

基于球形铍粉制备的 Be-50Al 合金热变形行为研究

王 晶¹, 彭仕先¹, 王 旻², 张 晨¹, 张新建¹

(1. 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 江油 621907)

(2. 表面物理与化学重点实验室, 四川 绵阳 621908)

摘 要: 研究了基于球形铍粉制备的新型变形 Be-50%Al 合金。热等静压组织中 Be 相保持了较高的球形率, 形状因子大于 0.5 的 Be 相占比超过 77%, 测试了合金的室温拉伸性能, 其弹性模量达到 171 GPa, 具有较好的刚性。Be-50Al 合金在 250~550 °C 温度下的热压缩过程中均表现出低于传统洛克合金的峰值应力, 在 300~350 °C 下 Be-50Al 合金应变硬化指数非常稳定, 具有良好的均匀塑性变形能力。Be-50Al 合金在不同温度下的单轴压缩过程中均表现出以铝相为主导的双相协调变形机制。该合金的室温拉伸断口表现为铍颗粒的解理断裂、铝的韧性断裂和铍铝的界面脱粘, 高温下压缩断口主要表现为铝相的撕裂。

关键词: 球形铍粉; 力学性能; 压缩变形; 显微组织

中图分类号: TG146.24

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)08-2901-08

铍铝合金继承了铍的高性能和铝的韧性与易加工特性, 具有轻质 (密度约为 2.06 g/cm³, 比传统铝合金轻 25%), 强度和比刚度高 (弹性模量和钢相近), 热稳定性和减振降噪性能良好 (热膨胀系数低 (13.7×10⁻⁶ °C⁻¹) 的复合材料性能特征^[1-2])。该合金作为“21 世纪从实验室到工程应用的重要材料”, 已应用于航空、航天、国防等对质量和刚度有严格要求的领域^[3-5]。

目前, 铍铝合金产品主要制造方式有 3 种, 分别为铸造、粉末冶金和压力加工^[6]。其中, 压力加工结合高能束焊接可制造大尺寸、薄壁铍铝合金构件, 其高结构稳定性与空间遥感领域的强烈需求相匹配, 有着广阔的应用前景^[7]。但铍铝合金的双相结构特征导致其塑性变形能力对合金成分、组织形貌、加工温度和变形速率等因素异常敏感。国外已广泛采用气雾化球形铍/铝预合金粉制备铍铝合金, 如 LX43 铍铝合金 (43%Be), 冷等静压固结后采用轧制或挤压的方式成形, 具有很高的强度和良好的塑性。我国当前广泛采用气流冲击研磨法制备铍粉, 将其与铝粉混合后进行烧结, 获得高铍含量, 高强度的铍铝合金 (62%Be)。但该合金因铍粉形状不规则、流动性较差, 容易出现组织不均匀、变形协调能力差等问题^[8-11]。此外, 高

铍含量导致变形抗力大, 塑性差。因此, 我国大尺寸铍铝合金板材制备一直是制造难点, 受到研究人员的广泛关注。

铍铝合金具有很强的成分设计性, 其性能随铍含量大致呈线性变化, 见图 1。在不显著降低铍铝合金弹性模量 (>160 GPa) 的情况下, 降低 Be 质量分数至 50%, 增强铍铝合金韧性, 同时降低变形抗力、提高塑性。He 等人^[12]的研究发现, 使用不规则形状铍粉制备的粉末冶金铍铝合金平面应变过程中的热塑性能力低于同加工条件的真空热压铍, 这主要归结于冲击研磨铍粉氧含量较高、Be/Al 界面结合力差, 以及铍相不规则形状产生应力集中从而导致微裂纹的产生和扩展。国内近期研制成功的气雾化法制备的铍粉具有纯度高、球形度高等特点, 更适合制备变形铍铝合金。为此, 通过成分设计、组织调控等手段有望开发一种新型的易于塑性成形的变形铍铝合金。

作为产品向大尺寸发展的重要加工方法, 铍铝合金的压力加工是工程研制的必要环节, 其对应的材料变形行为及机制也是应用基础科研中关注的热点。国外学者^[13-15]对铍铝合金的热塑性加工工艺参数和组织演化机理进行了研究。Song 等人^[16]针对雾化制粉工艺制备的铍铝合金 AlBeMet162 和 AlBeMet562 开展了

收稿日期: 2022-11-07

基金项目: 基础加强计划技术领域基金项目 (2021-JCJQ-JJ-0094); 国家自然科学基金青年基金 (52103362)

作者简介: 王 晶, 男, 1983 年生, 博士, 副研究员, 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 江油 621907, 电话: 0816-3626493, E-mail: wangjing7@caep.cn

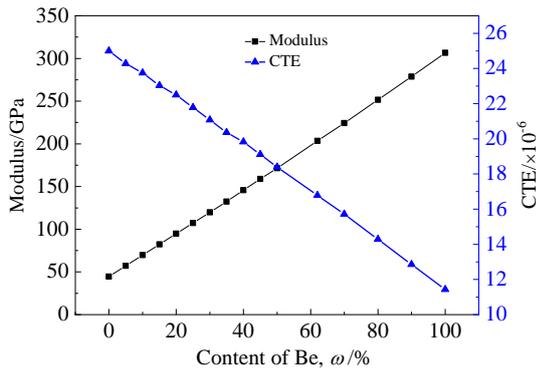


图 1 铍含量对铍铝合金性能的影响

Fig.1 Effect of Be content on properties of Be-Al alloy

热拉伸研究，发现了高温下的动态回复软化行为。国内西北稀有金属材料研究院也在铍铝合金的力学性能、断裂机制、热塑性能力方面陆续开展了工作^[17-19]。近几年，中国工程物理研究院材料研究所科研团队对传统洛克合金成分设计下不同铝基体的铍铝合金热压缩性能进行了较为系统的研究^[10, 12, 20-22]，在该系列合金的热压缩变形行为与机理、失效机制、均匀变形判据等方面有较为深入的认识和理解，为新型变形铍铝合金的研制奠定了理论和实验基础。

本研究对新设计的变形 Be-50Al 合金 (Be-50Al) 进行力学性能和热变形行为研究，获得不同变形条件下合金变形应力、合金组织和硬化指数的变形规律，阐明合金最佳塑性变形条件和热变形机制与失效机制，并通过与传统铍铝合金热压缩行为进行对比，验证新型变形 Be-50Al 合金的塑性变形能力，为我国大尺寸铍铝合金板材制备及成形工艺制定提供支撑。

1 实验

采用球形铍粉和铝粉作为原材料，其中铍粉粒径为 20~100 μm，见图 2，铝粉粒度为 7~9 μm。铍粉名义纯度大于 97%，铍及杂质成分见表 1。采用热等静压法制备 Be-50Al 合金坯料锭，热等静压温度为 650 °C，压力为 60 MPa。

依据国家力学性能测试标准，采用静力学拉伸实验对标准圆棒 Be-50Al 合金试样进行室温力学性能测试。采用维氏硬度计对合金硬度进行测试，随机选取多个点取平均值，压头压入参数为压力值 500 g，保压 15 s，随机选取多个点取平均值。采用热物理试验机对 Be-50Al 合金进行单轴压缩实验，样品尺寸为 Φ 8 mm×12 mm，压缩温度为 250~550 °C，应变速率为 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。

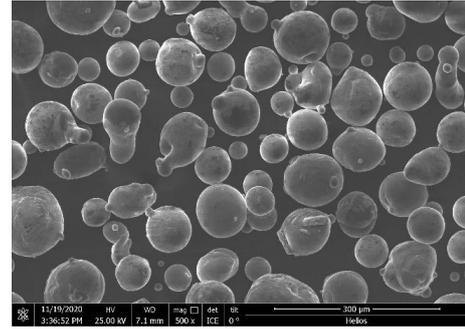


图 2 球形铍粉 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphology of spherical Be powder

表 1 铍粉中铍及杂质的成分

Si	Al	Mg	Fe	Ni	C	Be
0.019	0.1331	0.0110	0.0489	0.0067	0.07	Bal.

金相样品依次采用 180#、600#、1200#和 2000# 水砂纸进行磨光，然后将磨光面用 0.5 μm 氧化铝抛光剂精抛至镜面。采用体积分数分别为 3 vol% HF+ 9 vol% HCl+9 vol% HNO₃ 的水溶液进行蚀刻。采用金相显微镜 (OLYMPUS DSX-500) 对样品组织进行观察和金相照片采集。利用 Image Pro Plus 图像处理软件对视场下铍晶粒的面积进行抓取，并对其平均尺寸和形状因子等晶粒特征进行统计。采用 X 射线衍射仪对合金的相组成进行分析。采用扫描电镜 (KYKY-EM3200) 对拉伸、压缩断口形貌进行分析。

2 结果与讨论

2.1 Be-50Al 合金的性能及组织形貌

图 3 是 Be-50Al 合金显微组织形貌，深灰色的铍颗粒呈近球状，且均匀分布于浅灰色的铝基体中。进一步

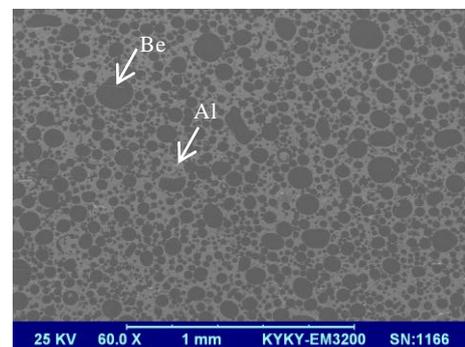


图 3 Be-50Al 合金金相组织形貌

Fig.3 Microstructure of HIP Be-50Al alloy

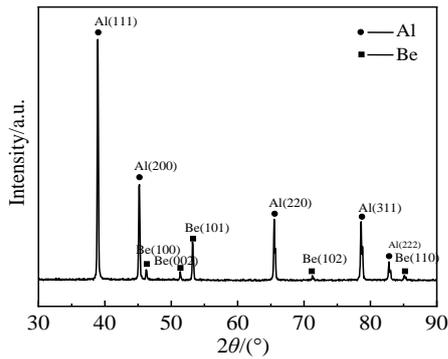


图4 Be-50Al 合金样品 XRD 图谱

Fig.4 Typical XRD pattern of HIP Be-50Al sample

对合金的相组成进行了分析, 从 X 射线衍射分析结果可以看到只出现了 Be 相和 Al 相的衍射峰, 见图 4。

由于铍作为增强相, 其形状、尺寸等特征对铍铝合金的力学性能具有较大影响, 因此对铍相的晶粒尺寸和形状分布规律进行统计。基于体视学原理对显微组织形貌进行表征, 假设在铍铝合金中铍相以规则的近球形状分布于连续的铝基体中, 平均晶粒尺寸和形状因子计算公式^[23]:

$$d = \sqrt{4 \frac{A}{\pi}} \quad (1)$$

$$F = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2)$$

其中, A -投影面积; d -等效直径; P -周长; F -形状因子。

图 5 和图 6 分别反映了热等静压 Be-50Al 合金的铍晶粒尺寸分布和球形状因子。可以看出, 铍相粒径主要集中在 20~80 μm , 大尺寸颗粒占比非常小, 与铍粉的原始晶粒尺寸一致性好, 表明热等静压工艺参数未造成铍相明显的聚集和长大。从颗粒形状因子统计结果发现, 绝大部分铍相的球形状因子大于 0.5, 占比超过 77%, 说明经过热等静压处理后 Be-50Al 合金中的铍相仍然保持较高的球形率, 这有益于减轻第二相形状不规则造成的应力集中, 并提高铍相的变形协调能力。

Be-50Al 合金在室温下的拉伸应力-应变曲线见图 7。Be-50Al 合金弹性模量达到 171 GPa, 合金屈服强度和抗拉强度分别为 142 和 184 MPa。Be-50Al 合金的平均维氏硬度 HV 为 813 ± 52 MPa。

使用球形铍粉制备的热等静压 Be-50Al 合金相比粉末冶金 Be-38Al 合金, 抗拉伸强度较低^[15], 一方面是由于 Be 含量较低导致铍铝合金强度下降(图 1 所示), 另一方面是由于目前国内雾化球形铍粉制备

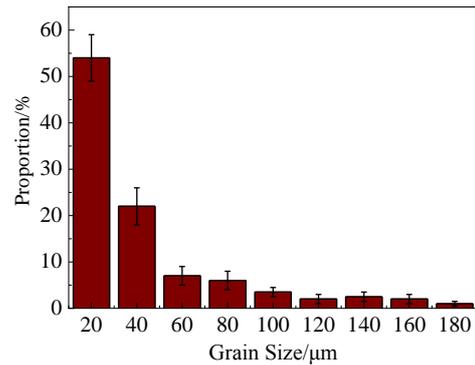


图5 Be-50Al 合金中铍晶粒尺寸分布

Fig.5 Be grain size distribution in HIP Be-50Al alloys

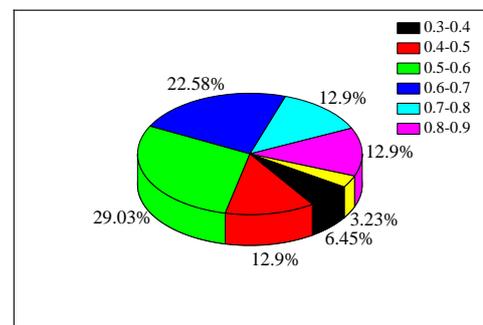


图6 Be-50Al 合金中铍相形状因子分布

Fig.6 Shape factor distribution of Be phase in HIP Be-50Al alloys

技术还处于起步阶段, 铍粉粒度控制能力不足, 导致部分铍颗粒尺寸较大。参考经典的晶粒二次再结晶现象: 二次再结晶的结果使金属材料的晶粒粗大, 可明显降低材料的强度, 发生了二次再结晶的金属材料在使用时往往在大晶粒处造成很大的应力集中, 首先形成裂纹导致破坏。因此, 部分较大的球形铍相对铍铝合金抗拉伸强度会起到恶化作用, 因此雾化铍粉需要在保证收得率的情况下尽量做到粒径细小、均匀。虽然较大尺寸的铍相会一定程度上降低 Be-50Al 合金室温抗拉伸强度, 但对合金的塑性影响不大, 而 Be-50Al 合金热塑性变形能力如何则需要重点研究。

2.2 Be-50Al 合金的热压缩变形

单轴压缩实验得到的 Be-50Al 合金的真应力-真应变曲线如图 8 所示。主要特征包括: (1) 对于 250 $^{\circ}\text{C}$ 压缩曲线, 随着应变量的增加, 应力快速到达最大值, 约 150 MPa, 之后有所下降, 在应变到达 0.5 时, 应力突然大幅度降低, 这是由于样品出现了沿 45 $^{\circ}$ 剪切断裂; (2) 对于 300 和 350 $^{\circ}\text{C}$ 样品, 从应力-应变

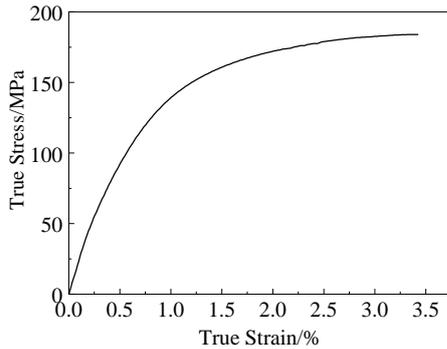


图 7 Be-50Al 合金室温拉伸应力-应变曲线

Fig.7 Tensile stress-strain curve of Be-50Al alloys

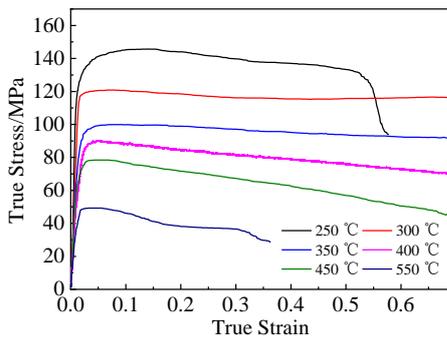


图 8 Be-50Al 合金不同温度下真应力-真应变曲线

Fig.8 True stress-strain curves of Be-50Al alloys at different temperatures and 0.01 s^{-1}

曲线可知，应力升高到最大后趋于平稳，没有出现明显的降低，从变形后的样品也可看出，表面没有出现明显的裂纹，在此温度区间其变形能力较好；（3）450 °C 样品压缩过程中，应力快速升高至极值，然后一直降低，从样品表面能清晰看见有较多明显的裂纹，表现为柱面龟裂；（4）对于 550 °C 样品，应力快速达到峰值以后开始降低，当变形量超过 0.3 以后，样品开裂是应力快速下降的主要原因。

图 9 为温度对 Be-50Al 合金峰值应力的影响，从图中可以得到，随着变形温度的增加，变形峰值应力持续大幅减小，而且降低幅度大，这表明峰值应力对变形温度比较敏感。对于 Be-Al 合金而言，变形过程中铍相为硬相，铝相为软相，所以主要是铝相主导的塑形变形，变形温度升高，变形激活能增加，加速了晶界迁移率，从而降低了滑移阻力^[24]。而且，峰值应力作为评估材料最大变形载荷的重要因素，其值越低意味着材料越容易变形。对比 Be-50Al 合金与热等静压 Be-38%6061Al^[12]和铸造 Be-38%Al^[22]合金在相同变形温度条件下的峰值应力，可以看到 Be-50Al 合金的变形抗力明显较低，具有更好的加工性。

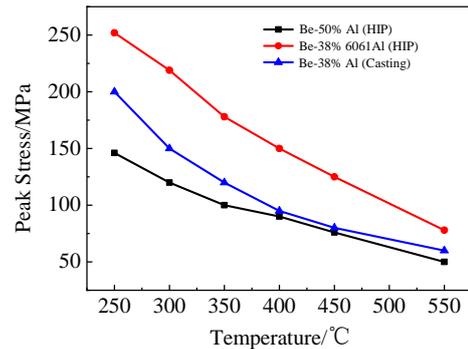


图 9 铍铝合金不同温度条件下的压缩变形峰值应力

Fig.9 Peak stress of Be-Al alloy at different temperatures

应变硬化指数是反映加工硬化过程和热软化过程平衡的重要指标，是表征材料塑性变形均匀性和协调性的重要物理量。在温度和应变速率一定的情况下，其计算方程式^[25]：

$$n = \frac{d \log \sigma}{d \log \varepsilon} \quad (3)$$

其中， n 为真应变； σ 为一定应变变量 ε 所对应的应力，单位 MPa。

将图 8 所示的热压缩试验数据代入上述计算式（1），可得到不同变形温度下，不同应变变量所对应得应变硬化指数数值，如图 10 所示。从图中可以得到，变形温度 250 和 550 °C 样品的应变硬化指数波动非常大，这主要是因为变形后期样品内部开裂引起了指数的失真。而对比 300~450 °C 样品应变硬化指数变化规律可知，随着应变量的增加，300、350 °C 样品硬化指数变化不明显，而 400、450 °C 样品硬化指数逐渐减小，并且变形温度越高，指数下降越明显。这表明在 300~350 °C 区间，变形过程中加工硬化与热软化过程接近平衡状态；而在 400~450 °C 区间，热软化效应强于加工硬化。这种软化效应容易产生局部流动，这对于热加工成形不利^[26]。

Be-Al 合金的热变形是两相间相互协调变形作用，需考虑两相间的界面强度。在变形温度较低条件下，变形所需要施加的压力较大，当局部应力大于界面强度，容易引起两相界面的脱粘，从而形成裂纹，进而断裂。而变形温度越高，铝相的强度下降明显，这不利用两相的均匀变形^[26]。从硬化指数的变化规律可进一步得知，随着变形量的增加，温度越高，硬化指数值越小，而且差值逐渐增大，这说明温度越高，合金应变硬化指数随变形量增加更加敏感。

2.3 Be-50Al 合金的热压缩变形组织变化分析

Be-50Al 合金样品单轴等温压缩变形可分为 4 个区域，如图 11 所示：其中区域 1 为难变形区，区域 2

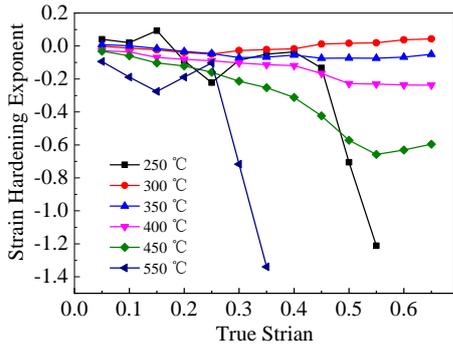


图 10 Be-50Al 合金不同温度下应变硬化指数与应变关系
Fig.10 Strain hardening exponent vs strain of Be-50Al alloy at different temperatures

为大变形区域，区域 3 为自由变形区域，区域 4 为 45° 剪切变形区。由于不同区域的变形量和变形方式不同，其铍相和铝相组织变化也有区别。

对 250 °C 条件下压缩变形后的样品各区域的组织进行观察，如图 12 所示。可以看到铍相在不同区域的变形方式不一样，且大尺寸铍相的变形量明显大于小尺寸铍相。对大尺寸的铍相变形后的形状进行统计，得到区域 1 中铍相变形较小，而区域 2 的铍相发生了较大的变形，变形后呈椭球形，其长轴垂直于压缩方向；区域 4 的铍相同样变形量较大，椭圆形的铍相长轴方向与压缩方向呈 45°；相比较，区域 3 自由变形区的铍相变形较小且没有明显的取向差异。

采用偏振光可对各向异性材料进行晶粒取向的观察，各取向晶粒会显示出不同的颜色^[27]。采用偏振光模式对 250 °C 变形后样品区域 2 和区域 4 进行观察。结果如图 13 显示，合金中同一个铍相中出现了不同颜色，且对比度大，表明是由多个取向的晶粒组成，且取向差较大；区域 2 和区域 4 处于变形量较大的区域，铍相中各晶粒的颜色对比度在减小，且晶粒中增多了大量的变形带，表明变形过程中，各晶粒取向趋同，各晶粒发生了大量的塑性变形。

分别对不同温度压缩样品取区域 2 进行组织分析，从图 14 中可得到变形温度越高，其铍相的变形量越小。250 °C 样品组织中椭圆状的铍相数量明显多于 550 °C 样品且更细长。这表明，在相同变形量的情况下，温度越高，铍相贡献的变形量越小。这主要是由于在高温下铝基体的强度大幅下降，铝软化变形仍是铍铝合金热变形的的主要机制，并且铝基体对铍相的作用力在高温下变得非常弱，也不会导致球形铍相的变形。

2.4 Be-50Al 合金拉伸和压缩断裂行为

对 Be-50Al 合金的断口形貌进行分析，如图 15 所示。结果表明：（1）球形铍粉制备的 Be-50Al 合金室温拉伸断口形貌表现为大颗粒铍的解理断裂、铝的韧性断裂，以及小颗粒铍与铝相之间脱粘；（2）550 °C 压缩断口表现为铍颗粒在铝相中滑动，铍铝界面撕裂和铝相的韧性断裂。因此，2 种状态下坯料的变形方式有所不同。室温状态拉伸，铍铝之间的结合强度较高，甚至高于尺寸较大的铍颗粒的解理断裂强度，这种情况下，铍相会先于两相脱粘前产生内部裂纹，进一步解理断裂^[17-18]；但是对于小尺寸铍相所在的区域，铍相的解理强度更高，此时断裂形式更多的表现为铍铝之间脱粘和铝相的韧性断裂。高温（550 °C）固态压缩断口形貌仅观察到铝相的撕裂形貌，而没有铍相的断裂出现，表明在压缩过程中主要是铝相发生了塑性变形，这与图 14 观察到得微观组织变形机制是相符的。

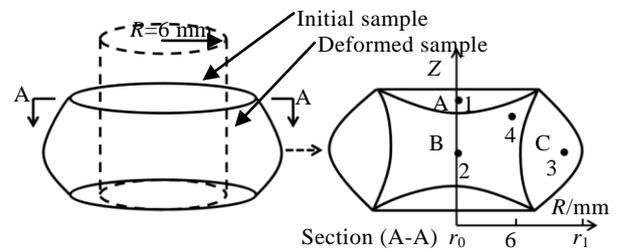


图 11 Be-50Al 合金单轴压缩样品变形示意图
Fig.11 Cross-section observation of uniaxial compression samples

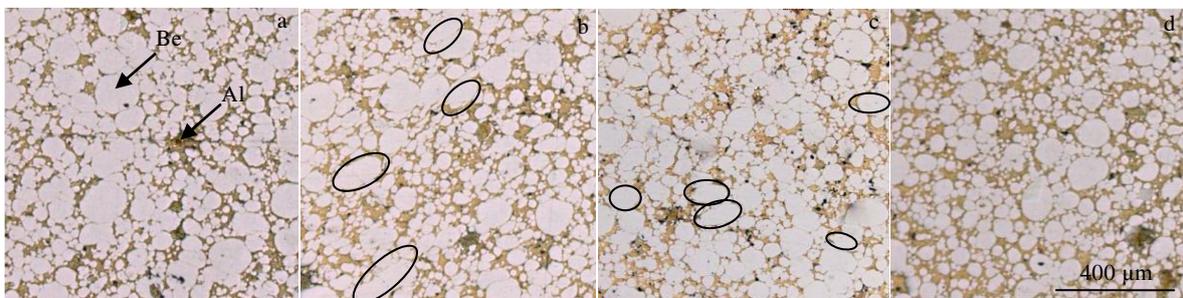


图 12 250 °C 变形样品不同区域组织
Fig.12 Microstructures of different regions of the sample at the deformation temperature of 250 °C: (a) region 1, (b) region 4, (c) region 2, and (d) region 3

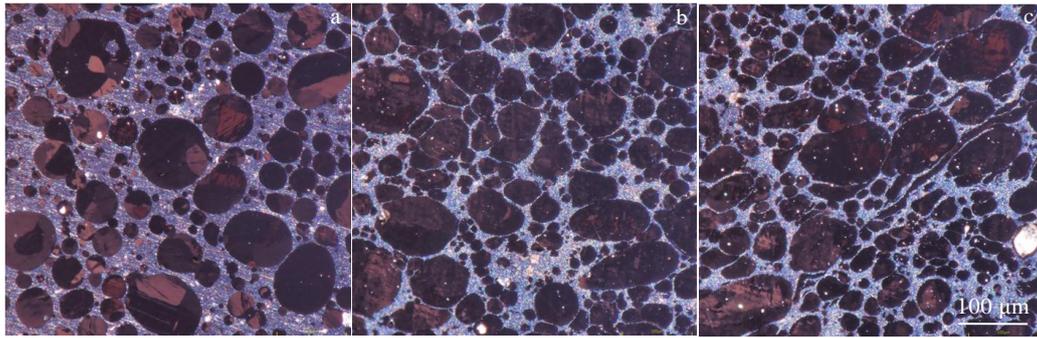


图 13 250 °C 压缩变形后样品铍晶粒组织

Fig.13 Microstructure of Be grains of the sample after compression deformation at 250 °C: (a) raw materials, (b) region 2, and (c) region 4

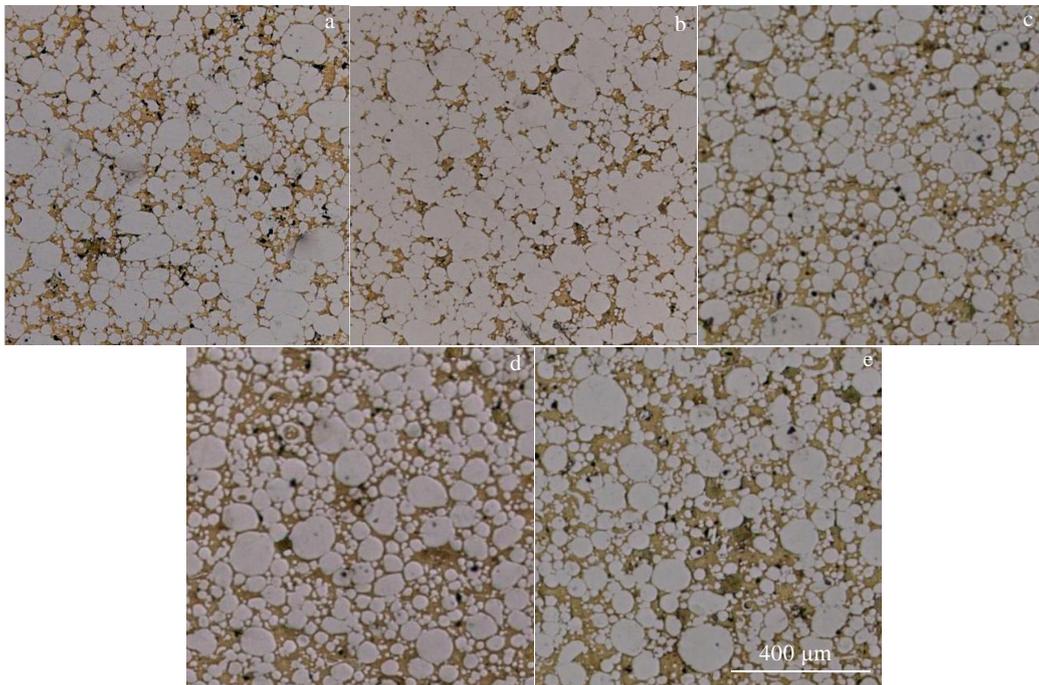


图 14 Be-50Al 合金不同温度压缩变形后大变形区 2 组织

Fig.14 Microstructures of large deformation zone (region 2) Be-50Al of alloy after compression deformation at different temperatures: (a) 250 °C, (b) 300 °C, (c) 350 °C, (d) 450 °C, and (e) 550 °C

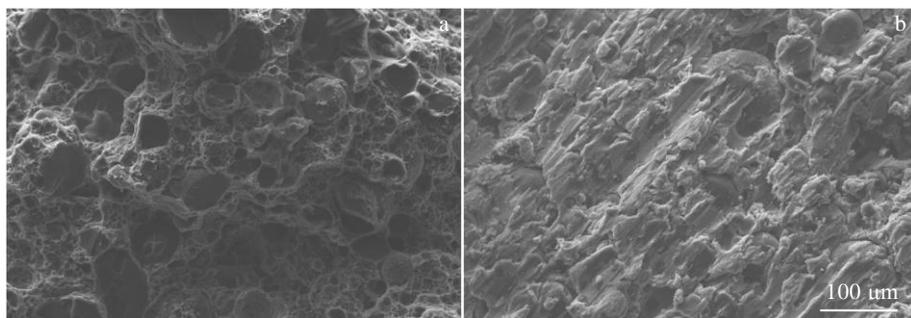


图 15 Be-50Al 合金试样室温拉伸和 550 °C 压缩断口形貌

Fig.15 Fracture morphologies of Be-50Al alloy tensile sample at room temperature (a) and compression sample at 550 °C (b)

3 结 论

1) Be-50Al 合金的 Be 相以球形均匀分散在连续的铝基体中, 弹性模量为 171 GPa, 室温刚性好。

2) Be-50Al 合金在不同温度下的热压缩过程中均表现出低于传统洛克合金的峰值应力, 其在 300~350 °C 的应变硬化指数稳定, 具有良好的均匀塑性变形能力和可加工性。

3) Be-50Al 合金中铝相在塑性变形过程中起主导作用, 球形铍相变形主要集中在大变形和剪切变形区, 表现出双相协调的变形机制。

4) Be-50Al 合金的室温拉伸断裂行为主要包括铍颗粒的解理断裂、铝相的韧性断裂和铍铝界面的脱粘; 550 °C 压缩断裂行为没有铍颗粒的断裂, 主要是铍颗粒在铝相中的滑动和铝相的流动。

参考文献 References

- [1] Liu X D, Zhang P C, He S X, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 734: 74
- [2] Warren J H *JOM*[J], 2000, 52(5): 35
- [3] Elmer J W, Aziz M J, Tanner L E et al. *Acta Materilla*[J], 1993, 42: 1065
- [4] Nardone V C, Garosshen T J, *J Mater Sci*[J], 1997, 32(10): 2549
- [5] Molchanova L V, Ilyushin V N. *Russian Metallurgy, Metally*[J], 2013(1): 71
- [6] Zhong Jingming(钟景明). *Beryllium Industry in China*(中国铍业)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 22
- [7] Zhang X D, Meisenkothen G, Wiezorek F et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31: 2963
- [8] Lv Yige(吕一格), Zhang Jiankang(张健康), Dai Yanming(代彦明) et al. *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2020, 48: 73
- [9] Zhang Jiankang(张健康), Li Yan(李燕), Wang Zhanhong(王战宏) et al. *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2017, 45: 72
- [10] Wang Haijun(王海军), Xu Qindong(徐庆东), Dou Zuoyong(窦作勇) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术), 2019, 37(5): 356
- [11] Liu Xiangdong(刘向东). *Design, Powder Metallurgical Preparation, and Mechanical Properties Study of Beryllium Aluminum Alloy* (铍铝合金设计、粉末冶金制备及力学性能研究)[D]. Jiangyou: China Academy of Engineering Physics, 2019: 50
- [12] He Xinghui, Luo Jinru, Xu Qingdong, et al. *Materials Letters*[J], 2021, 300: 129 882
- [13] Parsonage T. *Materials Science and Technology*[J], 2000, 16(7-8): 732
- [14] Speer W, ES-Said O S. *Engineering Failure Analysis*[J], 2004, 11(6): 895
- [15] Krödel M, Robichaud J L, Goodman W A et al. *Material Technologies and Applications to Optics, Structures, Components, and Sub-Systems II*[J], 2015(5): 9574
- [16] Song S G, Garosshen T J, Nardone V C. *Materials and Engineering A*[J], 2000, 282(1-2): 67
- [17] Li Junyi(李军义), Wang Dongxin(王东新), Liu Zhangnag(刘兆刚) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 41(2): 203
- [18] Jiao Qi(焦旗), Ma Ling(马玲), Feng Ting(冯婷) et al. *Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2010, 30(10): 973
- [19] Wang Zhanhong(王战宏), Wang Li(王莉), Zhao Shuangqun(赵双群) et al. *Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 26(8): 526
- [20] Yu Liangbo(余良波), Wang Jing(王晶), Wang Zhenhong(王震宏) et al. *Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2019, 39(2): 117
- [21] Dou Z Y, Ma C, Zhao Y W et al. *Materials Letters*[J], 2018, 229(1): 89
- [22] He Xinghui, Jiang Chunli, Chen Jun et al. *Materials Letters*[J], 2022, 316: 132 016
- [23] Ma Yingjie(马英杰), Lui Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 976
- [24] Wang Tixian(王天祥), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3557
- [25] Luo J, Li M Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 538: 159
- [26] Feng Rui(冯瑞), Wang Kelu(王克鲁), Lu Shiqiang(鲁世强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 526
- [27] Cai Wenhua(蔡文华), Yao Huiquan(姚蕙荃). *The 4th Annual Meeting of Metal Materials and Heat Treatment*(第四届金属材料及热处理年会)[C]. Taian: MMHT, 1991: 233

Mechanical Properties and Thermal Deformation of Be-Al Alloy Prepared from Spherical Beryllium Powder

Wang Jing¹, Peng Shixian¹, Wang Min², Zhang Chen¹, Zhang Xinjian¹

(1. Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jianguo 621907, China)

(2. Science and Technology on Surface Physics and Chemistry Laboratory, Mianyang 621908, China)

Abstract: Novel Be-50wt%Al alloys were prepared from spherical beryllium powder. The uniaxial compression experiment was carried out on the Gleeble tester to study the hot deformation ability of Be-50Al alloy at the temperature ranging from 250 °C to 550 °C, and the strain rate of 0.01 s⁻¹. Results show that the Be phase keeps near spherical shape in the billet prepared by hot isostatic pressing, and the proportion of Be phase with shape factor greater than 0.5 exceeds 77%. At room temperature, the alloy has good rigidity and its elastic modulus is 171 GPa. The peak stress is significantly lower than that of traditional beryllium aluminum alloy. The strain hardening index of Be-50Al alloy is very stable at the temperature of 300-350 °C, and it has good uniform plastic deformation ability. The deformation mechanism of compressed Be-50Al at various temperatures is mainly dominated by the plastic deformation of aluminum phase well coordinated by the beryllium phase. The tensile fracture surfaces at ambient temperature show cleavage fracture of beryllium particles, ductile fracture of aluminum phase and the interfacial debonding between beryllium phase and aluminum phase. Differently, the compression fracture at high temperature is caused by tearing of aluminum phase.

Key words: spherical beryllium powder; mechanical properties; compression deformation; microstructure

Corresponding author: Zhang Xinjian, Professor, Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jianguo 621907, P. R. China, Tel: 0086-816-3626327, E-mail: zhangtcher@163.com