



单向压缩半固态铜合金的显微组织演变

肖 寒, 陈泽邦, 李 勇, 卢德宏, 周荣锋, 周 荣

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093)

摘 要: 利用 Gleeble-1500 热/力学模拟试验机, 对采用应变诱导熔化激活法制备的 ZCuSn10 铜合金半固态及铸态坯料进行单向压缩实验。分析压缩变形条件对半固态 ZCuSn10 铜合金坯料显微组织的影响, 并结合压缩后的显微组织对固液两相的流动规律进行分析。结果表明: SIMA 法制备的半固态压缩试样变形抗力仅为常规铸态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的一半。半固态试样压缩变形前液相率为 19.4%, 压缩变形后液相率为 8.1%。半固态 ZCuSn10 铜合金在不同应变量、变形温度、应变速率下进行压缩实验, 试样在过渡区域开始产生液固分离现象, 并在中心区域出现液固完全分离现象。变形量越大, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样中心部位的液相越少。随着温度的升高, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的端部、过渡区域、心部的液相均增加。随着应变速率的增加, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的过渡区域的液相增加。

关键词: 铜合金; 半固态; 单向压缩; 组织演变

中图分类号: TG379

文献标志码: A

锡青铜作为现代工业中广泛应用的金属材料之一, 具有较好的力学性能、耐磨性能、导热性和导电性; 此外, 它的电极电位高, 在气、海水、盐酸、磷酸溶液中均具有良好的抗腐蚀性, 因此, 常用作船舰、化工机械、电工仪表中的重要零件及换热器。ZCuSn10 铜合金传统的铸造工艺设备简单, 生产成本低, 且能成形比较复杂的零件, 但采用传统铸造成形, 锡偏析严重, 易产生热裂、缩孔、缩松等缺陷, 成形零件的性能难以保证^[1-2]。半固态成形是利用固液两相区温度的金属成形, 结合了凝固加工和塑性加工的长处, 成形温度低, 变形抗力小, 对成形设备要求降低, 提高了模具寿命, 零件成本随之降低; 由于半固态成形过程中有一定的固相存在, 减小了凝固收缩, 因而减少了热裂缺陷的产生, 且半固态金属比液态金属黏度大, 成形过程中不易卷气, 减少了缩松、缩孔和气孔等缺陷, 零件可进行热处理和表面处理, 零件的性能得到了保证^[3]。

应变诱发熔化激活法 (Strain induced melt activation, SIMA) 是将常规金属铸锭经预变形, 然后将变形后的金属加热至半固态温度区间并等温一定时间, 随后快速冷却获得非枝晶组织, 即可得到半固态

坯料^[4-6]。国内外科研人员对 SIMA 法制备半固态坯料开展了大量的研究工作^[7-9]。SIMA 法制备的半固态坯料力学行为及组织演变的研究中, 主要采用单向压缩的实验方法。NEAG 等^[10]对 7075 铝合金进行了反挤压实验, 结果表明即使在高固相率下, 半固态球形晶粒间连接较弱, 不易发生塑性变形, 流体几乎能保持均匀的显微组织。HASSAS-IRANI 等^[11]利用 SIMA 法制备了半固态 A356 铝合金, 研究了其在重熔过程中的组织演变, 并利用单向压缩实验对具有不同的半固态原始组织进行了变形行为的研究, 研究结果表明, 球形晶粒的试样变形抗力最低。刘允中等^[12-13]采用 SIMA 法制备了半固态 7050 铝合金坯料并研究了等温过程中晶粒的粗化规律; 利用 Gleeble-3500 型热模拟试验机分析了铸态和半固态 7050 铝合金的触变力学行为, 分析了压缩变形应力-应变关系, 回归得到了半固态 7050 铝合金的本构模型, 并进行了模拟和实验研究, 验证了本构模型是合理的。CAI 等^[14]利用快速同步辐射 X 射线断层摄影技术和一个定制的精密机械钻机, 对半固态铝铜等轴晶三相材料的粒度进行了四维定量研究。研究表明富铜晶间液体流入膨胀空隙引起局部液相分数增加, 随后以 6.4% 的速度快速向临

基金项目: 高等学校博士学科点专项科研基金资助项目(20125314120013); 云南省应用基础研究面上项目(2014FB131); 国家级大学生创新创业训练计划项目(201410674001); 云南省教育厅科学研究基金重点项目(2015Z031)

收稿日期: 2015-10-23; **修订日期:** 2016-03-09

通信作者: 肖 寒, 副教授, 博士; 电话: 0871-65107922; E-mail: zztixh@163.com

界轴向应变孔隙处增长。但是, 这些研究工作大多是针对铝合金等低熔点合金, 对于较高熔点合金的半固态加工研究的相对较少。因此, 开展 ZCuSn10 铜合金的半固态成形研究对改善铜合金零件性能及扩大其应用领域具有重要意义。本课题组前期对 ZCuSn10 铜合金半固态坯料的制备工艺和不同预变形下的压缩变形特性等进行了研究^[15-16], 本文作者在前期研究基础上, 利用 Gleeble-1500 热/力学模拟试验机, 对铸态和半固态 ZCuSn10 铜合金在不同变形温度、不同应变速率、不同应变率下进行等温压缩实验, 研究 ZCuSn10 铜合金半固态坯料压缩变形行为, 分析压缩过程中固液两相组织的演变规律, 为铜合金半固态成形提供理论基础。

1 实验

实验材料为 ZCuSn10 铜合金, 其化学成分(质量分数)为: Cu 88.25%, Sn 10.48%, 其他杂质为 1.27%。采用耐驰 STA449F3 同步热分析仪进行差热分析(Differential scanning calorimetry)确定了该合金的固相线温度为 830 °C, 液相线温度为 1020 °C。本实验中的半固态压缩试样分为: 常规凝固的 ZCuSn10 铜合金试样和经过 SIMA 法制备的半固态 ZCuSn10 铜合金试样两种。

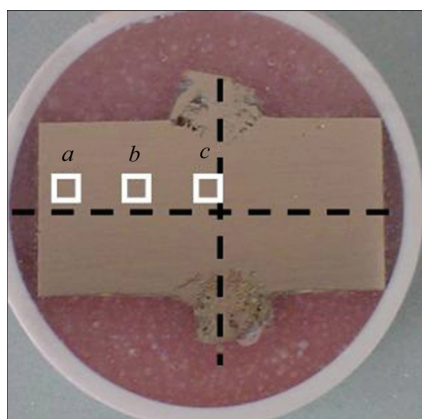


图 1 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后显微组织不同区域的取样位置

Fig. 1 Viewing area of semi-solid ZCuSn10 copper alloy after deformation

半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形试样尺寸为 d 10 mm $\times$ 15 mm, 采用 Gleeble-1500 型材料热/力学模拟试验机进行半固态压缩实验。在压缩实验过程中, 加热速度为 10 °C/s, 但为了避免加热系统的惯性使试样

的实际温度超出预定变形温度, 在加热到距预定变形温度 50 °C 时, 加热速度降为 2 °C/s, 加热到预定变形温度之后保温 20 s。具体的半固态压缩实验参数为: 应变量为 0.1、0.4、0.6, 变形温度为 910、920、930 °C, 应变速率为 0.5、1、10 s⁻¹。试样在半固态温度区间压缩变形后立即水淬, 以保留其高温变形组织。水淬后试样沿轴线从中心剖开, 经粗磨、细磨、抛光后腐蚀并采用 LEICA DMI 5000M 型金相显微镜观察显微组织。用 JSM-6700 型扫描电子显微镜(SEM)及附带的 HKL 电子背散射衍射(EBSD)装置进行组织观察, 利用 Channel 5 EBSD 分析软件对半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形试样进行晶粒和图像标定, 采用 Image-pro Plus 软件计算试样的液相率、晶粒尺寸、形状因子和圆整度。图 1 所示为半固态 ZCuSn10 铜合金试样在温度 910 °C, 应变率 0.4, 应变速率 1 s⁻¹ 下压缩变形后的宏观形貌。在图 1 所示的 *a*、*b*、*c* 3 个位置采集金相显微组织, 图 1 中 *a* 为端部, *b* 为过渡区域, *c* 为中心, 以下所有讨论中金相显微组织采集位置相同。

2 结果与讨论

2.1 铸态与半固态铜合金压缩变形组织演变规律

在温度 910 °C、应变率 0.4、应变速率 1 s⁻¹ 时, 铸态和半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形前后的显微组织如图 2 所示。其中, 图 2(a)和(b)所示分别为铸态铜合金压缩前后显微组织; 图 2(c)和(d)所示分别为半固态铜合金压缩前后显微组织; 图 2(b)和图 2(d)压缩后试样取样位置为图 1 中 *a* 处。由图 2(a)和(c)可知, 常规铸造的 ZCuSn10 铜合金的组织为粗大的枝晶组织; 半固态 ZCuSn10 铜合金组织为近球形的晶粒 α -Cu 和充斥其间的共晶组织组成。由图 2(b)和(d)可知, 在 910 °C 压缩时, 常规铸态压缩试样压缩后由于在半固态温度区间保温 20 s 而产生少量液相, 且粗大的枝晶组织被打碎。半固态 ZCuSn10 铜合金试样压缩前的液相率为 19.4%, 圆整度为 2.02, 平均晶粒直径为 143.9 μ m。半固态 ZCuSn10 铜合金试样压缩后液相率为 8.1%, 大量的液相流向其他区域, 半固态组织压缩后晶粒变长, 黏连在一起。

图 3 所示为常规铸造 ZCuSn10 铜合金与 SIMA 法制备的半固态 ZCuSn10 铜合金在温度 920 °C、应变 0.6、应变速率 10 s⁻¹ 时的压缩真应力-应变曲线。由图 3 可知, 无论是常规铸造的 ZCuSn10 铜合金压缩试样还是 SIMA 法制备的半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样, 它们的真应力-应变曲线的变化趋势均是一致的,

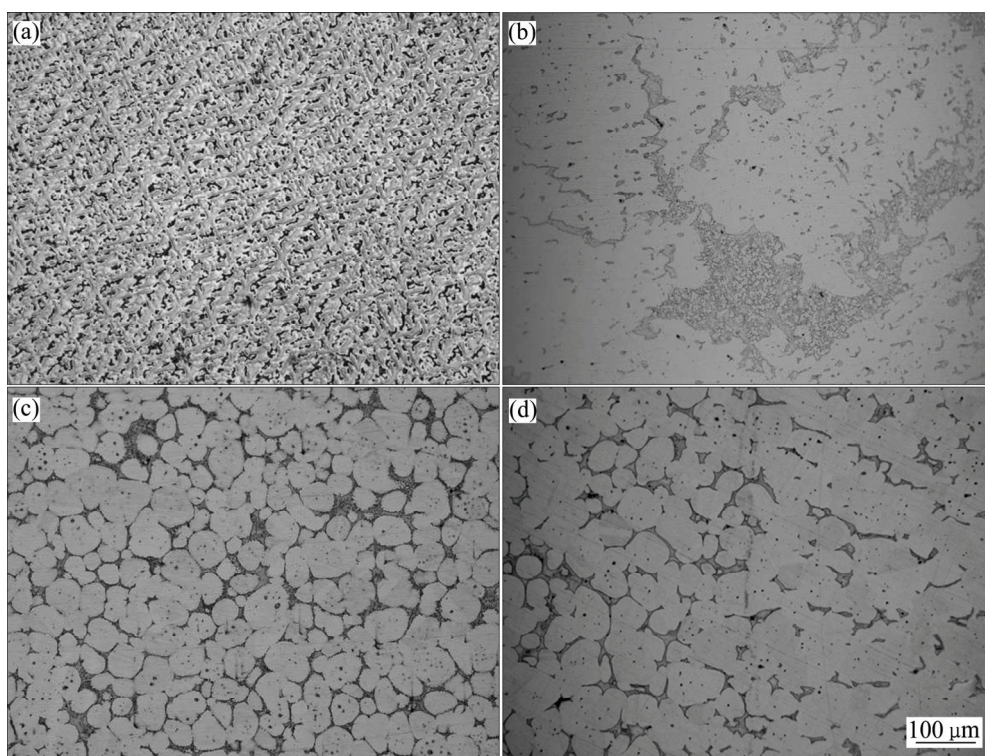


图 2 铸态和半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形前后的显微组织

Fig. 2 Microstructures of ZCuSn10 copper alloy: (a) As-cast, before compression; (b) As-cast, after compression; (c) Semi-solid, before compression; (d) Semi-solid, after compression

即在压缩变形初期, 应力随着应变的增加快速增大, 应力达到峰值后随着应变的增加而趋于稳定。在半固态温度区间压缩变形时, 常规铸造的 ZCuSn10 铜合金变形抗力明显高于半固态 ZCuSn10 铜合金的。半固态试样压缩变形时最大应力值为 31.0 MPa, 常规铸造压缩试样压缩变形时最大应力值为 63.7 MPa, 半固态压缩试样应力最大值仅为常规铸造压缩试样的一半。这主要是由于半固态铜合金与常规铸造铜合金显微组织存在很大的区别, 半固态铜合金在半固态温度压缩变形时是由近球形等轴晶固相与均匀分布的液相组成; 而常规铸造铜合金初始组织为粗大的树枝晶组织, 在半固态温度压缩变形时是由粗大固相和不均匀分布的液相组成。因此, 半固态铜合金试样近球形晶粒在压缩变形时分布其间的液相起到一定的润滑作用使得固相晶粒间更易滑动转移, 变形更加容易, 变形抗力更小; 而铸态铜合金试样在半固态温度压缩变形时, 由于粗大、不均匀的固相相互交割、阻碍变形, 变形比较困难, 导致变形抗力较大。最终导致铸态铜合金试样的最大抗力远大于半固态试样的, 因此, 这是半固态成形技术的一个优势, 即可以在较小载荷的作用下实现较好的变形。

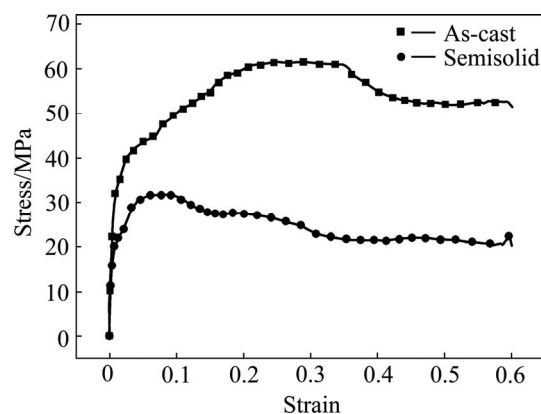


图 3 半固态与常规铸造 ZCuSn10 铜合金的压缩真应力-应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves of semi-solid and as-cast ZCuSn10 copper alloy

2.2 不同应变量半固态铜合金压缩变形组织演变规律

图 4 所示为 930°C 、 $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ 时不同应变量下半固态 ZCuSn10 铜合金的压缩变形试样不同部位的显微组织。由图 4 可以看出, 相同应变量下的压缩变形, 半固态压缩试样端部为难变形区, 晶粒由于变形抗力较大仍然保持原始半固态组织, 有部分液相由于受到一定的压力被挤出; 过渡区域晶粒方向有所改变, 且

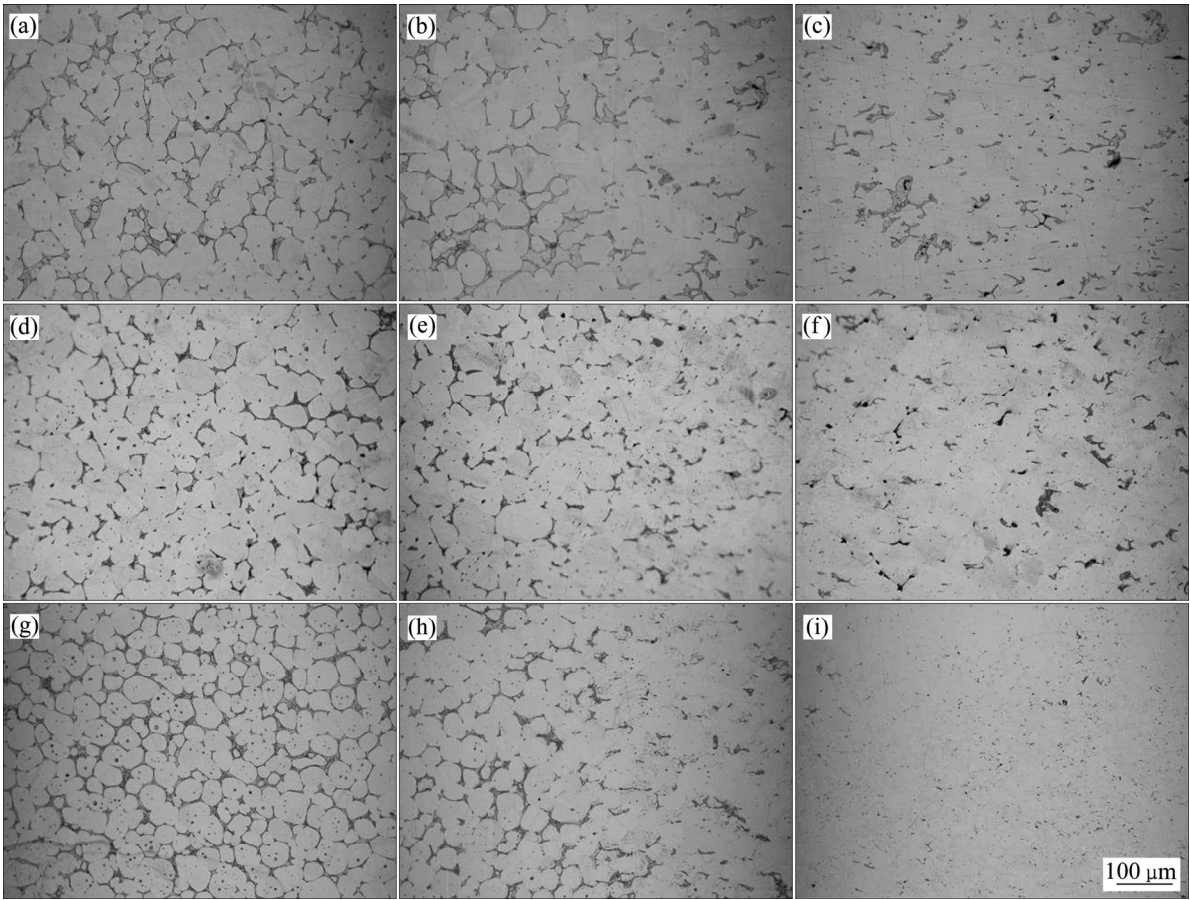


图 4 半固态 ZCuSn10 铜合金在不同应变变量压缩后的显微组织

Fig. 4 Microstructures of semi-solid ZCuSn10 copper alloy after compression with $T=930\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$ at different strains: $\varepsilon=0.1$ ((a), (b), (c)), 0.4 ((d), (e), (f)) and 0.6 ((g), (h), (i)), edge((a), (d), (g)), interim((b), (e), (h)), center((c), (f), (i))

晶粒畸变严重，部分晶粒黏连在一起；中心区域没有明显的晶界，随着应变量的增加，中心部位的液相也随之减少。

半固态金属有液相流动(LF)，液-固相混合流动(FLS)，固相颗粒间滑移(SS)和固相颗粒塑性变形(PDS)等 4 种变形方式^[17-18]。由图 4 可以看出，不同应变量的压缩变形，压缩试样的端部、过渡区域、中心部位的显微组织变化是相同的，即不同应变量的压缩试样端部都呈现半固态近球形的原始组织，过渡区域晶粒都存在不同程度的畸变，心部液相都相对过渡区域和端部都有所减少。当应变变量较小时，变形主要通过液相的流动来实现，此时处于大变形区的压缩试样中心的晶粒发生较大的变形，随着应变的增大，晶粒之间的滑移产生摩擦力和剪切力，使晶粒被拉长，液相被挤出，且在压力作用下，部分接触的固相晶粒之间黏连在一起。当应变变量较大时，如图 4(i)所示，中心区域液固混合流动不显著，而主要以固相颗粒间的滑移转动和固相颗粒塑性变形为主，从而晶粒团聚在一起，

液相几乎被完全挤出，流向自由变形区。由图 4 还可以看出，试样中心部位的液相都随着变形量的增加而减少。压缩变形时，固相和液相由于流动性的差异，在靠近试样端部的难变形区一起滑移转动，从处于难变形区和大变形区之间的试样过渡区开始出现液固分离现象。

表 1 所列为 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$ 时不同应变变量下半固态 ZCuSn10 铜合金的压缩变形试样不同部位，即端

表 1 半固态 ZCuSn10 铜合金不同应变变量压缩变形后液相率
Table 1 Liquid fraction of semi-solid ZCuSn10 copper alloy at different strains

Strain	Liquid fraction/%		
	Edge	Interim	Center
0.1	10.1	9.3	5.7
0.4	8.6	6.8	3.5
0.6	8.4	6.2	3.4

部, 过渡区域, 心部的液相率。可以看出, 在半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的过渡区域和心部, 随着变形量的增加, 液相率减小, 应变量较大时, 试样过渡区域液固分离现象明显, 固相晶粒间塑性变形严重, 使得液相被完全挤出流向自由变形区。由表 1 还可以看出, 同一个半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样不同部位的液相率都是端部最大, 其次是过渡区域, 最后是心部, 这说明在压缩过程中发生了液相的转移, 转移的方向为端部到过渡区域, 再到心部, 最后流向约束较小的自由变形区, 如图 1 中的中部凸起处。

2.3 不同温度半固态铜合金压缩变形组织演变规律

图 5 所示为 $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ 、 $\epsilon=0.6$ 时不同温度半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后显微组织。由图 5 可以看出, 随着温度的升高, 压缩试样端部的晶粒尺寸逐渐增大; 过渡区域晶粒的畸变程度增大。中心区域由于液相被挤出, 呈现固相黏连的现象。出现这些现象是由半固态材料特殊变形机理引起的, 随着温度的升高, 压缩试样的固相率减小, 在压缩变形过程中起主导作用的

是液相流动机制, 接下来是固液混合流动机制, 直到液相大部分流出留下黏连在一起的固相, 这时主要的变形机制是以固相间的塑性变形为主。此时中心区域的固相晶粒在压力和摩擦力的作用下发生严重塑性变形, 晶粒开始破碎, 黏连, 团聚, 温度越高液相越多压缩变形越容易进行, 这样使得液相有足够的时间流动。所以在相同应变量和应变速率下, 随着温度的升高压缩试样各个部位的液相减少。

表 2 所列为 $\epsilon=0.6$, $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ 时半固态 ZCuSn10 铜合金在不同温度下压缩变形后不同位置的液相率变化。可以看出, 试样端部和过渡区域的液相随着温度的增加而增加, 这是由于随着温度的增加, 液相增加, 压缩变形后虽然各个区域都发生了液相的宏观转移, 但是由于端部处于难变形区, 液相被挤出的量较少, 处于难变形区和大变形区之间的过渡区域液相被挤出的量较端部多一些。由表 2 还可以看出, 压缩试样心部的液相率在 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时比 $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时少, 这是由于当温度较低时, 半固态压缩试样的固相率较高, 在压缩变形一开始, 试样中的液相流动马上就完成,

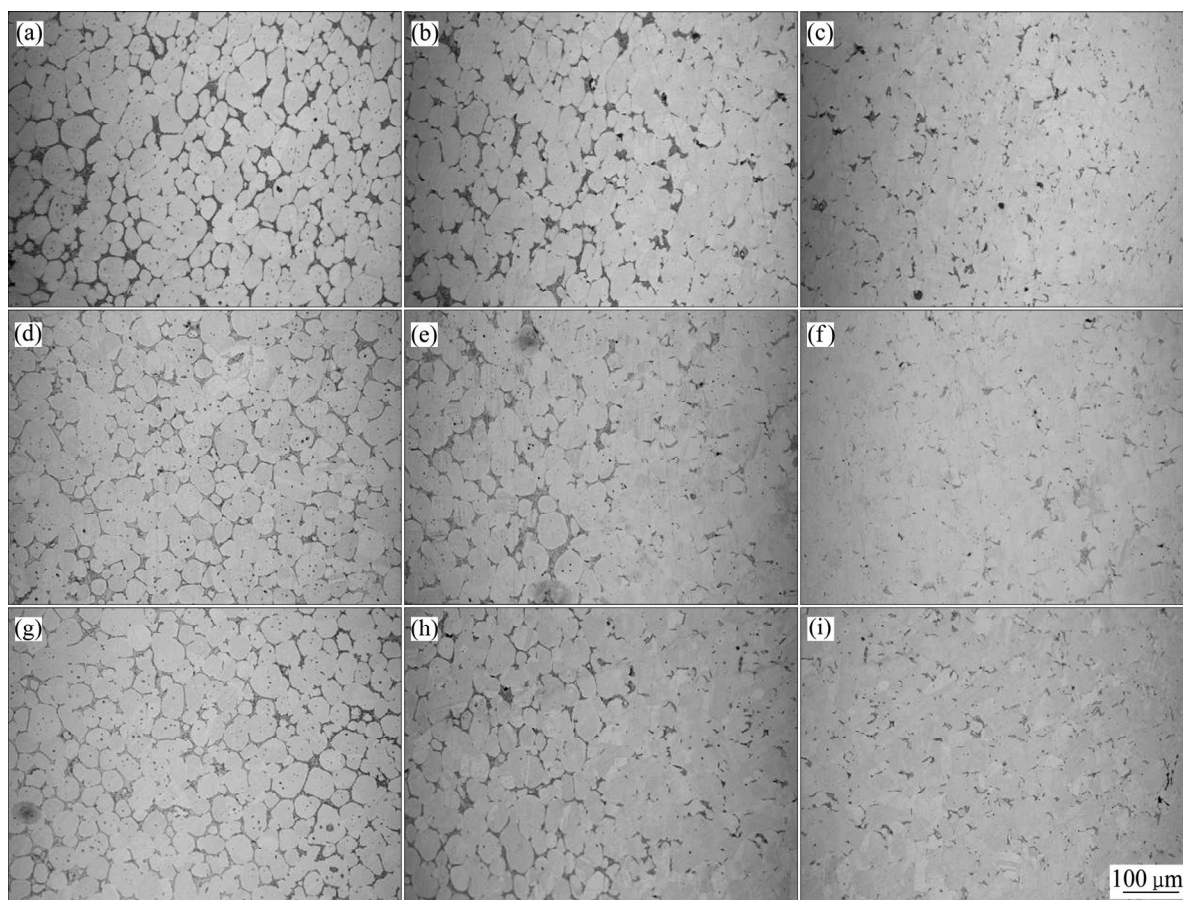


图 5 半固态 ZCuSn10 铜合金在不同温度压缩后的显微组织

Fig. 5 Microstructures of semi-solid ZCuSn10 copper alloy after deformation with $\epsilon=0.6$, $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ at $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a,b,c), $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ (d,e,f) and $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ (g,h,i): (a), (d), (g) Edge; (b), (e), (h) Interim; (c), (f), (i) Center

很快就过渡到固相颗粒的塑性变形阶段，这时由于固相间黏连、团聚使得试样中残留的液相流不出去。而温度较高时，液相也较多，这样使得压缩变形更易进行且变形，变形机制由开始时的液相流动过渡到固液混合流动，然后到固相间滑移转动，最后到固相晶粒塑性变形，这样压缩变形就比较充分，在试样的心部就不会残留液相，因此温度较高时，试样心部的液相较少。

表 2 半固态 ZCuSn10 铜合金不同温度压缩变形后液相率
Table 2 Liquid fraction of semi-solid ZCuSn10 copper alloy at different temperatures

Temperature/ °C	Liquid fraction/%		
	Edge	Interim	Center
910	9.4	7.0	2.2
920	10.7	7.5	2.5
930	14.5	8.6	2.7

2.4 不同应变速率半固态铜合金压缩变形组织演变规律

图 6 所示为 930 °C、 $\epsilon=0.4$ 时不同应变速率的半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后的显微组织。由图 6 可以看出，随着变形速率的减小端部晶粒尺寸减小，且液相减少；过渡区晶粒出现团聚现象，随着应变速率的减小团聚现象更加明显；心部随着应变速率的增加，晶界完全消失。

表 3 所列为 $\epsilon=0.4$ 、930 °C 时半固态 ZCuSn10 铜合金在不同应变速率下压缩变形后不同位置的液相率。可以看出半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的各个部位液相率随着应变速率的增加而增加。当 $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ 时，应变速率已经非常高了，在压缩过程，由于变形速度很快使得液相的流动跟不上变形的过程，即此时的液相很难发生转移，使得过渡区域存在液相较多。当应变速率降低时，较长的变形时间使得液相有足够的时间进行流动，并转移到约束较小的自由变形区。因此在试样的过渡区域的液相较少，晶粒在剪切力下发生塑性变形，形成固相间的团聚、黏连。

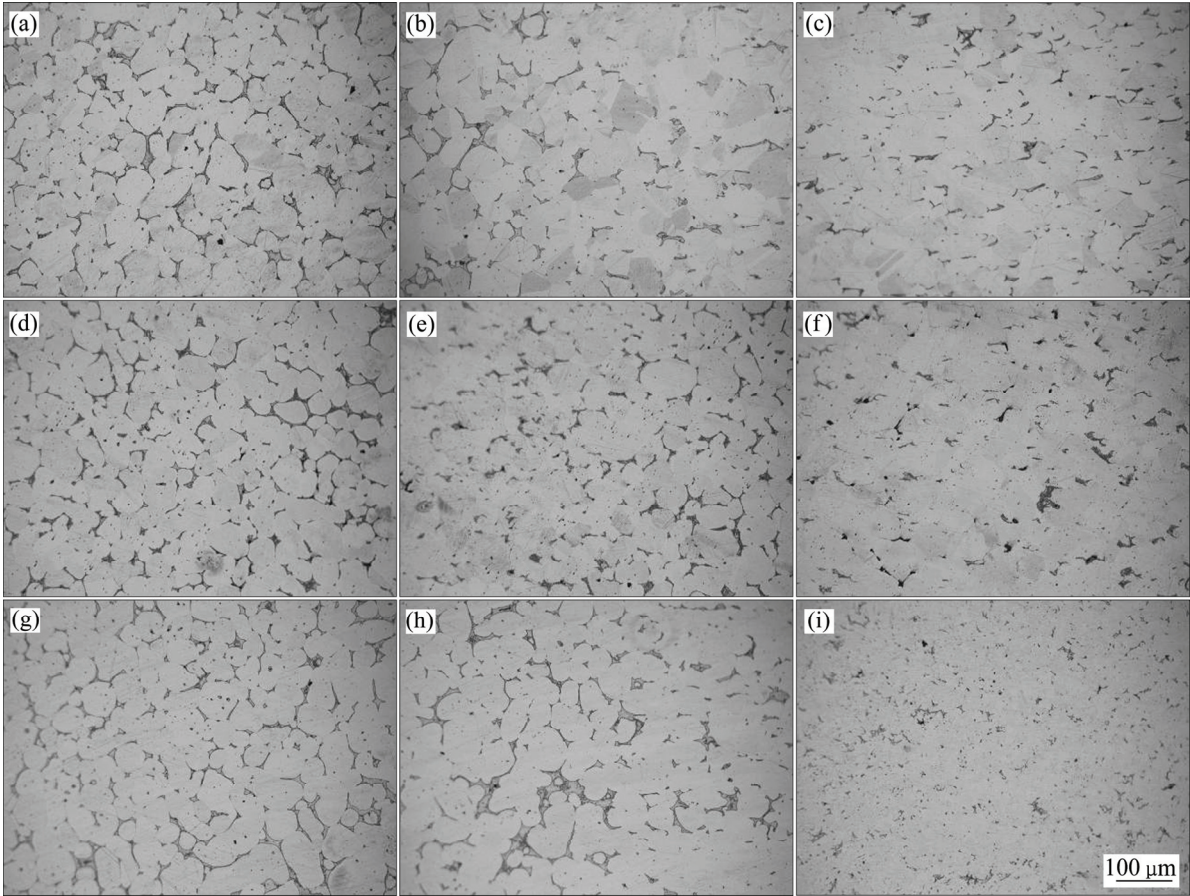


图 6 半固态 ZCuSn10 铜合金在不同应变速率压缩后的显微组织

Fig. 6 Microstructures of semi-solid ZCuSn10 copper alloy after deformation with 930°C and $\epsilon=0.4$ at $\dot{\epsilon}=0.5\text{ s}^{-1}$ ((a), (b), (c)), $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ ((d), (e), (f)) and $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ ((g), (h), (i)): (a), (d), (g) Edge; (b), (e), (h) Interim; (c), (f), (i) Center

表 3 半固态 ZCuSn10 铜合金不同应变速率压缩变形后的液相率

Table 3 Liquid fraction of semi-solid ZCuSn10 copper alloy at different strain rates

Strain rate/ s ⁻¹	Liquid fraction/%		
	Edge	Interim	Center
0.5	7.5	5.2	3.4
1	8.6	6.8	3.5
10	8.7	8.6	3.7

2.5 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形组织演变规律

图 7(a)所示为半固态 ZCuSn10 铜合金试样在温度 910 ℃、应变量 0.4、应变速率 1 s⁻¹ 下压缩变形后的显微组织。可以看出,半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后的组织晶界具有一定的圆整度,为了真实全面的反映半固态 ZCuSn10 铜合金等温压缩后不同区域的晶粒组织,对图 7(a)进行了 EBSD 分析,分析结果如图 7(b)所示,图 7(b)中不同颜色代表不同的晶粒取向。由图 7(b)可以看出,半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后显微组织晶粒取向不同,结合相应的金相显微组织,可以看出,在压缩过程中,固相晶粒间发生了塑性变形出现再结晶组织。由图 7(b)还可以看出,半固态 ZCuSn10 铜合金试样压缩变形后形成了孪晶界,说明在压缩变

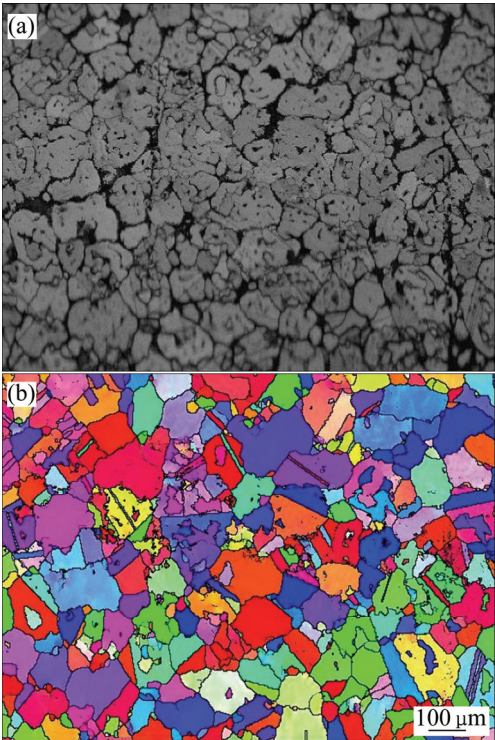


图 7 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后显微组织与其 EBSD 像
Fig. 7 Microstructure (a) and EBSD images (b) of semi-solid ZCuSn10 copper alloy after deformation

形过程中,固相间的变形机制为晶内的位错运动,随着压缩变形的进行材料内部位错不断增加,位错密度、空位密度不断升高,从而形成孪晶界。

图 8 所示为半固态 ZCuSn10 铜合金压缩后组织演变示意图,其中图 8(a)所示为半固态 ZCuSn10 铜合金的原始组织示意图;图 8(b)所示为半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形后的端部与过渡区域的组织示意图;图 8(c)所示为半固态 ZCuSn10 铜合金压缩变形后心部组织示意图。半固态 ZCuSn10 铜合金原始半固态组织是由液相包裹的具有一定的圆整度的固相晶粒组成的,这些原始半固态组织在外力的作用下产生一定的变形,液相由于较好的流动性,先被挤出(见图 8(b))。在图 8(b)中,试样的过渡区域,左边组织与压缩试样端部组织一样,由于处于压头区域,变形难度较大,固相晶粒被拉长,液相减少,过渡区域右边的组织处于压缩试样的大变形区,固相晶粒变形严重,由于塑性变形黏连在一起液相大量流失。心部区域也处于大

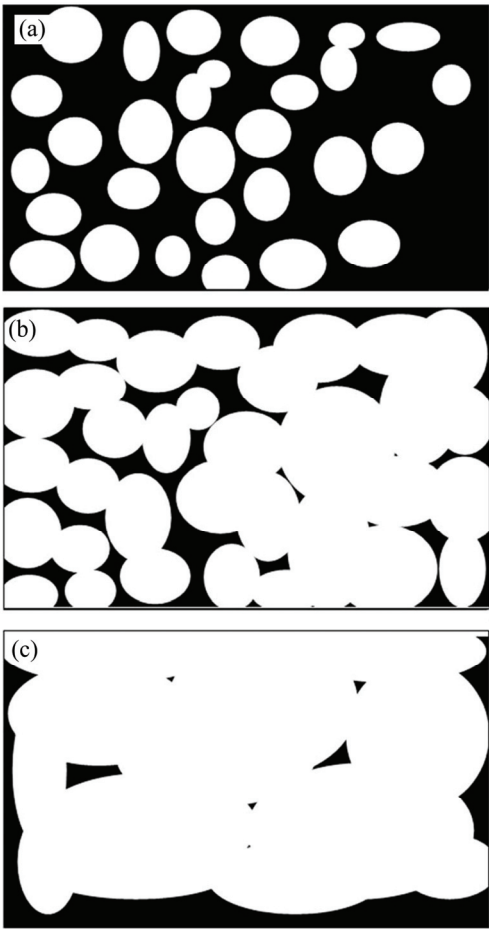


图 8 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩显微组织的演变示意图
Fig. 8 Schematic diagrams showing microstructure evolution of semi-solid ZCuSn10 copper alloy during uniaxial compression: (a) Initial; (b) Interim; (c) Center

变形区(见图 8(c)), 固相晶粒畸变严重, 几乎没有液相存在。结合 EBSD 的分析, 大变形区的固相晶粒间发生了严重的塑性变形, 且产生再结晶, 孪晶等组织。

3 结论

1) 当其他条件相同时, 压缩前半固态 ZCuSn10 铜合金液相率为 19.4%, 压缩变形后液相率为 8.1%。

2) 当其他条件相同时, 常规铸态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的变形抗力比 SIMA 制备的半固态压缩试样要大一倍。SIMA 法制备的半固态 ZCuSn10 铜合金在不同的应变变量, 不同的应变速率, 不同的变形温度下进行压缩实验, 都在试样的过渡区域开始产生液固分离现象, 并在中心区域出现液固完全分离现象。

3) 当其他条件相同时, 变形量越大, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样中心部位的液相越少。随着温度的升高, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的端部, 过渡区域, 心部的液相均增加。随着应变速率的增加, 半固态 ZCuSn10 铜合金压缩试样的过渡区域液相增加。

REFERENCES

- [1] DREZET J M, M'HAMDI M, BENUM S, MORTENSEN D, FJAER H. Hot tearing during the start-up phase of DC cast extrusion billets[J]. *Materials Science Forum*, 2002, 396/402: 59–64.
- [2] 耿浩然, 王守仁, 王 艳. 铸造锌、铜合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
GENG Hao-ran, WANG Shou-ren, WANG Yan. Cast zinc, copper alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [3] FAN Z. Semisolid metal processing[J]. *International Material Reviews*, 2002, 47(2): 49–85.
- [4] ATKINSON H V. Modelling the semisolid processing of metallic alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2005, 50(3): 341–412.
- [5] TZIMAS E, ZAVALIANGOS A. A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and the stress induced, melt activated process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 289(1/2): 217–227.
- [6] TZIMAS E, ZAVALIANGOS A. Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 289(1/2): 228–240.
- [7] BIROL Y. A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 186(1/3): 94–101.
- [8] CHEN Q, ZHAO Z D, CHEN G, WANG B. Effect of accumulative plastic deformation on generation of spheroidal structure, thixoformability and mechanical properties of large-size AM60 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 632: 190–200.
- [9] WANG L P, JIANG W Y, CHEN T, FENG Y C, ZHOU H Y, ZHAO S C, LIANG Z Q, ZHU Y. Spheroidal microstructure formation and thixoforming of AM60B magnesium alloy prepared by SIMA process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(S2): s435–s444.
- [10] NEAG A, FAVIER V, BIGOT R, POP M. Microstructure and flow behaviour during backward extrusion of semi-solid 7075 aluminium alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212(7): 1472–1480.
- [11] HASSAS-IRANI S B, ZAREI-HANZAKI A, BAZAZ B, ROOSTAEI A A. Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method[J]. *Materials and Design*, 2013, 46(4): 579–587.
- [12] 刘允中, 李志龙, 顾才鑫. 7050 铝合金半固态压缩变形行为及组织演变[J]. *金属学报*, 2013, 49(12): 1597–1603.
LIU Yun-zhong, LI Zhi-long, GU Cai-xin. Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during semi-solid state compression process[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(12): 1597–1603.
- [13] 李志龙, 刘允中, 游 江. 半固态 7050 铝合金材料的触变力学模型[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(2): 371–379.
LI Zhi-long, LIU Yun-zhong, YOU Jiang. Constitutive model for thixo-forming of semi-solid 7050 alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(2): 371–379.
- [14] CAI B, KARAGADDE S, YUAN L, MARROW T J, CONNOLLEY T, LEE P D. In situ synchrotron tomographic quantification of granular and intragranular deformation during semi-solid compression of an equiaxed dendritic Al-Cu alloy[J]. *Acta Materialia*, 2014, 76: 371–380.
- [15] 王 佳, 肖 寒, 吴龙彪, 卢德宏, 周荣锋, 周 荣. 轧制-重熔 SIMA 法制备 ZCuSn10 合金半固态坯料[J]. *金属学报*, 2014, 50(5): 567–574.
WANG Jia, XIAO Han, WU Long-biao, LU De-hong, ZHOU Rong-feng, ZHOU Rong. Study of rolling-remelting SIMA process for preparing the semi-solid billet of ZCuSn10 alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(5): 567–574.
- [16] 胡海莲, 肖 寒, 王 佳, 周荣锋, 卢德宏, 周 荣. 半固态 ZCuSn10 铜合金坯料单向压缩变形行为及显微组织[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(5): 1193–1199.
HU Hai-lian, XIAO Han, WANG Jia, ZHOU Rong-feng, LU De-hong, ZHOU Rong. Deformation behavior and microstructure of semi-solid ZCuSn10 copper alloy billet during uniaxial compression[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(5): 1193–1199.

- [17] CHOI J C, PARK H J, LEE B M. Finite element analysis of compression holding step in semi-solid forging and experimental confirmation[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 80/81: 450–457.
- [18] CHEN C P, TSAO C Y A. Semi-solid deformation of non-dendritic structures (I): Phenomenological behavior[J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(5): 1955–1968.

Microstructure evolution of semi-solid copper alloy billet during uniaxial compression

XIAO Han, CHEN Ze-bang, LI Yong, LU De-hong, ZHOU Rong-feng, ZHOU Rong

(Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: The compression deformation experiments of semi-solid ZCuSn10 copper alloy billet prepared by SIMA (strain induced melt activation) process were carried out by using Gleeble–1500 thermo-mechanical simulator test. The experimental results show that the deformation resistance of the semisolid samples prepared by SIMA method is half of as-cast ZCuSn10 copper alloy. The liquid phase rate of semi-solid sample before and after compression is 19.4% and 8.1%, respectively. Compression test under different strain, strain rate and temperature, the liquid-solid separation phenomenon occurs in transition region of the semi-solid ZCuSn10 copper alloy sample. And liquid-solid separation occurs entirely in the central region. The greater the strain is, the less liquid content of the semi-solid copper alloy compression ZCuSn10 central part of the samples. The liquid content increases with increasing temperature, and increases with increasing strain rate.

Key words: copper alloy; semi-solid; uniaxial compression; microstructure evolution

Foundation item: Project(20125314120013) supported by Specialized Research Fund for Doctoral Program of Higher Education, China; Project(2014FB131) supported by Applied Basic Research General Program of Yunnan Province, China; Project(201410674001) supported by National Training Program of Innovation and Entrepreneurship for Undergraduates; Project(2015Z031) supported by Scientific Research Key Project of Yunnan Provincial Education Department, China

Received date: 2015-10-23; **Accepted date:** 2016-03-09

Corresponding author: XIAO Han; Tel: +86-871-65107922; E-mail: zztixh@163.com

(编辑 王 超)