

[文章编号] 1004- 0609(2000) 03- 0344- 05

AlSi7Mg 合金坯料在半固态区的结构演化对变形的影响^①

陈晓阳^{1,2}, 曾大本¹, 钟雪友²

(1. 清华大学 机械工程系, 北京 100084; 2. 北京科技大学 铸造研究所, 北京 100083)

[摘 要] 论述了 AlSi7Mg 合金坯料结构演化过程中的固相颗粒尺寸及分布、颗粒形貌、颗粒团聚化程度等影响因素, 研究了在半固态状态下合金的结构演化对 AlSi7Mg 合金变形行为的影响。结果表明, 在半固态状态下, 亚共晶 AlSi7Mg 合金坯料的触变变形行为密切依赖于固相的结构和试样在压缩变形前的固相结构演化。初始非枝晶结构或枝晶演化成球状化结构能在很低的应力下变形。在完全球状化条件下, 固相颗粒尺寸对应力水平没有明显影响。

[关键词] AlSi7Mg 合金坯料; 结构演化; 半固态区间; 触变变形

[中图分类号] TG249

[文献标识码] A

半固态金属成形技术是近年来发展起来的一项新的成形技术, 它相对于铸造和锻造成形工艺有几个优点, 如减少成品的宏观偏析、孔洞, 较小的成形压力, 以及较低的模具温度等。典型非枝晶结构半固态浆料的本质是球状固相颗粒悬浮在液相中。这种微结构组织也是半固态合金具有触变性的原因, 它允许半固态合金坯料在静止时象固态一样处理, 在成形过程中产生剪切时又获得象流体一样的特性。如果将合金浆料直接成形则称之为流变铸造; 如果将合金浆料凝固成锭坯, 然后将锭坯再加热到半固态区间后成形则称之为触变铸造。合金锭坯加热到半固态区间时, 锭坯中的非枝晶初生固相颗粒要发生粗化^[1~4]。常规凝固合金在半固态区间部分重熔时初生枝晶固相也要发生粗化, 导致初生固相球状化转变。研究合金坯料在半固态区间的结构演化对不采用电磁或机械搅拌方法获得非枝晶组织合金锭料有重要意义^[5,6]。本文通过对不同初始微结构的 AlSi7Mg 合金坯料在半固态区间进行不同时间的保温试验研究, 讨论了合金初始结构的演化对合金坯料压缩变形行为的影响。

1 试验方法

在本研究中, 采用自制的平行压杆装置进行不同初始结构的合金坯料的压缩变形试验, 试验装置由加热、加载、控温、冷却和记录等几个系统组成, 试验装置如图 1 所示。试样采用亚共晶 AlSi7Mg 合

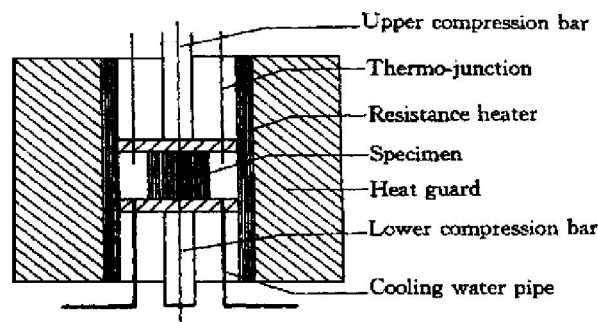


图 1 半固态合金坯料触变变形
平行压杆装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of semi-solid alloy slurry thixotropic deformation parallel plate compression experimental apparatus

金半固态坯料制作, 试样尺寸为 $d 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。将半固态 AlSi7Mg 合金试样放置在两平行压杆装置之间加热到试验所需的温度 580°C , 加热时间为 60 min , 控温精度为 $\pm 1^\circ\text{C}$, 试样保温时间根据试样组织结构的情况而定。试样在半固态下的触变轴向压缩变形试验的应变率为 $\dot{\epsilon} = 0.33 \text{ s}^{-1}$, 加载载荷范围为 $0.01 \sim 0.2 \text{ MPa}$ 。合金坯料的初始结构为电磁搅拌的非枝晶合金坯料和常规凝固条件下得到的枝晶组织合金坯料。表 1 给出了不同凝固条件下得到的合金初始结构特征。

所有不同结构的试样在 580°C 下进行等温保温, 然后进行压缩变形试验。变形后的试样进行水淬, 然后将它们剖开、抛光和侵蚀, 最后进行金相

① [基金项目] 国家“八六三”计划资助项目(715- 012- 004)
[作者简介] 陈晓阳(1964-), 男, 博士。

[收稿日期] 1999- 06- 02; [修订日期] 1999- 11- 08

表 1 AlSi7Mg 合金的凝固条件和得到的结构特征

Table 1 Solidification conditions for AlSi7Mg alloys and resulting structural characteristics

Type of structure	Solidification condition	Average cooling rate/($^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$)	Characteristic size/ μm
Non-dendritic	MHD method	21.6	$r=40\sim90$
Fine dendritic	In steel mould	280	$D_{\text{p}}=30\sim40$
Intermediate dendritic	In graphite mould	30	$D_{\text{p}}=150\sim190$
Coarse dendritic	In preheated graphite ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$)	10.4	$D_{\text{p}}=260\sim320$

r is radius of the primary; D_{p} is primary dendrite arm spacing.

分析, 由 IBAS2000 自动图像分析仪进行分析。试样中的初生 α 相颗粒的尺寸由自动图像分析仪利用直线截距方法来决定, 同时可以求出非枝晶组织试样中的初生 α 相颗粒的尺寸分布和 α 相颗粒的等效圆直径。

2 结果与分析

对于初始非枝晶结构的 AlSi7Mg 合金试样, 压缩变形前试样在 $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下分别保温 10, 30, 60 min。图 2 为试样在 $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下保温 10, 30, 60 min 的未经变形然后水淬的金相照片。它清楚地表明初生 α 相颗粒随保温时间延长而变得粗大。

在 $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下固相颗粒尺寸的演化由保温时间来决定。根据 Ostwald 粗化模型和 Greenwood 等人^[7,8] 提出的粗化常数 k , 即可以得到粗化规律表达式:

$$r^3 - r_0^3 = kt$$

(1)

式中 r —初生 α 相颗粒瞬时半径, r_0 —初生 α 相颗粒原始半径, k —粗化常数, t —保温时间。

因此, $r^3 - r_0^3$ 与保温时间 t 呈线性关系。随着保温时间的延长, 非枝晶结构发生粗化。对于枝晶结构的亚共晶 AlSi7Mg 合金, 根据不同的初始结构, 保温时间的影响也是不同的。根据 Seconde 和 Kattamis 等人^[9] 的研究, 在半固态枝晶结构的演化中出现一个结构转变临界时间 t_{C} 。由于初期形成的细小枝晶臂的熔断和熔化以及后来在凝固期间变得不稳定, t_{C} 可以由下式得出:

$$t_{\text{C}} = \rho_{\text{S}} \Delta H C_{\text{L}} (1 - k_1) m_{\text{L}} D_{\text{p}}^3 / (\sigma D_{\text{L}} T_{\text{L}})$$

(2)

式中 ρ_{S} —固相密度, ΔH —熔化潜热, m_{L} —液相线的斜率, C_{L} —平衡液相中溶质的质量分数, k_1 —平衡分配系数, D_{p} —二次枝晶臂间距, σ —固液相表面能, D_{L} —液相中扩散系数, T_{L} —平衡液相线温度。

初生 α 固相颗粒的主要特征参数为单位体积中的晶粒数和它们的形状。固相的三维结构通常由二维截面来描述。利用图像分析仪, 可以测出单位面积上的晶粒数、晶粒界面的长度和晶粒截面积。一般地, 晶粒的形状可以由晶粒形状因子 F_0 表示, F_0 的定义如下^[4,10]:

$$F_0 = \frac{4\pi A_0}{P_0^2}$$

(3)

式中 A_0 —晶粒的截面积, P_0 —晶粒周长。

形状因子 F_0 在 0 到 1 之间变化, 0 表示一个拉长的横截面, 而 1 表示晶粒具有一个圆的横截面。可是, 一个晶粒的二维截面很容易造成几种不同的投影图像, 特别是当晶粒为枝晶结构时, 在图像分析时只用一个平均的形状因子来表示并不能反映出固相颗粒的真实复杂形状。因此, 我们引入一个无量纲的晶粒特征形状因子 F_{g} 来表示每个晶粒

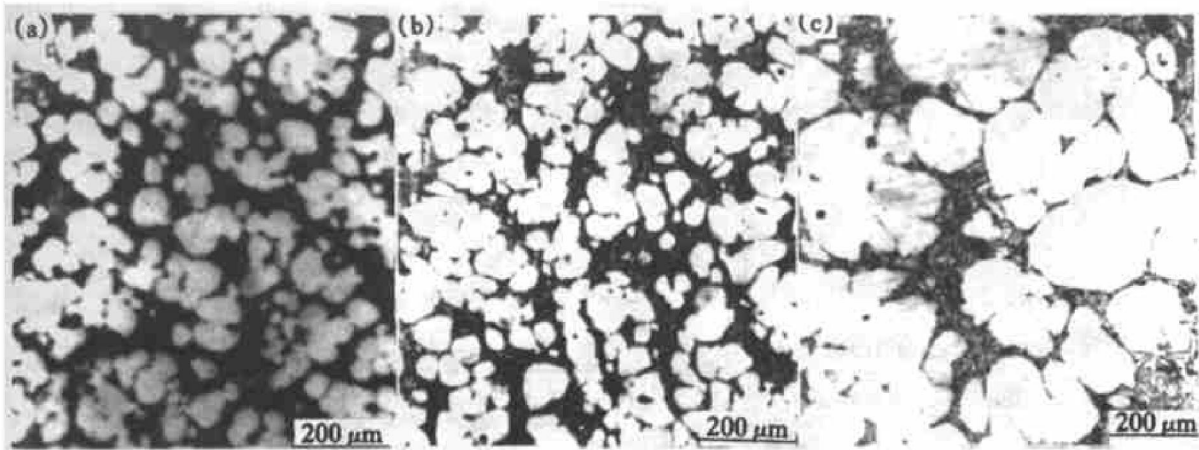


图 2 非枝晶组织 AlSi7Mg 合金在 $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的结构演化与保温时间的关系

Fig. 2 Microstructure evolution of nondendritic semi-solid AlSi7Mg alloy held at $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ for different isothermal holding times

(a) —10 min; (b) —30 min; (c) —60 min

平均固液界面表面积的平方,表示如下^[4]:

$$F_g = C \frac{S_v^2}{N_A} \quad (4)$$

式中 S_v —单位体积中的固液界面表面积, N_A —试样界面上单位面积中的晶粒数, C —固相颗粒为圆球 $F_g=1$ 时的参数。

为了使圆球状的固相颗粒的形状因子 F_g 等于 1, 我们可以有 C 的表达式如下:

$$C = \frac{1}{6\pi f_s} \quad (5)$$

式中 f_s 为圆球晶粒的体积分数。所以, 晶粒特征形状因子 F_g 最后定义为

$$F_g = \frac{1}{6\pi f_s} \frac{S_v^2}{N_A} \quad (6)$$

不论晶粒结构的形貌如何, S_v 和 f_s 的值可以通过图像分析仪得出:

$$S_v = \frac{4}{\pi} \frac{L_{al}}{A} \quad (7)$$

$$f_s = \frac{A_a}{A} \quad (8)$$

式中 L_{al} —试样截面面积 A 上的总固液界面长度, A_a —试样截面上总的固相面积。

表 2 为 AlSi7Mg 合金在 580 °C 下等温保温时的微结构演化的每单位体积固液界面表面积 S_v 和形状因子 F_g 。从表中可以知道, 试样未加热前的初始结构的 S_v 和 F_g 值相差很大; 加热 10 min 后, 它们的值较接近; 当加热到 30 min 后, 它们的值几乎一样。因此, 合金的凝固时间对合金的初始结构的 S_v 和 F_g 值影响很大, 但加热后合金的结构迅速发生演化, 不同凝固时间条件下的合金结构的 S_v 和 F_g 值开始趋同, 最后它们的值几乎相等。

细枝晶结构的 t_c 大约为 3.5 min, 中等枝晶结构的 t_c 大约为 3~10 min, 而对于粗枝晶结构估计大约为十几小时甚至到上百小时。因此, 非枝晶组织能迅速演化成球状颗粒, 细枝晶结构的演化特征表现为迅速的枝晶粗化和球状化, 导致出现不稳定

的亚稳结构; 而中等枝晶结构的演化则相当慢, 随保温时间的增加, 应力水平下降很慢, 其保温临界时间 t_c 大于 3 min, 它与非枝晶结构保温 3 h 后的应力水平很接近, 如图 3 所示。对于粗枝晶结构, 保温 3 h 后结构演化并不明显。

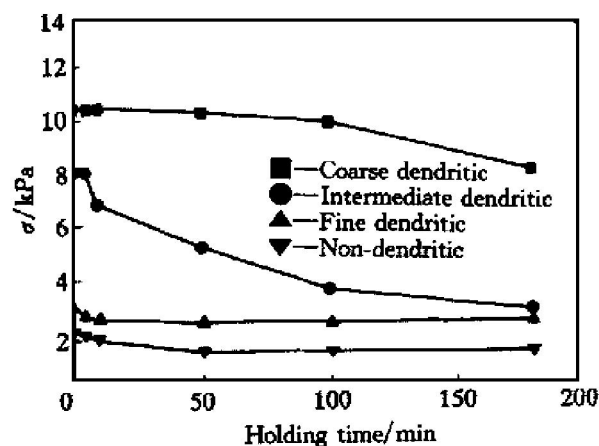


图 3 不同初始结构的合金应力水平与保温时间的关系

Fig. 3 Stress against holding time for

four alloy specimens of different microstructures deformed at an initial strain rate of 0.33 s^{-1} and 0.45 engineering strain at 580 °C

图 4 表示细枝晶结构在保温时间为 5, 10, 30 min 时的演化情况, 图 5 表示中等枝晶结构当保温时间为 10, 60, 180 min 的演化情况, 而图 6 表示粗枝晶结构当保温时间为 10, 60, 180 min 的演化情况。从图 6 可以看出粗枝晶结构组织随保温时间的延长, 粗枝晶结构演化非常慢, 保温一个小时后结构几乎不发生变化, 这就能解释为什么图 3 中粗枝晶应力水平随保温时间的延长下降很小。

枝晶结构的演化机制首先表现为枝晶臂的熔化和脱落, 使枝晶形成不规则的固相颗粒, 继续保温将使这些不规则的固相颗粒粗化和球状化, 从而导致出现不稳定的微结构, 此时会发生显著的固相凝聚现象, 同时伴随着包裹大量的液相。由于尺寸很大、形状不规则的凝聚团块彼此之间不容易滑动,

表 2 在 580 °C 下等温保温时 AlSi7Mg 合金结构的 S_v 和 F_g

Table 2 Semisolid interface area per unit volume S_v and shape factor F_g as a function of isothermal holding time at 580 °C of AlSi7Mg alloy

Isothermal holding time/min	Initial microstructure of alloy at solidification time of 20 s		Initial microstructure of alloy at solidification time of 60 s		Initial microstructure of alloy at solidification time of 180 s	
	S_v/mm^{-1}	F_g	S_v/mm^{-1}	F_g	S_v/mm^{-1}	F_g
0	103.5	282.7	56.2	90.3	41.6	48.9
10	32.4	42.3	24.3	21.4	22.5	21.6
30	22.3	16.5	21.2	13.8	18.7	12.5
60	18.1	14.7	17.5	11.3	16.4	9.7

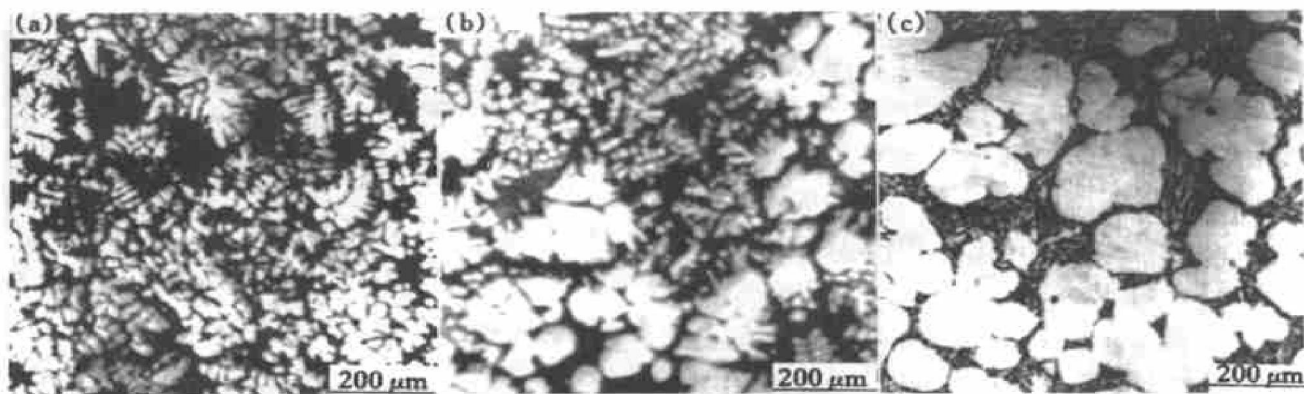


图 4 细枝晶 AlSi7Mg 合金在 580 °C 的结构演化与保温时间的关系

Fig. 4 Microstructure evolution of fine dendritic semi-solid AlSi7Mg alloy held at 580 °C for different isothermal holding times

(a) —5 min; (b) —10 min; (c) —30 min

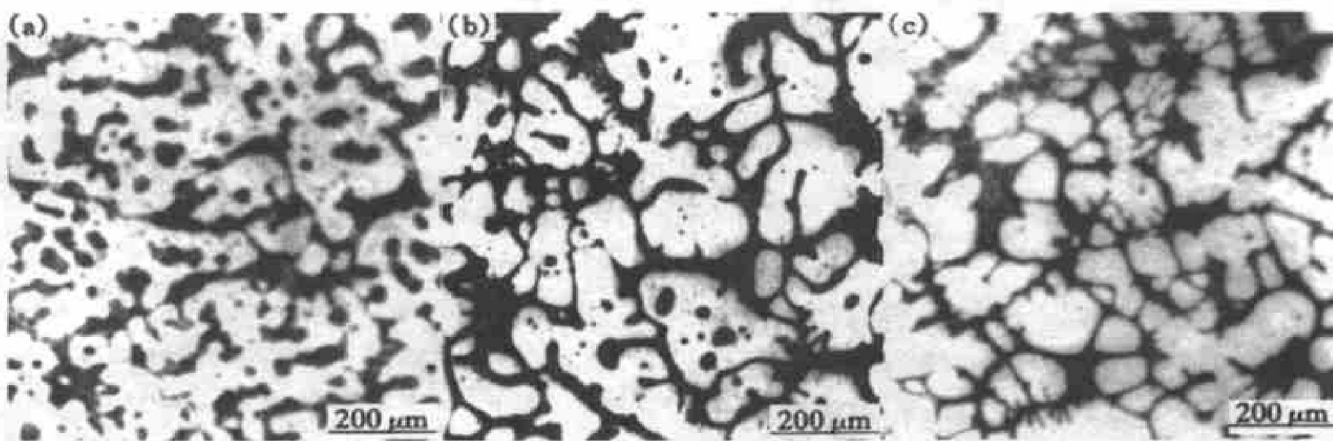


图 5 中等枝晶 AlSi7Mg 合金在 580 °C 的结构演化与保温时间的关系

Fig. 5 Microstructure evolution of intermediate dendritic semi-solid AlSi7Mg alloy held at 580 °C for different isothermal holding times

(a) —10 min; (b) —60 min; (c) —180 min

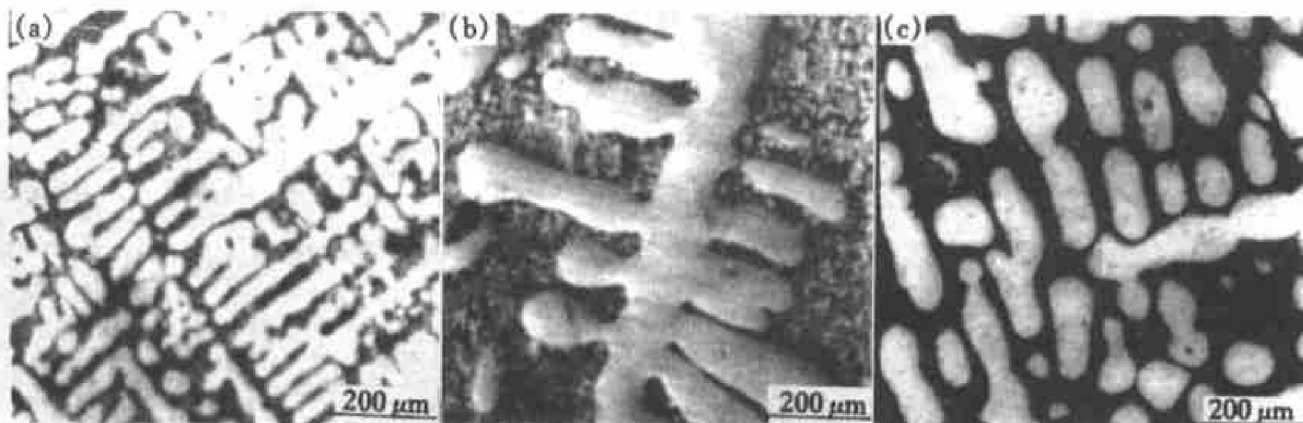


图 6 粗枝晶 AlSi7Mg 合金在 580 °C 的结构演化与保温时间的关系

Fig. 6 Microstructure evolution of coarse dendritic semi-solid AlSi7Mg alloy held at 580 °C for different isothermal holding times

(a) —10 min; (b) —60 min; (c) —180 min

这样就阻止了凝聚团块的堆积。随着保温继续进行,会发生凝聚团块球状化,并出现稳定的结构。而最终球状化的驱动力可能是合金坯料固-液界面界面能的降低。对于初始非枝晶结构合金,发现粗化的球状结构对试样变形时的应力水平没有影响。

合金试样在半固态区间部分重熔时,根据形状因子的表达式,试样微结构演化的驱动力为单位体积上的固液界面表面积 S_v 、半固态区间的保温时间 t 和单位面积上固相颗粒的数目 N_A 。只要固相颗粒没有完全球状化,它们在单位面积上的固相颗粒数目 N_A 在粗化时将继续保持常数,而一旦固相颗粒完全球状化,则颗粒粗化时 N_A 将降低。引进形状因子 F_g ,单位体积固液界面表面积 S_v 和单位面积固相颗粒的数目 N_A 这三个参数,就能准确地反映合金的微结构演化。为了获得固相颗粒球状形貌的迅速演化,合金凝固时间相当长和小的初始晶粒结构尺寸是有利的。

3 结论

在半固态状态下,亚共晶 AlSi7Mg 合金坯料试样的触变变形行为密切依赖于固相的结构和试样在压缩变形前的保温时间内的固相结构演化。初始非枝晶结构或枝晶演化成球状化结构能在很低的应力下变形,没有出现相应的液相偏析。在全球状化条件下,固相颗粒尺寸对应力水平没有明显影响。在压缩变形中,应力表现出对半固态合金材料固相的形状和形貌的参数很敏感。它是半固态金属成形

工艺在工业发展中很重要的技术特性。

[REFERENCES]

- [1] Flemings M C. Behavior of metal alloys in the semi-solid state [J]. Metall Trans, 1991, 22B(6): 269– 293.
- [2] Spencer D B and Flemings M C. Rheocasting [J]. Mater Sci Eng, 1976, 25: 103– 107.
- [3] Vogel A, Doherty R D, Cantor B, et al. Solidification and Casting of Metals [M]. London: The Metals Society, 1979.
- [4] Loue W R and Suery M. Microstructural evolution during partial remelting of AlSi7Mg alloys [J]. Mater Sci Eng, 1995, A203: 1– 13.
- [5] Molenaar J M, Katgerman L and Kool W H. On the formation of the stircast structure [J]. J Mater Sci, 1986, 21: 389.
- [6] Taha M A and Suery M. Structure characteristics and extrusion behavior of Pb-Sn alloys in semi-solid state [J]. Met Tech, 1984, 11: 226.
- [7] Greenwood G W. The mechanism of phase transformation in crystalline [J]. Solid Inst of Metal, 1969, 103.
- [8] Hardy S C and Voorhees P W. Ostwald ripening in a system with high volume fraction of coarsening phase [J]. Metall Trans A, 1988, 19A(9): 2713.
- [9] Seconde J F and Suery M. Effect of solidification conditions on deformation behavior of semi-solid Sn-Pb alloys [J]. J of Mater Sci, 1984, 19: 3995– 4006.
- [10] Loue W R, Querbes D S and Suery M. Processing of semi-solid alloys and composites [M]. MIT, Cambridge MA, 1992. 266.

Effect of AlSi7Mg alloy slurry microstructure evolution in semi-solid zone on thixotropic deformation

CHEN Xiaoyang^{1,2}, ZENG Daben¹, ZHONG Xueyou²

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China;
2. Institute of Casting, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China)

[Abstract] The microstructure evolution of AlSi7Mg alloy slurry in the semi-solid zone has an important effect on AlSi7Mg alloy slurry viscosity, and is a main influencing factor of the inherent constitutive thixotropic behavior. The influencing factors, such as the degree of agglomeration among solid particles, particle size, particle morphology, and distribution of particle sizes, in AlSi7Mg alloy slurry microstructure evolution were described. The effect of AlSi7Mg alloy slurry microstructure evolution in the semi-solid zone on AlSi7Mg alloy compression deformation was explored.

[Key words] AlSi7Mg alloy slurries; initial microstructure evolution; semi-solid zone; thixotropy deformation

(编辑 袁赛前)