

文章编号: 1004-0609(2005)04-0552-06

半固态铝硅合金的压缩变形行为与组织变化^①

潘 冶, 曹洪波, 孙国雄

(东南大学 材料科学与工程系, 南京 210096)

摘 要: 研究了控制熔体结晶法制备的半固态 ZL101 合金的压缩变形行为以及显微组织的变化。结果表明: 在液固相区二次加热并保温足够时间后, 该合金的球状固相仍保持半固态加工要求的适当尺寸, 575 ℃和 582 ℃压缩变形时, 半固态浆料具有稳定触变流动变形特征, 即应力随应变增大而缓慢下降, 其应力水平较接近固相线的高温(550 ℃)塑性变形应力低得多; 枝晶组织和高变形速率提高半固态合金的变形应力, 并使应力随应变增大而单调提高; 大变形后, 圆柱试样中心和边缘区域存在球状初生 α 相变形程度的不同。半固态变形中, 变形机理从以阻尼液相流动为主变为以固相颗粒塑性变形为主。

关键词: 半固态合金; 压缩变形; 真应力; 真应变; 显微组织

中图分类号: TG 146. 2; TG 113. 26

文献标识码: A

Compressive deformation behavior and microstructure of semi-solid Al-Si alloy

PAN Ye, CAO Hong-bo, SUN Guo-xiong

(Department of Materials Science and Engineering, Southeast University,
Nanjing 210096, China)

Abstract: Compression experiments were carried out to investigate deformation behavior and microstructure of semi-solid ZL101 alloy fabricated by controlled crystallization technique. The results show that the alloy has reasonable size of globular solid required for semi-solid processing after reheating to temperatures in liquid-solid range and sufficient holding time. The semi-solid slurry has stable thixotropic flow deformation behavior under compressing at 575 ℃ and 582 ℃, i. e. stress decreasing gradually with strain increasing, and in this case, the deformation stress is much lower than that of the specimen deformed at temperature (550 ℃) close to solidus. Both dendritic structure and high strain rate enhance the deformation stress of the semi-solid alloy, and enable the stress to increase with strain continuously. The deformation degree difference of globular primary α phase appears at center and edge areas in the cylinder specimen after large deformation. The deformation mechanism of damped liquid flow domination becomes solid particle plastic deformation domination during deformation in semi-solid state.

Key words: semi-solid alloy; compression deformation; true stress; true strain; microstructure

半固态合金在液固温度区间, 球状初生固相悬浮于液相中, 呈现出独特的流变性和触变性^[1, 2]。由于液固两相共存, 半固态合金的塑性变形行为和变形机理不同于全液态金属的流动和全固态合金的塑性变形, 成形件兼具铸件的良好成形性与锻件的

优异力学性能, 可避免压铸和挤压铸造的偏析、疏松缺陷^[3]及锻造所需的高应力, 提高模具使用寿命, 实现产品的近终成形或净成形^[4, 5]。因此, 半固态合金的塑性变形行为已成为材料加工工程领域的研究热点之一, 主要集中在固相分数、变形速率

① 基金项目: 教育部高等教育骨干教师计划资助项目([2000]65)

收稿日期: 2004-09-08; 修订日期: 2004-11-25

作者简介: 潘 冶(1956-), 男, 博士, 教授, 博士生导师。

通讯作者: 潘 冶, 教授; 电话: 025-83792456-806; E-mail: panye@seu.edu.cn

等对塑性变形抗力、应力—应变特性的影响方面^[3, 6-9], 但因实验条件和工艺参数的不同结果各异, 变形组织形态、变形行为及机理的研究还不成熟, 仍需进一步探索。本文作者对控制熔体结晶法制得的半固态 ZL101 合金进行压缩变形, 研究不同变形阶段真应力的变化幅度和应力峰对应的真应变大小, 以及变形温度、应变速率对塑性变形行为的影响, 揭示塑性变形工艺与组织之间的关系, 特别是在大变形量下, 初生 α 相在不同区域的变形差异。

1 实验

1.1 实验材料

实验选用工业常用的铸造铝硅合金 ZL101, 经化学分析, 其实际成分(质量分数)为: Al-6.9% Si-0.29% Mg。该合金的液相线温度为 615 °C, 三元共晶温度约为 558 °C, 液固相区温度范围 57 °C, 便于实现半固态压缩变形。

1.2 实验方法

用控制熔体结晶法制得初生 α 相颗粒圆整、分布均匀的半固态 ZL101 合金锭^[10], 铸锭尺寸为直径 $d50\text{ mm}$ 、高 70 mm , 机加工成 $d20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ 圆柱状压缩变形试样。轴对称压缩实验在 MTS 810 (Material Test System) 实验机上进行。用电阻炉将试样加热到预定的半固态温度, 加热速度开始为 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 为避免加热系统的热惯性, 当接近预定温度时, 加热速度降为 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 到达预定温度后保温 15 min , 确保试样内外温度均匀。炉膛温度由温度传感器实现数字式控制, 试样的实际温度由高精度电位差计测量。变形实验的载荷、位移、时间等参数由自动数据采集系统实时检测记录, 并由计算机直接输出。

为降低试样与上、下夹头之间的横向摩擦力, 在试样两端面上均匀涂覆石墨, 厚度为 0.1 mm , 以尽量减小摩擦力对真实应力计算结果的影响。

变形温度为 550 、 575 、 $582\text{ }^{\circ}\text{C}$, 变形速率 $d\varepsilon/dt = 0.05\text{ s}^{-1}$ 和 0.5 s^{-1} , 最大压缩变形量为工程应变 $\varepsilon = 0.5$, 变形直接在电阻炉中进行。变形完成后, 立即将试样淬入水中, 以保持当时的组织形态。将变形后的试样剖开, 经预磨、抛光后, 用 0.5% HF 溶液腐蚀, 显微组织在 Olympus BX60M 金相显微镜上观察。

根据实测压缩变形载荷 p 、压头位移 Δh 、试样原始高度 H_0 , 由下式计算出真应力 σ 和真应变 e :

$$\sigma = p / [\pi r_0^2 H_0 / (H_0 - \Delta h)] \quad (1)$$

$$e = \ln[(H_0 - \Delta h) / H_0] \quad (2)$$

2 结果与分析

2.1 半固态 ZL101 合金部分重熔后的组织

图 1 所示为常规铸造和控制熔体结晶法制得的半固态 ZL101 合金二次加热部分重熔后的组织形态, 加热温度为 $582\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温时间为 15 min 。可见, 常规铸造合金二次加热后仍为典型的树枝晶组织, 因截面正好切到二次枝晶臂, 在二维照片上初生 α 相成列排布。控制熔体结晶法制备的合金为初生 α 相圆整的球状组织, 经二次加热并保温后, 固相颗粒平均直径为 $80\text{ }\mu\text{m}$ 左右, 仍保持着半固态塑性变形要求的适当尺寸。这一结果说明, 本方法制备的半固态合金, 在二次加热后固相颗粒不易明显长大, 为随后的塑性变形提供了组织保证, 这是本研究所得半固态合金的一个重要特征。

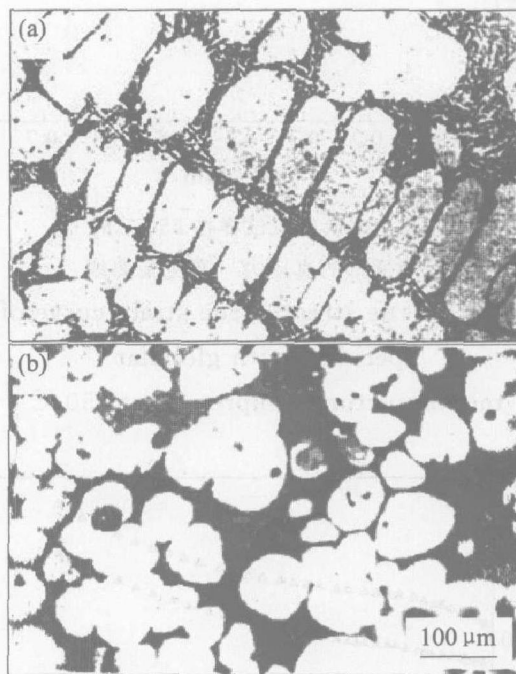


图 1 不同方法制得的 ZL101 合金部分重熔后的组织

Fig. 1 Microstructures of partially melted ZL101 alloy fabricated by different techniques

(a) —Conventional casting;

(b) —Controlled crystallization technique

2.2 真应力—真应变曲线

图 2 所示为球状初晶 α 相组织试样在 $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时变形速率 $d\varepsilon/dt = 0.05\text{ s}^{-1}$ 下的真应力—真应变曲线, 此时属固态高温塑性变形。可见, 加载后应力立即达到 20 MPa 左右, 在随后的塑性变形过程中,

应力缓慢提高, 最终应变 $e = 0.61$ 时, 应力 $\sigma = 24.5 \text{ MPa}$, 较变形前期提高了 4.5 MPa 。在同样的变形速率下, 提高变形温度至液固相区 $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 变形特征发生明显变化。在 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩变形初期, 随应变增大, 应力快速提高, 达到某一峰值后, 应力又缓慢下降, 直到真应变 $e > 0.45$, 应力有所回升, 但升高幅度非常有限, 最大应变 $e = 0.68$ 时, $\sigma = 7.6 \text{ MPa}$, 和应力峰 $\sigma = 7.5 \text{ MPa}$ 持平, 如图 3 所示。表现出半固态浆料特有的变形行为, 只要变形应力达到峰值 (称为触变流动初始化阶段), 随后的应力缓慢下降 (称为稳定触变流动阶段), 有利于浆料的充型。 $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 压缩变形的真应

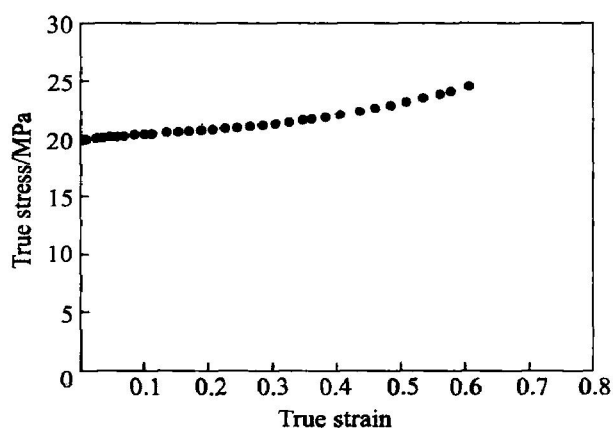


图 2 球状组织试样在 $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时压缩变形的真应力—真应变曲线

Fig. 2 True stress—true strain curve of specimen with globular microstructure compressed at $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$

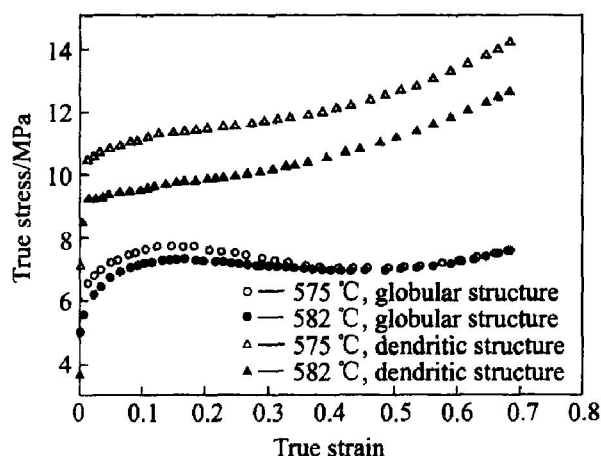


图 3 两类组织试样半固态温度压缩变形的真应力—真应变曲线

Fig. 3 True stress—true strain curves of specimens with two kinds of microstructures compressed at semi-solid temperatures

力—真应变曲线和 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的相似, 出现应力峰值后, 应力缓慢下降, 随后又有所回升, 但直至 $e = 0.68$ 时, $\sigma = 7.6 \text{ MPa}$, 和应力峰值 $\sigma = 7.7 \text{ MPa}$ 基本一样, 无加工硬化现象。两变形温度下, 应力峰对应的应变相同, 均为 $e = 0.17 \sim 0.18$, 应力回升对应的应变也相同, 均为 $e = 0.43 \sim 0.44$ 。

由图 3 还可看出, 当 $e < 0.4$ 时, $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形的应力高于 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形的应力, 这是由于前者的固相分数高于后者所致。而应力回升阶段 (变形后期) 两变形温度下的应力基本一样, 这与大变形量下固相接触产生塑性变形有关, 将在下面进一步分析。此外, $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的整体塑性变形应力均显著低于固相高温变形, 仅为 $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 塑性变形应力的 $1/3$ 左右。

常规铸造的树枝晶组织试样在同样条件下的变形行为和球状组织试样相比有两个重要区别: 1) 随变形量的增大, 应力单调升高, 尽管也在半固态温度变形, 却无应力峰及应力下降的变形特征, 对于 $582 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形试样, 最终应变 $e = 0.68$ 时的应力 $\sigma = 12.7 \text{ MPa}$, 较变形初期的 $\sigma = 9.5 \text{ MPa}$ 提高了 25% 左右, 而 $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形试样最终应变 $e = 0.68$ 时的应力 $\sigma = 14.3 \text{ MPa}$, 较变形初期的 $\sigma = 11 \text{ MPa}$ 提高了 23% 左右, 呈现出加工硬化特征; 2) 枝晶组织的塑性变形应力高于球晶组织的, 其值较球晶组织在变形前期提高了 $25\% \sim 30\%$, 在变形后期提高了 $40\% \sim 45\%$ 。这是由于枝晶形成连续的网络骨架分割了液相, 使液相流动受阻, 以及枝晶变形及破碎所需较高应力所致。

图 4 所示为变形速率对球状组织半固态合金变形行为的影响。变形速率 $d\varepsilon/dt$ 从 0.05 s^{-1} 提高到 0.5 s^{-1} , 两变形温度下的应力均明显提高, 其中变

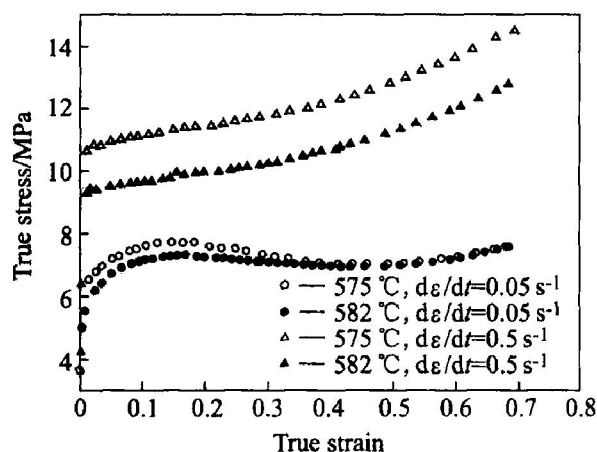


图 4 变形速率对半固态合金变形行为的影响

Fig. 4 Effect of strain rate on deformation behavior of semi-solid alloy

形后期的应力提高幅度大于变形前期, 表现出半固态压缩变形速率敏感性。此外, $d\epsilon/dt=0.5\text{ s}^{-1}$ 下, 应力随应变的增大而单调提高, 无稳定触变流动的变形特征。

2.3 半固态合金变形行为与组织的关系

在单向压缩变形过程中, 圆柱试样中心部分和边缘部分所受的应力条件有所不同, 中心部分除受上下压头的轴向压应力外, 在受压变粗过程中还受到边缘部分的约束, 使固相在液相中的移动变得相对不容易, 尤其是在高固相分数时这一特征更加明显, 而试样边缘部分则变形自由。所以, 半固态合金整个截面上的变形情况并非相同。

图 5 所示为半固态 ZL101 合金在 575 ℃下, 以 $d\epsilon/dt=0.05\text{ s}^{-1}$ 压缩变形 $e=0.68$ 后的显微组织。由图 5 可见, 试样中心区域的球状初生 α 相被压扁, 而边缘区域的 α 相变形则小得多。

半固态合金压缩变形过程中, 随着固相分数、变形量和变形速率的不同, 变形机理分为液相流

动、有固相颗粒的液相流动(称为阻尼液相流动)、颗粒滑动及颗粒塑性变形等 4 种^[11]。图 5 所示是变形后的最终组织。固相颗粒的塑性变形是逐步发展而成的, 在变形前期, 伴随着固相在液相中的移动, 试样中心区域少量固相颗粒发生轻微塑性变形, 液体向试样边缘区域排挤, 边缘区域的变形以阻尼液相流动进行。随着变形的增大, 发生塑性变形的颗粒变多, 直至变形后期, 试样边缘区域的固相颗粒相互接触, 但此处接近表面而自由变形, 故固相颗粒仅发生轻微塑性变形, 并未发现由于固相颗粒移动或转动造成初生 α 相之间的“空洞”^[12]。从整体上看, 变形过程中半固态合金的变形方式从以阻尼液相流动为主变为以固相颗粒塑性变形为主。

将变形温度维持在 575 ℃, 提高变形速率, 初生 α 相颗粒的变形程度加剧, 见图 6。这是因为当 $d\epsilon/dt$ 由 0.05 s^{-1} 提高到 0.5 s^{-1} , 同样压下量时压缩变形经历的时间仅为原来的十分之一, 因此颗粒在液相中的移动来不及进行, 易原地相互接触, 也不利于液相对位错堆积造成应力集中的松

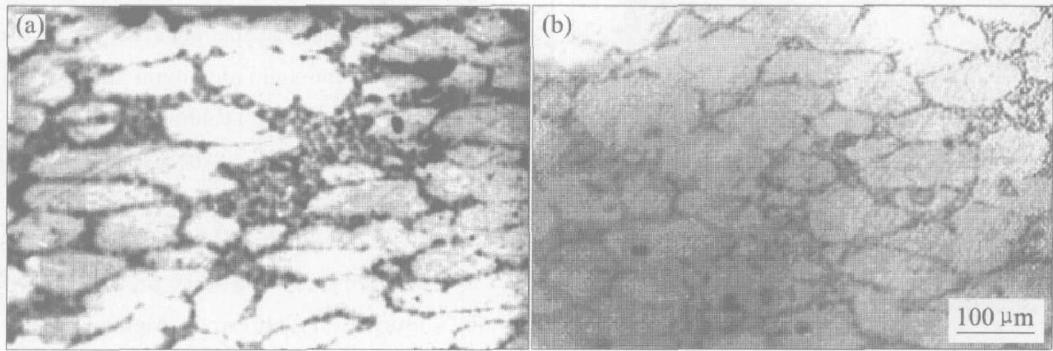


图 5 半固态合金试样经 575 ℃变形后不同区域的显微组织

Fig. 5 Microstructures of different areas in semi-solid alloy specimen deformed at 575 ℃

(a) —Center; (b) —Edge

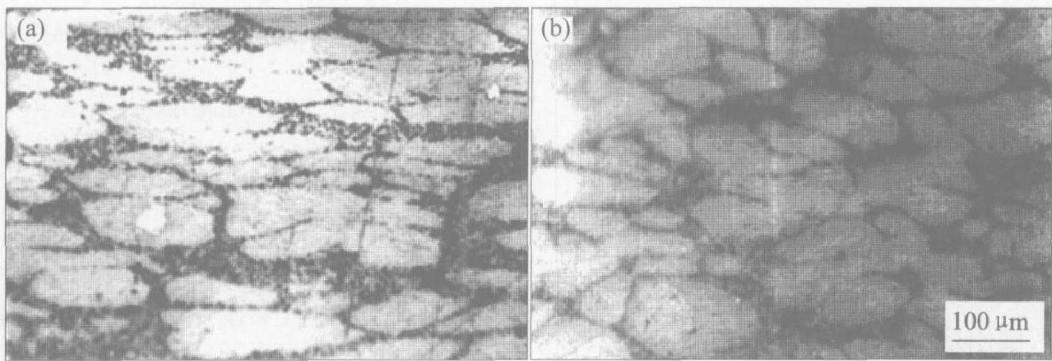


图 6 高应变速率下半固态合金试样中不同区域的变形组织

Fig. 6 Microstructures of different areas in semi-solid alloy specimen deformed at high strain rate

(a) —Center; (b) —Edge

弛^[13], 使试样发生比图 5 更严重的塑性变形。这样变形过程受固相颗粒塑性变形所控制, 表现在图 4 中的真应力—真应变曲线升高和无稳定触变流动阶段。

图 7 所示为半固态合金在 582 °C 下经 $d\varepsilon/dt=0.05\text{ s}^{-1}$ 压缩变形后的显微组织。可见, 试样中心区域固相颗粒变形很小, 而边缘区域固相颗粒无变形痕迹, 保持变形前的球状, 此区域范围相对较小, 经测定约占整个截面的 30%。所以, 变形后期也以固相颗粒的轻微塑性变形为主, 表现在大变形量下真应力—真应变曲线的应力回升, 且因 575 °C 和 582 °C 变形后期均以并不重的固相塑性变形为主, 应力基本相同。

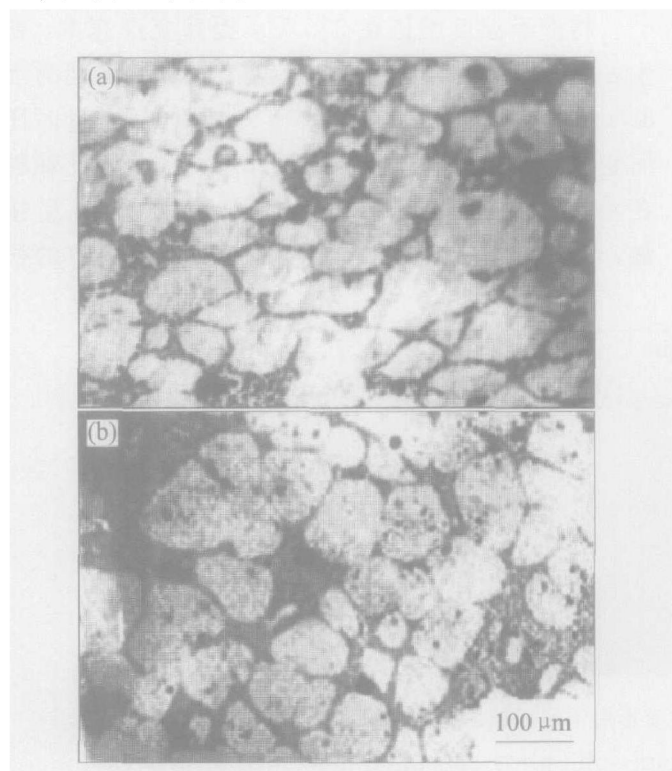


图 7 半固态合金试样经 582 °C 变形后
不同区域的显微组织

Fig. 7 Microstructures of different areas
in semi-solid alloy specimen
deformed at 582 °C
(a) —Center; (b) —Edge

3 结论

1) 用控制熔体结晶法制得的半固态 ZL101 合金, 在二次加热至半固态温度并保温足够时间后, 球状固相颗粒平均直径保持在 80 μm 左右, 无明显长大, 是较好的半固态成形组织。

2) 球状组织合金在半固态温度变形时, 应力达到峰值后, 随应变增大而缓慢下降; 而在变形后

期, 应力虽随应变增大而提高, 但直至最终大应变, 应力仍与应力峰值持平, 无加工硬化现象。

3) 球状组织半固态合金液固两相区的塑性变形抗力仅为高温(接近固相线温度)塑性变形抗力的 1/3。枝晶组织和高应变均提高半固态合金的塑性变形抗力, 并改变其变形行为, 使应力随应变增大单调提高。

4) 变形试样中心和边缘区域的变形情况不同, 中心区域固相颗粒的变形程度大于边缘区域。半固态变形过程中, 塑性变形从以阻尼液相流动为主变为以固相颗粒塑性变形为主。

REFERENCES

- [1] Flemings M C. Behavior of metal alloy in the semi-solid state [J]. Metallurgical Transactions B, 1991, 22B: 269 - 293.
- [2] Laxmanan V. Deformation of semi-solid Sn-15% Pb alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11A: 1927 - 1937.
- [3] Kang C G, Choi J S, Kim K H. The effect of strain rate on macroscopic behavior in the compression forming of semi-solid aluminum alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, 88: 159 - 168.
- [4] 罗守靖, 田文彤. 半固态加工技术及应用[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 765 - 773.
LUO Shou-jing, TIAN Wen-tong. Techniques and applications of semi-solid processing [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 765 - 773.
- [5] Kapranos U P, Ward P J. Near net shaping by semi-solid metal processing [J]. Materials and Design, 2000, 21: 387 - 394.
- [6] 刘 丹, 崔建忠, 夏克农. 2618 铝合金半固态压缩变形特性 [J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(Suppl. 1): 234 - 238.
LIU Dan, CUI Jiang-zhong, XIA Ke-nong. Compression behavior of 2618 aluminum alloy in semi-solid state [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(Suppl. 1): 234 - 238.
- [7] 张大挥, 毛为民, 钟雪友, 等. 变形速率对半固态 Al-Si7Mg 合金变形性的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(Suppl. 1): 132 - 134.
ZHANG Da-hui, MAO Wei-ming, ZHONG Xue-you, et al. Effect of deformation rate on deformation behavior of semi-solid AlSi7Mg alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(Suppl. 1): 132 - 134.

- [8] 郭 钧, 丁志勇, 谢水生, 等. 半固态 Al-6.6% Si 合金的变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10 (Suppl. 1): 115 - 119.
GUO Jun, DING Zhiyong, XIE Shuisheng, et al. Deformation behavior of semisolid Al-6.6% Si alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(Suppl. 1): 115 - 119.
- [9] 田文彤, 罗守靖, 张广安. 半固态 LC4 合金的屈服应力[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(1): 82 - 86.
TIAN Wentong, LUO Shoujing, ZHANG Guang-an. Yield stress of LC4 alloy in semisolid state[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12 (1): 82 - 86.
- [10] 潘 冶, 张春燕, 袁浩扬, 等. 结晶初期熔体流动对半固态合金粒状初晶形成的作用 [J]. 金属学报, 2001, 37(10): 1035 - 1039.
PAN Ye, ZHANG Chunyan, YUAN Haoyang, et al. Effect of melt flow at initial solidification on granular primary crystal formation in semisolid alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37 (10): 1035 - 1039.
- [11] Chen C P, Tsao C Y. Semisolid deformation of A356 alloys[A]. Kirkwood D H. Proc of 4th Inter Conf on Semisolid Processing of Alloys and Composites[C]. Sheffield: SRP Ltd UK, 1996, 16 - 20.
- [12] Yang H L, Zhang Z L, Ohnaka I. Structure evolution behavior of semisolid Al-Si hypoeutectic alloy with re-melting heat treatment[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 151: 155 - 164.
- [13] Chino Y, Konata M, Iwasaki H, et al. An investigation of compressive deformation behavior for AZ91 Mg alloy containing a small volume of liquid[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 3309 - 3318.

(编辑 袁赛前)