

钨丝增强铜锌复合材料侵彻过程的数值模拟

姜涛¹, 呼陟宇^{1,2}, 高雪云^{1,2}, 王海燕^{1,2}, 孙文彬³

(1. 内蒙古科技大学 材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010)

(2. 白云鄂博共生伴生矿资源高效综合利用省部共建协同创新中心, 内蒙古 包头 014010)

(3. 内蒙古科技大学 理学院, 内蒙古 包头 014010)

摘要: 基于 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程建立有限元分析模型, 使用 LS-DYNA 软件对钨丝增强铜锌复合材料和钨镍铁合金侵彻钢靶过程开展数值模拟研究, 分析 2 种材料在侵彻过程中各个阶段的变形, 探讨钨丝本身各向异性对侵彻性能的影响。结果表明, 钨丝增强铜锌复合材料表现出明显的自锐化现象, 与实验结果相符。复合材料在侵彻过程中应力主要集中在轴向的钨丝上, 应力值达到 2.5 GPa, 铜锌合金受力不足 0.47 GPa。该弹芯材料侵彻时的变形方式为: 与靶板接触的钨丝发生弯曲, 弯曲后的钨丝受力方向与轴向呈一定角度, 强度和塑性明显降低。在剪切应力作用下, 使材料变形区域发生破坏脱落, 形成了尖锐的头部, 从而表现出自锐化特征。

关键词: 钨丝增强铜锌复合材料; 侵彻; 数值模拟; 各向异性

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1296-07

弹芯材料的力学性能直接影响穿甲弹的侵彻能力。钨合金由于具有高密度和高强度等特点, 成为了目前常用的穿甲弹弹芯材料。但目前常规钨合金发生变形后易形成“蘑菇头”, 影响穿透深度。为了避免蘑菇头的形成, 提升钨合金的穿甲自锐化能力是目前穿甲弹弹芯材料的研究热点。

钨丝增强复合材料的研发是提升钨合金的穿甲自锐化能力的一个重要方向, 荣光等人^[1]对钨丝增强锆基复合材料进行侵彻试验后发现复合材料具有穿甲自锐化特性。张云峰等人^[2]采用实验和数值模拟相结合的方法, 研究了锆基非晶合金破片的侵彻规律, 并提出了破片冲击释能过程的数值模型, 与试验结果较好的吻合, 能够说明非晶合金破片破碎的反应机理。邹敏明等人^[3]对非晶复合材料弹芯高速侵彻熔化快凝层的研究表明其形成原因与钨合金弹芯不同, 认为头部质量的消耗并不是溶解破碎, 而是侵彻时复杂的变形过程作用形成的产物。王杰等人^[4]对 80% 体积分数钨丝增强锆基复合材料弹体侵彻 Q235 钢靶的试验研究发现, 材料的变形和破坏主要集中在头部的边缘层, 从而形成自锐化特性。杜忠华等人^[5]在对钨丝增强锆基复合材料侵彻 30CrMnMo 钢板研究时发现该材料在侵彻过程中保持自锐化特性, 是由于外侧钨丝的变形导致, 进一步研究^[6]表明弹芯材料的结构对侵彻性

能有显著影响。杜成鑫等人^[7]对侵彻过程中的弹体着靶速度和钨丝直径展开研究, 发现钨丝直径越小, 钨丝的体积分数越高, 侵彻越稳定。Guo 等人^[8]研究表明钨丝扭转后可以影响钨丝增强铜锌复合材料的自锐化性能。综上所述, 钨丝自身的特性和分布特征是复合材料自锐化特性的重要影响因素。

为了对侵彻过程中的钨丝变形行为进行更为深入的研究, 越来越多研究人员采用数值模拟的研究方法, 直观地分析侵彻行为。邹敏明等人^[9]采用 ANSYS 软件对钨丝增强锆基复合材料的靶试行为进行了数值模拟计算, 并与实际弹坑形状进行对比, 数值计算很好地展现出整个侵彻过程, 钨丝增强锆基的弹坑小于 93W 合金, 是因为其在侵彻时具有自锐化特征; Li 等人^[10]采用优化的本构模型, 对数值模拟结果分析发现, 钨丝增强锆基复合材料在侵彻过程中头部形成了变形层, 锆基粘结相首先发生破坏, 随后钨丝再发生变形产生破坏, 容易发生剪切变形, 从而产生自锐化。上述研究的关注重点集中在钨丝的轴向力学性能和粘结相上, 对于钨丝本身的力学性能、各向异性的研究还很缺乏。在作者前面对于钨丝增强铜锌复合材料的研究^[11]发现, 钨丝本身及其结构的各向异性使复合材料的力学性能也表现出显著的各向异性, 这对材料自锐化性能有显

收稿日期: 2022-04-18

基金项目: 内蒙古自然科学基金 (2020BS05006); 内蒙古科技大学创新基金 (2019QDL-B09)

作者简介: 姜涛, 男, 1998 年生, 硕士生, 内蒙古科技大学材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010, E-mail: 1305388370@qq.com

著影响，但这种各向异性对于侵彻过程中自锐化机理的影响研究还不够深入。

因此，本研究将基于钨丝增强铜锌复合材料体系，建立弹靶侵彻模型，利用 LS-DYNA 非线性动力分析方法，对钨丝增强铜锌复合材料靶试的整个侵彻过程进行数值模拟，并与常规穿甲弹用钨镍铁合金进行对比，分析力学性能各向异性对弹体侵彻过程的影响，并分析复合材料自锐化机理。

1 数值模拟

1.1 材料本构模型的建立

本研究共涉及 4 种材料，其中钨丝增强铜锌复合材料中包含增强相钨和粘结相黄铜，靶板材料为 45 号钢，钨合金是 93W-4.9Ni-2.1Fe 钨镍铁合金。使用万能试验机对钨丝增强铜锌复合材料的轴向准静态力学性能进行标准力学性能测试，测得的真应力-真应变曲线见图 1。

侵彻过程包括了材料结构的大变形甚至断裂、破坏。本研究采用 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程，本构模型表达式为^[12-13]：

$$\sigma_y = (A + B\bar{\epsilon}^n)(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}) [1 - (\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}})^m] \quad (1)$$

式中， σ_y 为材料的动态屈服强度； A 为材料屈服极限常数， B 为材料应变强化系数， C 为材料应变率强化系数， n 为应变强化指数， m 为材料热软化指数，见表 1； $\bar{\epsilon}$ 为等效塑性应变， $\dot{\epsilon}$ 为当前等效塑性应变率， $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率，通常取值 1 s^{-1} ， T_{melt} 为材料的融化温度， T_{room} 为室温。钨合金的本构参数和状态方程来源于文献^[14]，黄铜和 45 号钢的本构参数和状态方程来源于 ANSYS 数据库。通过复合材料力学性能与黄铜的参数进行计算得出钨的本构模型参数和状态方程。表 1 为本研究采用的本构模型参数。

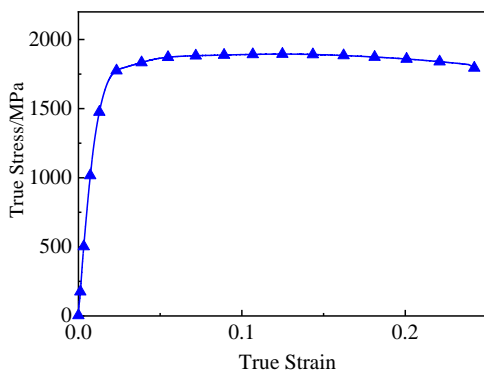


图 1 材料的准静态真应力-真应变曲线

Fig.1 Quasi-static true stress-true strain curve of material

表 1 不同材料本构参数

Parameter	Tungsten	W-Ni-Fe ^[14]	Brass	45#
$\rho/\text{g cm}^{-3}$	19.3	17.6	8.45	7.85
E/GPa	410	410	100	210
ν	0.28	0.28	0.32	0.22
$C_v/\text{J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$	134	134	385	477
A/MPa	1700	1510	112	350
B/MPa	650	177	505	275
n	0.12	0.008	0.42	0.36
C	0.016	0.016	0.009	0.022
m	1	1	1.68	1
T_m/K	1752	1752	1189	1811

Note: E -elastic modulus; ν -Poisson's ratio; C_v -specific heat capacity; T_m -melting temperature

对于 Gruneisen 状态方程一般的简化应力表达^[12-13]为：

$$p = \frac{\rho_0 C_0^2 \mu_1 [1 + (1 - \frac{\gamma_0}{2}) \mu_1 - \frac{a}{2} \mu_1^2]}{[1 - (S_1 - 1) \mu_1]^2} + (\gamma_0 + a \mu_1) e \quad (2)$$

式中， ρ_0 为材料初始密度， C_0 为 v_s-v_p (冲击波波速-波后质点粒子速度) 曲线的截距， S_1 为 v_s-v_p 曲线斜率系数， $\mu_1 = \rho/\rho_0 - 1$ ， ρ 为当前时间步下对应的材料密度， γ_0 为 Gruneisen 常数， a 为 γ_0 的修正系数， e 为材料内能。模型中所涉及的相关材料参数具体值见表 2。

采用最大的断裂应变控制单元强度，等效塑性应变累计损伤控制材料的破坏断裂，当单元的有效累计塑性应变达到断裂应变时，发生失效。

$$D = \sum \frac{\Delta \epsilon_p}{\epsilon^f} \quad (3)$$

式中， D 为单元的毁伤系数，其在 0~1 之间变化，其在初始状态下为 0，材料失效时为 1， $\Delta \epsilon_p$ 为一个积分循环内等效塑性应变增量， ϵ^f 为当前时间步对应的破坏应变，由于本研究主要关注材料的变形行为，因此忽略应变率和温度对材料破坏应变的影响，其函数关系为^[12,14-15]：

$$\epsilon^f = [D_1 + D_2 e^{D_3 \sigma^*}] \quad (4)$$

式中， $D_1 \sim D_3$ 为材料失效参数， $\sigma^* = p/\sigma_{eff}$ 为应力状态参数， p 为压应力， σ_{eff} 为等效应力，钨合金的失效参数来源于文献^[14]，45#钢和黄铜的失效参数来源于 ANSYS 数据库，通过复合材料失效参数与黄铜的

表 2 不同材料状态方程和失效模型参数

Table 2 Equation of state and failure model parameters for different materials

Material	C_0	S_1	γ_0	a	D_1
Tungsten	3850	1.44	1.58	0	1.32
W-Ni-Fe ^[14]	3850	1.24	1.58	0	1.5
Brass	3726	1.434	2.04	0	3
45#	4569	1.332	2.17	0.47	2.5

参数进行计算得出钨的失效参数。模型中所涉及的失效参数具体值见表 2。

1.2 有限元模型的建立

使用 ANSYS 软件中的 LS-DYNA 模块进行有限元模拟，分别建立钨丝增强铜锌复合材料 (Wf/Cu-Zn) 和钨镍铁合金 (W-Ni-Fe) 垂直侵彻钢板的有限元分析模型。采用 solid164 单元，弹体为长 30 mm、直径 12 mm 圆柱体，考虑到长杆弹中钨丝变形情况复杂，本研究为了分析中心钨丝和边缘钨丝的变形差别，选择尽量少的钨丝数量进行研究，子弹几何模型及网格划分见图 2a；靶板为 3 层 45#钢，尺寸均为 100 mm×100 mm×10 mm。由于侵彻过程的轴对称特征，建立 1/2 模型，靶试几何模型和网格划分见图 2b。靶板外边缘施加非反射边界条件，子弹与靶板之间施加侵蚀接触，靶板与靶板之间为一般接触，子弹速度为 818 m/s (0.0818 cm/ μ s)。

1.3 靶场实验

靶场实验在中国科学院物理研究所终点弹道撞击实验靶场进行^[11]。发射枪口径为 12.7 mm，弹体与装有火药的弹壳组成子弹。将子弹装入枪膛内，触发火药以实现弹体的加载，通过控制火药的装药量来调节弹体的速度。将制备好的材料加工成实体弹并进行靶场实验。实体弹主要尺寸为 Φ 12 mm×30 mm。靶板为 3 块 45#钢板竖直紧密排列，其尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm 固定于靶板架上。发射枪枪口与靶板之间的距离为 8 m，在枪口与靶板之间放置测速装置以测量弹体着靶时的速度，测得子弹速度为 818 m/s。靶场实验后回收靶板及残余弹体，并对其纵剖面进行分析。

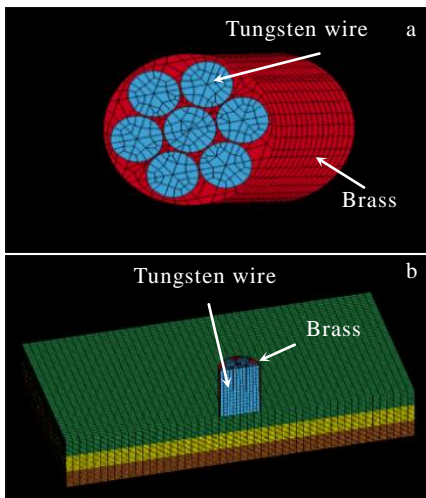


图 2 几何模型以及网格划分

Fig.2 Geometry and meshing of the penetrator (a) and section of target test (b)

2 实验结果与分析

2.1 靶场试验结果分析

对真实靶场实验后残余弹体和靶板纵剖面 (图 3) 进行分析，钨镍铁合金弹坑与第 3 层靶板距离约为 3 mm，钨丝增强铜锌复合材料弹坑与第 3 层靶板距离小于 1 mm，这与数值模拟结果 (图 4) 相同，将弹坑形貌进行对比，可以发现模拟得到的弹坑形状与实验结果相似，验证了数值模拟结果的可靠性，通过 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程可以准确反映出钨丝增强铜锌复合材料侵彻靶板时的变形过程。

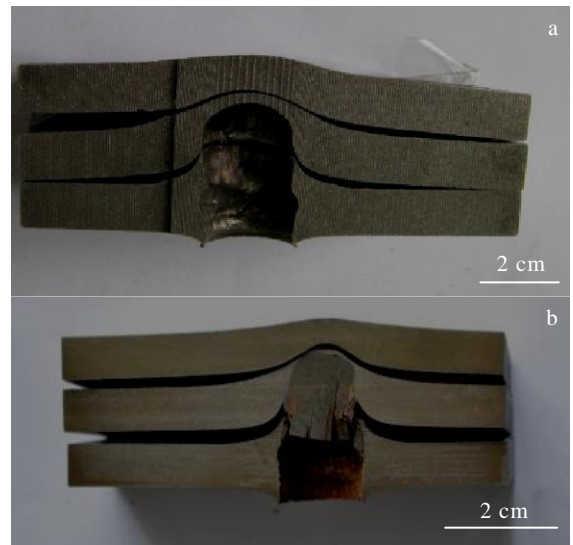


图 3 实验弹坑剖面形貌

Fig.3 Profiles of the crater experiment results of W-Ni-Fe (a) and Wf/Cu-Zn (b)

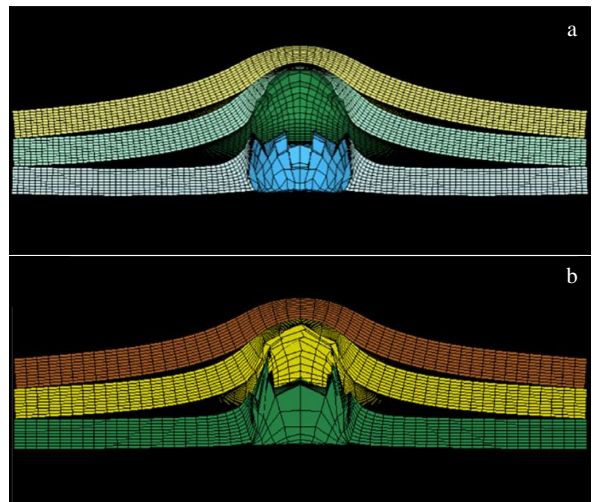


图 4 模拟弹坑剖面形貌

Fig.4 Simulation results of crater section of W-Ni-Fe (a) and Wf/Cu-Zn (b)

2.2 数值模拟结果分析

2.2.1 开坑阶段

对模拟后的结果进行分析，图 5a 为钨丝增强铜锌复合材料在开坑阶段的 1.5 μs 时的等效应力图，整个弹体几乎没有发生变形，应力集中在钨丝与靶板接触位置，靶板受力均匀。图 5b 为 6 μs 时的等效应力图，弹体接触靶板短暂时间后，整个弹体只有头部发生塑性变形，其他位置基本没有发生变形；靠近头部边缘的钨丝在剪切应力作用下发生弯曲变形，铜锌基体在头部边缘区域的变形则更大。应力主要集中在钨丝上，铜锌基体上的应力明显小于钨丝。

为了进一步研究应力分别在钨丝与粘结相中的分布，对钨丝和粘结相的等效应力云图分别进行了分析。图 6a 为开坑阶段钨丝等效应力云图，可以看到应力主要集中在钨丝与靶板接触的前端部分，约为 2.5 GPa；图 6b 为铜锌合金等效应力云图，铜锌合金上的应力很小，不足 0.47 GPa。由于基体铜锌合金的含量较少，且屈服强度低，塑性相对较好，其变形基本上是在随着钨丝的变形而产生变形；其变形较大区域也是在头部边缘，心部基体未发生明显的变形。所以钨丝增强铜锌复合材料的变形主要是受钨丝变形的控制，基体相只是起到粘结钨丝的作用。

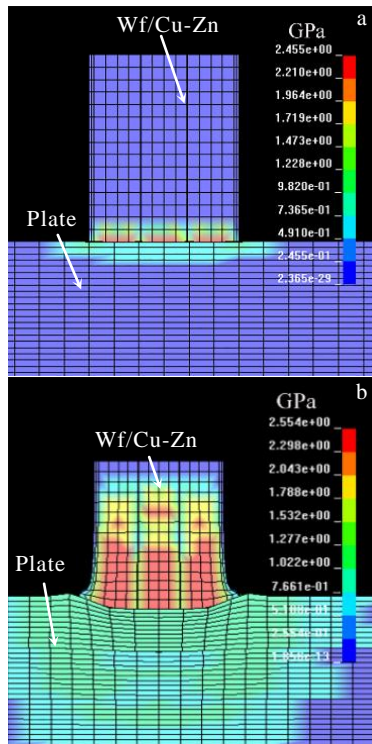


图 5 钨丝增强铜锌复合材料典型时刻等效应力图

Fig.5 Typical moment equivalent stress diagrams of Wf/Cu-Zn composite at 1.5 μs (a) and 6 μs (b)

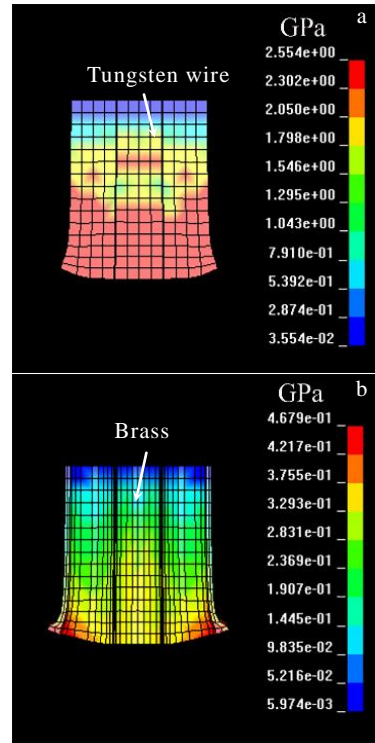


图 6 钨丝增强铜锌复合材料 $t=6 \mu s$ 时的等效应力图

Fig.6 Equivalent stress diagrams of tungsten wire (a) and brass (b) of Wf/Cu-Zn composite at 6 μs

图 7a 为钨镍铁合金在开坑阶段的 1.5 μs 时的等效应力图，整个弹体也几乎没有变形，等效应力集中在材料头部；图 7b 为钨镍铁合金在开坑阶段的 6 μs 时的等效应力图，等效应力分布均匀，集中在整个头部区域，应力值远小于钨丝增强铜锌复合材料。

2.2.2 侵彻阶段

开坑阶段结束后，进入到了侵彻阶段。图 8a 为钨丝增强铜锌复合材料在 $t=36 \mu s$ 时的等效应力图，弹体头部边缘在剪切应力作用下向后翻折，形成了尖锐的头部，弹体头部中心也发生了一定程度的变形。钨丝的应力分布并不均匀，头部边缘较中心钨丝的应力更大。

图 8b 为钨丝增强铜锌复合材料在 $t=126 \mu s$ 时的等效应力图，弹体头部边缘在侵彻过程中继续向后翻折，并发生破坏，从而形成接近 V 字形的弹体。边缘钨丝在侵彻过程向后翻转，随着侵彻过程的继续，钨丝集中着较大的等效应力，弯曲后的钨丝角度与侵彻角度呈 45°后，钨丝承受的应力降低为 1.2 GPa 左右。在 45°的剪切应力作用下钨丝很快就发生破坏，明显看到头部边缘钨丝较头部中心被破坏的更多。而铜锌合金也在随着侵彻过程的进行，不断地向后脱落。

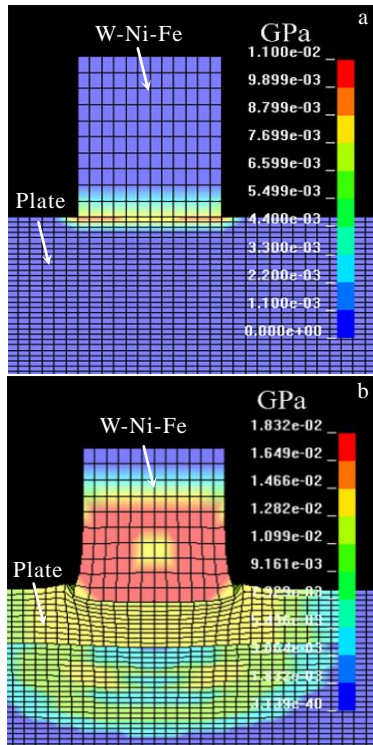


图 7 钨镍铁合金在开坑阶段典型时刻的等效应力图

Fig.7 Typical moment equivalent stress diagrams of W-Ni-Fe at 1.5 μs (a) and 6 μs (b) during hole opening stage

图 9a 为钨镍铁合金在 $t=36 \mu s$ 时的等效应力图，在侵彻阶段，钨镍铁合金的变形比较明显，在大变形区域有明显的应力集中，但整个头部的应力分布较为均匀。图 9b 为钨镍铁合金在 $t=126 \mu s$ 时等效应力图，在侵彻的最后阶段，整个材料内部的应力分布均匀，随着材料失效变形，弹体形状较之前有所变化，但仍有明显的蘑菇头形状。

为了进一步分析材料内部变形行为，在 2 种弹芯材料上分别选取不同位置的单元，提取等效应变与时间曲线，分析应变对材料变形行为的影响规律。单元位置分别选择头部边缘、头部次边缘、头部中心、心部边缘和心部中心见图 10。

图 11a 为钨丝增强铜锌复合材料真应变与时间曲线图，从图中可以看出，边缘的钨丝开始发生变形后，头部边缘的钨丝在极短的时间内就产生较大变形并发生失效，随后头部次边缘钨丝也就发生失效，心部边缘的节点在 $50 \mu s$ 左右发生失效。中心钨丝的头部和心部位置在达到一定应变后就不再变形，离头部越远变形越小。中心钨丝可以使材料整体的保持一个高的轴向强度，在承受高载荷的同时具有足够的抗变形能力。边缘的钨丝在承受载荷时发生变形，但由于

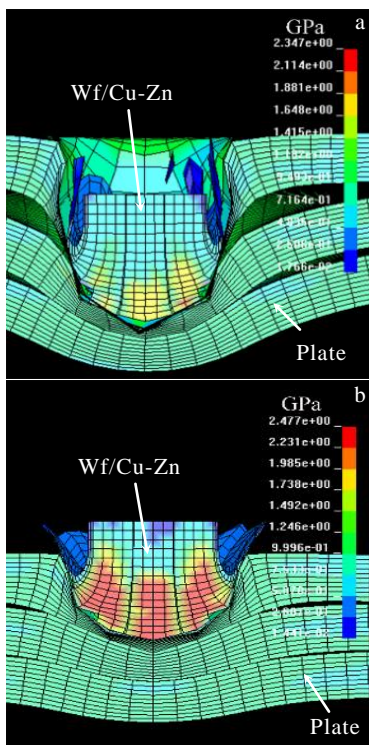


图 8 钨丝增强铜锌复合材料在侵彻阶段典型时刻等效应力图
Fig.8 Typical moment equivalent stress diagrams of Wf/Cu-Zn composite at 36 μs (a) and 126 μs (b) during the penetration process

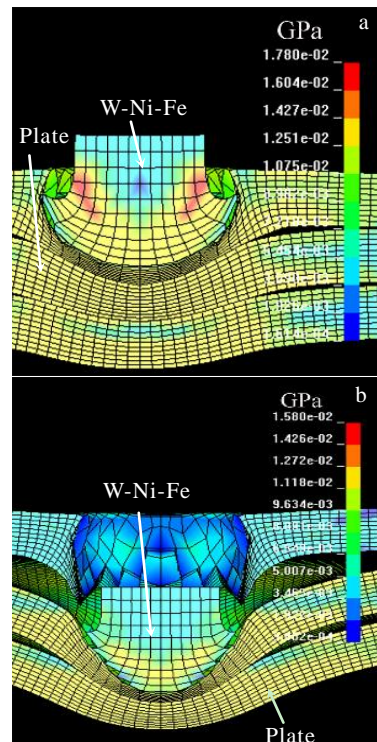


图 9 钨镍铁合金在侵彻阶段典型时刻等效应力图
Fig.9 Typical moment equivalent stress diagrams of W-Ni-Fe at 36 μs (a) and 126 μs (b) during the penetration process

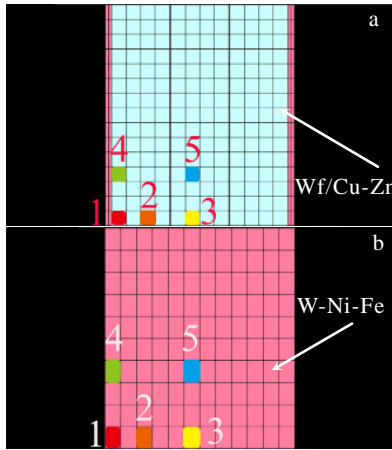


图 10 钨丝增强铜锌复合材料和钨镍铁合金钨丝的单位选取位置

Fig.10 Cell selection positions of Wf/Cu-Zn composite (a) and W-Ni-Fe (b) (1: end edge, 2: end sub-edge, 3: end center, 4: core edge, 5: core center)

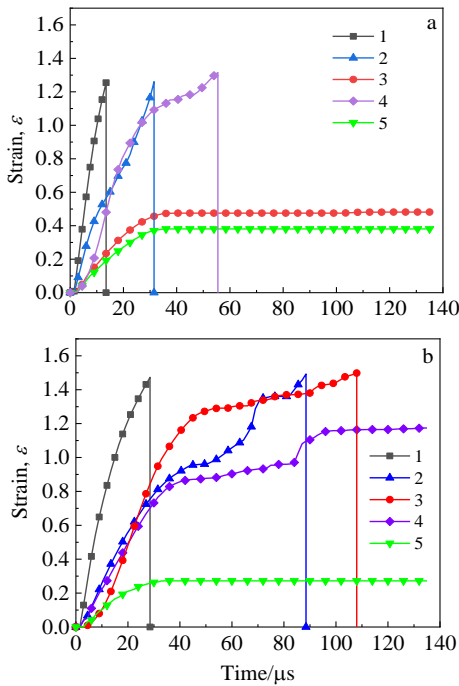


图 11 图 10 中 2 种材料不同位置的真应变与时间曲线

Fig.11 True strain-time curves of Wf/Cu-Zn (a) and W-Ni-Fe (b) at different locations marked in Fig.10

钨丝所具有的力学性能各向异性，在边缘钨丝变形到一定程度后即发生破坏，使得整个弹体可以保持尖锐的头部，表现出自锐化特征。

图 11b 为钨镍铁合金真应变与时间曲线，从曲线中可以看出，边缘的节点首先开始发生变形，随后头部

次边缘、头部中心和心部边缘几乎同时发生变形，在 30 μs 后变形情况有所区别。心部中心发生 0.3 左右的应变后基本就不再发生变形。头部边缘的合金在极短时间里发生失效，头部次边缘和头部中心位置的合金在经过较大变形后失效，心部边缘经过大变形后不再发生变形。钨镍铁合金弹体在变形过程中整体变形比较均匀，其心部边缘在真应变超过 1.1 的变形后依旧没发生破坏，这就导致其钝化的更加严重，再加上弹体头部由于变形过大发生破坏，影响了弹体侵彻性能。

结合 Wf/Cu-Zn 材料弹芯靶试后残余弹体剖面^[11]形貌(图 12)进行分析，侵彻过程中，应力主要集中在轴向的钨丝上。当与靶板接触位置的钨丝发生变形甚至弯曲后，钨丝承受的应力明显降低，这与材料 45°承受载荷时力学性能降低^[11]相吻合。侵彻过程中，弹芯材料头部组织中钨丝发生翻转，钨丝的受力方向变为与弹芯运动方向呈一定角度，在这个角度承受载荷时力学性能明显降低，钨丝的剪切变形十分明显，因此头部变形区域易发生破坏脱落，这就使得材料表现出优良的自锐化特性。

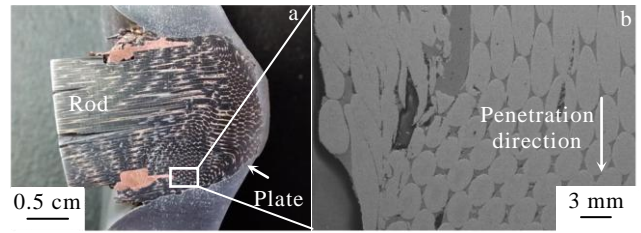


图 12 钨丝增强铜锌复合材料弹芯靶试后残余弹体剖面形貌
Fig.12 Section morphologies of retrieved remnant of the Wf/Cu-Zn composite penetrator^[11]

3 结 论

1) 使用 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程可以反映出钨丝增强铜锌复合材料侵彻靶板时的变形过程，数值模拟结果表明该弹芯材料具有明显自锐化现象，与实验结果相符。

2) 钨丝增强铜锌复合材料在侵彻过程中的应力分布与钨镍铁合金明显不同，其应力分布不均匀，主要集中在轴向的钨丝上，应力值达到 2.5 GPa，黄铜承受的应力不足 0.47 GPa，当与靶板接触位置的钨丝弯曲后，弯曲后钨丝承受的应力降低为 1.2 GPa 左右。

3) 钨丝增强铜锌复合材料弹芯侵彻过程变形方式为，与靶板接触位置的钨丝发生弯曲，弯曲后钨丝的受力方向与轴向呈一定角度，强度和塑性显著降低，

从而产生剪切破坏,使材料变形区域发生破坏脱落,表现出自锐化特征。

参考文献 References

- [1] Rong Guang(荣光), Huang Dewu(黄德武). *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2009, 29(4): 351
- [2] Zhang Yunfeng(张云峰), Luo Xingbai(罗兴柏). *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2021, 42(6): 133
- [3] Zou Minming(邹敏明), Guo Min(郭珉), Zhai Yuxin(翟宇鑫) et al. *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2022, 45(2): 1
- [4] Wang Jie(王杰), Chen Xiaowei(陈小伟), Wei Liming(韦利明) et al. *Journal of Experimental Mechanics*(实验力学)[J], 2014, 29(3): 279
- [5] Du Zhonghua(杜忠华), Du Chengxin(杜成鑫), Zhu Zhengwang(朱正旺) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(5): 1308
- [6] Du Zhonghua(杜忠华), Du Chengxin(杜成鑫), Zhu Zhengwang(朱正旺) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2359
- [7] Du Chengxin(杜成鑫), Du Zhonghua(杜忠华), Zhu Zhengwang(朱正旺). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1632
- [8] Guo W Q, Jiang H T, Wang S W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 794: 396
- [9] Zou Minming(邹敏明), Guo Min(郭珉), Chai Dongsheng(柴东升) et al. *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2021, 44(4): 56
- [10] Li J C, Chen X W, Huang F L. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2015, 86: 67
- [11] Hu Z Y, Liu J X, Li S K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 708: 43
- [12] Hafizoglu H, Durlu N, Konokman H E. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 81: 155
- [13] Shi Danyong(时党勇), Li Yuchun(李裕春), Zhang Shengmin(张胜民). *Explicit Dynamic Analysis Based on ANSYS/LS-DYNA8.1*(基于 ANSYS/LS-DYNA8.1 进行显式动力分析)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2005
- [14] Du Chengxin(杜成鑫). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2020
- [15] Li Jicheng(李继承). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2016

Numerical Simulation of Penetration Process of Tungsten Wire Reinforced Copper-Zinc Composites

Jiang Tao¹, Hu Zhiyu^{1,2}, Gao Xueyun^{1,2}, Wang Haiyan^{1,2}, Sun Wenbin³

(1. School of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

(2. Collaborative Innovation Center of Integrated Exploitation of Bayan Obo Multi-Metal Resources, Baotou 014010, China)

(3. School of Science, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

Abstract: Based on the Johnson-Cook model and Gruneisen equation of state, a finite element analysis model was established, and the LS-DYNA software was used to carry out numerical simulation research on the penetration process of tungsten wire reinforced copper-zinc composite materials and tungsten-nickel-iron alloys into steel targets. The deformation of each stage in the tungsten wire was discussed, and the influence of the anisotropy of the tungsten wire on the penetration performance was discussed. The results show that the tungsten wire reinforced copper-zinc composite exhibits obvious self-sharpening phenomenon, which is consistent with the experimental results. During the penetration process, the stress is mainly concentrated on the axial tungsten wire, the stress value reaches 2.5 GPa, and the stress of Cu-Zn alloy is less than 0.47 GPa. The deformation mode is as follows: tungsten wire is bent after contracting the target plate. And the forced direction of the tungsten wire has changed to a certain angle with the axial direction. The strength and plasticity of the composite are significantly reduced at this direction. With the destroy of deformation areas, a sharp head of the composite penetrator is formed under the action of shear stress, which shows the characteristics of self-sharpening.

Key words: tungsten wire reinforced copper-zinc composite; penetration; numerical simulation; anisotropy

Corresponding author: Hu Zhiyu, Ph. D., Lecturer, School of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, P. R. China, E-mail: hzy896@imust.edu.cn