation mechanisms of typical high-entropy alloys [D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2022.

［10］HU M L, SONG W D, DUAN D B, et al. Dynamic behavior and microstructure characterization of TaNbHfZrTi high-entropy alloy at a wide range of strain rates and temperatures [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 182: 105738.

［11］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.
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.

［12］刘承哲, 王海福, 张甲浩, 等. 轻质高熵合金聚能射流毁伤混凝土靶行为研究 [J]. 兵工学报, 2024, 45(Suppl 1): 60−69.
LIU C Z, WANG H F, ZHANG J H, et al. Research on behavior of lightweight high-entropy alloy jet penetrating concrete targets [J]. Acta Armamentarii, 2024, 45(Suppl 1): 60−69.

［13］JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [C]//Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. Hague, The Netherlands: IBC, 1983: 541–547.

［14］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.

［15］JIANG Z J, HE J Y, WANG H S, et al. Shock compression response of high entropy alloys [J]. Materials Research Letters, 2016, 4(4): 226–232.

［16］王芳, 蒋建伟, 门建兵. 钨铜射流成形的细观数值模拟分析 [J]. 兵工学报, 2018, 39(2): 245–253.
WANG F, JIANG J W, MEN J B. Mesoscopic numerical simulation on the formation of tunsgsten-copper shaped charge jet [J]. Acta Armamentarii, 2018, 39(2): 245–253.

［17］贾鑫, 黄正祥, 徐梦雯, 等. 聚能射流对厚壁移动靶的侵彻理论与数值模拟分析 [J]. 兵工学报, 2019, 40(8): 1553–1561.
JIA X, HUANG Z X, XU M W, et al. Theoretical model and numerical study of shaped charge jet penetrating into thick moving target [J]. Acta Armamentarii, 2019, 40(8): 1553–1561.

［18］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, 2020.
XIN C L, XUE Z Q, TU J, et al. Handbook of common material parameters for finite element analysis [M]. Beijing: China Machine Press, 2020.

Numerical Simulation of CoCrFeMnNi High Entropy Alloy Shaped Charge Jet and Its Penetration into a Target Plate

MENG Yuquan[1], LEI Rong[2], LIU Shanshan[1], WU Xiaobao[1], SONG Weidong[1]

（1. *State Key Laboratory of Explosion Science and Safety Protection*, *Beijing Institute of Technology*, *Beijing* 100081, *China*;
2. *Unit* 93160 *of the People's Liberation Army of China*, *Beijing* 100071, *China*）

Abstract: The continuous advancement of modern armor protection technology has imposed severe challenges on the damage power of shaped charge warheads. Traditional liner materials have become a major constraint in improving penetration depth due to their limited comprehensive performance. High entropy alloys (HEAs), owing to their unique multi-principal element design, exhibit core potentials, such as high strength, high hardness, and excellent dynamic fracture toughness, thereby making them highly promising

candidate materials for new-generation liners. In this study, the CoCrFeMnNi high entropy alloy was prepared via selective laser melting (SLM) technology, and the mechanical properties of the alloy were tested under quasi-static and dynamic loadings. The Johnson-Cook (J-C) dynamic constitutive model and related parameters for the CoCrFeMnNi HEA were determined. Using LS-DYNA, shaped charge jet formation models for both copper and high entropy alloy were established, and numerical simulations were carried out on the processes of jet formation and target penetration for copper and HEA. The research results indicate that, when compared with copper, the CoCrFeMnNi HEA liner can form a more stable and continuous jet. Its unique formation and stretching-breakup mechanisms ultimately result in greater penetration depth, confirming the significant advantage of high entropy alloys in the enhanced damage effect.

Keywords: high entropy alloy; shaped charge jet; liner; penetrating target; dynamic constitutive model; finite element simulation