

# 钨增强块体非晶复合材料的研究进展

马云飞<sup>1</sup>, 龚攀<sup>1</sup>, 李方伟<sup>1</sup>, 胡会娥<sup>2</sup>, 王新云<sup>1</sup>

(1. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

(2. 海军工程大学, 湖北 武汉 430033)

**摘要:** 钨增强块体非晶复合材料属于一种新型材料, 具有高强度、高硬度和耐磨损等优质性能, 而且还具有非常优越的穿甲性能, 在国防军事上有广阔的应用前景。所以国内外学者对钨增强块体非晶复合材料的制备方法、准静态和动态的力学性能和侵彻穿甲方面进行了广泛的研究, 研究表明, 钨增强块体非晶复合材料的性能与增强相钨的形态、体积分数、直径、环境温度、应变速率等密切相关。本文综述了钨增强块体非晶复合材料的国内外研究现状, 并对其制备方法、力学性能和侵彻穿甲性能 3 个方面在不同影响因素下的差异性进行了总结和归纳, 同时对未来的研究工作和方向进行了展望。

**关键词:** 钨增强块体非晶复合材料; 制备方法; 力学性能; 侵彻穿甲

**中图分类号:** TB331; TG139+.8

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)04-1445-12

非晶合金自问世以来, 借助于其独特的非晶态结构, 具有明显优于传统晶态合金的力学、物理和化学性能, 如高强度, 良好的耐磨性和耐腐蚀性等性能<sup>[1]</sup>。此外非晶合金在高应力或高应变速率条件下变形时, 具有类似贫铀合金的高剪切敏感性和剪切“自锐性”, 不会出现钨重合金穿甲过程中的“蘑菇头”现象, 又不存在贫铀合金的化学和辐射危害, 为其作为理想的穿甲弹弹芯材料提供了可能<sup>[2]</sup>。研究表明: 理想穿甲弹弹芯材料应具有高密度、高强度、适当的塑性以及穿甲“自锐化”等特性, 将有利于提高弹芯材料的穿甲性能<sup>[3]</sup>。但是非晶合金最大的缺陷是缺乏宏观室温塑性变形能力, 仅表现出极小的塑性变形能力, 如果用作穿甲则在着靶时就可能整体破碎, 且密度偏低, 降低了穿甲威力<sup>[4]</sup>。所以单纯的非晶合金很难满足穿甲弹弹芯材料的要求, 但复合材料各组分之间能取长补短, 极大地弥补了单一材料的缺点, 同时, 在非晶基体中引入第二相(外加或内生)可以阻碍剪切带的扩展, 促使新的剪切带生成, 从而改变剪切带的分布, 改善非晶合金的性能, 所以制备非晶合金复合材料才能满足穿甲应用<sup>[5-7]</sup>。而理想块体非晶复合材料的基体材料通常为具有良好玻璃形成能力、高热稳定性以及优异力学性能的锆基非晶合金, 理想增强相则为高密度、高熔点(3410 °C)、良好的导热性和稳定性且与锆

基非晶合金具有良好界面润湿性的晶体钨<sup>[3]</sup>。此外钨的弹性模量远远高于非晶合金基体的弹性模量, 根据复合原则, 在非晶基体中引入钨相, 复合材料的弹性模量必然增加, 其塑性也随之增强<sup>[8]</sup>。钨的加入使非晶合金具有高强度和一定的塑性, 这可以防止穿甲弹在发射和着靶过程中发生断弹现象, 同时有利于提高穿甲弹的穿甲威力<sup>[2]</sup>。

近年来钨增强块体非晶复合材料得到了国内外学者的广泛关注和研究。自 1998 年, 美国 Johnson 等<sup>[9]</sup>采用渗流法制备了钨丝/ $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$  复合材料, 开辟了纤维增强块体非晶复合材料的研究至今, 国内外学者已成功研制了不同形态的钨增强块体非晶复合材料, 如钨丝、钨杆、钨球、多孔钨、钨颗粒、钨弹簧等增强块体非晶复合材料, 其中钨丝/块体非晶复合材料研究的最多, 也取得了显著的成果。

本文在对钨增强块体非晶复合材料全面阐述的基础上, 重点综述了国内外钨增强块体非晶复合材料的现有研究成果, 主要对其制备方法、力学性能和侵彻穿甲性能 3 个方面进行了介绍, 并提出了需要进一步解决的问题。

## 1 钨增强块体非晶复合材料的制备工艺

目前, 根据增强相的形态和非晶基体的不同, 块

收稿日期: 2019-04-25

基金项目: 国家自然科学基金(51575522, 51601063); 湖北省自然科学基金(2018CFA003, 2018CFB576)

作者简介: 马云飞, 男, 1992 年生, 硕士生, 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074, 电话: 027-87543491, E-mail: 344808825@qq.com

体非晶复合材料的制备方式主要有渗流铸造法、温挤压法、电弧熔炼铜模铸造法和水淬法。在制备钨丝增强块体非晶复合材料时主要为渗流铸造法，渗流铸造法是将钨丝置于石英管下端，将增强体之上 1 cm 左右的石英管缩颈，非晶基体合金置于缩颈之上，真空条件下加热后采用高压惰性气体将液体非晶合金压入石英管底部与增强相充分浸渗，再经冷却制备出复合材料。该方法最早是美国 Alcoa 公司于 1960 年发明，1998 年，美国 Johnson 小组<sup>[9]</sup>最早把该方法经过改进应用于制备连续纤维增强块体非晶复合材料。之后还成功制备了体积分数为 50% 的钨颗粒和体积分数为 50% 钨/铌混合颗粒增强的非晶复合材料<sup>[10]</sup>。图 1 所示为渗流铸造法的制备原理图<sup>[9]</sup>，通过该方法可制备出不同体积分数的钨增强块体非晶复合材料。但渗流铸造法受冷却速度影响不能制备大尺寸复合材料，同时当增强相体积分较大时装填材料较困难，还容易使非晶基体与钨丝发生界面反应而导致基体晶化。为了避免钨丝与非晶基体发生严重的界面反应，陈晓华等<sup>[11]</sup>采用连续渗流方法制备钨丝增强  $Zr_{41}Ti_{14}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$  复合材料，图 2 所示为连续渗流方法的原理图<sup>[11]</sup>。从该图可以看出实验过程分为两步：一次连续渗流和二次连续渗流过程。为了减少复合材料在制备过程中产生过多气孔，Zong<sup>[12]</sup>和 Lee<sup>[13,14]</sup>等在 Johnson 等所采用的渗流法的基础上改进了渗流方向和加压方式，分别通过采用反向熔体渗流法和横向液压渗流法成功制备钨纤维增强块体非晶复合材料。

天津理工大学杨旭等人<sup>[15]</sup>通过把钨粉和非晶合金粉末混合，然后放到钨极磁控电弧炉中熔炼，再用铜模喷铸法制备钨颗粒增强块体非晶复合材料。钨颗粒的体积分数为 40% 和 60%，但结果都不理想，块体非晶复合材料中有晶态相产生，其压缩强度要明显低于非晶合金。邱克强团队<sup>[16]</sup>利用不锈钢管水淬法制备出直

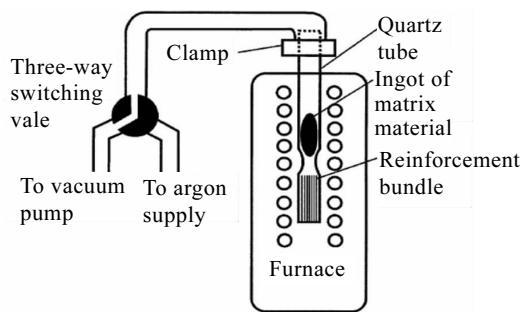


图 1 连续纤维/块体非晶复合材料的制备原理

Fig.1 Preparation principle of continued fiber reinforced bulk metallic glass composites<sup>[9]</sup>

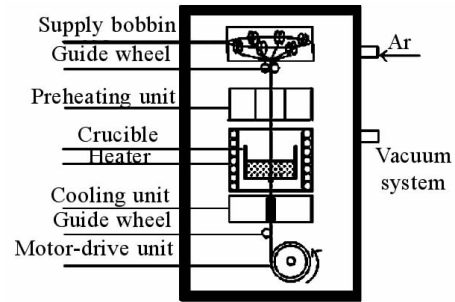


图 2 钨丝增强块体非晶复合材料的连续制备工艺原理图

Fig.2 Schematic diagram of continuous process unit of tungsten fiber reinforced bulk metallic glass composites<sup>[11]</sup>

径为 10 mm、钨颗粒体积分达 60% 的块体非晶复合材料。利用非晶合金在过冷液相区具有超塑性，Lee 等<sup>[17]</sup>通过温挤压方法成功制备了体积分数为 50% 的钨颗粒增强钨基非晶复合材料。关于不同形态的钨增强块体非晶复合材料的制备相关研究报道列于表 1 中。

通过该表可以看出渗流铸造法是制备钨增强块体非晶复合材料的主要方法，该方法增强相一般是

表 1 不同形态的钨/块体非晶复合材料的制备

Table 1 Preparation details of BMGCs with different form of tungsten

Preparation method	Matrix	Morphology of tungsten (W)	Size/mm	Maximum volume fraction/%	Ref.
Melt infiltrating casting method	ZrTiNiCuBe	W rod	Φ5	16	[18]
	ZrTiNiCuBe	W ball	Φ5	52	[18]
	ZrNbAlCuNi		Φ7	80	[10]
	ZrTiNiCuBe		Φ5	88	[18]
	ZrTiNiCuBe		Φ6	60	[19]
	ZrTiCuCoBe	W fiber	Φ6	80	[20]
	ZrAlNiCuSi		Φ6	70	[21]
	CuZrAl		Φ3	60	[22]
	ZrTiNiCuBeNb		Φ3	60	[23]
	ZrTiNiCuBe		Φ8.5	80	[24]
	ZrTiNiCuBe	Porous W	Φ4	69	[26]
	ZrTiCuCoBe		Φ5	80	[27]
	ZrTiNiCuBeNb	W springs	Φ6	68	[28]
	ZrTiCuNiAl / ZrNbCuNiAl	W particles	Φ8	70	[29]
ZrNbAlCuNi		Φ7	50	[10]	
Water quenching method	ZrTiNiCuBe	W particles	Φ10	60	[16]
Arc melting method	ZrAlNiCu	W particles	Φ4	60	[15]
Warm extrusion	HfCuNiTiAl	W particles	Φ12	50	[17]

钨丝, 钨丝的分布很均匀, 但受冷却速度及渗流温度和时间影响, 复合材料尺寸受限。且当钨丝体积分数较大时, 装填钨丝较为困难, 限制了大体积分数复合材料的制备。水淬法和电弧熔炼法也受冷却速度影响尺寸受限和容易晶化, 由于非晶合金与钨的密度差异大, 所以在高温环境下易导致成分偏析, 增强相钨颗粒较难均匀弥散分布在非晶基体中。温挤压法与上述几种制备方法不同, 它不是由合金的液态直接冷却后形成的, 而是利用非晶合金在过冷液相区的有效黏度大幅度下降, 施加一定的压力使材料发生均匀流变, 从而制备出非晶复合材料。但由于随着增强相钨的体积分数增加, 复合材料的整体流动性会减弱, 只能通过更大的挤压力成形复合材料, 这将增加复合材料的内部缺陷。

综上所述, 有关钨增强块体非晶复合材料的制备方法仍没有较大进展, 所以仍然面临因冷却速度、材料装填等因素的影响致使非晶基复合材料的尺寸受限。但可以看到增强相钨的形态多种多样, 这同样丰富了钨增强块体非晶复合材料的研究内容。对于钨颗粒增强块体非晶复合材料, 由于增强相与非晶基体的密度差异会导致增强相分布不均匀或成分偏析等问题, 仍难以制备出大尺寸、高体积分数且增强相能均匀分布在非晶基体中的非晶复合材料。采用粉末冶金技术如放电等离子烧结法(SPS)、热压烧结法、热等静压方法以及 3D 打印方法来制备钨颗粒增强块体非晶复合材料比较有潜力, 但至今关于制备钨颗粒增强块体非晶复合材料方面仍鲜有报道, 所以在制备方法上, 无论是在原材料还是成形工艺上仍急需寻求创新方法, 还有很多工作需要研究和完善。

## 2 钨增强块体非晶复合材料的力学性能

钨增强块体非晶复合材料的力学性能体现在复合材料的增强相钨的体积分数、形态尺寸以及在不同应变速率、温度下的准静态和动态拉伸和压缩试验时的断裂机制等方面。对复合材料力学性能及影响因素的研究是对新材料的开发和利用最为关键的问题。国内外专家学者在钨增强块体非晶复合材料的制备方法、力学性能、侵彻穿甲等方面开展了不同体积分数、不同钨的形态和尺寸、不同应变速率和温度下的综合性研究。并取得了一定的研究进展和突破。近几年来国内外学者从不同的角度出发对钨增强块体非晶复合材料力学性能研究进行了新的尝试, 为全面了解其力学性能提供了新的帮助和启发。

### 2.1 钨增强块体非晶复合材料准静态力学行为

#### 2.1.1 准静态压缩性能

钨丝增强块体非晶复合材料中, 在准静态压缩条件下, 钨丝的体积分数、直径的大小、应变速率的高低、环境温度、加载方向和增强相的形态都会直接影响准静态压缩的力学性能。Johnson 等<sup>[5]</sup>研究发现, 随着钨丝体积分数的增加, 复合材料的断裂方式从剪切断裂转变为弯曲和倾斜, 而复合材料的压缩强度随钨丝体积分数的增加是增大的, 塑性应变则呈先增加后减少的变化趋势。王志华<sup>[30]</sup>、邱克强<sup>[31]</sup>、Xue<sup>[32]</sup>、武晓峰等<sup>[20]</sup>的相关研究也证实了这个观点, 只是由于增强相与基体界面结合强度的不同以及应变速率的差异, 复合材料断裂方式转变的钨丝临界体积分数的值不同。Zong<sup>[12]</sup>、张波<sup>[18,33]</sup>、陈晓华<sup>[11]</sup>、马卫锋<sup>[34]</sup>等分别研究了不同钨丝直径增强非晶复合材料的准静态压缩性能, 当钨丝体积分数相同时, 随着钨丝直径的减小, 复合材料的抗拉强度、塑性应变均有增强趋势。其原因是由于钨丝直径越小, 引入的界面越多, 这可以将作用在复合材料上的载荷通过基体和大面积的界面均匀分配到承载钨丝上, 避免了因界面面积少不能有效传递载荷而引起的应力集中, 同时界面越多越有助于阻止剪切带的扩展, 从而提高复合材料的塑性, 所以相对较细的钨丝表现出更好的增强效果。当纤维直径相同时, 张波等<sup>[18,33]</sup>对 W 纤维/ZrTiNiCuBe 非晶复合材料不同应变速率下进行压缩实验, 结果表明低应变速率下, 复合材料的强度较低, 塑性较好; 高应变速率下, 复合材料的强度较高, 塑性较差; 随着应变速率的增大, 复合材料的强度略有提高。从而得出结论: ZrTiNiCuBe 非晶合金对应变速率并不敏感, 而晶态的 W 杆在高应变速率下表现出更高的强度, 这说明 W 纤维/ZrTiNiCuBe 非晶合金复合材料的应变速率敏感性来源于金属 W 的影响。

Chen 等<sup>[35]</sup>对含 80%钨纤维的锆基非晶复合材料进行高温压缩试验。研究了在准静态压缩条件下圆柱试件的力学性能和失效形式, 图 3 所示为块体非晶复合材料在不同温度下的应力应变曲线<sup>[35]</sup>, 从该图可以看到在不同温度下的准静态试验中, 屈服强度随温度的增加而降低, 应变硬化行为在温度升高后变为应变软化。关于复合材料的失效形式, Chen 等认为在室温和温度升高至 573 K 的情况下, 块体非晶复合材料的失效是混有非晶合金的剪切破坏、纤维的轴向分裂和纤维基体剥离。

为了研究钨纤维与加载轴之间的夹角  $\theta_f$  对钨丝/锆基块体非晶复合材料(BMGCs)力学性能的影响, Zhang 等<sup>[36]</sup>对钨纤维/锆基 BMGCs 的各向异性压缩变形进行了系统的研究。结果表明复合材料的抗压强度和塑性应变均随着  $\theta_f$  的增大而减小, 当  $\theta_f$  为 45°时,

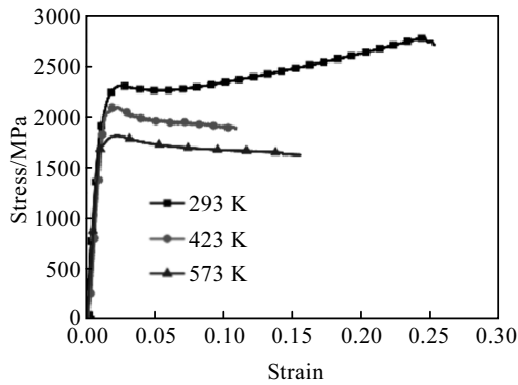


图 3 钨丝增强块体非晶复合材料在不同温度下的应力应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of tungsten fiber reinforced bulk metallic glass composites at different temperatures<sup>[35]</sup>

达到最低值，当  $\theta_f$  增大到  $60^\circ$  时，复合材料的抗压强度与塑性应变又呈现一定程度的上升，然后下降。但与非晶合金的抗压强度对比，复合材料的抗压强度均高于非晶合金的抗压强度，说明无论纤维如何排布，均可以起到不同程度的强化作用。

通过上述研究我们看到复合材料的力学性能与诸多因素协同相关，这也需要继续探究多个因素耦合作用效果，方可找到增强复合材料的最佳影响参数组合。钨增强块体非晶复合材料的力学性能取决于增强相钨和非晶基体的性能，增强相钨的形态不同，非晶复合材料的力学性能差异会很明显，Choi-Yim 等<sup>[10]</sup>对含 50% 体积分数的钨和钨/铼增强颗粒的锆基非晶复合材料分别开展准静态压缩实验，发现 50% 体积分数的钨和钨/铼颗粒增强复合材料的塑性应变达到约 8%，较纯块体非晶合金 0.5% 的塑性应变有显著提高，但小于 80% 体积分数的钨丝增强锆基非晶复合材料的塑性应变 (16.2%)。国内张波等<sup>[18]</sup>对不同形态的钨增强锆基块体非晶复合材料的准静态压缩性能也进行了研究，主要针对钨杆、钨纤维和钨球 3 种形态。表 2 所示为不同

表 2 不同形态的钨/块体非晶复合材料的压缩力学性能参数

Table 2 Compressive mechanical properties of the BMGCs with different form of tungsten<sup>[18]</sup>

Form	ZrTiNiCuBe	W rod	W fiber	W ball
Size/mm	$\Phi 5$	$\Phi 2$	$\Phi 0.3$	$\Phi 1.5$
Strain rate/ $\times 10^{-4} s^{-1}$	1	1	1	1
Volume fraction/%	-	16	66	52
Yield strength/MPa	1836	1892	2137	1125
Compressive strength/MPa	1927	1957	2618	1498
Plastic strain/%	0.21	4.5	29	5.9

形态的钨/块体非晶复合材料的压缩力学性能参数对比。从该表可以看出钨的形态不同对复合材料的增强效果有很大差异，但不管增强相钨的形态如何，对非晶基体的塑性增强效果都很明显，尤其钨纤维增强效果显著。和钨纤维相比，钨杆与非晶基体接触面积要小得多，且过于集中的分布在非晶基体中，致使钨杆的增强效果较差。此外，钨球的加入使塑性虽有提升，但是其强度却明显地下降。

而 Chen 等<sup>[28]</sup>将钨丝绕成弹簧形状来制备不同体积分数的钨弹簧增强锆基非晶复合材料，并研究了准静态压缩性能。表 3 所示为非晶合金和不同体积分数的钨弹簧增强块体非晶复合材料的压缩力学性能。从该表可以看出，随着钨弹簧体积分数的增加，BMGCs 的断裂强度和塑性应变增大。主要由于钨的连续性和特殊的弹簧几何形状，改变了应力分布，触发了非晶合金基体中多个剪切带的形成。研究在内的所有体积分数下的钨弹簧增强块体非晶复合材料均在剪切模式下失效，这与纵向纤维增强复合材料失效方式不同，这极大提高了钨弹簧增强块体非晶复合材料的侵彻穿甲能力。

目前关于钨增强块体非晶复合材料在宏观准静态压缩性能方面的研究已十分广泛和深入了，而对于其微观损伤失效等方面的研究还不够深入，仍需要做大量的工作，不同形态的增强相钨对非晶复合材料性能的影响仍需不断地探索。

### 2.1.2 准静态拉伸性能

在研究钨增强块体非晶复合材料的准静态拉伸性能时，国内外学者从影响其力学性能的增强相钨的体积分数、钨丝直径、拉伸方向和环境温度等几个方面进行了研究。

Johnson 等<sup>[5]</sup>研究发现，拉伸强度在钨丝体积分数小于 60% 时，随钨丝体积分数的增加先增大后减小。陈晓华<sup>[11]</sup>研究了钨丝直径对非晶复合材料拉伸性能的影响，发现随着直径的增加，复合材料的拉伸强度

表 3 非晶合金和不同体积分数的钨弹簧增强块体非晶复合材料的压缩力学性能

Table 3 Compressive mechanical properties of the Zr-based BMG and the BMGCs with different volume fractions of tungsten springs<sup>[28]</sup>

Sample	Yield strength/MPa	Fracture strength/MPa	Plastic strain/%
BMG	1822	1822	0
18%W	1860	1860	0
28%W	1852	2026	0.9
48%W	1728	2155	11.3
68%W	1680	2505	27.1

先增加后降低, 陈晓华认为增强相直径不同会引起面体率的变化, 从而影响非晶和钨丝界面的应力、钨丝在应力状态下的变形和断裂、非晶基体中剪切带的形成和扩展, 最终影响复合材料的拉伸力学性能。为了更好地理解钨丝对复合材料强度和塑性应变的影响机制, Son<sup>[37]</sup>等对钨丝增强  $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$  (LM2) 块体非晶复合材料的拉伸性能进行了微观组织和变形机理研究, 结果表明, LM2 复合材料的拉伸强度和弹性模量相较 LM2 合金有很大的提高, 且 LM2 复合材料并没有表现出典型非晶态合金中突兀的断裂, 而显示了稳定的断裂传播行为。由此可以看出钨丝本身对提高材料的拉伸延性没有促进作用, 但非晶基体的剪切断裂受钨纤维的约束, 断裂几乎垂直于拉伸方向。因此, 当复合材料的裂纹遇到钨纤维时会被阻止扩展, 所以提高了复合材料的拉伸强度。Fu 等<sup>[38]</sup>系统研究了多孔钨/锆基非晶合金复合材料的高温拉伸变形行为。在过冷液相区附近, 复合材料的变形与块体非晶合金在接近初始晶化的高温下的变形不同, 表现出包括初始线弹性行为、明显的应力过冲和“加工硬化”现象, W 相在复合材料的变形过程中起主导作用, 非晶相的存在有助于复合材料在高温下良好塑性变形。

为了研究含不同钨纤维取向的锆基块体非晶复合材料的拉伸性能和变形性能。Zhang 等<sup>[39]</sup>对钨纤维取向和轴向加载方向之间的角度( $\theta_f$ )分别为  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$  和  $90^\circ$  下进行准静态拉伸实验。研究表明, 复合材料具有明显的张力压缩不对称性, 纤维的引入对复合材料的拉伸塑性没有改善, 而纤维方向对复合材料的抗拉强度具有很大影响, 复合材料的抗拉强度随  $\theta_f$  的增大单调降低, 所有样品在拉伸加载时均不具有宏观塑性。Chen 等<sup>[40]</sup>对钨纤维/锆基非晶复合材料横向拉伸进行了研究, 并与纵向拉伸进行了对比, 发现横向抗拉强度远低于纵向抗拉强度, 几乎相差一个数量级。通过张波和 Chen 的试验表明钨纤维/非晶复合材料是各向异性材料。

目前关于钨增强块体非晶复合材料的拉伸性能的研究比较少, 从当前的研究结果可以看出, 钨增强块体非晶复合材料的拉伸强度普遍低于其压缩强度。后续应加强对体积分数、钨丝直径、温度等多耦合因素下的准静态拉伸实验进行系统的研究。

## 2.2 钨增强块体非晶复合材料动态力学行为

### 2.2.1 动态压缩性能

钨增强块体非晶复合材料的动态特性的研究对材料性能表征与工程应用有着极其重要的意义, 国内外学者对不同的增强相体积分数、钨丝直径、温度和

应变速率对钨增强块体非晶复合材料的失效模式的影响进行了广泛的研究, 这些研究不仅可以用来更好地描述动态压缩条件下的材料失效行为, 而且还有助于优化钨增强块体非晶复合材料在成分和结构的设计。

马卫锋等<sup>[34]</sup>研究了钨丝/锆基非晶复合材料的动态压缩力学行为, 发现在同样的体积分数下, 钨丝直径对复合材料的动态压缩性能有明显的影响, 钨丝直径越小复合材料的动态压缩强度和塑性应变越大, 细钨丝表现出更好的增强效果, 这与准静态压缩类似。但当钨纤维直径相同情况下, 钨的体积分数对复合材料的动态压缩的影响则与准静态压缩情况完全不同, Xue 等<sup>[32]</sup>研究了钨的体积分数对钨纤维/锆基非晶复合材料的动态力学性能的影响。图 4 所示为不同体积分数的复合材料在  $1 \times 10^{-3}$  和  $3 \times 10^{-3} s^{-1}$  应变速率下压缩实验的真应力应变曲线, 从该图可以看出, 在动态压缩下, 屈服应力和断裂应变随着钨的体积分数增大而增大, 并且动态的比静态压缩情况下应力更大, 而断裂应变则明显低于静态压缩的。在静态和动态压缩下, 随着钨的体积分数的增加, 非晶复合材料的失效模式从剪切到混有剪切和断裂到最后只有断裂。基于在静态和动态压缩实验下, Xue 等采用响应曲面法进一步了解钨的体积分数与应变速率对材料力学性能的作用。图 5 所示为在准静态和动态压缩试验中应变为 5% 时的体积分数与应变速率对应的真实应力响应曲面图, 从该图可以看出, 与静态压缩不同, 在动态压缩下, 高的应变速率抑制了宏观剪切, 但是却促进了微观剪切和断裂, 这表明在动态压缩时, 随着钨的体积分数增大, 断裂应变也增大, 而静态压缩时, 断裂应变存在最高点。

Xue 等<sup>[41]</sup>进而考虑了温度对复合材料在动态压缩下的破坏模式的影响。研究了温度对多孔钨增强锆基块体非晶复合材料动态力学性能的影响, 表 4 所示为多孔钨增强  $Zr_{38}Ti_{17}Cu_{10.5}Co_{12}Be_{22.5}$  非晶复合材料在应变速率为  $3.3 \times 10^3 s^{-1}$ 、温度分别为 223、297、473 K 的主要力学参数, 从该表可以看出, 随着试验温度的升高, 复合材料的屈服应力和断裂应力明显降低, 塑性增大, 这是由于随着温度的升高, 钨相产生了更多的微裂纹, 非晶基体相中产生了更多的微剪切带。从微观角度分析复合材料的破坏模式是剪切和轴向劈裂的混合破坏。在 473 K 剪切断口处非晶合金相的流动层较 223 K 时更长、更薄。

Chen 等<sup>[35]</sup>在 Xue 等基础上同时考虑应变速率和温度对钨增强非晶复合材料动态压缩性能的影响, 讨论了高应变速率和高温对复合材料失效机理的影响。对 80% 钨纤维增强锆基非晶复合材料在室温和高温下

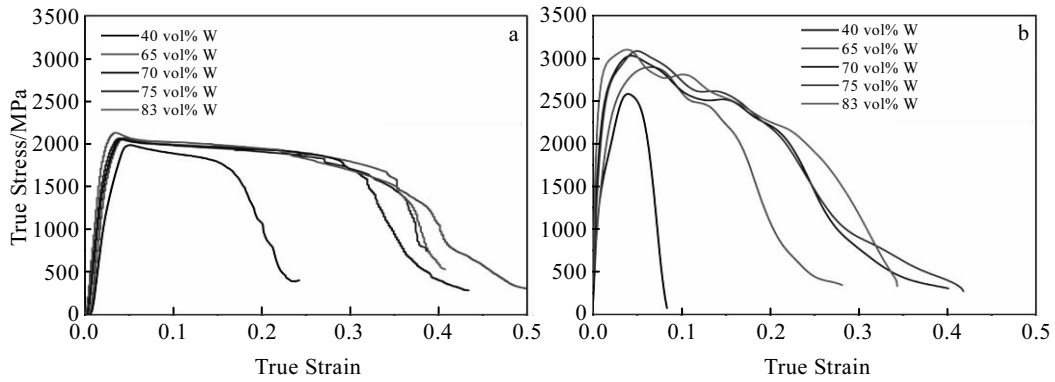


图 4 不同体积分数的复合材料在  $1 \times 10^{-3}$  和  $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  应变速率下压缩实验的真实应力应变曲线

Fig.4 Typical true stress-true strain curves of the composites with different volume fraction under compression at strain rate of  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  (a) and  $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  (b)<sup>[32]</sup>

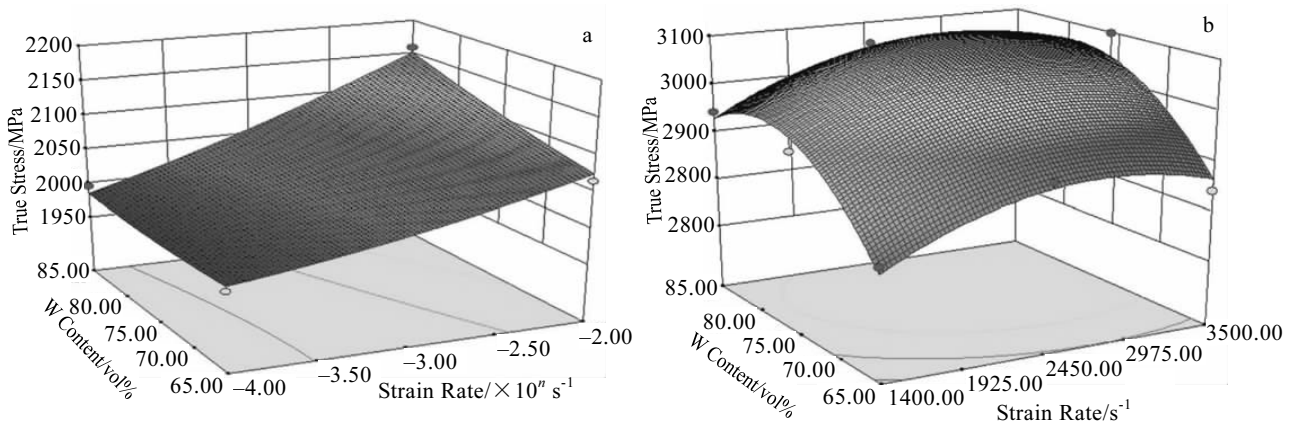


图 5 在准静态和动态压缩试验中应变为 5% 时的体积分数与应变速率对应的真实应力响应曲面图

Fig.5 Response surface plot for the true stress corresponding to strain of 5% vs. volume fraction and strain rate under quasi-static (a) and dynamic (b) compression<sup>[32]</sup>

表 4 多孔钨增强  $\text{Zr}_{38}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{10.5}\text{Co}_{12}\text{Be}_{22.5}$  非晶复合材料在应变速率为  $3.3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 、温度分别为 223、297、473 K 的主要力学参数

Table 4 Main mechanical data of the  $\text{Zr}_{38}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{10.5}\text{Co}_{12}\text{Be}_{22.5}$  metallic glass reinforced porous tungsten matrix composite with strain rate of  $3.3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  at 223, 297, and 473 K<sup>[41]</sup>

Testing temperature/K	Yield stress/MPa	Fracture stress/MPa	Fracture strain/%
223	2064	2076	22.4
297	1943	1891	26.1
473	1825	1652	27.5

进行了动态压缩试验，研究表明：在室温下动态压缩试验中，虽然动态屈服应力比准静态屈服应力高出 30%，但在较小的应变中出现了失效，其失效方式为钨纤维轴向劈裂和剥离。温度升高时，复合材料的屈

服强度随温度的升高而减小，发现试件在屈服应力后出现软化，这时从宏观角度分析失效方式为钨纤维的弯曲和屈曲。随着加载速率的增加，钨丝被分散、弯曲、断裂。这些发现不仅可以用来更好地描述材料在极端负载条件下的性能，而且还有助于理解块体非晶复合材料制成的穿甲弹在靶材料中的行为和有效性。

从上述研究可以看到，对于钨丝增强块体非晶复合材料动态压缩条件下的失效而言，当钨丝体积分数或钨丝直径较小时，其失效方式由非晶基体控制，为剪切失效；当钨丝体积分数或钨丝直径较大时，其失效方式由增强相钨丝控制，表现为钨丝的弯曲和劈裂。而温度的升高会减弱钨丝与非晶基体间的结合，使得在动态压缩过程中，非晶基体发生软化，由钨丝承担载荷，所以失效方式表现为钨丝与非晶基体界面的剥离和钨丝弯曲。由于增强相钨丝有取向性，在动态载

荷下所受应力分布不均匀，而多孔钨没有固定性状，有效改善了应力分布，具有较好的增强效果，所以 Son 等<sup>[26]</sup>对相同体积分数的钨丝和多孔钨为增强相的锆基非晶复合材料的动态压缩性能进行了研究，讨论了 2 种不同增强相钨丝和多孔钨在屈服点到断裂点动态变形过程中非晶复合材料的失效过程。表 5 所示为钨丝、多孔钨增强块体非晶复合材料的动态力学性能参数对比，从该表可以看出，钨丝增强锆基非晶复合材料比多孔钨增强锆基非晶复合材料的峰值强度小，Son 认为这种峰值强度和塑性应变的急剧增加是由于多孔钨和非晶基体同时发生均匀变形，因为多孔钨没有表现出各向异性，而且钨/基体界面很好造成的，此外，多孔钨增强块体非晶复合材料的塑性明显高于钨丝增强块体非晶复合材料。

关于钨丝和多孔钨增强非晶复合材料的动态压缩实验研究的较多，而对于钨颗粒增强非晶复合材料的动态压缩实验相对很少，Li 等<sup>[29]</sup>开展了 60%和 70%体积分数的钨颗粒增强的 2 种锆基块体非晶复合材料动态压缩实验，实验发现动态加载下复合材料也表现出较大的塑性应变，与准静态压缩情况相当，且材料断裂应力较准静态压缩时稍高。同时发现非晶合金基体发生剪切变形，剪切方向与加载方向大致成 45°夹角，且剪切带主要沿钨颗粒边沿传播，同时钨颗粒也发生了严重变形。

综上所述，基于目前钨增强块体非晶复合材料的动态压缩实验，需要优化复合参数，进行更多的数值模拟分析，并对不同形态的钨增强复合材料在更高温度、更高应变速率下进行动态压缩实验，以获得钨增强块体非晶复合材料在侵彻穿甲领域的应用奠定基础。

### 2.2.2 动态拉伸性能

考虑到复合材料的穿甲应用，在高温高速度下进行侵彻穿甲，必然包括拉压在内的混合变形，研究动态拉伸试验有助于分析改善钨增强块体非晶复合材料内部成分结构合理化设计，对其穿甲应用有着重要意义。

程焕武等<sup>[42]</sup>开展了钨丝体积分数为 80%的钨丝/锆基非晶合金复合材料的动态拉伸性能研究。结果表明，随着拉伸速度增加，复合材料动态拉伸强度和断裂应变总体呈上升趋势；复合材料的动态拉伸断裂模式以钨丝解理断裂为主导，伴随非晶合金基体产生脉纹状花样和钨丝劈裂。Lee 等<sup>[14]</sup>从动态拉伸性能与微观结构和变形机理的关系入手，对锆基非晶合金复合材料进行动态拉伸。图 6 所示为动态拉伸载荷下试样变形和断裂行为的示意图<sup>[14]</sup>。从图 6a 中可以看到在非晶基体中产生裂纹，图 6b 时裂纹穿过钨丝，且钨丝没有抑制裂纹在非晶基体中的传播，图 6c 表示不稳定的裂纹传播行为。动态拉伸试验结果表明，钨丝增强块体非晶复合材料的最大强度(757 MPa)远低于准静态测量强度，在钨丝增强块体非晶复合材料中，断裂突然发生在垂直于拉伸方向上，但 Lee 认为钨丝没有非晶基体上的阻挡裂纹中起作用，从而导致弹性范围

表 5 钨丝、多孔钨增强块体非晶复合材料的动态力学性能  
Table 5 Dynamic mechanical properties of tungsten fibers and porous foams reinforced bulk metallic glass composites<sup>[26]</sup>

Enhanced phase	Volume fraction/%	Peak intensity/MPa	Plastic strain/%
Tungsten fiber	65~69	3328	2.6
Porous tungsten		3458	20.6

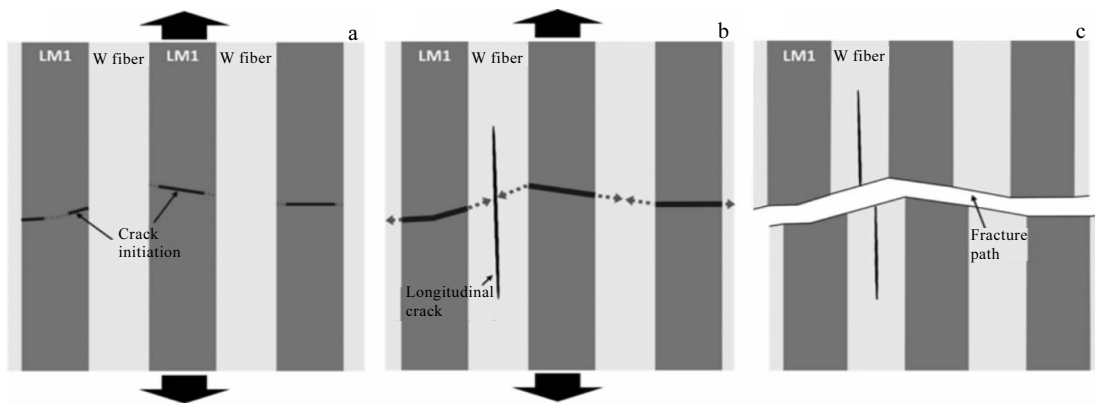


图 6 钨丝增强非晶复合材料在动态拉伸载荷作用下的变形和断裂行为示意图

Fig.6 Schematic illustrations of the deformation and fracture behavior of the W specimen under dynamic tensile loading: (a) cracks initiate at the amorphous matrix, (b) cracks propagate through W fibers not blocking cracks propagated from the amorphous matrix, and (c) unstable fracture propagation behavior<sup>[14]</sup>

内的突然断裂，进而导致低的抗拉强度，这与 Son<sup>[37]</sup>在准静态拉伸的研究结果是相反的。

由于钨增强块体非晶复合材料的塑性较差，所以在动态拉伸方面研究的报道较少，而且当前研究的增强相都是钨丝，应该加强对其他形态的钨增强块体非晶复合材料进行动态拉伸实验，例如 Chen 等<sup>[28]</sup>将钨丝绕成弹簧状再通过渗流铸造法制备钨增强块体非晶复合材料，极大程度上改善了复合材料的力学性能，这为提高钨增强块体非晶复合材料的塑性开辟了新的道路。

### 3 钨增强块体非晶复合材料侵彻穿甲性能

自 1997 年美国 Johnson 小组<sup>[9]</sup>最早开展了钨丝增强非晶复合材料侵彻穿甲试验以来，国内外学者相继进行了广泛的钨增强非晶复合材料的侵彻穿甲研究。Corner<sup>[43]</sup>研究了 85% 体积分数 W 丝增强 Zr 基非晶复合材料弹体侵彻钢靶和铝靶的行为，Choi-Yim<sup>[10]</sup>分别对 80% 体积分数 W 丝和 50% 体积分数 W 颗粒增强 Zr 基非晶复合材料的侵彻穿甲行为进行了研究，Corner 和 Choi-Yim 的侵彻穿甲研究均表明钨增强非晶复合材料是一种理想的新型穿甲弹芯材料，其侵彻穿甲性能较钨合金有明显提升。国内荣光<sup>[44,45]</sup>、杜忠华<sup>[46]</sup>、王杰<sup>[47]</sup>等也进行了大量的钨丝增强块体非晶复合材料侵彻穿甲试验。表 6 所示为部分钨丝增强块体非晶复合材料和钨合金侵彻穿甲性能的对比，通过该表可以看出，钨丝增强块体非晶复合材料相比钨合金而言自锐化效果更明显，侵彻穿甲威力明显提高，同时，侵彻穿甲速度、体积分数、长径比、靶材材料对穿甲威力都有不同程度的影响。杜忠华等<sup>[48]</sup>关

于钨丝增强非晶复合材料侵彻穿甲研究表明，在理想侵彻时，存在一个阈值速度，钨丝/钨基块体非晶复合材料弹芯在低于该速度侵彻时，其侵彻过程中的破坏模式为类似于贫铀合金的绝热剪切破坏，而高于该阈值速度时，破坏模式变成钨丝的屈曲、回流，而且该阈值速度随着复合材料中钨丝直径的增加而增加。

荣光等<sup>[44,45]</sup>进一步研究表明，钨纤维增强块体非晶复合材料弹芯在侵彻穿甲中，非晶合金基体的破碎和钨纤维的大角度弯曲及断裂都局限在弹芯头部的局部狭小区域内形成边缘层内，对于残余弹芯的中后部微结构没有明显变化。这意味着钨纤维增强块体非晶复合材料弹芯的质量消蚀是由弹头部至尾部按边缘层逐层连续进行。

为了避免大长径比的高密度杆体在侵彻穿甲时发生弯曲变形缺陷，夏龙祥<sup>[1]</sup>、杜忠华<sup>[48,49]</sup>等研究了带有护套的复合材料长杆弹的侵彻行为，侵彻结果比较稳定，很好地提高杆体的刚度和稳定性，同时根据分段弹侵彻增益原理，夏龙祥、杜忠华等在护套结构基础上增加了分段结构，分段结构的加入有效提高了复合材料弹芯的侵彻性能。

钨增强块体非晶复合材料在侵彻穿甲试验性研究已经很广泛了，而对其数值分析模拟的研究比较少，Li 等<sup>[50,51]</sup>结合相关的穿甲试验，对钨丝/非晶合金(WF/MG)复合材料长杆和钨合金(WHA)杆对钢靶的侵彻穿甲行为进行了有限元模拟，图 7、8、9 所示为 WHA 杆与 WF/MG 复合长杆侵彻钢靶的有限元模拟图，Li 的分析表明，由于非晶基体的高剪切敏感性，在复合杆中出现了显著的“自锐化”行为，在穿透过

表 6 钨丝增强块体非晶复合材料和钨合金侵彻穿甲性能

Ref.	Alloy material	Volume fraction/%	Size/mm	Penetration rate/m·s <sup>-1</sup>	Target material	Penetration depth/mm
[44, 45]	Wf/BMGCs	74	Φ8×88	811.2	603 armored steel (30CrMnMo steel)	38.5
				1066.3		Through (thickness 50 mm)
	95W	-	804.9	20.8		
	-	-	1076.2	47.7		
[46]	Wf/BMGCs	-	Φ10×54	1270±40	Semi-infinite homogeneous armor plate	55
	93W	-	-	-	-	44
[1]	Wf/BMGCs	80	Φ6×110	1406.8	Steel	92
				1546.4		Through (thickness 100 mm)
	93W	-	1459.9	74		
	-	-	1593.6	Through (thickness 100 mm)		
[47]	Wf/BMGCs	80	Φ19×206.2	828	Q235 steel target	100
				939		125
				1177		225
				1313		270



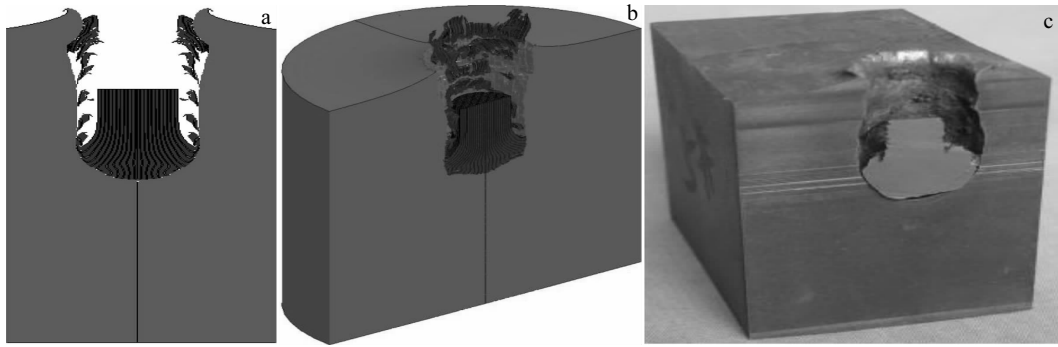


图 7 在侵彻速度  $V_0 = 852.9$  m/s 时，钨合金杆和 30CrMnMo 钢靶的变形和失效模式

Fig.7 Deformation and failure of the small WHA rod and 30CrMnMo steel target under the penetration at  $V_0 = 852.9$  m/s: (a) 2-D simulation result, (b) 3-D simulation result, and (c) test result, Ref<sup>[44,45,50,51]</sup>

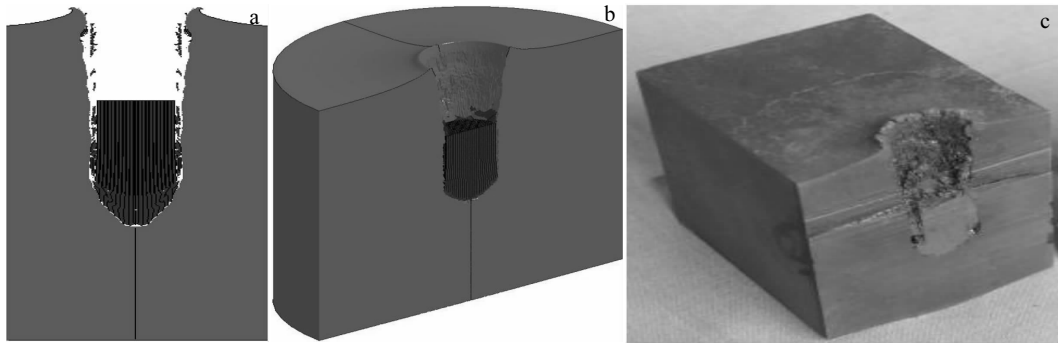


图 8 在侵彻速度  $V_0 = 857.5$  m/s 时，钨丝/非晶复合材料杆和 30CrMnMo 钢靶的变形和失效模式

Fig.8 Deformation and failure of the small WF/MG composite rod and 30CrMnMo steel target under the penetration at  $V_0 = 857.5$  m/s: (a) 2-D simulation result, (b) 3-D simulation result, and (c) test result, Ref<sup>[44,45,50,51]</sup>

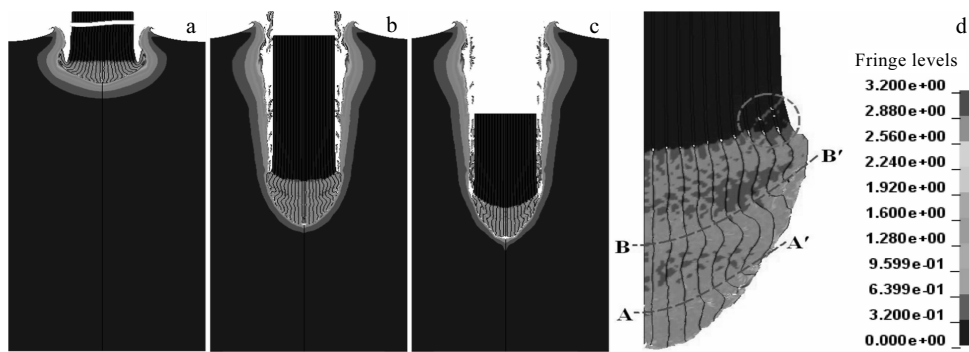


图 9 体积分数为 80%的钨丝增强块体非晶复合材料长杆在侵彻钢靶过程中的等效应变云图

Fig.9 Development of effective strain in the WF/MG composite long rod with  $V_f = 80\%$  and the steel target during the penetration: (a)  $t = 14 \mu s$ , (b)  $t = 120.6 \mu s$ , (c)  $t = 200 \mu s$ , and (d) magnification of rod nose in Fig.9b<sup>[50,51]</sup>

程中，杆的头部保持了锐利的形状。相对而言，对于 WHA 杆来说，由于材料的塑性比较高，它的头部会变成“蘑菇”形状。“自锐化”的行为会导致对杆的阻

力相对较低，因此复合杆与 WHA 杆相比具有更好的穿透性能。此外，冲击速度和目标强度对“自锐化”性能和后续的钨丝非晶合金（WF/MG）复合长杆的穿

透性能起着重要的作用，而初始的杆的头部形状具有相对较小的影响。Li 等<sup>[52]</sup>又通过对钨颗粒/非晶合金 (WP/MG) 复合杆的弹道性能进行了数值分析。图 10、11 所示为 WHA 杆与 WP/MG 复合杆侵彻靶材的数值模拟，从图 11 中可以看出 WP/MG 复合长杆的穿透性能与 WF/MG 复合长杆相似，在侵彻过程中也会出现“自锐”行为，对比图 10 可以看出 WP/MG 复合长杆的穿透能力优于 WHA 杆。然而，相对而言，在 WP/MG 复合杆头部形成了一个“边缘层”，与 WF/MG 复合杆的情况不同，WP/MG 复合杆的边缘层与后部完全分离，边缘层的材料由于目标材料的挤压而严重断裂。因此，与 WF/MG 复合长杆相比，WP/MG 复合长杆的质量侵蚀更为显著，因此其穿透能力比 WF/MG 复合长杆的低。

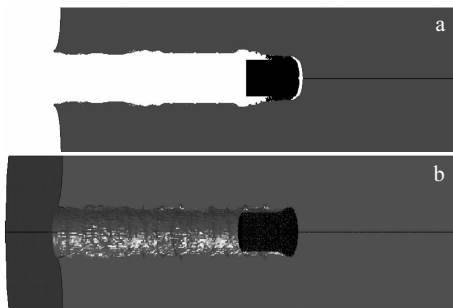


图 10 钨合金杆在  $V_0=1060$  m/s 侵彻 6061-T651 铝靶过程的数值变形和失效模式

Fig.10 Numerical deformation and failure patterns of WHA rod and 6061-T651 aluminum target under penetration at  $V_0=1060$  m/s: (a) 2-D result and (b) 3-D result<sup>[52]</sup>

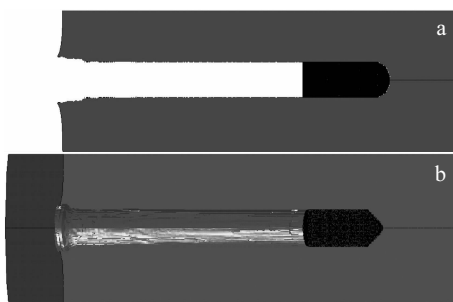


图 11 钨颗粒增强块体非晶复合材料杆在  $V_0=998$  m/s 侵彻 6061-T651 铝靶过程的数值变形和失效模式

Fig.11 Numerical deformation and failure patterns of WP/MG composite rod and 6061-T651 aluminum target under penetration at  $V_0=998$  m/s: (a) 2-D result and (b) 3-D result<sup>[52]</sup>

综上所述，关于钨增强块体非晶复合材料的侵彻穿甲方面的研究，主要关注钨丝增强非晶复合材料宏观试验和模拟的研究，较少在细观尺度研究非晶复合材料的侵彻穿甲行为，对于侵彻穿甲的特征的微观机理仍需进一步研究。然而，就非晶合金剪切带的形成机制而言，目前还存在很大争议，而对复合材料的剪切带形成和演化过程就更难有统一的结论了，还需要不断探索。对于侵彻穿甲研究已开展了相关的有限元模拟，但关于复合材料穿甲过程的非晶基体和增强相界面特性以及材料内部的残余应力相关的仿真模拟几乎没有报道，仍需完善更多相关研究。同时，考虑到复合材料穿甲实际应用，侵彻穿甲速度会更高一些，所以有必要在更高应变速率下研究复合材料的侵彻穿甲性能。现有的报道中，钨颗粒增强块体非晶复合材料的侵彻穿甲研究较少，但与钨丝相比，钨颗粒增强块体非晶复合材料没有取向性，表现出各向同性，同时也具有明显的自锐化特性，同样可以作为穿甲弹芯材料的优选。但增强颗粒是否导致复合材料具有不同于纯块体非晶合金以及纤维增强块体非晶复合材料的变形特性，颗粒的材料性能、体积分数以及几何结构等对复合材料力学行为的具体影响等方面同样需要开展更多研究。

## 4 结 语

1) 目前关于钨增强块体非晶复合材料的制备及性能研究已取得了一定的进展，但在制备方法上仍存尺寸的限制和增强相分布不均匀等问题，还需要进一步研究。SPS 技术由于采用真空压力烧结和其独有的烧结特点使得它能实现在较低温度下快速烧结。因此 SPS 非常适合用来制备钨颗粒增强块体非晶复合材料。此外也可以尝试微喷射粘结 3D 打印技术与热等静压技术结合制备钨颗粒增强块体非晶复合材料。选择 SPS 烧结方法或者微喷射粘结 3D 打印技术与热等静压技术结合制备方法有望解决现有技术中钨颗粒增强块体非晶复合材料成形方法中存在的尺寸限制以及增强相分布不均匀等技术问题。

2) 整体而言，钨增强块体非晶复合材料的强度均高于块体非晶合金基体的强度，而塑性应变也大大提高。对钨丝增强块体非晶复合材料力学行为方面的研究已十分深入，但是对其他形态的钨增强块体非晶复合材料的研究相对较少，仍需要系统全面的研究不同形态的钨增强块体非晶复合材料的力学性能，还要对影响复合材料的力学性能的参数进行优化复合，进行更多的数值模拟分析，并对不同形态的钨增强块体非晶复合材料在更高应变速率下进行动态压缩实验，为钨增强块体非晶复合材料在侵彻穿甲领域的应用奠定基础。

3) 国内外学者对钨增强块体非晶复合材料侵彻穿甲进行了广泛的研究, 然而更多的研究是集中在钨丝增强块体非晶复合材料, 而对钨颗粒增强块体非晶复合材料的研究却很少。与钨丝相比选择钨颗粒作为增强相最大的优点就是钨颗粒可以均匀且弥散的分布在非晶基体中且无取向性, 制备出的非晶复合材料的机械性能更好。因此利用增强相体积分数含量高的钨颗粒增强块体非晶复合材料制备穿甲弹芯, 并进一步提高其穿甲威力, 对于提高我国的军事竞争力具有重要的意义。由于侵彻过程是一个非常复杂而迅速的力学过程, 严格的理论分析应考虑到许多因素, 所以要结合实验研究、理论分析研究和数值模拟研究来探索穿甲弹的侵彻特性。

#### 参考文献 References

- [1] Xia Longxiang(夏龙祥). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2014
- [2] Li Jicheng(李继承), Chen Xiaowei(陈小伟). *Advances in Mechanics*(力学进展)[J], 2011, 41(5): 480
- [3] Hu Hui'e(胡会娥), Kong Xiaodong(孔小东), Su Xiaohong(苏小红). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2017, 32(3): 109
- [4] Lu J, Ravichandran G. *Journal of Materials Research*[J], 2003, 18(9): 2039
- [5] Conner R D, Dandliker R B, Johnson W L. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(17): 6089
- [6] Tan H, Zhang Y, Li Y. *Intermetallics*[J], 2002, 10(11-12): 1203
- [7] Zhang Xingchao(张兴超), Du Yulei(杜宇雷), Chen Guang(陈光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(4): 510
- [8] Zhang Guoding(张国定), Zhao Changzheng(赵昌正). *Metal Matrix Composite*(金属基复合材料)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 1996: 220
- [9] Dandliker R B, Conner R D, Johnson W L. *Journal of Materials Research*[J], 1998, 13(10): 2896
- [10] Choi-Yim H, Conner R D, Szuecs F *et al. Scripta Materialia* [J], 2001, 45(9): 1039
- [11] Chen Xiaohua(陈晓华), Zhang Baoyu(张保玉), Hui Xidong(惠希东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 469
- [12] Zong H T, Ma M Z, Liu L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 504: S106
- [13] Lee S B, Lee S K, Lee S *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2008, 39(4): 763
- [14] Lee H S, Kim G S, Jeon C *et al. Metals and Materials International*[J], 2016, 22(4): 707
- [15] Yang Xu(杨旭), Lei Jixu(雷济旭), Lu Qingwei(路庆伟) *et al. Tianjin Metallurgy*(天津冶金)[J], 2016(5): 30
- [16] Qiu Keqiang(邱克强), Ren Yinglei(任英磊). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(1): 66
- [17] Lee M H, Sordelet D J. *Journal of Materials Research*[J], 2006, 21(2): 492
- [18] Zhang Bo(张波). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013
- [19] Chen Chunsheng(陈春生), Li Jinshan(李金山), Ma Weifeng(马卫锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(8): 1390
- [20] Wu Xiaofeng(武晓峰), Zhang Haifeng(张海峰), Hu Zhuangqi(胡壮麒). *Journal of Liaoning Institute of Technology*(辽宁工业大学学报)[J], 2005, 25(2): 34
- [21] Wang H, Zhang H F, Hu Z Q. *Advanced Manufacturing Processes*[J], 2007, 22(6): 687
- [22] Khademian N, Gholamipour R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3079
- [23] Zhang Xingchao(张兴超), Chen Xiaohua(陈晓华), Zhang Yong(张勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S4): 786
- [24] Jiang Fei(姜斐), Liu Ziyi(刘子毅), Chen Guang(陈光). *Nonferrous Metals, Extractive Metallurgy*(有色金属, 冶炼部分)[J], 2011, 11(12): 45
- [25] Pan Nianqiao(潘念侨), Du Zhonghua(杜忠华), Xu Lu(徐璐). *Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2016, 7(1): 48
- [26] Son C, Kim G S, Lee S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(6): 1911
- [27] Xue Y F, Wang L, Cai H N *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(11): 3521
- [28] Chen S, Zhang L, Fu H M *et al. Materials & Design*[J], 2018, 160: 652
- [29] Li H, Subhash G, Kecskes L J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 403(1-2): 134
- [30] Wang Zhihua(王志华), Chen Guang(陈光), Jiang Fei(姜斐) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1568
- [31] Qiu Keqiang(邱克强), Wang Aimin(王爱民), Zhang Haifeng(张海峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(10): 1091
- [32] Xue Y F, Zhong X, Wang L *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 639: 417

- [33] Zhang Bo(张波), Fu Huameng(付华萌), Zhu Zhengwang(朱正旺) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2013, 49(10): 1191
- [34] Ma Weifeng(马卫锋), Kou Hongchao(寇宏超), Li Jinshan(李金山) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2008, 18(6): 1045
- [35] Chen G, Hao Y F, Chen X W *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2017, 106: 110
- [36] Zhang B, Fu H M, Sha P F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 566: 16
- [37] Son C Y, Kim G S, Lee S B *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(11): 4088
- [38] Fu H M, Liu N, Wang A M *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 58: 182
- [39] Zhang B, Fu H M, Li Z K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 619: 165
- [40] Chen J H, Chen Y, Jiang M Q *et al.* *International Journal of Solids and Structures*[J], 2015, 69-70: 428
- [41] Chen C, Xue Y F, Wang L *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(7): 439
- [42] Cheng Huanwu(程焕武), Cai Hongnian(才鸿年), Wang Lu(王鲁) *et al.* *Journal of Materials and Engineering(材料工程)*[J], 2007(7): 67
- [43] Conner R D, Dandliker R B, Scruggs V *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2000, 24(5): 435
- [44] Rong Guang(荣光), Huang Dewu(黄德武). *Explosion and Shock Waves(爆炸与冲击)*[J], 2009, 29(4): 351
- [45] Rong G, Huang D W, Yang M C. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2012, 58(1): 21
- [46] 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(4): 1080
- [47] 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
- [48] 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
- [49] 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
- [50] Li J C, Chen X W, Huang F L. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2015, 86: 67
- [51] Li J C, Chen X W, Huang F L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 652: 145
- [52] Li J C, Chen X W, Huang F L. *Defence Technology*[J], 2019, 15: 132

## Research Progress on the Tungsten Reinforced Bulk Metallic Glass Matrix Composites

Ma Yunfei<sup>1</sup>, Gong Pan<sup>1</sup>, Li Fangwei<sup>1</sup>, Hu Huie<sup>2</sup>, Wang Xinyun<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(2. Naval University of Engineering, Wuhan 430033, China)

**Abstract:** Tungsten reinforced bulk metallic glass composites (BMGCs) possess the high strength, hardness, wear resistance and excellent armor penetration performance, resulting in a promising application prospect in military industry. In the past decades, scholars all over the world have paid much attention to the preparation methods, mechanical properties (quasi-static/dynamic) and armor penetration behavior of tungsten reinforced BMGCs. It has been found that the performance of tungsten reinforced BMGCs is closely related to many factors, such as the morphology, size and volume fraction of tungsten, and also to the environmental temperature and strain rate. The review summarizes the research progress of tungsten reinforced BMGCs, including the preparation methods, mechanical properties and armor-piercing properties under different influencing factors. Finally the direction of research and development of tungsten reinforced BMGCs are also prospected.

**Key words:** tungsten reinforced bulk metallic glass matrix composites; preparation methods; mechanical properties; armor penetration

Corresponding author: Wang Xinyun, Ph. D, Professor, State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, E-mail: wangxy\_hust@hust.edu.cn