

[文章编号] 1004- 0609(2000) Suppl. 1- 0126- 06

喷射沉积高硅铝合金的半固态触变成形^①

赵爱民¹, 甄子胜¹, 毛卫民¹, 崔成林¹, 孙 峰¹, 姜春梅², 钟雪友¹

(1. 北京科技大学 铸造研究所, 北京 100083; 2. 北京联合大学 应用技术学院, 北京 100101)

[摘 要] 研究了喷射沉积高硅铝合金在半固态触变成形过程中的规律。结果表明: 喷射沉积 Al-20% Si, Al-30% Si, Al-30% Si-2% Ni, Al-30% Si-2% RE 和 Al-30% Si-2% Ni-2% RE 具有良好的半固态触变成形性能; 半固态挤压压力比固态挤压压力明显降低, 喷射沉积快速凝固形成的细小硅相, 使其半固态浆料具有很好的流动性和充填性能, 半固态组织中未熔 α 使半固态坯料具有良好的形状保持性。触变成形后微观组织更加均匀, 致密度大幅度提高。

[关键词] 喷射沉积; 高硅铝合金; 半固态触变成形

[中图分类号] TG 146. 2; TG 249

[文献标识码] A

半固态触变成形是喷射沉积快速凝固材料走向实用的一个重要的发展方向^[1~3], 喷射沉积过程熔体被高速高压雾化气流雾化成微小的雾滴, 雾滴受到雾化气流强烈的对流换热而获得 $10^3 \sim 10^5$ K/s 的冷却速度^[4~6], 雾滴与雾化气流进行动量交换而获得运动速度, 模拟计算结果表明在沉积时刻雾滴的运动速度可达 $50 \sim 100$ m/s^[7, 8], 当高速运动的雾滴撞击沉积坯料表面, 将会产生足够的剪切应力和剪切速度, 将已结晶枝晶打碎, 从而获得细小的等轴晶凝固组织, 喷射沉积材料是理想的半固态成形的坯料^[9]。喷射沉积高硅铝合金坯料微观组织中存在大量的硬而脆的硅相, 锻造和挤压时其变形很困难, 硅相与基体的界面易产生裂纹, 导致材料性能下降^[10, 11]。本文采用半固态触变成形解决喷射沉积高硅铝合金坯料难于成形的问题, 将喷射沉积高硅铝合金坯料重新加热至半固态进行触变成形, 实验研究了喷射沉积高硅铝合金在半固态触变成形过程中的基本规律。

1 实验

半固态触变成形实验在自制的半固态成形试验设备上, 该设备最大压力为 41.7 MPa, 如图 1 所示^[12], 图中的 1 是锁紧油缸, 可以带动压型 3 上下运动, 5 是压射油缸, 触变成形时将半固态坯料放入压室 4 中, 锁紧油缸向下运动使压室和压型对

接, 并施加一定的压力将压型锁紧。合型后压射油缸给压, 将半固态合金压入压型中。

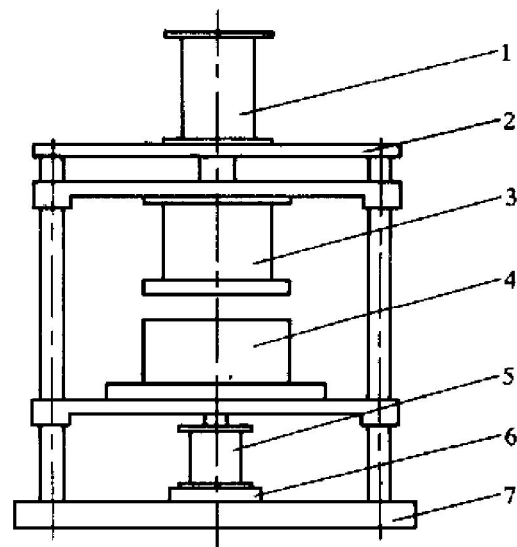


图 1 半固态金属触变成形装置

Fig. 1 Schematic sketch of thixoforming equipment

- 1—Locking cylinder; 2—Cross beam; 3—Die mould;
- 4—Pressure chamber; 5—Inject cylinder;
- 6—Pressure transducer; 7—Bottom pedestal

喷射沉积实验在北京科技大学新金属材料国家重点实验室喷射沉积设备上, 该设备安装从英国 Osprey 公司引进的环孔式雾化喷嘴, 采用激光限位和侧喷等工艺在该设备制备了 Al-20Si, Al-30Si, Al-30Si-2Ni, Al-30Si-2RE 和 Al-30Si-2RE-2Ni 5 种沉积坯料, 雾化气体和扫描气体为 N_2 , 雾

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59771011)

[收稿日期] 2000- 05- 06; [修订日期] 2000- 07- 03

[作者简介] 赵爱民(1962-), 男, 博士, 副教授.

化气体的压力为 0.65 MPa, 雾化气体流量为 27.5 m³/h; 扫描气体流量为 21 m³/h; 喷射时熔体的过热度为 100 °C, 导流管直径为 3 mm, 飞行距离 400 mm, 沉积坯料直径约 140 mm。

半固态触变成形实验时按照成形件的体积大小, 分别从 5 种沉积坯料上截取适宜尺寸的坯料, 在电阻加热炉中进行二次加热, 加热温度为 581 °C。为了准确控制成形温度, 在距坯料顶部 15 mm 处埋置一热电偶, 采用了 XSZ/A-23A 型智能数值显示仪动态监测试样的加热和保温温度, 500 °C 前快速加热, 500 °C 后, 慢速加热。其它工艺参数为: 成形温度 581 °C, 半固态挤压压力 27.7 MPa, 挤压速度 0.96 m/s, 压室预热温度 100~200 °C。

用液体静力天平称量法测量沉积坯料及半固态成形试样的密度。以相同成分的金属型铸造试样的密度为标准, 计算出沉积坯和半固态成形试样的致密度。

2 实验结果

2.1 喷射沉积高硅铝合金沉积态组织和半固态保温的组织

组织观察结果表明, 这 5 种沉积坯料的组织由硅相和 α 相组成, 没有常规的共晶组织, 硅相比较均匀地分布在 α (Al) 基体中, 硅相的形状是块状或颗粒状, 没有铸态组织中长条状初生硅相, 也没有五花瓣状, 如图 2(a), 这种沉积态组织的形成与沉

积体表面半固态层的剩余液相在沉积阶段慢速冷却条件下, 发生了离异共晶有关^[13]。将这些沉积坯料重新加热到 581 °C 保温 5 min 后立即淬火, 观察其微观组织, 发现加热到 581 °C 保温 5 min 的半固态组织中存在未熔的球状 α 相, 见图 2(b)。

2.2 喷射沉积高硅铝合金的触变成形性能

对 5 种成分的喷射沉积高硅合金进行了成形实验, 结果表明喷射沉积高硅铝合金具有良好的触变成形性能。

实验表明, 半固态触变成形压力比热挤压小得多。ZHANG 等^[3]的实验表明用热挤压工艺成形快速凝固 Al-20Si-7.5Ni-3Cu-1Mg 合金在 375~450 °C 所需的挤压压力峰值为 600~800 MPa, 而在本实验条件下采用 27.7 MPa 的挤压压力成形 Al-20Si, Al-30Si, Al-30Si-2Ni, Al-30Si-2RE 和 Al-30Si-2Ni-2RE 合金即获得成功, 与固态挤压相比较挤压压力降低了将近 1 个数量级。

实验发现, 喷射沉积高硅铝合金在半固态触变成形过程中具有很好的流动性和充填性能。用千分尺测量半固态触变成形试样的飞边的厚度, 最薄的飞边仅为 0.06 mm, 图 3 中喷射沉积 Al-30Si 合金半固态触变成形试样的飞边上, A 处厚度为 0.28 mm, B 处厚度为 0.40 mm, 从图 3 可以看出 A 处的金属是从 C 处流过来的, 因半固态浆料自下而上的充型过程中, 首先流经 D 处(箭头方向)的型腔, 从该处的分型面上流出少量的半固态浆料后立即凝固, 而形成很小的飞边, 流经 C 处对应的型

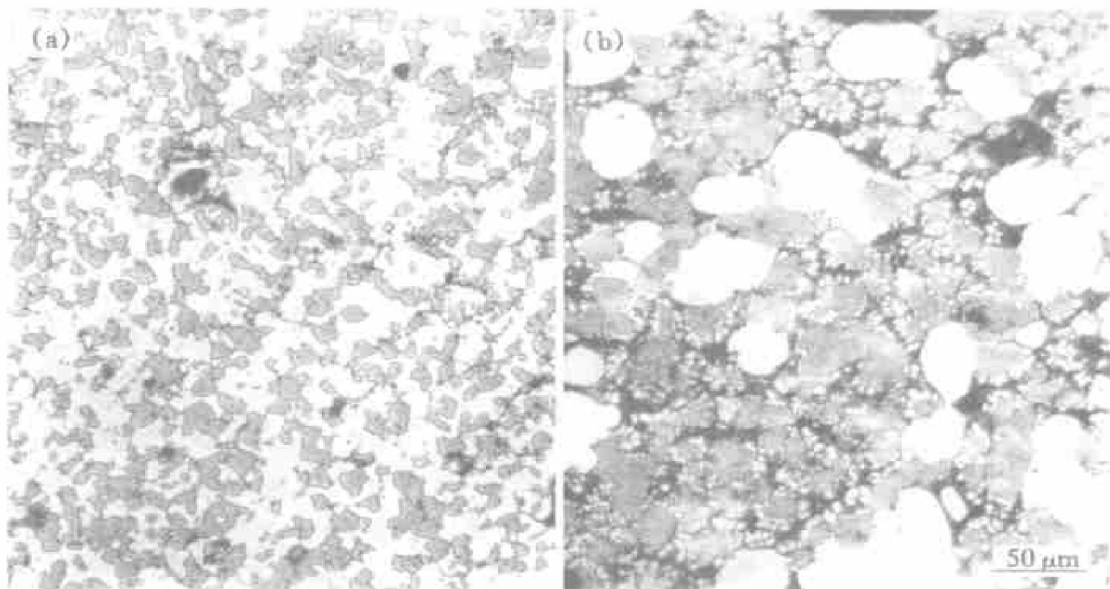


图 2 喷射沉积 Al-30%Si 合金沉积态组织和加热至 581 °C 的半固态组织

Fig. 2 Microstructures of spray formed Al-30%Si alloy, then reheated to 581 °C

(a) —As spray formed; (b) —Reheat to 581 °C and held for 5 min

腔时由于该处分型面上的缝隙较大，半固态浆料从该处流出，并流至 A 处。实测 A 与 C 处的距离约 60 mm，也就是说在 0.2~ 0.4 mm 厚度的缝隙中半固态浆料流动的长度为 60 mm，长厚比为 300~ 150，这说明喷射沉积高硅铝合金半固态浆料具有很好的流动性。

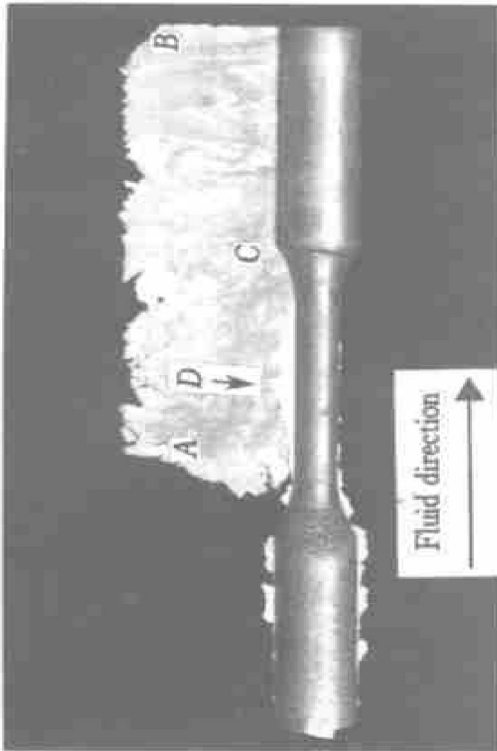


图 3 喷射沉积 Al-30Si 合金半固态触变成形试样
Fig. 3 Thixoforming specimen of spray formed Al-30Si alloy

图 4 所示是图 3 的半固态触变成形试样飞边的微观组织，表明在这些飞边中仍有很细小的初生硅相，证明这种飞边并不是半固态中纯液相流动的结果，而是硅相与共晶液相的混合浆料流动的结果。出现这种情况与喷射沉积高硅铝合金微观组织中细小硅相有关。

实验还发现，在本实验条件下，喷射沉积高硅铝合金半固态坯料具有良好的形状保持性，可以很方便地用夹子由二次加热炉运送到触变成形设备上 进行成形。这是由于在喷射沉积高硅铝合金二次加热的半固态组织中存在一定数量的未熔 α ，如图 2 (b)。这种未熔 α 提高了半固态组织总的固相率，对喷射沉积高硅铝合金半固态坯料的形状保持性十分有利，如果成形温度再提高，未熔 α 完全熔化，则坯料就会发生垮塌现象，不利于搬运。因此在选择工艺参数时应充分考虑到未熔 α 的这种作用，应采用未熔 α + 硅相+ 共晶液相的半固态组织进行触变成形。

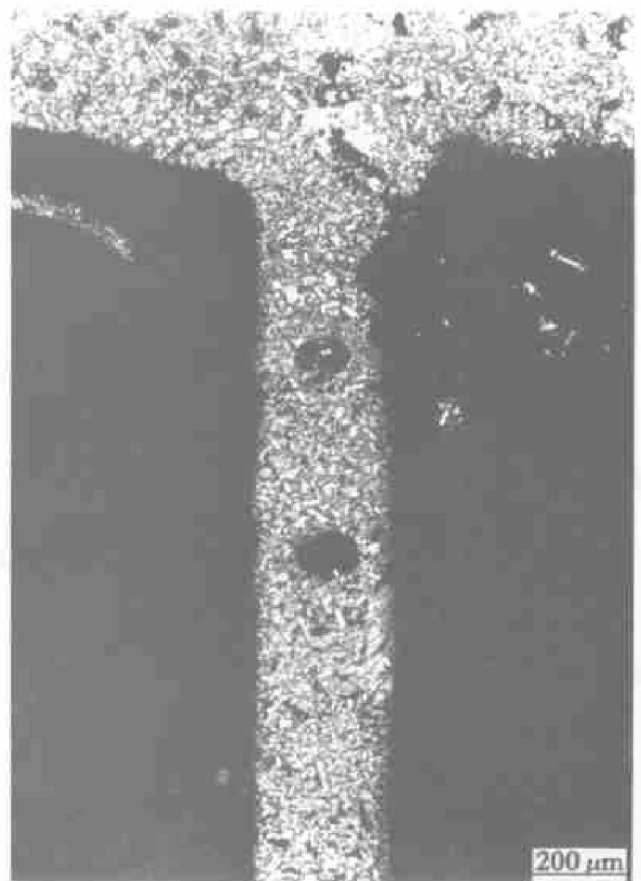


图 4 喷射沉积 Al-30Si 合金半固态触变成形试样飞边的微观组织

Fig. 4 Microstructures of spray formed Al-30Si alloy (on fin edge) after thixoforming

2.3 半固态触变成形对喷射沉积高硅铝合金微观组织的影响

微观组织观察表明，喷射沉积高硅铝合金在触变成形前后的半固态组织组成是一致的，如图 5 所示。在半固态触变成形高硅铝合金的试样中仍然存在一定数量的未熔 α ，且在某些微区还能观察到未熔 α 发生了变形。同时半固态触变成形后微观组织在硅相的分布更为均匀，在沉积态组织的微区能发现集聚的现象，如图 5(a) 所示，而在半固态触变成形试样的微观组织中硅相聚集现象得到改善，如图 5(b) 所示。

这些现象与半固态浆料的触变成形过程中的变形机制有关。Chen 等^[14, 15]实验发现半固态浆料在压缩变形过程中存在 4 种变形机制：纯液相流动机制、液固两相流动机制、固相颗粒间的相对滑动机制和固相颗粒的塑性变形机制。这 4 种机制在成形过程中都会发生，但在不同阶段所占比例不同：成形初始阶段，前两种机制所占比例高，而后期则后两种机制所占比例高。成形过程中的充型速度也会影响其变形机制：高的充型速度会增加后两种变形机制的作用，而未熔 α 相的变形和团聚硅相的分

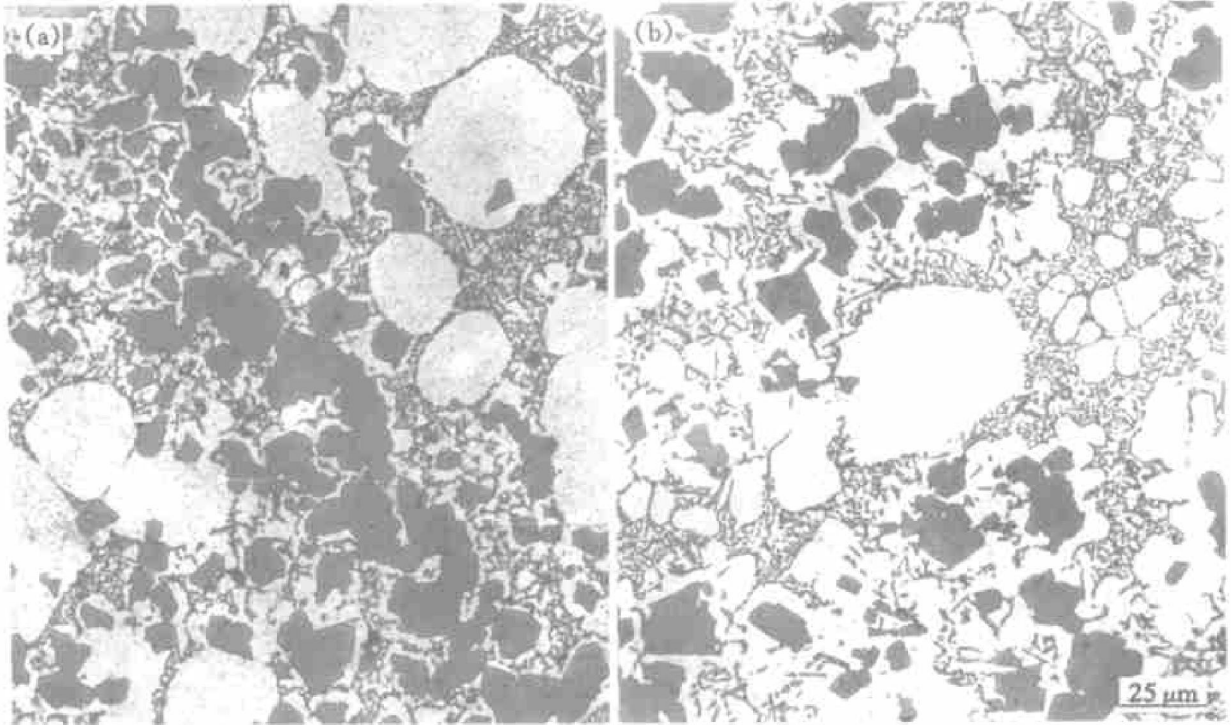


图 5 喷射沉积 Al-20Si 合金半固态触变成形前后的金相组织

Fig. 5 Microstructures of spray formed Al-20Si alloy before and after thixoforming

离正是由后两种变形机制所引起的。

2.4 半固态触变成形对喷射沉积高硅合金坯料的致密度影响

沉积坯料和半固态触变成形试样的致密度的测量结果如图 6 所示, 从测量结果可以看出如下规律。

1) 触变成形后试样的致密度在 95% 以上, 而沉积坯料的致密度为 60% ~ 80%, 表明触变成形后致密度有大幅度的提高, 但仍然没有达到 100% 致密度。实验观察发现触变成形后试样中仍存在一定数量的气孔, 这种气孔的气体来源很可能是原始坯料中的气孔在半固态触态成形过程中没有彻底排出, 也说明在半固态浆料充型流动过程中有气体混

入, 形成一种液/固/气三相流体的流动。可以肯定用固态挤压的方法更不能消除这些气孔, 必须改进喷射沉积工艺, 提高原始坯料的致密度。

2) 在底部的位置(图 7 中的 01, 02, 03)的致密度相对较低, 比其它部位低 2~ 4 个百分点, 而沿试样的高度方向致密度的变化没有明显的规律, 说明在半固态浆料充型过程中混入半固态浆料的气体与半固态浆料一起流动, 而在图 7 中 01, 02 和 03 处, 由于混合流体流向要发生改变, 液/固/气混合体中气体在此部位停留的几率较大; 同时由于此处位于最前端, 所受到的压力也最小。

3) 半固态触变成形试样的表面没有气孔, 加工后发现试样内部有气孔, 与沉积态相比气孔的尺

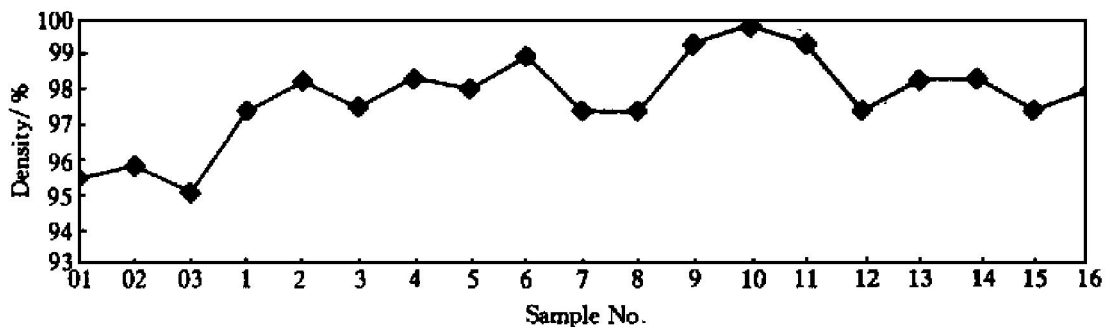


图 6 触变成形试样(TG-4)的密度分布

Fig. 6 Density of thixoformed specimen

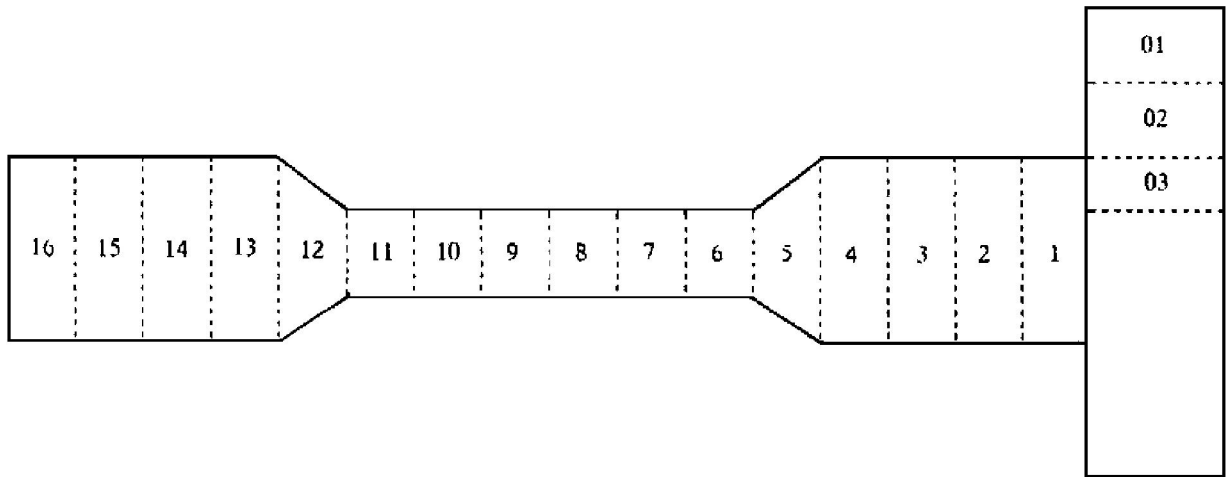


图7 测量触变成形试样致密度的位置

Fig.7 Schematic of test location of thixoformed specimen

寸较大，一般都有几个毫米，肉眼很容易观察到，说明半固态触变成形过程中气孔有合并长大过程。

3 结论

1) 喷射沉积高硅铝合金具有良好的半固态触变成形性能：半固态挤压压力比固态挤压压力明显降低，半固态浆料具有很好的流动性和充填性能，半固态坯料具有良好的形状保持性。

2) 喷射沉积高硅铝合金中细小的硅相使半固态浆料具有很好的流动性和充型性能。半固态组织中未熔 α 使半固态坯料具有良好的形状保持性。

3) 触变成形后微观组织更加均匀，致密度大幅度提高。但仍然没有达到 100% 致密度。必须改进喷射沉积工艺，提高原始坯料的致密度。

[REFERENCES]

- [1] Ward P J, Atkinson H V, Anderson P R G, et al. Semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic aluminium-silicon alloys [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44 (5): 1717- 1727.
- [2] Valer Goni J, Rodriguez Ibabe J M and Urcola J J. Strength and toughness of semi-solid processed hypereutectic Al/Si alloys [J]. *Scripta Materialia*, 1996, 34(3): 483- 398.
- [3] ZHANG Hao(张 豪), CHEN Zhen-hua(陈振华), KANG Zhi-tao(康智涛), et al. 多层喷射沉积 6066 铝合金半固态挤压 [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*, 1998, 8(2): 191- 196.
- [4] Mathur P, Annavarap S, Apclian D, et al. Spray casting: an integral model for process understanding and control [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1991, A142: 261- 276.
- [5] Loathan A G and Lawley A. The osprey process: principles and application [J]. *The International Journal of Powder Metallurgy*, 1993, 29(4): 321- 329.
- [6] Grant P S. Spray forming [J]. *Progress in Materials Science*, 1995, 39: 497- 545.
- [7] Lee Eon-Sik and Ahn S. Solidification process and heat transfer analysis of gas-atomized alloy droplets during spray forming [J]. *Acta Metall Mater*, 1994, 42(9): 3231- 3243.
- [8] Grant P S, Cantor B and Katgerman L. Modelling of droplet dynamic and thermal histories during spray forming - II effect of process parameters [J]. *Acta Metall Mater*, 1993, 41(11): 3109- 3108.
- [9] Kirkwood D H. Semisolid metal processing [J]. *International Materials Reviews*, 1994, 39(5): 173- 189.
- [10] Zhou J, Duszek J and Korevaar B M. Mechanical response and structural development during the hot extrusion of a rapid solidified Al-20Si-7.7Ni-3Cu-1Mg alloy powder [J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27: 3856- 3867.
- [11] Zhou J and Duszek J. Effect of extrusion condition on mechanical properties of Al-20Si-3Cu-1Mg alloy prepared from rapidly solidified powder [J]. *Journal of Materials Science*, 1991, 26: 3739- 3747.
- [12] CUI Cheng-lin(崔成林). 半固态合金重熔加热及其触变成形的研究 [D]. University of Science and Technology Beijing, 2000. 84.
- [13] ZHAO Ai-min(赵爱民). 喷射沉积高硅铝合金凝固及半固态组织转变规律的研究 [D]. University of Science and Technology Beijing, 2000. 89- 92.
- [14] Chen C P and Tsao C Y A. Semi-solid deformation of non-dendritic structure - I . Phenomenological behavior

- [J]. *Acta Mater*, 1997, 45(5): 1955.
- [15] Chen C P and Tsao C Y A. Semi-solid deformation of A356 alloy [A]. Kirkwood D H and Kapranos P. Pro-

ceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of alloys and Composite [C]. Sheffield, UK, 1996. 16.

Semi-solid thixoforming of spray formed high silicon hypereutectic Al-Si alloy

ZHAO Aimin¹, ZHEN Zisheng¹, MAO Weimin¹, CUI Chenglin¹,
SUN Feng¹, JIANG Chumei², ZHONG Xueyou¹

- (1. Foundry Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China;
2. College of Applied Technique, Beijing Union University, Beijing 100101, P. R. China)

[Abstract] Thixoforming properties of spray formed high silicon hypereutectic Al-Si alloys were studied. It is shown that spray formed Al-20% Si, Al-30% Si, Al-30% Si-2% RE and Al-30% Si-2% Ni-2% RE billets have good thixoforming properties. The semisolid extrusion force is remarkably decreased compared with the solid extrusion process, which is because of the existence of the fine silicon crystals and the spherical α phases. Fine silicon crystals in microstructures of spray formed alloys make the semisolid slurry have good fluidity. The spherical α phases existing in semisolid mushy make the semisolid billets have shape holding ability. The microstructures become more homogeneous and the densities increase notably after semisolid thixoforming.

[Key words] spray form; hyper-eutectic Al-Si alloy; semi-solid thixoforming

(编辑 黄劲松)