

块体非晶复合材料超塑性成形研究现状

袁子洲¹ 郎亚鹏¹ 张香云^{1,2}

(1.兰州理工大学材料科学与工程学院; 2.兰州理工大学温州泵阀工程研究院)

摘要 块体非晶复合材料克服了非晶合金的室温脆性,保留了非晶合金的高强度优势,是一种具备优异力学性能的结构材料。研究其在过冷液相区的超塑性变形行为能够指导理论模型的建立、发展和完善,也能加快推动材料的工程实际应用。简述了块体非晶合金及其复合材料超塑性成形的研究现状,并重点总结了近年来非晶复合材料在过冷液相区的超塑性流变行为、超塑性变形时的显微结构演变及力学性能的变化。提出了目前超塑性成形非晶复合材料方面亟待解决的技术难题。

关键词 块体非晶复合材料;过冷液相区;超塑性变形;显微结构

中图分类号 TG139⁺.8;TB331

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.08.005

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Research Status on Superplastic Forming of Bulk Amorphous Composites

Yuan Zizhou¹, Lang Yapeng¹, Zhang Xiangyun^{1,2}

(1.School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology;

2.Wenzhou Engineering Institute of Pump & Valve, Lanzhou University of Technology)

Abstract: Bulk amorphous composites are a kind of structural material with excellent mechanical properties, which overcome the room-temperature brittleness of amorphous alloy and retain high strength. The investigation of superplastic deformation behavior in the supercooled liquid region can not only guide the establishment, development and perfection of theoretical model, but also accelerate the engineering application of materials. The research status on superplastic forming of bulk amorphous alloys as well as its composites were briefly introduced, focusing on the superplastic rheological behavior of bulk amorphous composites in the supercooled liquid region, microstructure evolution and variation of mechanical properties during superplastic deformation. Finally, some technical problems to be solved in superplastic forming of amorphous composites were put forward.

Key Words: Bulk Amorphous Composites, Supercooled Liquid Region, Superplastic Deformation, Microstructure

块体非晶合金(BMGs)是在超冷急凝固时原子来不及有序排列而得到的固态合金,没有晶粒、晶界存在^[1]。室温下,其强度和硬度均是传统晶态合金的数倍,但因室温脆性和加工成形困难,极大地限制了该材料的工程应用潜力^[2]。超塑性成形技术是解决非晶加工成形难题的有效方法之一,其将非晶合金加热至过冷液相区,随后利用挤压、模锻或者冲压成形形状复杂、精密细微的零件^[3-5]。在较大的过冷液相区内,非晶合金具备较高的超塑性成形能力以及低应力、易成形等特征^[6-8]。因此,针对非晶合金的超塑性成形研究报道很多。

块体非晶复合材料(BMGCs)是在大块非晶合金的基础上引入第二相而得到的固态合金。引入第二相不

仅会阻碍剪切带的扩展也会诱发多重剪切带的生成,从而在大幅提高非晶合金室温塑性的同时又保留了优良的理化性质,如高强度、高硬度、高弹性和高耐腐蚀性等^[9-10],使其在军工、通信和航空航天等领域具备广阔的应用潜力^[11-13]。因此,为了扩展块体非晶复合材料在超塑性成形方面的应用潜力和研究价值,对其超塑性变形时材料的结构演化和变形后综合力学性能进行探究、分析和总结具有积极意义^[14-16]。

1 块体非晶复合材料超塑性成形的研究

目前,块体非晶复合材料超塑性成形试验的研究报道很少。这不但是因为整体材料的热稳定性较差,而且许多性能优异的内生型复合材料在超塑性成形时内部

收稿日期:2022-12-10;修改稿收到日期:2023-02-20

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52061024, 52161027);浙江省自然科学基金资助项目(LQ20E010002);甘肃省自然科学基金资助项目(21JR7RA260);兰州理工大学红柳优秀青年人才支持计划

第一作者简介:袁子洲,男,1964年出生,教授,兰州(730050),E-mail: yuanzz@lut.cn

引用格式:袁子洲,郎亚鹏,张香云.块体非晶复合材料超塑性成形研究现状[J].特种铸造及有色合金,2023,43(8):1 036-1 040.

YUAN Z Z, LANG Y P, ZHANG X Y. Research status on superplastic forming of bulk amorphous composites[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2023, 43(8):1 036-1 040.

结构演变也更加复杂,从而在一定程度上延缓了试验进程。由于超塑性成形试验的研究基础是材料的超塑性形变性能,故目前的研究集中在多种 Ti 基、Zr 基、Ni 基、La 基、Mg 基、TiCu 基、TiZr 基、CuZr 基^[17-38] 非晶复合材料在超塑性拉伸和压缩过程中的流变行为、显微结构及力学性能的变化方面。

1.1 过冷液相区的超塑性流变行为研究

为探究过冷液相区的超塑性流变行为,研究者利用棒料和板料对多种成分的非晶复合材料进行了高温压缩和拉伸试验^[17-38]。早期研究主要通过改变第二相的晶化分数来分析材料内部的超塑性流变行为。ECKERT J 等^[17]研究了 Zr 基非晶复合材料的超塑性流变行为,发现含 10% 纳米晶的材料变形与非晶变形差距并不大,且利用理论模型拟合后确定其与非晶压缩应力应变曲线在经平移后可完全重合。BAE D H 等^[18]利用高温挤压将 Cu 粉和 Ni 基非晶粉末制得了体积分数为 20% 的 Cu 相 Ni 基非晶复合材料,发现整体材料在过冷液相区表现出超塑性,且随应变速率降低变形应力随之降低。WANG Q 等^[19]在研究 Vit 1 非晶复合材料时发现,当晶化分数只有 10% 时,材料内部的超塑性流变行为由非晶基体控制,且遵循状态转变理论下的 sinh 法则^[20-21];而在晶化分数达到 25% 时,超塑性流变行为依旧由非晶基体主导,但此时已不遵循 sinh 法则^[22]。在研究退火态 Vit 1 纳米晶增强的非晶复合材料时,发现处于过冷液相区内,材料在低应变速率下表现出非牛顿稳态流变,且应变速率敏感指数 m 也随温度升高而明显增加^[23]。故早期研究中,缺少对高晶化体积分数的非晶复合材料的研究,只是从部分客观现象出发证明材料的流变行为基本符合非晶合金的流变行为,因此认定非晶复合材料的超塑性流变行为由非晶基体控制,即便存在晶体相的影响也是次要的。FU X L 等^[24]研究了晶体相含量为 35% 的 Vit 1 非晶复合材料后得知,其晶化分数已然达到渗滤阈值,整体材料的高温流变行为由网状结构的晶体相控制,即使是在高温下发生变形,也只是脆性断裂,并不适合超塑性成形。

在非晶复合材料渗滤阈值的影响下,研究者在保证铸态材料晶化分数不变的情况下开始探究变形温度和应变速率对非晶复合材料超塑性流变行为的影响。FU X L 等^[24]在过冷液相区研究了高温压缩试验,发现在高温和应变速率影响下,La 基非晶复合材料晶化分数分别达到 37% 和 52% [接近或高于渗滤阈值(35% ~ 40%)],此时流变行为均是滑移控制的枝晶蠕变变形;而通过不同应变速率下的应力应变曲线得知 m 已不再是一个常数,而是应变速率的函数。在最低应力下,发现应力指数 n 接近牛顿极限,即 $n \approx 1$;随后当应变速

率不断增加时,表现出了线性趋势,此时 $n = 9 \pm 0.3$ 。因此,在达到渗滤阈值后,即便拥有不同的晶化分数,但它们在各个应变速率下的流动应力非常相似。ZHANG X Y 等^[25-26]研究了 CuZr 基非晶复合材料的高温压缩行为,发现在退火时间为 8 min 以内时由牛顿流体向非牛顿流体的转变行为由应变速率控制,采用粘塑性模型能够很好地拟合试验数据和预测曲线^[30]。即当应变速率小于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时,退火材料整体表现出均匀的牛顿流动,此时 m 为 0.886;而随着应变速率增加, m 值降低到 0.398,此时材料由牛顿流体转为非牛顿流体。FU N 等^[31]研究了 W/Zr 基非晶复合材料的高温拉伸性能。发现该复合材料由体积分数为 80% 的 W 和 20% 的 Zr 基非晶互相连接而成。在过冷液相区内进行不同变形温度下的拉伸试验时,其流变行为由高体积分数的第二相 W 颗粒控制,且表现出较高的拉伸塑性,这与 W 颗粒变形时的位错增殖、基体的变化及两者间的连接结构密切相关。因此,当晶化分数处于渗滤阈值以下时,非晶复合材料的流变行为将由非晶基体主导,采用非晶合金的部分变形机制能够解释一定条件下的试验现象;而晶化分数达到渗滤阈值后,整体材料流变行为由晶体相控制,可利用晶体的部分变形机制研究流变行为。

另外,研究者一方面通过合理调节晶化分数、变形温度和应变速率来尝试构建块体非晶复合材料的流变本构模型,另一方面也开始了对性能优异且容易发生相变的部分 Ti 基和 TiZr 基非晶复合材料的研究。WANG Y S 等^[32]总结流变行为时发现具有部分枝晶相的 Ti 基非晶复合材料在高温低应变速率下表现出牛顿流体,此时应变速率敏感指数 m 接近 1;而随着应变速率增大, m 值逐渐减小到 0.3 左右,此时表现出非牛顿流体特征;并通过高温压缩试验建立了基于应变补偿 Arrhenius 模型的本构关系,为热成形提供了理论依据;白洁^[33]研究了 Ti48 非晶复合材料的高温压缩流变行为,发现材料在整个温度范围内均表现出非牛顿流体,此时 m 远小于 1,这可能是高体积分数的第二相极大地阻碍了材料在过冷液相区的流变行为;同时通过研究室温动态载荷下正-负应变速率敏感转变机制时也建立了正-负应变速率的屈服强度随应变速率变化的本构方程。CUI J 等^[35]在研究 51% 体积分数的 β -Ti 相非晶复合材料时发现,在高温压缩时材料的 m 与钛合金的变化极为相似,因此认定高温压缩流变行为主要由枝晶相控制,而在高温拉伸时, m 也随着温度的升高而逐渐增大,但比压缩试验的 m 值高 0.1 左右。这主要是因为,在压缩变形时,随应变增大,非晶基体表现出良好的流动性能,网状枝晶反而发生堆积现象,但拉伸变形不

存在枝晶堆积,因此提高了合金的流动性能。余国卿等^[36]通过在 Zr 基非晶合金中添加 Al_2O_3 和 Si_3N_4 两种不同的陶瓷颗粒研究了材料的高温流变行为,发现高温下的 Al_2O_3 增强基和 Si_3N_4 增强基复合材料都表现出屈服后应变硬化,但是 Si_3N_4 增强基材料在晶化分数高于 25% 后反而表现出应力过冲后应变硬化,这种现象与晶体相形貌及颗粒聚集引起的第二相分布不均匀有关。MA D Q 等^[37]也研究了不同应变速率和温度下的热压变形过程,观察到 TiZr 基非晶复合材料在 653 K 下,当应变速率从 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,其 m 值从 0.41 逐步减小到 0.25,材料整体表现出非牛顿流体状态,塑性流变性能逐渐减弱。WU L J 等^[38]在研究 TiZr 基非晶复合材料时发现,在 643 K 时,材料伸长率为 266%,且表现出从低温加工软化到高温加工硬化的流变行为。此时,对流变行为的研究已经深入到构建流变本构模型上,且按照对应的现象构建的本构模型能够较为准确地描述真实材料的流变行为。

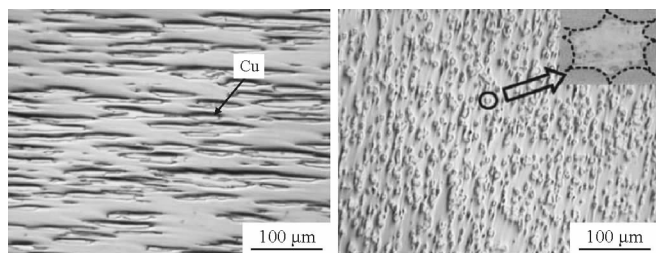
综上所述,虽然块体非晶复合材料超塑性变形过程复杂,受到诸多因素影响,且多数理论或模型都需要依赖特定的试验环境才能够呈现出正确性,其高温流变行为的机制研究仍旧处于初级阶段,需要进一步试验探究。但是,在过冷液相区内部的拉、压流变行为也为非晶复合材料超塑性成形研究的可行性奠定了试验基础。因此,针对块体非晶复合材料超塑性成形而言,如果能够合理调节变形温度和应变速率,使其处于牛顿流体范围,并将成形时间控制在晶化孕育时间内,便能够在较低的变形应力下完成超塑性成形,进而制备出性能优异的成形零件。

1.2 超塑性变形时显微结构演化的研究进展

为了阐明非晶复合材料在过冷液相区的超塑性成形机制,研究者也对变形时材料显微结构的演化规律进行了观察和分析。理论上,晶化分数处于渗滤阈值以下时,非晶复合材料的流变行为由非晶基体控制^[24]。加载开始时,高温退火作用下的自由体积湮灭量将会大于塑性变形时的自由体积产生量;随着变形继续进行,材料内部应力也随之提高;待达到均匀变形状态后,随载荷的持续作用,材料将会因过量的自由体积或粘弹性软化机制而表现出应变软化现象;之后,非晶基体也会产生纳米晶化而表现出加工硬化现象^[26]。在高温退火和载荷的共同影响下,晶体相在不断增加的过程中也发生着相变和位错增殖过程,而非晶基体也会产生剪切带,这将会对材料变形起到积极作用^[27]。但非晶基体与晶体相的弹性模量却不同,在应力作用下可能由于应变不一致也会引入微裂纹和孔洞,从而阻碍材料的流变行

为,甚至引发材料产生断裂倾向。

晶化分数达到渗滤阈值后,其流变行为由晶体相主导。此时,当试样继续处于高温拉、压环境时,若材料由网状结构的脆性晶体相控制,则产生脆性断裂现象^[24];若形成树枝状的枝晶增强相,则材料可能会为了释放内应力而出现大量以晶界为界面的晶间滑移、回复和再结晶现象。最后,晶粒将会不断长大,可能表现出高温蠕变现象^[26]。此外,受到高温拉、压作用影响时,非晶复合材料内部晶体相也会出现不同程度的拉伸或压缩现象,进而使得其排列呈现出一定的趋向性^[28-29]。BAE D H 等^[18]将 Cu 粉和 Ni 基非晶粉末利用高温挤压方式制得了 Ni 基非晶复合材料,其在过冷液相区压缩后的显微结构见图 1。可以看出, Cu 粉在平行于压应力方向被压扁,在垂直于压应力方向平行分布,同时在平面内呈现出凹多边形。



(a) 平行于载荷方向 (b) 垂直于载荷方向

图 1 热压变形后复合材料光学显微镜图^[18]

Fig.1 OM images of composites after hot-pressing deformation

此外, Ti 基、TiZr 基等部分材料发生形变时,由于存在 TRIP 效应,容易诱发马氏体相变,进而造成其内部显微结构的演变过程更加复杂。WU L J 等^[38]研究了体积分数为 10% 的 TiZr 基非晶复合材料高温拉伸后得到的透射电镜图(见图 2a),发现变形诱导的马氏体相变发生在所有测试温度下的试样中,这种相变有助于增强非晶复合材料在室温下的加工硬化能力。WANG Y S 等^[32]认为 Ti 基非晶复合材料在过冷液相区的超塑性变形是由非晶基体的均匀粘性流动和枝晶相的晶格畸变、位错增殖共同作用的结果。MA D Q 等^[37]对体积分数为 58.5% 的 β -Ti 相 TiZr 基非晶复合材料进行高温压缩时并未发现相变过程,但是 β -Ti 相晶粒发生了偏转,变形后取向更加混乱,提高了晶体相的临界剪切应力,见图 2。因此,针对 TiZr 基材料显微结构演化过程的研究依旧存在一些疑惑,这是由其自身的结构复杂性和影响因素多样性决定的。

目前,针对块体非晶复合材料显微结构演化过程的研究仍旧存在较多难题,许多现象的产生可能更是由于多种因素共同作用的结果。因此,通过对不同晶化体积分数非晶复合材料的影响因素进行分类讨论并逐个控制研究是目前解决该问题最有效的方法。

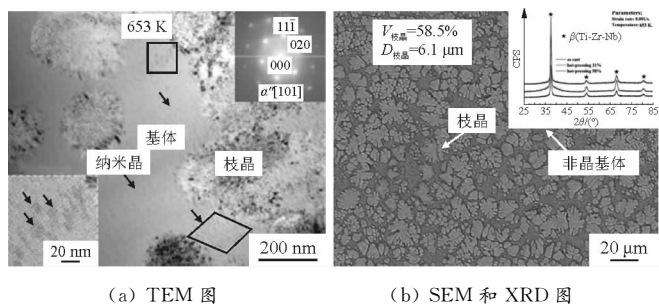


图2 653 K拉伸变形后的TEM图^[38]和晶化分数为58.5%的SEM图及653 K热压变形XRD图^[37]

Fig.2 TEM images after tensile deformation at 653 K and SEM images of materials with 58.5% volume fraction and XRD patterns after hot-pressing deformation at 653 K

1.3 超塑性变形后力学性能的研究现状

在高温退火作用下,由于非晶结构弛豫和部分网状结构脆性相的生成,造成了多数非晶复合材料缺失了塑性变形能力。FU X L等^[24]研究Vit 1非晶复合材料高温变形后发现材料断口只存在脆性断裂,主要原因是晶化分数达到渗滤阈值,材料的流变行为由网状结构的晶体相控制,并不适合超塑性成形。ZHANG X Y等^[25-26]采用退火法制备的CuZr基非晶复合材料产生了严重的结构弛豫,容易在高温压缩时继续晶化,热稳定性较差。

FU N等^[31]发现了部分W/Zr基非晶复合材料在过冷液相区表现出优异的拉伸塑性,且出现了加工硬化现象,同时在拉伸试验后试样仍表现出良好的压缩性能,这主要与高温变形时高体积分数的第二相W颗粒位错增殖和基体非晶产生纳米晶结构密切相关。此外,也有研究者通过对部分Ti基、TiZr基和CuZr基非晶复合材料研究发现,当内部存在马氏体相变将会表现出可观的室温塑性,且在超塑性变形后仍具有一定的塑性变形能力,应用前景广阔。刘英杰^[34]通过研究CuZr基非晶复合材料室温和过冷液相区的力学性能后,发现在室温压缩下,试样优异的塑性变形能力是B2 CuZr相阻碍剪切带扩展并在压缩下转变为B19'马氏体相作用的结果,而在过冷液相区变形时具备较高的流变应力,这主要与高温下非晶晶化和马氏体相变有关。MA D Q等^[37]等对一定成分的Ti基非晶复合材料进行热压缩变形后,发现变形量达到为31%时,试样的室温抗拉强度为1 595 MPa,拉伸塑性应变达到3.95%;而当热压变形量为58%后,试样强度有所提升,而拉伸塑性应变却下降至1.6%,此时虽然也具备超塑性成形潜力,但是热稳定性较差,造成这种现象的主要原因是过度热压变形导致的非晶基体结构弛豫和枝晶结构的变化。

因此,非晶复合材料超塑性变形后的力学性能受到高温退火、变形应力以及应变速率等多种因素的共同影

响,而且与其变形时的显微结构密切关联度更大,能否在成形后得到具备优异性能的工件,还需要进行更多的试验验证和理论研究。

2 发展与展望

块体非晶复合材料具备优异的综合力学性能,其超塑性变形过程的研究更为工程应用奠定了良好基础。但是由于超塑性变形过程涉及较多的条件、因素和理论,其成形过程除了考虑材料的热变形和单向拉压中材料的塑性变形影响之外,还需要对应力作用下晶态相和非晶相发生的变化做出考量。正是这些因素的协同作用决定了非晶复合材料超塑性成形过程中显微结构的演化规律,并最终决定非晶复合材料制件满足工程应用的需要。因此,开展非晶复合材料超塑性研究,以下重要问题亟待解决。

(1)非晶复合材料的制备工艺和环境不同,其超塑性成形后的显微结构和力学性能会存在一定差异,进而影响到材料整体综合性能,因此合理控制制备条件十分必要。

(2)超塑性成形过程时,非晶复合材料成形时间控制异常关键。如能将成形时间合理控制在晶化孕育时间内,能够在较低的变形应力下完成超塑性成形,进而制备出性能优异的成形零件,反之成形后零件性能会受到较大影响。

(3)超塑性成形过程中,内部显微结构的演变规律依旧存在较多问题。如成形过程中需要考虑高温退火作用产生的非晶晶化;应力作用下晶体相可能发生的晶格畸变、相变或孪生;晶体相随各质点流动可能出现的重排趋向性等因素作用。通过对不同晶化体积分数的非晶复合材料的影响因素进行分类讨论,并逐个控制相关因素进行研究,是目前解决这些问题的有效方法。

参 考 文 献

- [1] 汪卫华. 非晶态物质的本质和特性[J]. 物理学进展, 2013, 33(5): 177-351.
- [2] INOUE A, TAKEUCHI A. Recent development and application products of bulk glassy alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(6): 2 243-2 267.
- [3] KIM Y H, LIM K R, KIM W T, et al. Rapid heating blow molding of metallic glasses by infrared heating[J]. Results in Materials, 2019, C3: 100 045.
- [4] GONG P, WANG S B, LIU Z, et al. Lightweight Ti-based bulk metallic glasses with superior thermoplastic formability[J]. Intermetallics, 2018, 98: 54-59.
- [5] SONG X X, KONG J. Rheological behavior, optimized processing interval, and microreplication of a Zr-based bulk metallic glass[J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20(7): 1 800 231.
- [6] INOUE A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys[J]. Acta Materialia, 2000, 48(1): 279-306.
- [7] YANG F, SHI T L, LIAO G L. Effects of heating rate on the

- process parameters of superplastic forming for $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ [J]. Journal of Wuhan University of Technology, 2014, 29(6): 1 136-1 140.
- [8] LI N, CHEN Y, JIANG M Q, et al. A thermoplastic forming map of a Zr-based bulk metallic glass[J]. Acta Materialia, 2013, 61(6): 1 921-1 931.
- [9] LIU D M, LIN S F, GE S F, et al. A Ti-based bulk metallic glass composite with excellent tensile properties and significant work-hardening capacity[J]. Materials Letters, 2018, 233(15): 107-110.
- [10] YIN S Q, XIONG C Y, CHEN C, et al. Electric control of magnetization in an amorphous Co-Fe-Ta-B-O film by resistive switching[J]. Physical Chemistry Chemical Physics, 2020, 22(16): 8 672-8 678.
- [11] ZHANG L, RAMAMURTY U, ZHANG H F, et al. Tuning the microstructure and metastability of β -Ti for simultaneous enhancement of strength and ductility of Ti-based bulk metallic glass composites[J]. Acta Materialia, 2019, 168: 24-36.
- [12] ZHOU J, WU Y, LU Z P, et al. Simultaneously enhancing the strength and plasticity of Ti-based bulk metallic glass composites via microalloying with Ta[J]. Materials Research Letters, 2020, 8(1): 23-30.
- [13] GUO W, SAIDA J J, ZHAO M, et al. In-situ Ta-rich particle reinforced Zr-based bulk metallic glass matrix composites with tensile plasticity[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, C775: 1 002-1 006.
- [14] SHI H Q, DING Y, SHEN X D. Incorporation of ultrafine nanograins in Zr-Cu-Al-Ni-Co bulk metallic glass enabling significantly improved mechanical properties[J]. Materials Research Express, 2019, 6(8): 085 211.
- [15] LI Y H, ZHANG W. Formation and mechanical properties of a $Zr_{73}Al_8Cu_6Ni_{13}$ bulk metallic glass composite containing in-situ beta-Zr dendrites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 801: 175-180.
- [16] KIM W J, MA D S, JEONG H G. Superplastic flow in a $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$ metallic glass crystallized during deformation in a supercooled liquid region[J]. Scripta Materialia, 2003, 49(11): 1 067-1 073.
- [17] ECKERT J, KÜHN U, MATTERN N, et al. Bulk nanostructured Zr-based multiphase alloys with high strength and good ductility[J]. Scripta Materialia, 2001, 44: 1 587-1 590.
- [18] BAE D H, LEE M H, YI S, et al. Deformation behavior of a $Ni_{59}Zr_{20}Ti_{16}Si_2Sn_3$ metallic glass matrix composite reinforced by copper synthesized by warm extrusion of powders[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2004, 337: 15-20.
- [19] WANG Q, BLANDIN J J, SUERY M, et al. Homogeneous plastic flow of fully amorphous and partially crystallized $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ bulk metallic glass[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2003(6): 557-560.
- [20] SHIN H S, JEONG Y J, AHN J H. Strain rate dependence of deformation behavior in Zr-based bulk metallic glasses in the supercooled liquid region[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 434-435: 40-43.
- [21] FU X L, LI Y, SCHUH C A. Temperature, strain rate and reinforcement volume fraction dependence of plastic deformation in metallic glass matrix composites[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 3 059-3 071.
- [22] WANG G, LIN Y H, YU P, et al. Structural evolution in TiCu-based bulk metallic glass with large compressive plasticity[J]. Applied Physics Letters, 2006, 89(25): 251 909.
- [23] WANG Q, WANG D K, FU T, et al. High temperature homogeneous plastic flow behavior of a Zr based bulk metallic glass matrix composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 495(1): 50-54.
- [24] FU X L, LI Y, SCHUH C A. Homogeneous flow of bulk metallic glass composites with a high volume fraction of reinforcement[J]. Journal of Materials Research, 2007, 22(6): 1 564-1 573.
- [25] ZHANG X Y, YUAN Z Z, LI D X, et al. Microstructural evolution and homogeneous viscous flow behavior of a Cu-Zr based bulk metallic glass composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 617: 670-676.
- [26] ZHANG X Y, YUAN Z Z, FENG X L, et al. Homogeneous viscous flow behavior of a Cu-Zr based bulk metallic glass composites[J]. Materials Science & Engineering, 2015, A620: 352-358.
- [27] ZHANG T, SHI J Y, QIAO J W, et al. Tensile mechanical behaviors of in situ metallic glass matrix composites at ambient temperature and in supercooled liquid region[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2014, 45(5): 2 382-2 388.
- [28] LIU Z Q, LIU G, QU R T, et al. Microstructural percolation assisted breakthrough of trade-off between strength and ductility in CuZr-based metallic glass composites[J]. Scientific Reports, 2014, 4(1): 4 167-4 175.
- [29] GUO S F, CHAN K C, LIU L, et al. Tensile plastic deformation of a Zr-based bulk metallic glass composite in the supercooled liquid region[J]. Scripta Materialia, 2009, 60: 369-372.
- [30] BLETRY M, GUYOT P, BRECHET Y. Homogeneous deformation of Zr-Ti-Al-Cu-Ni bulk metallic glasses[J]. Intermetallics, 2004, 12(10/11): 1 051-1 055.
- [31] FU N, LIU A M, WANG H, et al. High-temperature deformation behaviors of W/Zr based amorphous interpenetrating composite[J]. Materials & Design, 2014, 58: 182-186.
- [32] WANG Y S, LINGHU R K, XU J, et al. Superplasticity and constitutive relationship in a Ti-based metallic glassy composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 751: 391-398.
- [33] 白洁. Ti-Zr-Nb-Cu-Be 系非晶复合材料变形行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2016.
- [34] 刘英杰. 相变增韧的 CuZr 基非晶复合材料的设计及其力学性能[D]. 太原: 太原理工大学, 2017.
- [35] CUI J, LI J S, WANG J, et al. Deformation behavior of a Ti-based bulk metallic glass composite in the supercooled liquid region[J]. Materials & Design, 2016, 90: 595-600.
- [36] 余国卿, 许永康, 王东亮, 等. 陶瓷颗粒增强 Zr 基非晶合金复合材料高温变形行为研究[J]. 材料导报, 2023, 37(1): 21 110 013.
- [37] MA D Q, YUAN S Q, MA M Z, et al. Microstructural evolution and tensile properties of an in-situ TiZr based bulk metallic glass matrix composite after hot-pressing deformation in its supercooled liquid region[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 768: 415-424.
- [38] WU L J, ZHU Z W, ZHANG H F, et al. Deformation behavior of a TiZr-based metallic glass composite containing dendrites in the supercooled liquid region[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 37: 64-70.

(编辑:彭瑾)