

钨丝直径对连续锆基非晶复合材料拉伸行为的影响

陈晓华¹, 张保玉², 惠希东¹

(1. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

(2. 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103)

摘要: 通过连续渗流方法制备出钨丝体积分数为 62%~66%, 钨丝直径分别为 40, 60, 80, 150 μm 的钨丝增强锆基非晶合金复合材料。研究表明, 钨丝直径为 80 μm 时, 非晶合金复合材料的抗拉伸强度和延伸率分别达到最大值, 当钨丝直径增加到 150 μm 时, 非晶复合材料的抗拉伸强度和塑性急剧降低。对断口形貌进行了分析。研究发现钨丝增强非晶复合材料中, 增强相直径不同引起面体率变化, 从而影响非晶和钨丝界面的应力、钨丝在三轴应力状态下的变形和断裂以及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。

关键词: 复合材料; 连续制备; 非晶合金基体; 力学性能

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)02-0469-06

与晶体材料相比, 大块非晶及其复合材料有更优秀的力学, 物理和化学性能, 成为研究热点^[1-5]。由于非晶内部原子的无序排列, 不但使其具有高的断裂强度, 而且有高的弹性极限和低的弹性模量。当在室温下加载时, 大块非晶以局域剪切带方式变形, 从而在断裂时具有自锐特征。因此可以作为潜在的穿甲材料。Conner 进行了弹道实验后发现, 与钨重合金制备的穿甲弹相比, 锆基非晶复合材料制备的穿甲弹的穿甲深度高 20%~30%^[6]。而 Rong 等进行的弹道对比实验表明: 锆基非晶合金复合材料制备的穿甲弹的穿甲深度比 95W 合金的高 55% 或 72%^[7]。因此发展高力学性能的非晶合金复合材料具有重大意义。

事实上, 作为装甲-穿甲材料, 大块非晶复合材料不仅需要动态冲击性能, 而且还需要准静态力学性能, 比如压缩和拉伸性能^[8-12]。大块非晶复合材料的拉伸力学性能公开场合很少报导。从已发表的论文中发现, 大块非晶复合材料其拉伸强度大大地低于其压缩强度, 甚至也低于作为基体的大块非晶的拉伸强度^[8,9,12]。据报导, 钨丝体积含量分别占 60%, 通过非连续渗流铸造制备的 $\text{Zr}_{41}\text{Ti}_{14}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 和 $(\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30})_{98.5}\text{Si}_{1.5}$ 大块非晶复合材料, 它们的抗拉伸强度分别为 1500 和 1400 MPa^[9]。钨丝体积含量为 80% 的锆基大块非晶复合材料其抗压缩强度和抗拉伸强度分别为 2550 和 1680 MPa^[13]。体积含量为 15% 钨颗粒增强 $\text{Zr}_{57}\text{Nb}_5\text{Cu}_{15.4}\text{Ni}_{12.6}\text{Al}_{10}$ (VIT 106) 大块非晶复合材料其

压缩强度是 1900 MPa^[14]。然而体积含量为 5% 的钨颗粒增强 VIT 106 大块非晶复合材料其抗拉伸强度仅为 1400 MPa。在作者早期的研究工作, 开发了一种连续制备大块非晶复合材料的方法, 由这种方法制备的锆基大块非晶复合材料其抗拉伸强度达到 2867 MPa^[15]。虽然大块非晶复合材料的力学性能实际上受钨丝直径和体积分数等多种因素的控制, 但是目前这种连续制备的钨丝增强大块非晶复合材料其钨丝直径对拉伸性能方面的研究还很少。本实验中, 通过连续渗流方法, 制备出了钨丝体积分数相同, 但钨丝直径不同的锆基大块非晶复合材料。研究在相同增强相体积分数情况下, 钨丝直径对拉伸力学性能的影响。这个研究对实际应用中如何设计纤维增强大块非晶复合材料具有一定的参考意义。

1 实验

名义成分为 $\text{Zr}_{41}\text{Ti}_{14}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ (Vit 1, 原子分数, 元素纯度为 99.5% 到 99.9%) 的基体合金在高纯氩气气氛保护下通过电弧熔炼工艺制备出合金锭, 重熔 4 次使金属元素均匀化。合金锭打碎后, 置于石英坩埚中, 通过周围的感应线圈进行感应加热, 一般感应加热合金液温度通过远红外测温仪控制为 750 $^{\circ}\text{C}$ 。实验所用纯钨丝直径分别为 40, 60, 80 和 150 μm , 实验测得这几种直径纯钨丝的断裂强度大致为 3300 MPa, 延伸率为 1.2% 左右, 所对应的复合材料命名为

收稿日期: 2014-01-15

基金项目: 高等学校博士学科点专项科研基金 (20100006120020)

作者简介: 陈晓华, 女, 1971 年生, 博士, 讲师, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, 电话: 010-62333431, E-mail: chenxiaohua710103@126.com

C-40, C-60, C-80 以及 C-150。复合材料的制备原理如图 1 所示。实验过程分两步：(1) 一次连续渗流过程。即单根钨丝通过电化学抛光后，以 20 mm/s 速度进入预热单元(预热温度为 300 °C)，紧接着进入装满非晶合金熔体的坩埚。连续通过合金熔体后，进入冷却单元。由收线轮卷曲收线。(2) 二次连续渗流过程。一次渗流后的单根钨丝经过导向轮引导成束。以 10 mm/s 速度进入预热单元(预热温度为 400 °C)，紧接着进入装满非晶合金熔体的坩埚。连续通过熔体后，进入冷却单元快冷，最后通过收线轮收线。各种不同钨丝直径的钨丝增强锆基大块非晶复合材料就通过上述连续渗流工艺制备而成。复合材料横截面如图 1 所示，横截面近似圆形，图中可见，复合材料直径在 0.5~1 mm 间。

所制备的复合材料的相结构由 Rigaku D/max-B 型 X 射线衍射仪(XRD)检测。采用 Netzch STA449 差热分析仪(DSC)分析材料的热稳定性。升温速度为 20 K/min。室温拉伸性能在 Reger RGM 3010 万能试验机进行。做拉伸试验时，大块非晶复合材料试样切成 20 cm 长，固定在试验机的两个夹具之间进行室温拉伸试验。拉伸试验所用的电子引伸计的标称长度为 50 mm。应变速率为 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。所制备的大块非晶复合材料的横截面形貌和拉伸试验的断面形貌由 Carl Zeiss 的 Auriga 双束系统中的扫描电镜 (SEM) 进行观测。

2 结果和讨论

图 2a、2c、2e 和 2g 分别是直径 40, 60, 80 和 150 μm 钨丝增强锆基大块非晶复合材料的横截面形貌扫描电镜图。图 2b、2d、2f 和 2h 分别是其对应的界面放大图。从图中可以看出，钨丝无序地分布在大块非晶基体中。这种无序是由动态渗流过程造成。从界面的放大图中可以看出，60, 80 和 150 μm 钨丝和非晶基体之间的界面很干净，这也说明在连续制备过程中没有明显的界面反应。界面反应减轻也是动态连续

渗流的结果。因为，在传统的非连续渗流铸造过程中，钨丝需要在合金熔点以上温度停留 10~20 min，这样渗流效果才好，才会完全渗流。后果是可能导致严重的界面反应发生^[12, 16]。本研究的两次动态渗流过程就可以避免严重的界面反应。因为第 1 次渗流是单根丝的渗流，单根丝进入熔体对熔体的温度影响不大，合金液可以快速涂覆上去而且界面反应程度很轻，第 2 次渗流过程中，由于涂层和合金液基体是同种合金材料，基体合金相对于金属 W 来说其熔点低很多，当涂有合金的钨丝束穿过基体合金熔体中时，由于基体合金液和涂层接触角小，合金液体进入钨丝间的缝隙中，毛细现象作为推动力，渗流过程就很快并且合金液和涂层间渗流效果好。从图 2 中还可以发现，40 μm 直径的钨丝所在的复合材料，基体中出现晶化相，而且在界面产生的晶化相比基体内部的多。这表明在制备

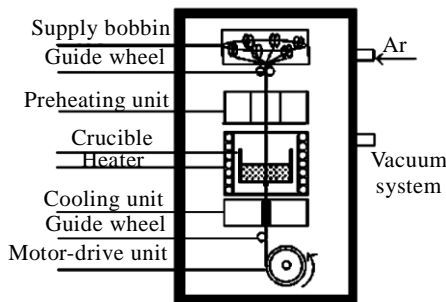


图 1 钨丝增强非晶复合材料连续制备工艺原理图
Fig.1 Schematic diagram of continuous process unit

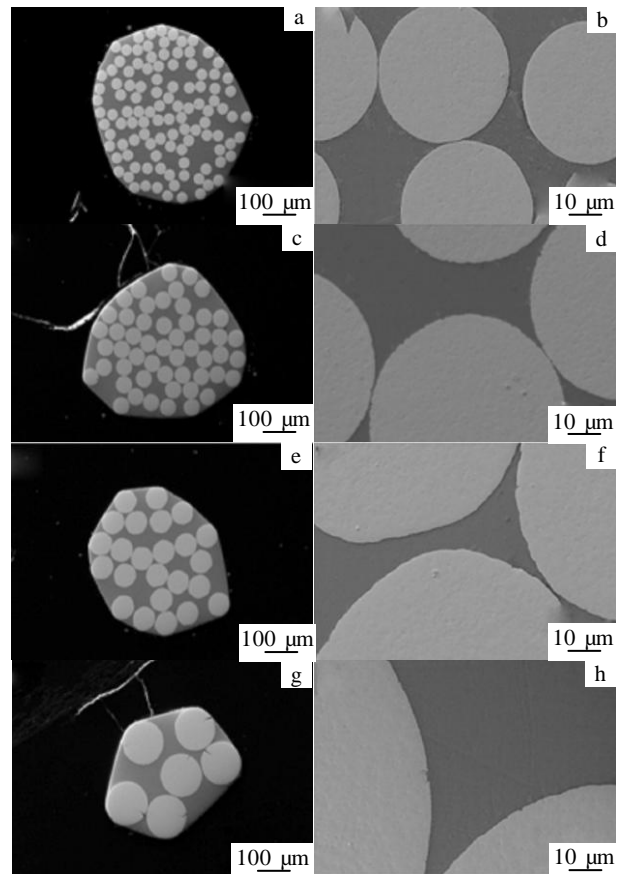


图 2 不同直径钨丝增强的锆基非晶复合材料的截面和局部放大 SEM 照片
Fig.2 SEM images for cross-sections of Zr-based MG composite samples reinforced by tungsten wires with different diameters: (a, b) 40 μm , (c, d) 60 μm , (e, f) 80 μm , and (g, h) 150 μm

复合材料过程中，对于越细的钨丝，非晶基体形成过程中的冷却速度会越小，晶化现象就越容易出现。在直径 40 μm 钨丝增强的 Vit 1 大块非晶复合材料中出现晶化相，而在直径 60, 80 和 150 μm 钨丝增强的 Vit 1 非晶合金基复合材料几乎没有晶化相。

图 3 所示为所制备的各种锆基大块非晶复合材料试样、纯非晶和所用钨丝的 XRD 图谱和 DSC 曲线。图 3a 中锆基大块非晶复合材料的 XRD 图谱是在典型的非晶馒头峰上有晶体的 4 个衍射峰，对应钨丝的 4 个衍射峰，馒头峰是非晶基体的漫衍射形成的。图 3b 是复合材料的 DSC 曲线，表现了玻璃转变过程和多次晶化过程。图中玻璃转变温度、初始晶化温度和过冷液相区温度分别为 622~628, 689~706 和 67~78 K。这些温度值与文献中的纯非晶的对应温度值相一致^[17]。也能看到，当钨丝直径是 40 μm 时，复合材料的 XRD 图谱除了有钨丝的 4 个衍射峰以外，还有狭窄的晶体衍射峰，通过 Jade 软件标定为 Ti_2Zr 相。40 μm 钨丝复合材料的 XRD 结果与 DSC 曲线的两步晶化现象一致。总而言之，XRD 图谱和 DSC 曲线表明 Zr 基非晶合金复合材料主要由 W 相和大块非晶组成。这个结论也与图 2 所显示的结果相符。

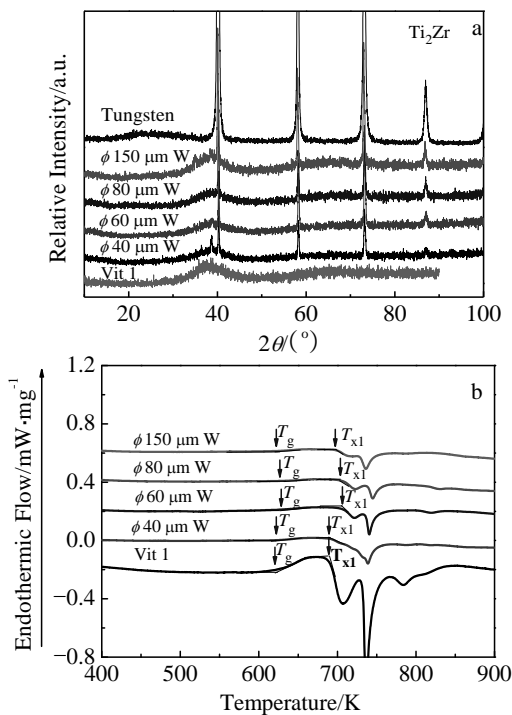


图 3 钨丝直径为 40, 60, 80 和 150 μm 的钨丝增强锆基大块非晶复合材料的 X 射线衍射谱和热分析曲线

Fig.3 XRD patterns (a) and DSC curves (b) of the Zr-based metallic glass composites reinforced by tungsten wires of different diameters, monolithic Vit 1 BMG sample and uncoated tungsten wires

图 4a 是所制备的大块非晶复合材料室温下的拉伸应力应变曲线。从中可以看到，除了 150 μm 钨丝所对应的复合材料经历弹性变形后突然断裂，即在断裂前没有明显的塑性变形发生外，大多数大块非晶复合材料在塑性变形阶段都有明显的加工硬化现象。

图 4b 是所制备的大块非晶复合材料在拉伸试验中断裂强度和延伸率变化示意图。由图可以看到：随着钨丝直径的不断增大，复合材料的断裂强度和延伸率显示一种先增大后减小的趋势。即当钨丝直径从 40 μm 增大为 60 μm ，最后变为 80 μm 时，复合材料的拉伸强度从 2553 MPa 增加到 2604 MPa。但钨丝直径继续增加到 150 μm 时，复合材料抗拉伸强度反而降为 1944 MPa。但是，当钨丝直径为 40, 60, 80, 150 μm 时，其对应的复合材料的拉伸强度和延伸率比作为参考的纯非晶的对应值要高。

大块非晶复合材料的拉伸断口形貌如图 5 所示。图 5a 是直径 40 μm 钨丝增强 Vit 1 大块非晶复合材料拉伸试验后的断口侧面图。从图中可看出，直径 40 μm

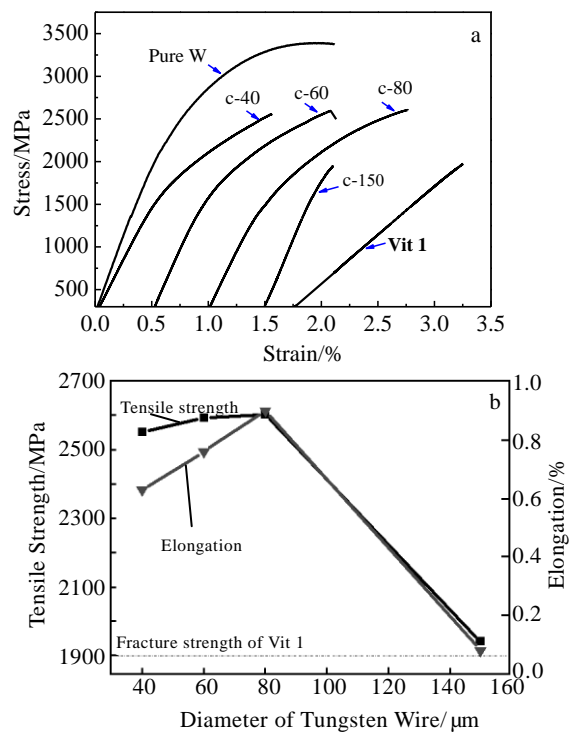


图 4 纯钨丝、Vit 1 非晶合金以及 40, 60, 80, 150 μm 4 种不同钨丝直径的锆基大块非晶复合材料室温下拉伸应力应变曲线以及拉伸断裂强度和延伸率变化图

Fig.4 Quasi-static engineering tensile stress-strain curves (a) and the variation of tensile strength and elongation (b) for four composites with tungsten wires of different diameters (Data of pure tungsten and Vit 1 matrix are presented for comparison)

钨丝所对应的复合材料表现剪切断裂模式，断裂角为 54° 。这和纯非晶合金 Vit 1 拉伸试验中的断裂模式非常相似，Vit 1 非晶合金以剪切模式断裂，断裂角一般为 55° 。同时从图中可以看到，断口附近密集的一次剪切带和二次剪切带这些都说明非晶合金复合材料在断裂过程中经历一定塑性变形。从图中还可以看到断口表面附近有一些横向细裂纹。图 5b 是直径 $40\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料拉伸试验后的断口形貌图。从图中可以看到，几乎所有的钨丝都被平滑地剪切而过，没有在钨丝内部形成较大的裂纹交割。细钨丝增强的锆基大块非晶复合材料拉伸过程中表现出和纯非晶合金 Vit 1 相似的断裂行为。

图 5c 是直径 $60\ \mu\text{m}$ 钨丝增强 Vit 1 大块非晶复合材料拉伸试验后的断口侧面图。从图中可看出，直径 $60\ \mu\text{m}$ 钨丝增强 Vit 1 大块非晶复合材料表现切断和正断的混合断裂模式。这和纯非晶合金 Vit 1 拉伸试验中的剪切断裂模式明显不同。同时从图中可以看到，

剪切方式的断裂区域已经由直径 $40\ \mu\text{m}$ 钨丝增强 Vit 1 大块非晶复合材料的全部变成了局域化。断口附近外表面隐约出现均匀分布、间距较宽的与加载方向呈 45° 方向的剪切带。图 5d 是其断口形貌图。可以看到直径 $60\ \mu\text{m}$ 钨丝增强的锆基大块非晶复合材料的断口左上部分钨丝内部出现严重的裂纹交割，右下部分钨丝只有靠近界面附近的钨丝边缘出现裂纹，尤其引人注意的是中间区域钨丝内部出现了平行、有取向的裂纹。仔细观察，发现钨丝内部出现平行裂纹的区域钨丝间距较大，这一区域的两边钨丝分布都比较密集。

图 5e 是直径 $80\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料拉伸试验后的断口侧面图。从图中可看出，直径 $80\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料表现切断和正断的混合断裂模式。这和直径 $60\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料拉伸试验中的断裂模式有点相似。同时从图中可以看到，右边是剪切断裂区域，左边是近乎正断区域。侧面隐约分布垂直于加载方向的 45° 剪切带和大量分布均匀的横向剪切带。图 5f 是其断口形貌图，整个断裂图片上钨丝内部都出现了严重的裂纹交割。

图 5g 是直径 $150\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料拉伸试验后的断口侧面图。从图中可看出，和直径 $40, 60, 80\ \mu\text{m}$ 钨丝增强 Vit 1 大块非晶复合材料拉伸试验中的断裂模式非常不同，直径 $150\ \mu\text{m}$ 钨丝增强锆基大块非晶复合材料表现完全正断的断裂模式。侧面有少量 45° 剪切带，有几条平行于钨丝的纵向剪切带出现，但最明显的还是垂直于加载方向的横向裂缝出现。图 5 h 是其断口形貌图。其断口形貌与以前发表的钨丝增强锆基非晶合金拉伸断口形貌相似^[12]，圆形裂纹几乎围绕每根钨丝，观察图片可以发现，钨丝断裂的裂纹源都是从界面处形核，然后向钨丝内部扩展，扫过整个钨丝。

$40, 60, 80\ \mu\text{m}$ 3 种不同直径钨丝增强的大块非晶复合材料随着钨丝直径的增加其断裂强度相差不大，拉伸塑性增加。直径 $150\ \mu\text{m}$ 钨丝增强的大块非晶复合材料的断裂强度和拉伸塑性却出现了异常降低的现象，断裂强度和拉伸塑性降低到比纯非晶合金基体的稍大。众所周知，复合材料有相对高的塑性应变，来源于增强相纤维在复合材料中在三轴应力状态下表现出的较高的塑性以及在非晶基体多重剪切带的形成^[8]。在以前的文献中，有报道说直径 $300\ \mu\text{m}$ 钨丝增强 Zr 基大块非晶复合材料的抗拉伸断裂强度是 $1685\ \text{MPa}$ ^[8, 12]，纯非晶的抗拉伸断裂强度是 $1960\ \text{MPa}$ ^[8]。所以由此看来，材料中增强相的特征参数如体积含量、直径对复合材料的拉伸强度有大的影响。本研究所用的增强相钨丝的体积分数大致相同，因此钨丝直径的影响就很重要。

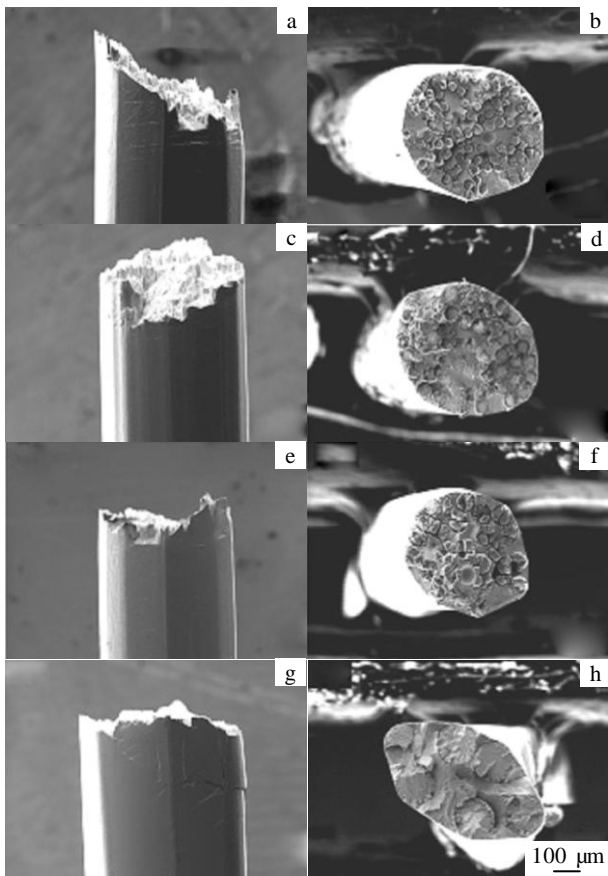


图 5 4 种不同直径钨丝增强的锆基大块非晶复合材料断口形貌
Fig.5 Tensile fracture surface images of Zr-based metallic glass composites rods reinforced by the similar volume fraction of tungsten wire in diameter of $40\ \mu\text{m}$ (a, b), $60\ \mu\text{m}$ (c, d), $80\ \mu\text{m}$ (e, f), and $150\ \mu\text{m}$ (g, h)

为了更好地理解钨丝直径对复合材料强度和塑性应变的影响机制,借用 Deng 等提出的面体率概念,即单位体积基体中引入的纤维相界面面积^[18],本研究中复合材料的面体率为 $4V_f/[d(1-V_f)]$,其中 d 为纤维直径, V_f 为纤维体积分数。当纤维体积分数相近时,纤维直径越小,面体率越大,也就是说单位体积基体中所引入的界面面积越大。对样品施加拉伸载荷,非晶基体泊松比比钨丝的高,二者界面产生压缩应力。界面处钨丝和基体间没有滑移,二者应变相等,钨丝和非晶基体同时发生弹性变形。即使考虑制备中产生的残余应力,直径 254 μm 钨丝增强复合材料,残余应力状态下未加载试样和 1000 MPa 加载状态下的界面压缩应力差别不是很大^[8]。由于拉应力是通过界面以剪应力形式从基体传到纤维^[19],当传递的应力达到钨丝塑性变形的屈服应力时,钨丝率先发生塑性变形,在纤维附近引起微孔聚结^[9]。相对于 150 和 250 μm 直径钨丝,40、60、80 μm 直径增强相复合材料,面体率较大,单位体积非晶基体中的界面面积越大,同样拉伸载荷下,界面传递的实际剪应力在界面分布越均匀而且越小,因此钨丝塑性变形时,在纤维附近产生的微孔聚结导致大的裂纹产生的几率相对较小。钨丝增强的非晶合金基复合材料也随之进入塑性变形阶段。钨丝进入塑性变形阶段后发生加工硬化^[9],钨丝的加工硬化确保了应力达到非晶基体的屈服应力之前,复合材料能够变形均匀。所以非晶合金基复合材料拉伸曲线也出现加工硬化现象。当应力被进一步提高到基体的屈服应力时,一次剪切带启动,在基体中产生剪切变形,如果钨丝与基体之间的结合很好,一次剪切带在界面前沿扩展受阻,由于面体率较大,非晶基体中产生的剪切带在扩展的过程中受阻拦的几率就越大。应力在界面处积累,导致二次剪切带启动。随着塑性变形的进行,更多的剪切带在基体中产生。二次剪切带和一次剪切带交割。由于面体率较大,可以产生足够的多剪切带。非晶基体中的变形就和钨丝中的塑性变形能够稳定协调,因此有助于材料塑性的改善。随着加载的进行,界面处的应力越来越大,界面处的非晶合金裂纹开始启动,非晶合金和钨丝局部发生分离。非晶合金界面产生的裂纹向前扩展,由于应力偏转,裂纹扩展方向转向主剪切带方向。随着拉伸应力不断增加,不同位置的裂纹不断扩展,逐渐形成沿主剪切带方向扩展的主裂纹。这时候局域剪切带不能同钨丝塑性变形协调时,承载拉伸应力的主体变成钨丝,由于受力面积的急剧减小,钨丝受到的拉伸应力骤增到达钨丝的断裂强度,从而导致钨丝增强 Vit 1 非晶合金复合材料整体发生断裂。所以,这 3 种小直径钨丝增强非晶

合金复合材料的强韧化机制主要是由于钨丝的加工硬化以及钨丝对非晶合金基体塑性变形过程中剪切带的扩展进行有效限制。同时,对于外生相增强的非晶复合材料,良好的界面结合对于复合材料的力学性能的影响至关重要。

相反,钨丝直径为 150 μm 情况下,在同样加载载荷下,拉应力是通过界面以剪应力形式从基体传到纤维,由于面体率小,单位体积非晶基体中的界面面积小。因此,非晶和钨丝界面传递的剪应力很大,因此在钨丝开始塑性变形过程中,界面纤维附近引起的微孔聚结足够大导致裂纹形成,裂纹将在剪应力下在钨丝中扩展。钨丝的加工硬化能力大大减弱。当试样横截面积小到不足以支撑所加应力时,发生断裂。以前报道的 250 μm 直径的钨丝增强复合材料与此相似,但其抗拉伸强度和失效应变低于纯非晶基体,复合材料没有显示出加工硬化,没有形成任何实质性剪切带^[9]。150 μm 直径的钨丝增强复合材料,面体率较 250 μm 直径更大,界面附近钨丝中微孔聚结形成裂纹的严重程度将稍微减弱,抗拉伸强度和失效应变较之于 250 μm 钨丝稍高于纯非晶基体,在某些局部非晶基体内产生屈服现象,或多或少产生点剪切带。

与 40, 60, 80 μm 3 种钨丝直径非晶复合材料相比,80 μm 钨丝直径的复合材料有最好的拉伸力学性能,这可能与 3 种复合材料实际的界面强度、钨丝增强相的分布、体积分数的微小差异等其它因素等有关,今后还需进一步仔细研究。

3 结 论

1) 如果选择合适的钨丝直径,钨丝增强铅基大块非晶复合材料能通过连续二次渗流工艺制备而成。

2) 在所选择的钨丝直径分别为 40, 60, 80, 150 μm 的非晶复合材料中,80 μm 钨丝直径的复合材料有最好的拉伸力学性能,其断裂强度为 2604 MPa,延伸率为 0.9%。

3) 分析发现,由于增强相直径不同引起面体率变化,从而影响非晶和钨丝界面的应力、钨丝在三轴应力状态下的变形和断裂以及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。同时,对于外生相增强的非晶复合材料,良好的界面结合对于复合材料的力学性能的影响至关重要。

参考文献 References

- [1] Trexler M M, Thadhani N N. *Prog Mater Sci*[J], 2010, 55: 759
- [2] Wang W H. *Adv Mater*[J], 2009, 21: 4524
- [3] Schuh C A, Hufnagel T C, Ramamurty U. *Acta Mater*[J], 2007,

- 55: 4067
- [4] Sun Jianfei(孙剑飞), Huang Yongjiang(黄永江), Xing Dawei(邢大伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(7): 1153
- [5] Shen Jun(沈 军), Gao Yulai(高玉来), Sun Jianfei(孙剑飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(12): 1257
- [6] Conner R D, Dandliker R B, Scruggs V, Johnson W L. *Int J Imp Eng*[J], 2000, 24: 435
- [7] Rong G, Huang D W, Yang M C. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2012, 58: 21
- [8] Conner R D, Dandliker R B, Johnson W L. *Acta Mater*[J], 1998, 46: 6089
- [9] Qiu K Q, Wang A M, Zhang H F *et al. Intermetallics*[J], 2002, 10: 1283
- [10] Choi-Yim H, Conner R D, Szuets F *et al. Scripta Mater*[J], 2001, 45: 1039
- [11] Wang M L, Hui X, Chen G L. *J Mater Res*[J], 2008, 23: 320
- [12] Zhang H F, Li H, Wang A M *et al. Intermetallics*[J], 2009, 17: 1070
- [13] Li Y M. *Scripta Mater*[J], 1986, 3(3): 84
- [14] Busch R, Kim Y J, Johnson W L *et al. Appl Phys Lett*[J], 1995, 66(23): 3111
- [15] Zhang B Y, Chen X H, Wang S S *et al. Mater Lett*[J], 2013, 93: 210
- [16] Wang Meiling(王美玲), Hui Xidong(惠希东), Kou Hongchao(寇宏超). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(7): 1102
- [17] Peker A, Johnson W L. *Appl Phys Lett*[J], 1993, 63: 2342
- [18] Deng S T, Diao H, Chen Y L *et al. Scripta Mater*[J], 2011, 64: 85
- [19] Clyne T W, Withers P J. *An Introduction to Metal Matrix Composites*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1995

Effect of Different Diameters of Tungsten Wires on Tensile Mechanical Behaviors of Continuously Manufactured Zr-based Bulk Metallic Glass Composites

Chen Xiaohua¹, Zhang Baoyu², Hui Xidong¹

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. China Ningbo Branch of China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China)

Abstract: An experimental set-up was designed for measuring the self-field losses of Bi2223/Ag HTS tapes using a transport current method. In this paper, Zr-based metallic glass composite with tungsten wire of 62~66 vol% in different diameters were fabricated by continuous infiltration casting process. Results show that the fracture strength and plastic strain of the metallic glass composite reach peak values at the diameter of tungsten wire of 80 μm . When the diameter of tungsten wire continues to increase to 150 μm , the fracture strength and plastic strain slump for the metallic glass composite. According to the analysis of fracture surfaces of the composites after tensile test, it is concluded that the ratio of surface to volume for different-diameter tungsten wire reinforced composites has an important effect on the tensile mechanical properties of composites through affecting the stress at interface between tungsten wire and metallic glass matrix, deformation and fracturing of tungsten wire and the formation and propagation of shear band in the metallic glass matrix.

Key words: composite; continuous infiltration process; bulk metallic glass matrix; mechanical property

Corresponding author: Chen Xiaohua, Ph. D., State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62333431, E-mail: chenxh@skl.ustb.edu.cn