挤压铸造工艺对 Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 汽车左支架组织与性能的影响

亓　鹏[1]，李伯龙[1]，王同波[1]，周　廉[1,2]，聂祚仁[1]

(1. 北京工业大学，北京 100124)

(2. 西北有色金属研究院，陕西 西安 710016)

摘　要：利用 OM、SEM 微观组织分析以及显微硬度测试研究了挤压铸造成形工艺对 Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 铝合金汽车发动机左支架显微组织和性能的影响。结果表明：凝固顺序对铸件不同部位微观组织影响较大，较先凝固左支架薄壁区初生 α-Al 组织相较于后凝固厚壁区细小。低温浇注成形相较于高温浇注制备左支架初生 α-Al 更为细小且均匀分布，但低温浇注支架晶间 Er-π-AlFeMgSi 相粗大且偏聚分布。高挤压速度相较于低速制备左支架晶间 Er-π-AlFeMgSi 相更为均匀细小。低温 650 ℃高速成形铸件热处理后显微硬度（HV）为 1190 MPa，标准偏差为 50 MPa，相较于低温低速制备左支架（140 MPa）性能分布均匀。铝合金发动机支架适于在低温浇铸高速挤压铸造成形。

关键词：挤压铸造；Al-7Si-0.4Mg-0.3Er；汽车发动机左支架；浇注温度；挤压速度

中图法分类号：TG146.21　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2020)04-1360-06

随汽车用量的提升，汽车工业逐渐广泛采用铝制零部件代替钢制零部件，从而实现汽车轻量化，以降低能源消耗和尾气排放[1,2]。铝硅合金因其铸造性能优良，耐蚀性高，比强度高等优良特性，被广泛作为汽车用铝合金材料[3,4]。挤压铸造作为一种工艺简单、成形件缺陷少、铸件组织致密和铸件力学性能高的近净成形技术，广泛用于铝硅合金汽车零部件成形[5]。

挤压铸造工艺对铸件质量影响较大，其中挤压铸造过程中，挤压压力、浇注温度和挤压速度对铸件的微观组织及性能影响作用显著[6,7]。研究者对其进行相关研究。Zhang[8]等人通过调节挤压力，探究其对 Al-Cu 合金微观组织和性能的影响，研究发现挤压力提高，降低了二次枝晶臂尺寸，且消除了微观气孔，从而提高铸件力学性能。研究者[9]通过调节 AA2024 合金挤压铸造时浇注温度，发现随浇注温度降低，二次枝晶肩臂尺寸减少，同时气孔尺寸减少，从而提高铸件致密度，最终获得高性能铸件。

汽车发动机左支架作为汽车关键零件，对内部质量及力学性能要求高，当前采用挤压铸造工艺制备铝硅合金支架替代钢件，以实现汽车发动机支架轻量化。本实验采用挤压铸造技术制备铝硅合金汽车发动机左支架，研究浇注温度和挤压速度对铝合金汽车发动机左支架组织与性能的影响规律，为铝硅合金汽车发动机左支架挤压铸造成形提供数据基础。

1　实　验

本实验合金成分如表 1 所示。合金熔炼所用原材料为工业高纯铝、Al20Si 中间合金、工业纯镁、Al50Cu 中间合金、Al6Er 中间合金。首先将预热的高纯铝、Al20Si 中间合金、Al50Cu 中间合金加入到预热至 200~300 ℃坩埚电阻炉中，待升温熔化，铝液形成熔池后，扒渣。铝液温度达到 730~750 ℃时，将占合金质量 0.3%~0.5%的精炼除渣剂（六氯乙烷+氟硅酸钠）压入合金熔体，精炼除气，除渣。将铝液温度控制在 730 ℃，加入用铝箔包实并事先预热至 200~300 ℃的 Mg 块，静置 5~10 min，使其完全熔化。继续升温至 760~780 ℃，加入包裹铝箔的稀土 Al6Er 中间合金，静置

表 1　Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 实验合金化学成分

Table 1　Chemical composition of Al-7Si-0.4Mg-0.3Er alloy (ω/%)

Si	Mg	Cu	Fe	Er	Al
7.4	0.43	0.15	0.20	0.27	Bal.

收稿日期：2019-04-11

基金项目：国家自然科学基金创新研究群体项目（51621003）；科技创新服务能力建设-科研基地-北京实验室-现代交通金属材料与加工技术北京实验室（参与）（市级）

作者简介：亓　鹏，男，1991 年生，博士生，北京工业大学材料科学与工程学院，北京 100124，电话：010-67392498，E-mail: qipeng@emails.bjut.edu.cn

10 min。待其完全反应后，扒渣，等待浇注。

铝合金汽车发动机左支架三维图如图 1 所示。铸件是在力劲的 DCC280S 卧式冷室挤压铸造机上挤压铸造成形，模具温度 250 ℃，各阶段挤压速度参数如表 2 及图 2 所示。浇注温度分别为 680 和 650 ℃。

利用 Anycasting 模拟软件模拟 Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 铝合金发动机左支架凝固顺序。金相组织观察试样制备过程：粗磨→细磨→机械抛光→腐蚀→观察。腐蚀采用 10 vol% HF+90 vol% H_2O 腐蚀液，腐蚀时间 13 s。采用 OLYMPUS BX51M 型金相显微镜观察试样金相组织。扫描试样在 Quanta FEG650 场发射扫描电镜中观察。

显微硬度测试是在 HXD1000TM/LCD 数字显微硬度计上进行。实验载荷为 50 g，加载时间 10 s，每个试样进行 9 次测试，选取平均值作为该试样显微硬度值。

2　结果与讨论

2.1　凝固顺序对铸件微观组织影响

首先对铸件不同位置（图 1 中 A，B，C 部位）进行分析，探究凝固顺序对铸件组织影响。选取浇注温度

图 1　汽车发动机左支架三维图

Fig.1　Three dimensional graph of automobile engine left bracket

表 2　挤压铸造速度

Table 2　Speed of squeeze casting (cm/s)

Extrusion head location/mm	0	50	100	180	220	280	320	450
Speed 1	0	10	30	70	80	80	80	80
Speed 2	0	25	30	70	130	130	130	130

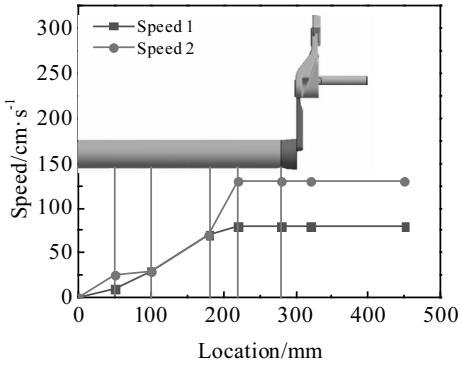


图 2　挤压铸造工艺速度参数

Fig.2　Parameters of squeeze casting speed

680 ℃时 Speed 1 成形铸件对实体铸件不同位置进行金相组织观察，如图 3 所示。图 3a 为铸件 A 区金相组织，观察发现，初生 α-Al 晶粒尺寸相较于图 3c 减小。而 B 区金相组织中初生 α-Al 相对于 A 区及 C 区明显增大。如图 4 所示，根据 Anycasting 软件凝固顺序模拟结果解释显示，A 区最先凝固，B 区为最后凝固部位，凝固顺序不同导致了铸件不同位置的晶粒尺寸不同。

2.2　浇注温度对铸件微观组织影响

对不同浇注温度制备试样的微观组织进行观察。为此选取压射 Speed 1 时，不同浇注温度含 Er 铝硅合金挤压铸造成形发动机左支架薄壁 A 区部位进行组织观察，金相显微组织如图 5 所示。浇注温度为 680 ℃时，左支架铸件组织中初生 α-Al 呈现粗大枝晶形态，并有部分细小发达的初生 α-Al 树枝晶，初生 α-Al 晶

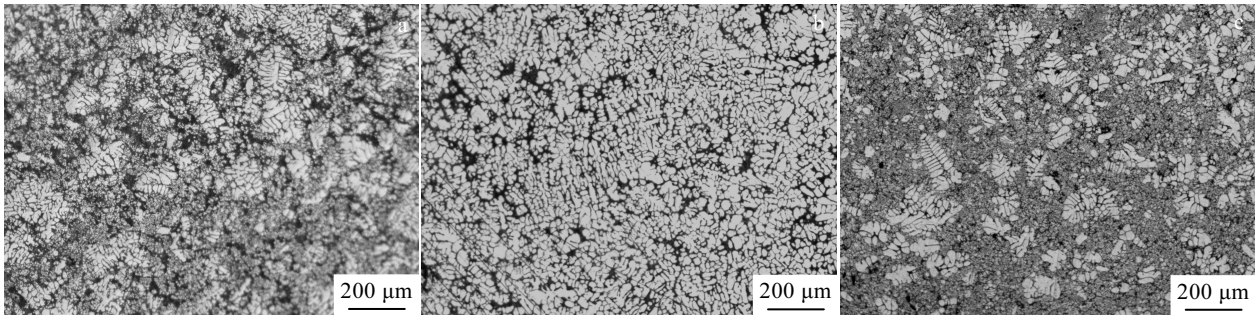


图 3　680 ℃时 Speed 1 制备 Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 铝合金发动机左支架不同部位金相组织

Fig.3　Metallographic microstructures of different parts in Al-7Si-0.4Mg-0.3Er automobile engine left bracket: (a) part A, (b) part B, and (c) part C

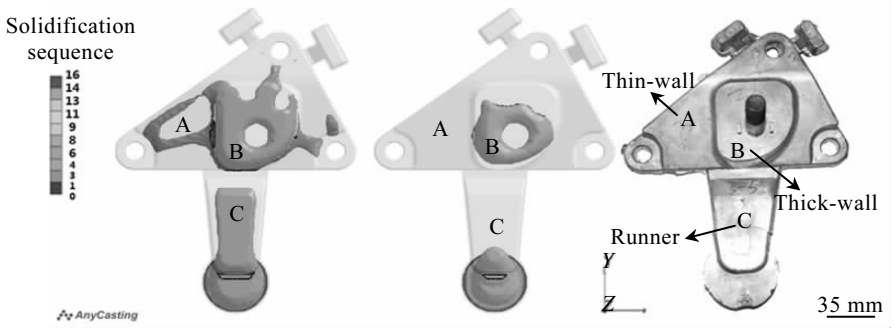


图 4　Al-7Si-0.4Mg-0.3Er 铝合金发动机左支架凝固顺序模拟结果

Fig.4　Solidification simulation results of Al-7Si-0.4Mg-0.3Er automobile engine left bracket

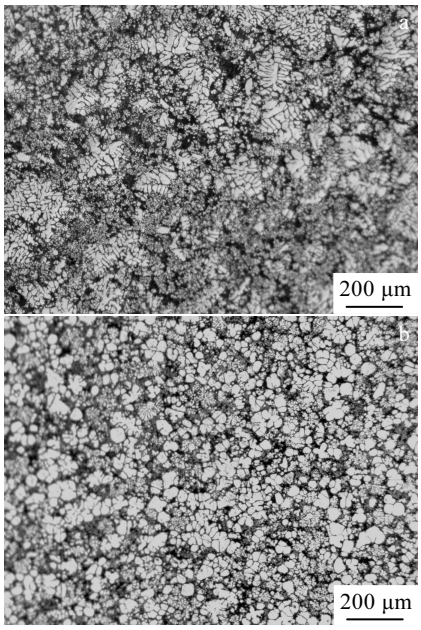


图 5　不同浇注温度下 Speed 1 成形 A 区铸件金相组织

Fig.5　Metallographic microstructures of casting of part A fabricated at speed 1 and different pouring temperatures: (a) 680 ℃ and (b) 650 ℃

粒尺寸分布极不均匀，如图 5a 所示。随浇注温度降低至 650 ℃时，初生 α-Al 形貌发生明显的变化。大部分树枝状初生 α-Al 转变为球状初生 α-Al，少量初生 α-Al 呈现细小枝晶，初生 α-Al 晶粒尺寸分布均匀性提高，如图 5b 所示。

挤压铸造成形时，铸件金相组织中主要为树枝状初生 α-Al，浇注温度降低，部分枝晶态初生 α-Al 转变为球状，但仍有部分树枝状初生 α-Al 存在。浇注温度 680 ℃时，图 5a 金相组织中初生 α-Al 晶粒尺寸呈现大小交错分布。杨艳玲等人[10]对粗大枝晶形成原因提出 2 种假设：（1）加压凝固后期，由于溶液凝固放出大量的热量，从而导致最后凝固组织粗大；（2）加压凝固前期，已生成游离晶逐渐长大而成。Reddy 等人[11]对此现象中细小晶粒形成原因提出 3 种假设：（1）凝固前期过程中，铝液冷却的速度大，形成细小晶粒组织；（2）凝固后期过程中，初始晶粒形核成熟之后，晶粒之间存在剩余液相，随着冷却速度的提高，剩余液相凝固形成细小晶粒；（3）凝固后期，溶质元素在挤压力下，汇聚到一起形成成分过冷，导致细小晶粒组织形成，同时造成溶质元素宏观偏析。

分析认为，假设金相组织中粗大初生 α-Al 树枝晶在凝固后期由于凝固潜热释放造成，则降低浇注温度可以减少粗大树枝晶尺寸得不到较好解释。浇注温度降低会增加合金冷却速度，迅速产生大量凝固潜热，无法及时释放的凝固潜热会造成凝固后期晶粒尺寸增加。图 5b 降低浇注温度至 650 ℃时发现，粗大树枝晶尺寸降低。因此金相组织中粗大树枝晶并非在凝固后期形成。

挤压铸造过程中，铝液凝固初期，合金液属于自由降温过程，与重力铸造凝固过程相同。铝液进入料筒，料筒的激冷作用产生的过冷激发形核。与料筒内壁接触铝液还将发生异质形核，初生 α-Al 晶核在大过冷度下生长成树枝晶。根据金属凝固原理，较高浇注温度时，金属凝固速度低，随着冷却时间的延长逐渐长大形成粗大树枝晶。低温浇注时，根据自由晶核理论和熔断分离形核理论，低温浇注增加自由晶核数量，充型过程中颈缩状晶体熔断及破碎成为新的晶核，抑制树枝晶的生长，同时较低浇注温度提高铸件凝固速度，减少粗大枝晶形成及长大。综上所述，分析认为粗大树枝晶在加压前期形成。

如图 5 所示，随着浇注温度的降低，细小枝晶逐渐减少。根据 Reddy 等人[11]的假设，分析认为，导致细小枝晶数量变化主要是因为随着浇注温度的降低，

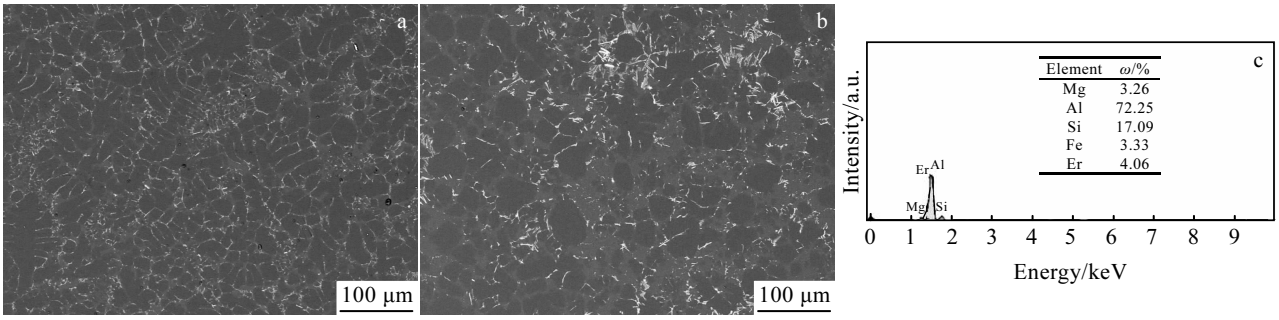
铝液固相率逐渐提升，初始晶粒形核成熟数量多，晶粒之间剩余液相减少，凝固后期，冷却速率加快，剩余液相凝固形成细小树枝晶数量降低。

同时对不同浇注温度，Speed 1 成形铸件进行 SEM 观察分析初生相分布，结果如图 6 所示。浇注温度 680 ℃时，显微组织中明亮初生相分布均匀，如图 6a 所示。浇注温度 650 ℃时，显微组织中明亮相出现明显的偏析，如图 6b 所示。对浇注温度 650 ℃明亮相进行能谱确定成分，如图 6c 所示，主要是含稀土 Er-π-AlFeMgSi 相。分析认为，随浇注温度降低，溶质原子扩散速度降低。高温浇注时，合金液固相率低，溶质原子扩散速度快。低温浇注时，合金液固相率高，阻碍了溶质原子的扩散，仅仅在凝固界面形成富溶质层，导致溶质元素区域偏析富集。

2.3　挤压铸造速度对铸件微观组织影响

为探究挤压铸造速度对铸件组织影响，选取浇注温度 680、650 ℃，Speed 2 成形件的 A 区部位进行金相组织观察，如图 7 所示。浇注温度 680 ℃时，Speed 1 挤压铸造成形时，初生 α-Al 呈现为粗大树枝晶，并含有细小树枝晶。Speed 2 时初生 α-Al 仍然含有粗大树枝晶，相较于 Speed 1 尺寸有所减小，细小枝晶数量增多，如图 5a、7a 所示。浇注温度 650 ℃，Speed 1 时，初生 α-Al 为少量球状及少量细小枝晶，Speed 2 时，铸件球状初生 α-Al 数量增多，如图 5b、7b 所示。

随着挤压速度的提高，细小树枝晶数量增多，粗大初生 α-Al 晶粒尺寸减小，转变为不连续分布的枝晶。分析认为，液态挤压铸造过程中，铝液进入浇料口，部分铝液在压室内壁的激冷作用下快速冷却形核，此为合金凝固初期。随着冲头的推动，铝液进入铸件填充型腔，铝液再次凝固。其中速度较高时，加压前等待时间短，料桶内铝液形核数量少，型腔中剩余液相铝液较多，加压后快速冷却，剩余液相形核、长大为数量较多细小树枝晶。随挤压速度的提高，已形成长大的初生 α-Al 树枝晶摩擦增大，树枝晶之间因相互剪切而剪断或熔断，机械冲刷作用增强，进而导致粗大 α-Al 树枝晶尺寸减小。相反，挤压速度低时，加压前，合金在压室等待时间长，已形核 α-Al 长大，进而导致合金中 α-Al 晶粒尺寸增大。



Element	ω/%
Mg	3.26
Al	72.25
Si	17.09
Fe	3.33
Er	4.06

图 6　不同浇注温度下 Speed 1 成形铸件 SEM 像和图 6b 中明亮相 EDS 能谱

Fig.6　SEM images of casting fabricated at speed 1 and different pouring temperatures: (a) 680 ℃ and (b) 650 ℃; (c) EDS analysis of bright phase in Fig.6b

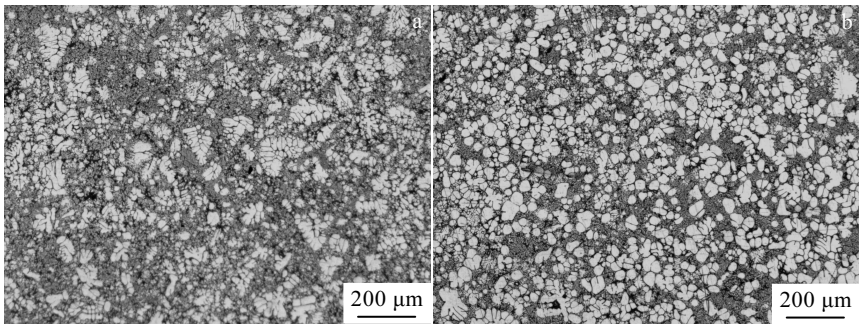


图 7　不同浇注温度下 Speed 2 成形 A 区铸件金相组织

Fig.7　Metallographic microstructures of casting of part A fabricated at speed 2 and different pouring temperatures: (a) 680 ℃ and (b) 650 ℃

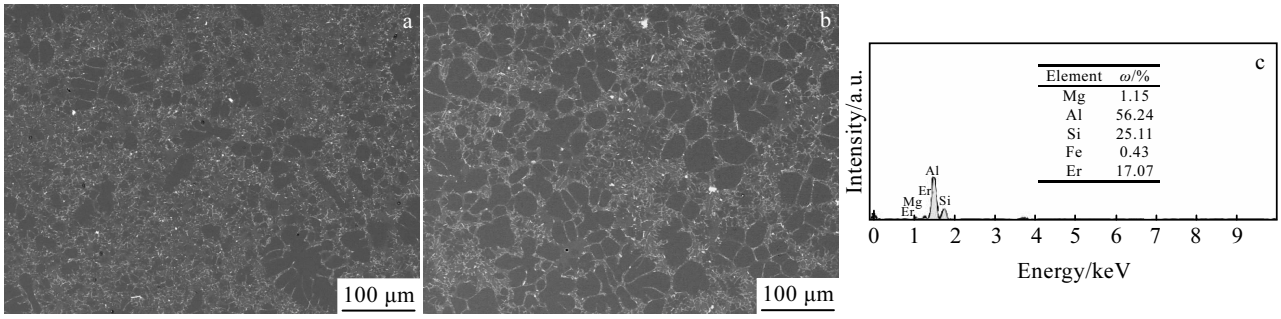


图 8　不同浇注温度下 Speed 2 成形铸件 SEM 像和明亮相 EDS 能谱

Fig.8　SEM images of casting fabricated at speed 2 and different pouring temperatures: (a) 680 ℃ and (b) 650 ℃; (c) EDS analysis of bright phase

同时对不同挤压铸造速度成形件 A 区进行 SEM 分析，结果如图 8 所示。同一浇注温度下，随着挤压速度的提高，初生 α-Al 晶界处明亮相分布均匀性提高，晶界明亮初生相偏聚现象得到改善，如图 5a，7a 和图 5b，7b。

对 Speed 2 成形铸件晶界明亮初生相能谱确定成分，如图 8 所示。主要是含 Er 的复合 π-AlFeMgSi 相。分析认为，挤压速度较低时，加压前期停留时间较长导致 α-Al 大量形核，铝液固相率高，溶质原子流动受阻，进而导致溶质原子的区域富集。随着挤压速度的提升，流体运动速度提高，流体的运动改变界面前沿的溶质分布状态，进而加速流体成分的均化。综合相同浇注温度不同挤压速度微观组织观察分析表明，Speed 2 充型时，初生 α-Al 晶粒尺寸小，晶界明亮相分布均匀。

2.4　挤压铸造成形工艺对铸件性能的影响

发动机左支架尺寸不规则，标准室温拉伸试样不利于制作，因此采用显微硬度值表征发动机左支架力学性能。选取挤压铸造成形左支架薄壁 A 区初生 α-Al 进行显微硬度测试，结果如表 3 所示。根据以上实验结果显示，同一挤压铸造速度成形时，随浇注温度降低，左支架显微硬度提高。浇注温度相同时，随挤压铸造速度提高，左支架显微硬度提高。

不同挤压铸造工艺成形铸件扫描分析结果显示，晶界明亮初生相的分布偏析较大，晶界明亮初生相的偏析对铸件热处理强化性能产生不利影响。对不同成形工艺制备铸件做相同 T6 (535 ℃/0.5 h+180 ℃/3 h) 热处理工艺，测试显微硬度（HV），结果如表 3 所示。相同浇注温度 680 ℃成形时，挤压铸造 Speed 1 成形时，初生 α-Al 的硬度值标准差为 90 MPa，挤压速度提升至 Speed 2 时，标准差降至 40 MPa。650 ℃浇注时，初生 α-Al 基体的硬度值标准偏差由 Speed 1 成形时的 140 MPa 降至 Speed 2 成形时的 50 MPa。铸件进行相同 T6 热处理工艺后，不同挤压铸造成形工艺制备铸件显微硬度标准偏差值大小不同。随挤压速度的提高，T6 态左支架显微硬度均匀性提高。

表 3　不同挤压铸造工艺成形铸件显微硬度

Table 3　Microhardness (HV) of casting formed under different processes (MPa)

State	Properties	680 ℃		650 ℃	
		Speed 1	Speed 2	Speed 1	Speed 2
As-cast	Microhardness	670	690	670	740
	Standard deviation	50	60	50	60
T6	Microhardness	1030	1090	1140	1190
	Standard deviation	90	40	140	50

分析认为，相同挤压铸造速度成形时，随浇注温度降低，晶界初生相分布不均匀性提高，不均匀性的提高导致铸件经 T6 处理后，不同位置固溶进 α-Al 基体的元素含量不同，进而导致 α-Al 基体中析出的强化相分布不均匀。最终导致不同挤压铸造成形工艺制件性能不均匀。

3　结　论

1) 挤压铸造成形时，低挤压铸造速度和高挤压铸造速度工艺参数下，可制备外形完好的汽车发动机左支架。

2) 随浇注温度降低，铸件组织中粗大树枝状初生 α-Al 晶粒转变为球状，细小发达树枝晶数量减少，晶间 Er-π-AlFeMgSi 相增多。

3) 随挤压速度提高，铸件组织中粗大树枝状初生 α-Al 晶粒尺寸减小，晶界处 Er-π-AlFeMgSi 相分布均匀性提高。

4) 随浇注温度降低，成形铸件初生 α-Al 基体显微硬度标准差提高。随挤压速度提高，成形铸件初生 α-Al 基体显微硬度标准差降低，铸件均匀性提高。

参考文献　References

[1] Fan Chao(范 超), Long Siyuan(龙思远), Wu Mingfang(吴明放) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3073

[2] Camicia G, Timelli G. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(5): 1211

[3] Wang Zhengjun(王正军), Si Naichao(司乃潮), Wang Hongjian (王宏健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 164

[4] Tzeng Y C, Wu C T, Bor H Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 593: 103

[5] Yang L, Hua H, Zhao Y H *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(8): 1978

[6] Bin S B, Xing S M, Tian L M *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(4): 977

[7] Dao V L, Zhao S D, Lin W J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 95

[8] Zhang M, Zhang W W, Zhao H D *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(3): 496

[9] Jahangiri A, Marashi S P H, Mohammadaliha M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 245: 1

[10] Yang Yanling(杨艳玲). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010

[11] Reddy G S, Sekhar J A. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(5): 1509

Effect of Squeeze Casting Process on the Microstructure and Properties of Al-7Si-0.4Mg-0.3Er Alloy for Automotive Engine Left Bracket

Qi Peng[1], Li Bolong[1], Wang Tongbo[1], Zhou Lian[1,2], Nie Zuoren[1]

(1. Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The effect of squeeze casting process on the microstructure and properties of Al-7Si-0.4Mg-0.3Er alloy bracket was investigated by OM, SEM and microhardness test. The results show that the solidification sequence has great influence on the microstructure of different parts of the bracket. The size of primary α-Al grains in the first solidified thin-wall is smaller than that in the later solidified thick-wall. The primary α-Al phase in the bracket fabricated by low pouring temperature is smaller and more uniformly distributed than that fabricated by high pouring temperature, but the Er-π-AlFeMgSi phase in the bracket fabricated by low pouring temperature is coarse and partially distributed. The Er-π-AlFeMgSi phase in the bracket fabricated by high speed is smaller and more uniformly distributed than that fabricated by low speed. The microhardness (HV) and standard deviation of the bracket fabricated by low pouring temperature (650 °C) and high speed are 1190 and 50 MPa after heat treatment, respectively. The properties are more uniformly distributed than those of the bracket fabricated by low temperature and low speed. Al-Si alloy engine bracket is suitable for forming at low pouring temperature and high extrusion speed.

Key words: squeeze casting; Al-7Si-0.4Mg-0.3Er; automotive engine left bracket; pouring temperature; extrusion speed

Corresponding author: Li Bolong, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392498, E-mail: blli@bjut.edu.cn