

预热温度对 AgCuOSnO₂ 热挤压变形影响的有限元模拟与实验研究

周晓龙¹, 李金涛¹, 熊爱虎¹, 刘满门², 王立惠³

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院 云南省先进材料重点实验室 稀有贵金属有色金属新材料教育部重点实验室, 云南 昆明 650093)

(2. 昆明贵金属研究所, 云南 昆明 650106)

(3. 中国有色金属(桂林)地质矿业有限公司 桂林微电子电极材料与生物纳米材料重点实验室, 广西 桂林 541004)

摘要: 根据实验结果建立有限元模型, 以研究不同预热温度对 AgCuOSnO₂ 复合材料在热挤压过程中的应力、应变和显微组织的影响, 并通过模拟计算验证实验结果。结果表明, 提高预热温度将导致应力降低, 颗粒弥散以及金属流动性增强, 这有利于减小模具磨损深度, 但会减弱 CuO 的纤维化程度。在 800 °C 的预热温度下, 坯料受热均匀, 模具磨损较小, 立方 CuO 能够充分纤维化, 因此是 AgCuOSnO₂ 复合材料热挤压的理想预热温度。

关键词: AgCuOSnO₂ 复合材料; 预热温度; 热挤压; 有限元分析; 微观结构演变

中图分类号: TG376.2; TB332

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0306-09

电触头是电器开关、仪器仪表中的接触元件, 其性能直接影响到电器开关的运行和使用寿命。理想的电触头材料必须具备良好的导电、导热性及耐电弧烧损、抗熔焊等性能特点^[1]。常用的电触头材料可分为 3 大类: 纯金属电触头材料、合金电触头材料和复合电触头材料, 应用最广泛的是银金属氧化物 (AgMeO) 电触头材料^[2]。被称为“万能电触头”的 AgCdO 在 20 世纪 60 年代末得到了大批量的生产^[3,4], 但由于 AgCdO 中 Cd 元素的剧毒性, 对人体和环境造成严重污染, 继而出现了 AgSnO₂、AgZnO 等电触头材料。在众多的替代 AgCdO 的银金属氧化物电触头材料中, 银氧化锡 (AgSnO₂) 由于其优良的抗电弧侵蚀性、抗熔焊性、耐磨损性能等特点被认为是较好的替代材料, 从而成为研究热点^[5-7]。由于 CuO 具有稳定性高、与银基体界面结合好、价格低廉等特点, 使得 AgCuO 电触头材料也得到重视^[8-10], 但仍存在一定的问题。

在后续的进一步研究中, 发现由反应合成法制备出的 AgCuOSnO₂ 复合材料中, CuO 与 SnO₂ 共同作为增强相时, 具有高度互补性, 弥补了各自的缺陷^[11,12]。虽然科研工作者们对 AgCuOSnO₂ 复合材料的制备过程与电接触性能已进行了深入的研究, 但对于其加工过程, 特别是热挤压加工工艺并未深入研究。而加工

过程对于复合材料组织的演变, 尤其是对复合材料的金属流动性、增强相颗粒大小与分布有着重要的影响, 进而决定了加工后复合材料的使用性能^[13-16]。

复合材料热加工过程中的组织受温度影响较大, 合适的挤压温度将有助于提高第二相颗粒的弥散及形变效果^[17]。因此, 本研究对反应合成法制备出的 AgCuOSnO₂ 复合材料, 通过 MSC Marc 有限元分析, 研究了预热温度对材料热挤压过程中应力、应变和组织等的影响, 并与实际挤压实验相互验证, 这对 AgCuOSnO₂ 复合材料实际的加工过程具有重要的指导作用。

1 实验及模拟

采用 AgCu20、AgSn15 二元合金、Ag₂O 粉及 Ag 粉为原料, 粉末粒度均小于 45 μm, 纯度 ≥ 99.5%。制备 200 g 的 AgCuOSnO₂ 复合材料所需的原料用量如表 1 所示。

表 1 制备 200 g AgCuOSnO₂ 锭坯所需原料的用量
Table 1 Amount of raw materials to prepare 200 g AgCuOSnO₂ ingot (g)

AgCu	AgSn	Ag ₂ O	Ag
57.062	80.270	42.148	20.520

收稿日期: 2021-01-20

基金项目: 云南省科技计划重点项目 (2017FA027)

作者简介: 周晓龙, 男, 1969 年生, 博士, 教授, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, E-mail: kmust502@163.com

首先，用行星式球磨机（型号：QM-ISP2），球料比为 10:1，转速为 1000 r/min，球磨 10 h 将原料均匀混合。在 $\Phi 27$ mm 的钢模中放入混合好的原料，然后在 20 MPa 压力下，保压 5 min 得到素坯。为确保 Cu、Sn 元素能与 O 元素充分反应，以及由于烧结后试样的致密度往往达不到后续加工的要求，因此需通过复压复烧来提高致密度。图 1 为烧结与复压复烧工艺流程。在油压机上热挤压时，选取 MoS₂ 作为润滑剂，初始温度加热至 800 °C，保温 1 h，压强为 50 MPa，模具初始温度为 300 °C，挤压速度为 3.8 mm/s，挤压角度为 45°，挤压比为 20.25，最终得到 $\Phi 6$ mm 的丝材。用 X 射线衍射分析仪（XRD）对烧结态锭坯进行物相分析；用金相显微镜（型号：Nikon Eclipse MA200），扫描电镜（SEM，型号：Tescan vega3）对材料的微观组织进行观察并进行能谱分析。

如图 2a 热挤压示意图所示，实际挤压过程是在卧式挤压机上进行的，模具、挤压垫片、坯料都是轴对称体，因此可以简化为图 2b 所示模型。此外，在挤

压过程中还应做出如下假设：锭坯的几何模型理想化处理，不考虑重力的影响；坯料为变形体，模具及挤压杆视为刚体；不考虑坯料与模具及空气的热传导；分析类型采用热-机耦合分析^[18,19]。

图 3a 是试样复压复烧后，采用 SEM 观察到的显微组织，图 3b、3c 是 A、B 2 点的 EDS 能谱分析。此外，对试样的复压复烧态进行了 XRD 物相分析和 EDS 面扫描，分别如图 4、图 5 所示。从面扫描图中可以看出，深灰色区域为 CuO，浅灰色为 SnO₂。结合面扫描图、图 3 中的 A、B 2 点的能谱分析以及 XRD 图谱分析，表明所制备的 AgCuOSnO₂ 试样中，只存在 Ag、Cu、Sn、O 元素，且 A 点处主要为 Ag、Sn 和 O 元素，B 点处主要为 Ag、Cu 和 O 元素，生成了 CuO、SnO₂ 2 种物相，无其他杂质元素。图 3a 中深灰色环状组织为 CuO（红色虚线框表示），浅灰色环状组织为 SnO₂（蓝色虚线框表示）。

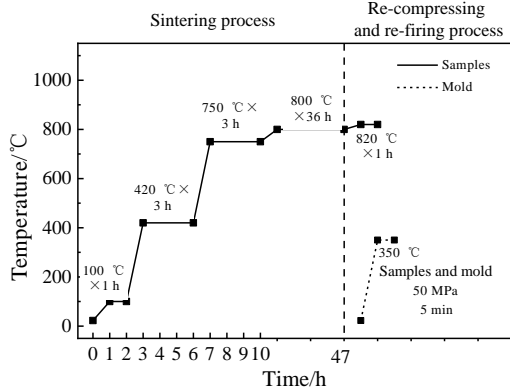


图 1 AgCuOSnO₂ 复合材料试样烧结与复压复烧流程示意图
Fig.1 Schematic diagram of sintering, re-compressing and re-firing process of AgCuOSnO₂ composites samples

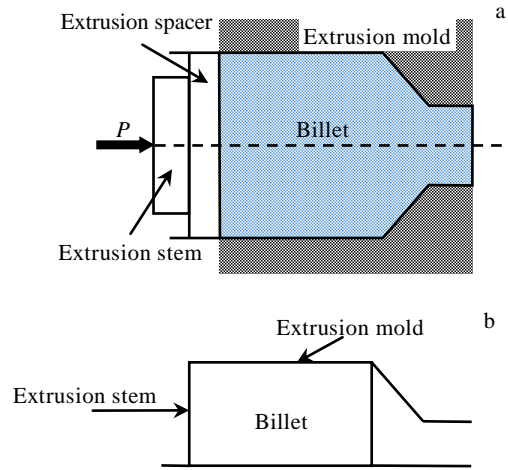


图 2 热挤压示意图
Fig.2 Schematic illustration of hot extrusion of mold (a) and simplified mold (b)

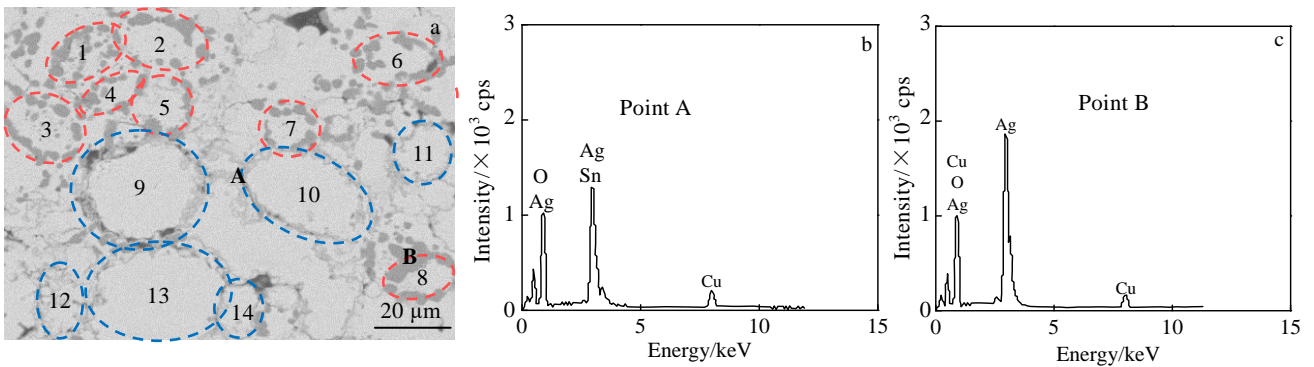


图 3 AgCuOSnO₂ 复合材料的显微组织与 EDS 能谱

Fig.3 SEM microstructure (a) of AgCuOSnO₂ composites and EDS spectra of point A (b) and point B (c) marked in Fig.3a (the red dashed box is CuO, and the blue dashed box is SnO₂)

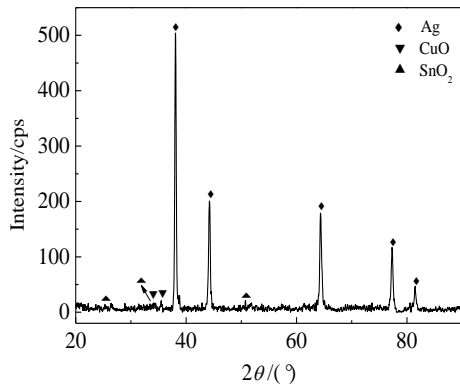


图 4 AgCuOSnO₂ 复合材料的 XRD 图谱
Fig.4 XRD pattern of AgCuOSnO₂ composites

如图 3a 所示，CuO 的颗粒尺寸和 CuO 颗粒的环状团簇直径是对 1~8 号圆及其颗粒分别进行 5 次测量之后，取平均值得到的。CuO 颗粒直径与其所形成的环状团簇直径分别为 1.99、18.57 μm；同样，SnO₂ 是对 9~14 号圆及其颗粒分别进行 5 次测量，再取平均值得到，SnO₂ 颗粒直径与其所形成的环状团簇直径分别为 1.82、21.74 μm。

通过图 3a 可以看出，虽然存在部分团聚现象，但 CuO、SnO₂ 颗粒在 Ag 基体中基本呈环状团簇分布，颗粒接近球形，故选择用规则的圆形颗粒作为 CuO 和 SnO₂ 的颗粒模型；此外，由于环状团簇组织在实际的微观组织中出现次数较多，可看作是较小环状团簇的 CuO

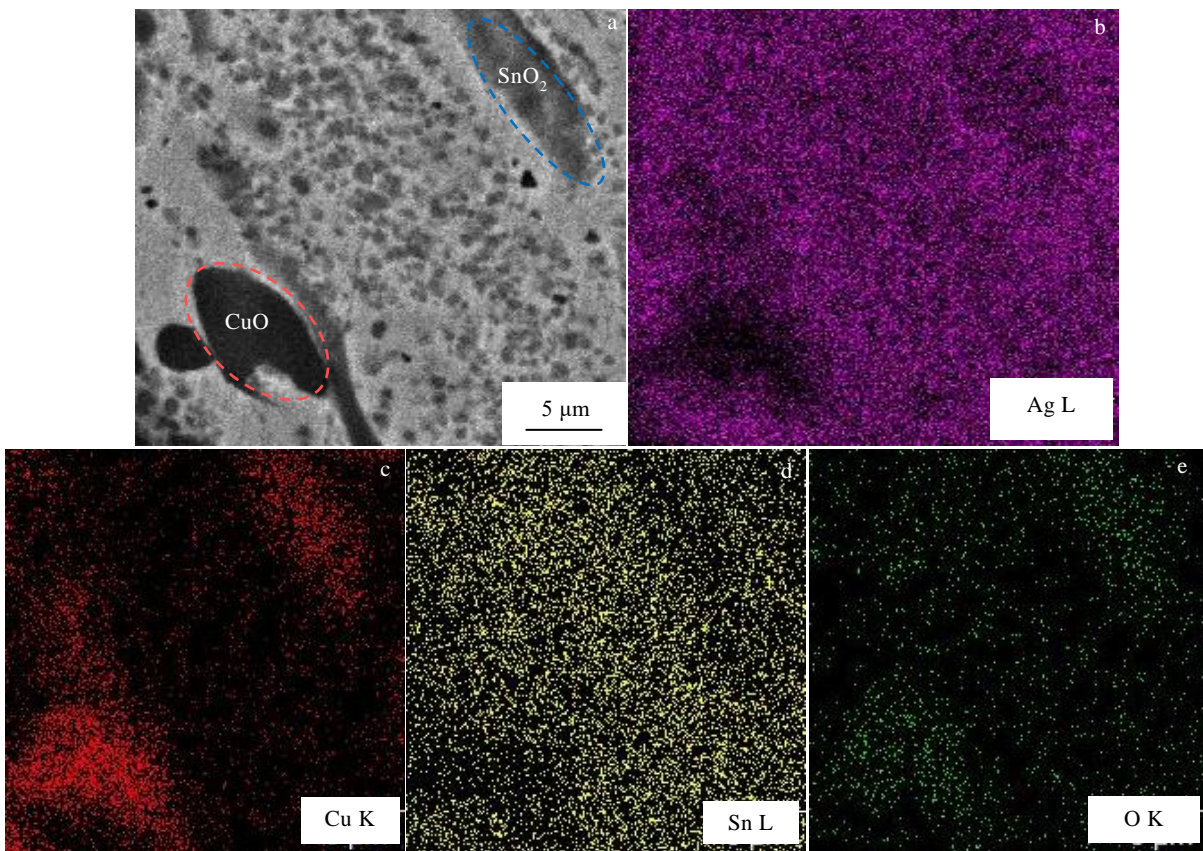
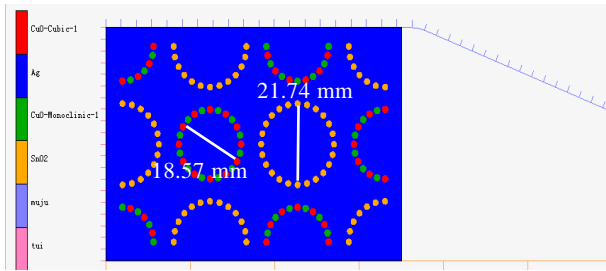


图 5 AgCuOSnO₂ 复合材料的 SEM 照片和 EDS 面扫描
Fig.5 SEM image (a) and EDS mappings (b~e) of AgCuOSnO₂ composites

和较大环状团簇的 SnO₂ 相互穿插，分布具有一定规律性，因此选择以 CuO 环状团簇和 SnO₂ 环状团簇交替分布的方式，最大程度地对实际组织的分布情况进行模拟。根据测量数据，使用 Auto-CAD2018 软件构建 AgCuOSnO₂ 复合材料的几何图形时，为了便于模型的建立并且更加接近实际情况，采用 1:1000 比例放大图形，建立了如图 6 所示 CuO + SnO₂ 的有限元模型，选

用四边形网格类型。对于平面实体单元，可采用 81 号、115 号、118 号等单元，其中 81 号单元为广义平面应变全积分单元，适用于不可压缩问题的分析；115 号单元是平面应变减缩积分单元，其剪切性能良好；118 号为平面应变减缩积分单元，尽管其剪切性能同样较好，却适用于不可压缩问题的分析。所以本研究选择 115 号单元^[20]。图中红色颗粒是立方 CuO，绿色颗

图 6 AgCuOSnO₂ 复合材料的有限元模型图Fig.6 Finite element model of AgCuOSnO₂ composites

粒是单斜 CuO, 黄色颗粒是 SnO₂, 蓝色区域则是 Ag 基体。张浩^[21]对挤压之后的 AgCuO 复合材料中不同形状的增强相体积进行了计算, 发现纤维状组织(立方 CuO)和颗粒状组织(单斜 CuO)的体积比接近 1:1, 因此将立方 CuO 和单斜 CuO 的数量比设为 1:1, 是为了更好地与实际制备的 AgCuOSnO₂ 试样进行比较, 从而为实际挤压工艺提供理论基础。

在进行 AgCuOSnO₂ 复合材料热挤压的模拟过程中, 对于预热温度的选择, 一方面是由于单斜 CuO 在烧结过程中转变为立方 CuO 的温度约为 775 °C^[22], 另一方面 Ag 的熔点约为 961 °C, 综合考虑下, 采用 750 和 800 °C 作为本实验设定的预热温度。因此, 将 CuO、SnO₂ 和 Ag 基体都定义为各向同性材料且坯料的初始温度设置为 750 和 800 °C。在所设置的温度下, Ag 的各项物理参数来自于宁远涛著作^[23]中的实验参数, SnO₂ 的各项物理参数来自于刘满门^[24]和于杰^[25]研究中的实验参数, CuO 的各项物理参数来自于 Zheng^[26]和 Clary^[27]研究中的实验参数。

为了确保网格划分后质量良好, 首先使用自动分网预处理 (pre-automesh), 对模型进行布网处理, 然后使用四边形前沿法 (advancing front mesher) 对网格进行划分。对于接触条件, 将 CuO, SnO₂ 和 Ag 基体定义为变形体, 将模具与垫片定义为可传热刚体, 对称轴定义为对称体。对于接触关系, Ag 与增强相的颗粒之间定义为粘结 (glue), Ag 与模具, 挤压垫片和对称体定义为接触 (touching), 摩擦系数为 0.1, 初始温度设置为 750 和 800 °C。迭代方法选用全牛顿-拉夫森法, 并将收敛容差设置为 0.1。采用累积挤压变形工艺, 以半径变化经过 3 次累积挤压, 其挤压比依次为 3.5、1.5 和 2.5, 累积挤压比为 13.12。

2 模拟及实验结果与分析

根据修正的 Archard 磨损计算模型, 模具的磨损

深度是其表面受到的正压力、模具自身的硬度、磨损系数以及坯料和模具之间的相对滑动距离的综合表现, 具体如下式所示^[28]:

$$h = k \frac{LP}{H} \quad (1)$$

其中, h 是第 1 道次挤压后模具的磨损深度, k 代表量纲为 1 的模具磨损系数, L 为坯料和模具间的相对滑动距离, P 表示模具表面所受的正压力, H 是模具的维氏硬度。从上面的公式可以看出, 锥形模面上的压力越大, 模具本身的损坏越严重; 另外, 模具的维氏硬度 (H) 一般与其自身温度呈负相关, 即高温会降低材料本身的硬度。当预热温度从 750 °C 上升到 800 °C 时, 坯料的最大应力从 3415 N/m² 降低到了 2756 N/m², 降低了 19.3%, 而应变仅增加了 2.8%, 如图 7 所示, 其中图 7a、7b 分别为 750、800 °C 时的应力, 图 7c 和图 7d 则分别为前者所对应的应变。坯料应力越高, 意味着模具受到的压力越大, 坯料的应变越小, 也表明工件和模具之间的相对滑动距离较短。材料磨损系数因材料本身的不同, 其受温度的影响也不相同。由于 Ag 具有较好的热稳定性以及较低的剪切强度, 常被用作固体润滑剂, 所以 Ag 基复合材料的摩擦、磨损系数受温度的影响较小, 具有一定的热稳定性。因此, 综合分析温度对 L 、 P 和 k 的影响, 并考虑到模具的磨损深度, 800 °C 的预热温度能够更好地提高模具的使用寿命。继续升高温度虽然可以进一步降低 P 值, 但也会造成 L 的快速增加, 过高的温度也会使模具本身的硬度迅速降低, 因此实际的挤压实验应该兼顾 L 、 P 和 H 等因素的相互作用。

图 8 为不同预热温度下立方 CuO 的切向总应变矢量, 其中图 8a 为 750 °C; 8c 为 800 °C; 图 8b、8d 分别为图 8a、8c 中 B 区域的放大图。从图中可以看出, 不同温度下立方 CuO 纤维化的方向与强弱分布等基本一致, 虽然提高预热温度使得矢量线的密度增大 (见图 8a、8c 中 A 区域), 但会降低立方 CuO 切向总应变矢量值的大小。尽管金属的流动性随温度升高而增强, 使得强应力通过 Ag 基体的流动传走, 进而降低坯料的应力, 也降低了挤压难度, 如图 7 所示, 但根据图 8 分析可知, 强应力主要集中在增强相颗粒及其周围, 升高温度将减弱立方 CuO 的应力, 进而减小其切向总应变矢量的值。此外, 温度升高将导致 CuO 颗粒切向总应变矢量线在单位面积上的数量增多, 是因为金属流动性的增加, 导致立方 CuO 在不太强的切应力作用下也能够发生形变, 而不是像低温下只有在强应力的作用下才能形变。

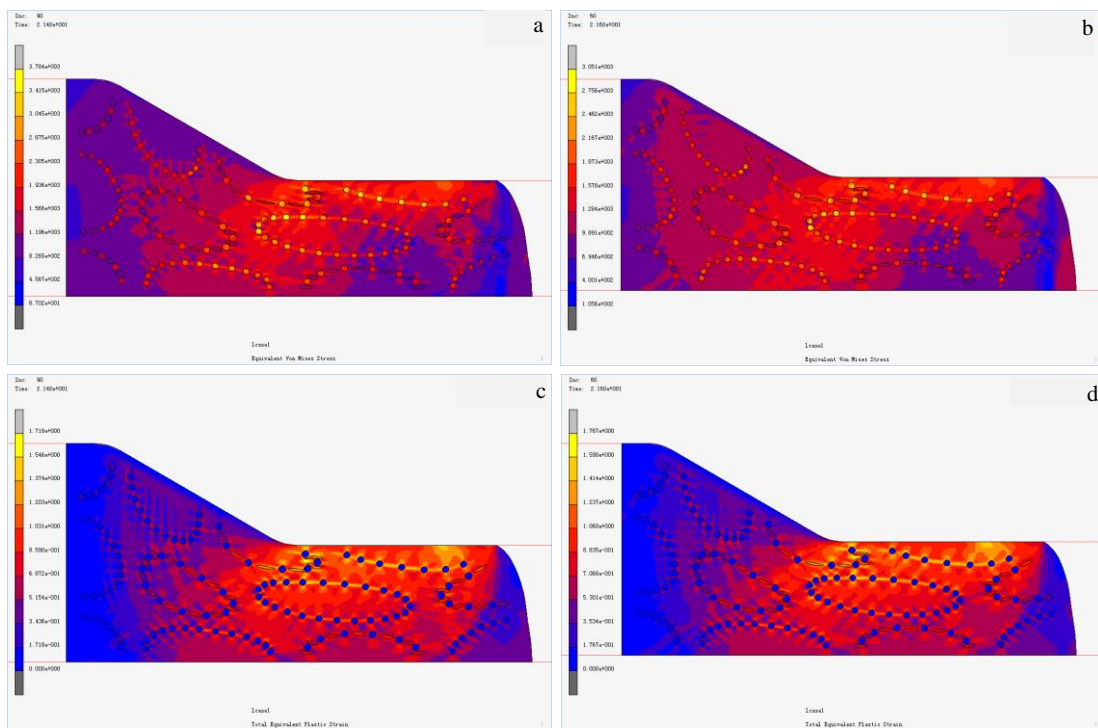


图 7 试样第 1 道次不同温度下的应力、应变云图

Fig.7 Equivalent Von Mises stress (a, b) and total equivalent plastic strain (c, d) of sample at 750 °C (a, c) and 800 °C (b, d) during the first pass extrusion

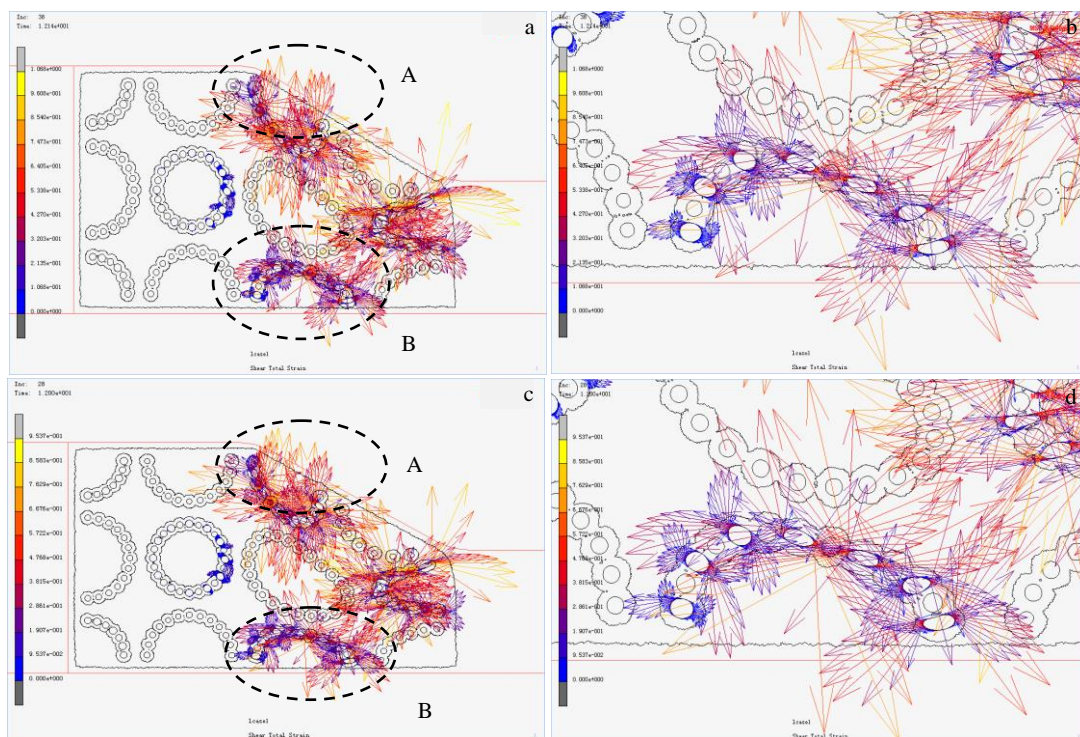


图 8 不同初始温度下立方 CuO 颗粒切向总应变矢量图

Fig.8 Vector diagrams of shear total strain of cubic CuO at 750 °C (a, b) and 800 °C (c, d) and the enlarged display of area B marked in Fig.10a (b) and Fig.10c (d)

表 2 为不同温度下第 1 道次挤压后, CuO 和 SnO₂ 颗粒团簇轴向和径向的直径, 以及轴向拉伸率和径向压缩率。从表 2 可知, 预热温度提高后 CuO 和 SnO₂ 颗粒团簇轴向都被拉伸, 其拉伸率与温度均呈正相关; 径向因受模具作用被压缩, 且其压缩率与温度均呈负相关。图 9、图 10 分别为不同温度下第 1 道次和第 2 道次挤压后的组织。比较得知, 温度对 AgCuOSnO₂ 复合材料挤压组织的影响主要体现在增强相颗粒分布及形变 2 个方面。首先, 预热温度的提高使 Ag 基体及其内的氧化物颗粒流动变得容易, 在应力的作用下颗粒之间与团簇之间的距离增加, 如图 9b 中 CuO 和 SnO₂ 颗粒团簇的轴向和径向直径皆大于图 9a 中的团簇直径。

图 10a、10c 分别为 750 °C 下第 2 道次挤压后试样前端和后端的模拟结果, 图 10b、10d 分别为 800 °C 下第 2 道次挤压后试样前端和后端的模拟结果。分别观察图 10a~10d 可知, 相同颗粒之间的距离随温度的增加而增大, 且间距的增大程度为定径带表层 (1 处) > 中间部位 (2 处) > 芯部 (B 处), 这是应力和金属间流动性共同作用的结果: 由于强应力从表层逐渐向试样芯部递减, 良好的金属流动性加上强应力的作用, 使得颗粒间距的增大程度逐渐减小。

另一方面则是氧化物颗粒, 尤其是塑性好的立方 CuO, 对比图 9 中的放大图和图 10 中 A 区域可知, 红色的立方 CuO 在 750 °C 下更加细长, 可知 CuO 的

表 2 不同温度第 1 道次挤压后坯料中 d_{CuO-SnO₂} 及颗粒团簇拉伸、压缩率

Table 2 d_{CuO-SnO₂}, tensile and compression ratios after the first pass of extrusion at different temperatures

T/°C	CuO		SnO ₂		δ _{CuO} /%	δ _{SnO₂} /%	ε _{CuO} /%	ε _{SnO₂} /%
	d ₁ /mm	d ₂ /mm	d ₁ /mm	d ₂ /mm				
750	26.53	8.62	28.22	9.36	142.86	129.81	46.42	43.05
800	28.53	8.40	30.66	8.91	153.63	141.03	45.23	40.98

Note: T-preheating temperature; d₁-maximum axial diameter of CuO and SnO₂; d₂-minimum radial diameter of CuO and SnO₂; δ_{CuO}-axial stretch ratio of CuO cluster; δ_{SnO₂}-axial stretch ratio of SnO₂ cluster; ε_{CuO}-radial compression ratio of CuO clusters; ε_{SnO₂}-radial compression ratio of SnO₂ clusters

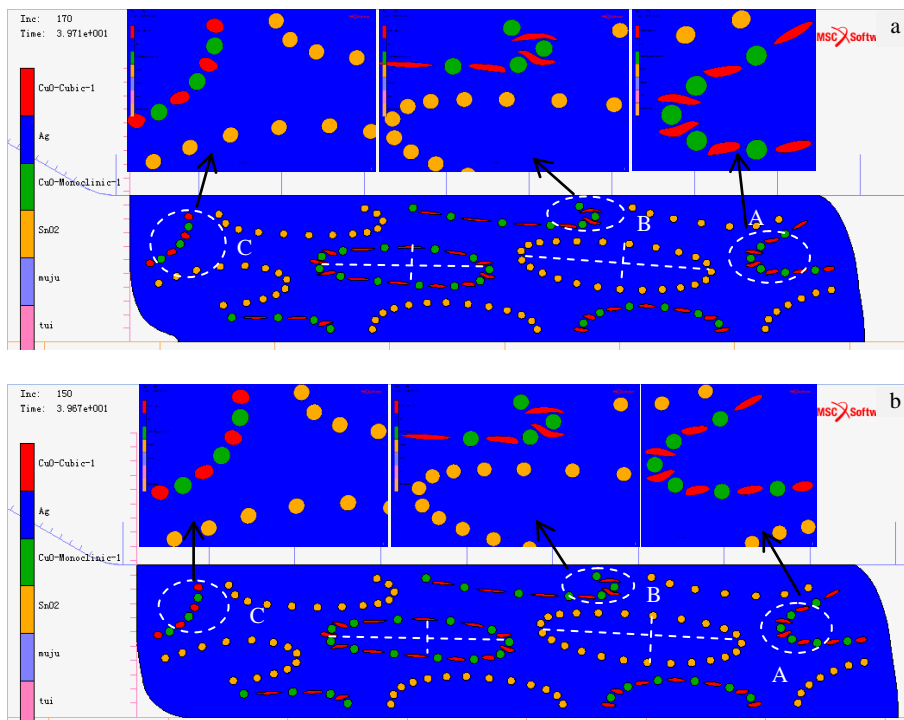


图 9 不同温度下试样第 1 道次挤压后组织模拟结果

Fig.9 Simulated results of the microstructures of the sample after the first pass extrusion at 750 °C (a) and 800 °C (b)

纤维化程度随温度的提高而减弱。此外，图 9a、9b 中放大组织同样说明了坯料的前端、中段及后端受温度的影响不同，中段位置随温度的增加其立方 CuO 纤维化程度要高于前端，后端则基本上不受温度增加的影响。基于上述分析可归纳出：(1) 预热温度的升高将导致氧化物增强相颗粒形变程度降低，该降低效果对坯料中段影响最大；(2) 第二相颗粒分布均匀性随温度的升高而增加，这是应力和金属流动性共同作用的结果。

对热挤压后直径为 6 mm 的 AgCuOSnO₂ 复合材料进行显微组织观察，试样前端和中段的截面组织 SEM 组织分别如图 11a、11b 所示。在图 11a 中 A 区域（白色方框中的 3 个圆框）及图 11b 中 A、B 区域可以发现，复压复烧态组织中的立方 CuO 和 SnO₂ 圆形团簇经过挤压后已经演变为扁平状乃至直线形，这与有限元模拟结果相一致。虽然通过挤压 CuO 和 SnO₂ 颗粒分布均匀性得到了大幅度的提高，但 SnO₂ 颗粒仍存在

沿纤维 CuO 周围聚集程度较高，而在单斜 CuO 颗粒周围聚集较少的现象，如图 11b 中 C 区域所示。由于单斜 CuO 和 SnO₂ 都是硬质材料，二者自身及周围都存在强应力从而避免了二者在挤压过程中相互接近。但当 SnO₂ 向立方 CuO 靠近时，立方 CuO 能够利用自身的形变来降低二者之间的应力，这是导致 C 区域现象出现的原因之一。此外，不同于塑性较好的立方 CuO 和 Ag 基体，单斜 CuO 和 SnO₂ 在高屈服应力作用下难以发生大塑性变形，只能由圆形过渡到椭圆形，如图 11a 红色虚线框中的椭圆形颗粒，这同样与有限元模拟的结果一致。在图 9 和图 10 中的单斜 CuO 和 SnO₂ 形状并没有发生较大的改变，仍然保持圆形或椭圆形，且纤维状的立方 CuO 与单斜 CuO 呈交替分布。在有限元模拟结果中观察到的“S”状的立方 CuO，如图 10 中的 A 区域部分，在实际挤压后的显微组织中同样存在，如图 11 的黄色虚线框所示。

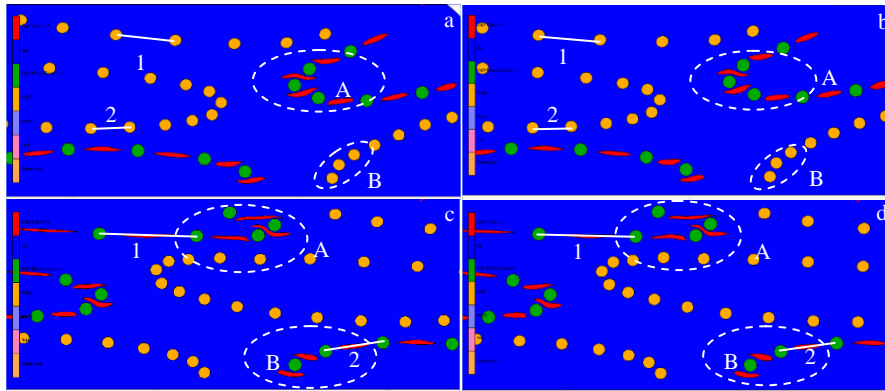


图 10 不同温度下试样第 2 道次挤压后不同部位组织的模拟结果

Fig.10 Simulated results of the microstructures on the front end (a, b) and the rear end (c, d) of the sample after the second pass extrusion at 750 °C (a, c) and 800 °C (b, d)

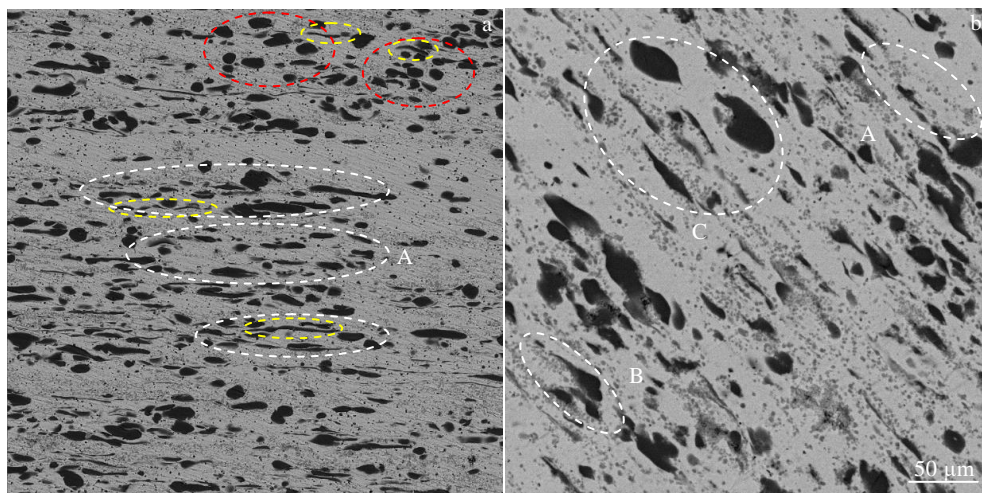


图 11 挤压态 AgCuOSnO₂ 复合材料截面的 SEM 显微组织

Fig.11 SEM microstructures of cross section of AgCuOSnO₂ composites after extrusion: (a) on the front end and (b) on the middle section

3 结 论

1) 温度从 750 °C 增加到 800 °C 时, 坯料的整体应力约减小了 19.3%, 而应变仅增大了 2.8%, 这能够降低模具的磨损深度从而延长模具的使用寿命, 但过高的温度将造成坯料过烧及不利于预防“缩尾”现象的产生。

2) 预热温度的提高, 将导致增强相颗粒的形变程度降低、相同颗粒的间距增大、整体应力降低、立方 CuO 纤维化程度减弱等现象, 而纤维状 CuO 的存在能改善复合材料的电接触性能, 因而过高的温度将有损材料的性能。

3) 800 °C 的预热温度在主形变区可以使坯料受热均匀、减轻挤压引起的模具磨损, 进而延长使用寿命, 以及在保障立方 CuO 充分纤维化方面具有优势。故 800 °C 是 AgCuOSnO₂ 复合材料热挤压过程中较合理的预热温度。

参考文献 References

- [1] Xie Zhongguang(谢忠光). *Journal of Electrical Engineering* (电气工程学报)[J], 2005(4): 32
- [2] Wang Jingqin, Lu Jianguo, Wen Ming *et al. Journal of Rareearths*[J], 2001, 19(2): 145
- [3] Chen Jingchao(陈敬超), Sun Jialin(孙加林), Zhang Kunhua (张昆华) *et al. Electrical Engineering Materials*(电工材料)[J], 2002(4): 41
- [4] Bai Xiaoping(柏小平), Lin Wanhuan(林万焕), Zhang Mingjiang (张明江). *Electrical Engineering Materials*(电工材料)[J], 2007(3): 12
- [5] Wang Haitao, Wang Jingqin, Du Jiang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(8): 1846
- [6] Kharin S N, Sarsengeldin M. *Key Engineering Materials*[C]. Zürich: TTP, 2012: 321
- [7] Rong Mingzhe(荣命哲). *Electric Contact Theory*(电接触理论)[M]. Beijing: China Machine Press, 2004
- [8] Zhou Xiaolong(周晓龙), Cao Jianchun(曹建春), Chen Jingchao(陈敬超) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2005, 26(3): 25
- [9] Tao Qiying(陶麒麟), Zhou Xiaolong(周晓龙), Zhou Yunhong (周允红) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(5): 1244
- [10] Tao Qiying(陶麒麟), Zhou Xiaolong(周晓龙), Zhou Yunhong (周允红) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1219
- [11] Li Guijing, Cui Huijie, Chen Jun *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 696: 1228
- [12] Wang Jiazhen(王家真), Wang Yaping(王亚平), Yang Zhimao (杨志懋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 405
- [13] Zhao Kangning(赵康宁). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020
- [14] Yuan Chenghao, Liu Bin, Liu Yuxi *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(3): 657
- [15] Li Zhengzhou(李郑周), Nai Qiliang(倪启亮), Wang Baoshun (王宝顺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3776
- [16] Liu Yungui(刘云贵), Zhu Shaoyan(朱绍严), Wu Guangjin(吴光进) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2020, 49(16): 97
- [17] Cheng Nanpu(程南璞), Zeng Sumin(曾苏民), Wang Shuibing (王水兵) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2007(2): 13
- [18] Sheikholeslami M, Rokni Houman B. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2018, 118: 823
- [19] Alexis G, Pierre B. *Zirconium in the Nuclear Industry: 18th International Symposium*[C]. Hilton Head: ASTM, 2018
- [20] Tanné E, Li T, Bourdin B *et al. Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2018, 110: 80
- [21] Zhang Hao(张浩). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2016
- [22] Zhou Yunhong(周允红). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2015
- [23] Ning Yuantao(宁远涛), Zhao Huaizhi(赵怀志). Ag(银)[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 58
- [24] Liu Manmen(刘满门). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2008
- [25] Yu Jie(于杰), Chen Jingchao(陈敬超), Liu Manmen(刘满门) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(3): 410
- [26] Zheng Zhong, Zhou Xiaolong, Zhou Yunhong *et al. Journal of Synthetic Crystals*[J], 2016, 45(5): 1276
- [27] Clary Dan R, Mills G. *The Journal of Physical Chemistry C* [J], 2011, 115(5): 1767
- [28] Lee R S, Jou J L *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 140(1): 43

Effect of Preheating Temperature on Hot Extrusion Deformation of AgCuOSnO₂ by Finite Element Simulation and Experimental Study

Zhou Xiaolong¹, Li Jintao¹, Xiong Aihu¹, Liu Manmen², Wang Lihui³

(1. Department of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Advanced Materials of Yunnan Province, Key Laboratory of Advanced Materials in Rare & Precious and Nonferrous Metals, Ministry of Education, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

(3. Guilin Key Laboratory of Microelectronic Electrode Materials and Biological Nanomaterials, China Nonferrous Metal (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd, Guilin 541004, China)

Abstract: Based on the experimental results, the finite element model was established to study the effect of preheating temperature on the stress, strain and microstructure of AgCuOSnO₂ composites during hot extrusion, and the experimental results were verified by simulation calculations. The results show that the increase of preheating temperature will lead to stress reduction, particle dispersion and metal fluidity enhancement, which is beneficial to reducing the wear depth of the mold, but will weaken the degree of fibrosis of CuO. At a preheating temperature of 800 °C, the billet is heated evenly, the mold wear is small, and cubic CuO can be fully fiberized. Therefore, it is the ideal preheating temperature for hot extrusion of AgCuOSnO₂ composite.

Key words: AgCuOSnO₂ composites; preheating temperature; hot extrusion; finite element analysis; microstructural evolution

Corresponding author: Zhou Xiaolong, Ph. D., Professor, Department of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, E-mail: kmust502@163.com