

## 铸造工艺参数对半连续铸造 A390 合金管坯宏微观组织的影响

左克生, 张海涛, 秦 克, 崔建忠

(东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:** 采用半连续铸造方法制备了 A390 合金管坯. 研究了铸造速度和铸造温度对 A390 合金管坯宏微观组织的影响. 结果表明: 随着铸造速度由 90 mm/min 提升至 120 mm/min、铸造温度由 800 °C 增加至 850 °C, 管坯中初生 Si 宏观分布趋于均匀, 初生 Si 颗粒的平均尺寸逐渐减小. 截面尺寸为  $\phi 164$  mm/ $\phi 60$  mm 的半连续铸造 A390 合金管坯的最佳铸造工艺参数为: 铸造速度 110 mm/min、铸造温度 850 °C, 可以获得初生 Si 宏观分布均匀、初生 Si 颗粒平均尺寸不超过 26  $\mu$ m 的管坯, 管坯内侧的抗拉强度为 264 MPa, 延伸率为 0.5%.

**关 键 词:** A390 合金; 初生 Si; 管坯; 铸造温度; 铸造速度

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2015)10-1426-05

## Effects of Casting Process Parameters on Macrostructure and Microstructure of A390 Alloy Hollow Billet Produced by DC Casting

ZUO Ke-sheng, ZHANG Hai-tao, QIN Ke, CUI Jian-zhong

(Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: ZHANG Hai-tao, E-mail: haitao\_zhang@epm.neu.edu.cn)

**Abstract:** DC casting was used to produce A390 alloy hollow billet. The effects of the casting speed and temperature on the macrostructure and microstructure of A390 alloy hollow billets were studied. The results showed that the distribution of primary Si in the hollow billet became more even and the average size of primary Si particle decreased gradually with the increase of the casting speed from 90 mm/min to 120 mm/min and casting temperature from 800 °C to 850 °C, respectively. The optimum casting process parameters for the A390 alloy hollow billets of  $\phi 164$  mm/ $\phi 60$  mm were obtained with the casting speed of 110 mm/min and casting temperature of 850 °C. The primary Si particles uniformly distributed with their average size less than 26  $\mu$ m obtained under the optimum casting process parameters. The ultimate tensile strength and elongation at the inner wall of the hollow billets were 264 MPa and 0.5%, respectively.

**Key words:** A390 alloy; primary Si; hollow billet; casting temperature; casting speed

过共晶 Al-Si 合金具有耐磨性能好、热膨胀系数低、密度小、强度高等特点, 引起了汽车、电子、航空等领域的广泛关注<sup>[1]</sup>. 然而在常规铸造条件下, 硬质点相初生 Si 呈粗大的块状分布于基体上, 导致机械切削加工困难, 限制了其应有性能

的发挥. 一般说来, 具有细小、分散而形状圆钝化初生 Si 的合金有比较好的切削性能. 通常初生 Si 可以采用如添加化学变质剂<sup>[2]</sup>、快速凝固<sup>[3]</sup>等方法来改善其形貌及尺寸. 过共晶 Al-Si 合金的耐磨性能取决于 Si 含量、Si 颗粒大小及其分布. 德

收稿日期: 2014-09-14

基金项目: 国家重点基础研究发展计划项目(2012CB723307-03); 国家自然科学基金资助项目(51204046); 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(N130409003).

作者简介: 左克生(1987-), 男, 安徽安庆人, 东北大学博士研究生; 崔建忠(1950-), 男, 黑龙江双城人, 东北大学教授, 博士生导师.

国的 PEAK 公司使用喷射沉积技术生产的 Al - 25% Si - 4% Cu - 1% Mg 合金棒坯, 经过后续加工得到汽车发动机缸套, 已应用于奔驰等汽车品牌的发动机中<sup>[4]</sup>. 喷射沉积成型工艺复杂, 且其生产的棒坯需要后续的热挤压以及旋锻加工处理以消除坯料中孔隙, 这增加了其制造成本.

实心铸锭采用穿孔挤压的方式可以生产出铝合金管材, 但是该方式主要适用于软合金, 且对穿孔针强度要求较高, 工艺工序复杂, 金属利用率低; 而空心铸锭润滑挤压针的挤压力小, 变形均匀, 这种方法工艺工序少, 金属利用率高<sup>[5]</sup>. A390 合金棒坯可作为汽车活塞、空调压缩机斜盘及发动机缸套的理想坯料<sup>[6]</sup>. 由于 A390 合金含合金元素多, 变形较困难, 棒坯难以通过穿孔挤压方式生产挤压管材, 加工成挤压用管坯则金属利用率降低、加工成本增加, 而通过半连续铸造方法生产 A390 合金管坯具有金属利用率高、投资少、设备简单、制造成本低等优势. 通过半连续铸造方法制备空心管坯, 初生 Si 颗粒分布均匀且细小是制备半连续铸造 A390 合金管坯的关键所在. 在熔炼过程中添加 P 细化剂的前提下, 本文研究了铸造速度和铸造温度对 A390 合金管坯的宏观组织和显微组织的影响.

## 1 实验装置和方法

图 1 为管坯半连续铸造的实验装置及该方法制备的管坯. 所铸管坯截面尺寸为  $\phi 164$  mm/ $\phi 60$  mm. 该设备的特点如下.

1) 芯模材料为紫铜, 铜芯带有一定的倒锥度  $\theta$  角, 用以补偿管坯内壁的凝固收缩. 管坯内表面仅有铜芯的一次冷却作用. 由于冷却能力较弱, 能够避免铸锭内壁的迅速收缩, 减小了铸锭与芯模的摩擦力, 很好地解决管坯连铸“抱芯”的问题.

2) 铜芯的高度较高, 一旦管坯内壁发生重熔, 重熔的铝液填补此缝隙重新接触铜芯而凝固, 避免了拉漏现象的产生, 因此, 这种芯模结构保证了管坯连铸过程的稳定性.

3) 不同于文献[7]的雨淋式分流方式, 在本装置中, 采用了同水平铸造方法, 有利于减少液面的波动, 减少氧化夹渣的裹入, 有利于提高铸锭内部质量.

本实验使用的 A390 合金的化学成分为 Al - 17% Si - 4.2% Cu - 0.6% Mg. 使用硅碳棒加热炉熔炼 100 kg 炉料, 原料使用工业纯铝 (99.7%)、工业硅 (牌号 441)、纯铜和纯镁. 为使硅能够充分

地溶解到铝液中, 需要在 850 ℃ 左右的高温中保温 3h 左右并每隔一段时间进行一次搅拌, 在 P 细化处理前使用  $C_2Cl_6$  进行除气并扒渣, 使用 1% 的 Al - 3% Si - 5% P 细化剂进行变质处理, 添加温度为 820 ℃ 左右, 孕育时间为 20 min, 再次除气后将温度调整至所需温度后出炉进行半连续铸造.

将管坯横断面车平后, 采用扫描仪观察管坯的宏观组织; 于管坯内壁、壁厚中心及外壁处切取试样, 经过砂纸磨平、机械抛光后, 采用金相显微镜观察不同位置的显微组织. 根据 GB/T 16865—1997 制作拉伸试样, 采用岛津 AG - X100kN 电子万能材料试验机进行拉伸试验, 测试管坯内壁、壁厚中心以及外壁处的强度.

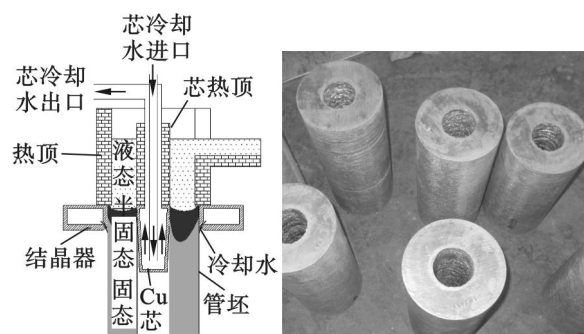


图 1 管坯半连续铸造设备示意图及管坯  
Fig. 1 Schematic of equipment of DC casting and hollow billets

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 铸造工艺条件对管坯宏观组织的影响

图 2 为不同铸造条件下管坯的宏观组织. 在不同铸造速度条件下, 内表面处均存在 3 ~ 5 mm 厚度的重熔层, 这是由于在凝固过程中 Al - Si 共晶反应释放大量的结晶潜热, 而管坯内壁的冷却只依靠铜芯的一次冷却作用, 内壁的凝固壳与铜芯脱开后温度回升, 低熔点的富 Cu 熔液渗出. 当铸造温度为 800 ℃, 铸造速度仅为 90 mm/min 时, 管坯内侧存在较厚的贫 Si 层, 可达管坯壁厚的一半, 周向初生 Si 的分布也很不均匀. 铸造速度增加时, 内层贫 Si 层的厚度减小, 分布也趋于均匀化. 当铸造速度达到 120 mm/min 时, 初生 Si 整体分布比较均匀. 再提高铸造速度则可能使得铸锭内外凝固收缩差异加大, 造成铸锭内部铸造应力过大而产生热裂纹. 由此可见, 在保证成形的前提下, 提高铸造速度有利于改善管坯内部初生

Si 颗粒分布均匀性. 当铸造温度提升至  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 在铸造速度为  $110\text{ mm/min}$  的管坯中, 除了内表层仅存在  $3\sim 5\text{ mm}$  厚度的重熔层外, 管坯内部初生 Si 沿径向和周向分布都比较均匀, 均匀性明显强于  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  浇铸时各铸造速度条件下的管坯.

由文献[8]知, 在 Al-Si 合金中存在 Si 原子团簇, 凝固过程中这种液相结构有利于初生 Si 的形核和生长. 随着熔体过热温度的增加, Si 原子团簇中的 Si-Si 共价键结合力减弱, 从而部分 Si

原子从 Si 原子团簇上分解并溶解到铝熔体中. 只有将熔体过热到  $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上时, 这种原子团簇才能完全消失, 熔体才能达到真正意义上的熔化态. 在这样的熔体结构下, 即使慢速冷却也能获得细小而均匀的初生 Si 颗粒. 为降低能耗并减少熔体氧化烧损, 在本实验熔炼过程中熔体的温度并没有过热到  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上, 熔体处于非均匀状态, 故而需要通过调整铸造工艺参数的途径来实现初生 Si 细小而均匀分布于管坯中.

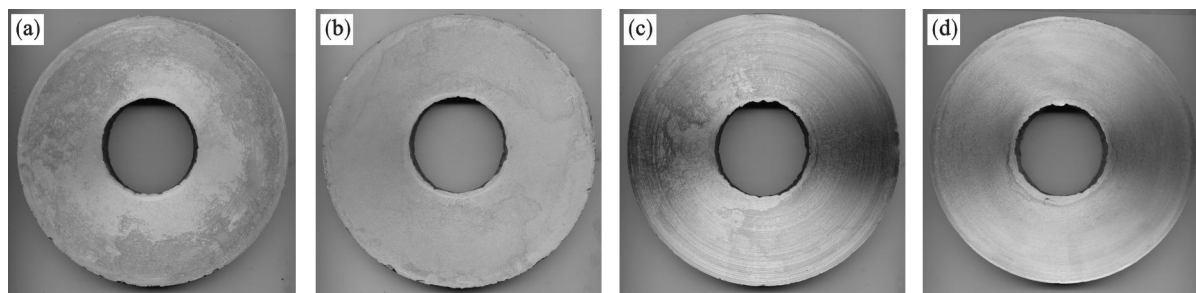


图 2 铸造工艺参数对 A390 合金管坯宏观组织的影响

Fig. 2 Influences of casting process parameters on macrostructure of A390 alloy hollow billets

(a)— $90\text{ mm/min}$ ,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b)— $110\text{ mm/min}$ ,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)— $120\text{ mm/min}$ ,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (d)— $110\text{ mm/min}$ ,  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

在半连续铸造过程中, 熔液从出炉到进入结晶器熔池的过程中, 温降可达  $50\sim 80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . 较大尺寸的 Si 原子团簇在凝固过程中可优先作为初生 Si 的形核核心, 在凝固开始之前, 其尺寸随着在低过热温度停留时间的增加而有所增加; 同时 AIP 形核剂在低温状态下也会发生偏聚成团, 降低异质形核核心数量, 部分甚至全部失去变质效果<sup>[2]</sup>. 在凝固过程中, 熔池内的熔体中存在着对流, 熔体流动将熔体内部的 Si 原子或 Si 原子团簇带到凝固前沿促进了此处初生 Si 的形成, 同时也会将凝固前沿的 Si 原子或 Si 原子团簇带回到熔体内部. 当铸造速度增加时, 一方面熔池内的熔体在凝固开始之前的停留时间减少, 熔体温度也会增加, 减少了 Si 原子团簇尺寸的持续增长及 AIP 形核剂的偏聚, 抑制了凝固前沿初生 Si 的不断形核与长大; 另一方面, 铸造速度增加时, 熔体流动速度加快, 熔体流动对凝固前沿的冲刷作用增强, 减少了初生 Si 在凝固前沿的富集. 当铸造速度增加到致使凝固前沿的 Si 原子或原子团簇的富集与脱离达到动态平衡时, 将会使得初生 Si 宏观分布趋于均匀. 铸造温度增加时, 熔体内部的 Si 原子团簇尺寸减小且均匀性得到改善, AIP 形核剂也能够更好地发挥其细化变质作用, 熔体的黏度减小, 熔体的流动性提高, 故而在适当的铸造速度和铸造温度条件下, 凝固过程中初生 Si 在径

向和周向都能够较均匀地地形核与长大, 最终得到初生 Si 分布均匀的管坯. 由此可见, 铸造速度和铸造温度对管坯中初生 Si 宏观分布均匀性影响很大, 通过调整工艺参数, 可以获得初生 Si 分布均匀的 A390 合金管坯.

## 2.2 铸造工艺条件对管坯显微组织的影响

图 3 为不同铸造条件对 A390 合金管坯显微组织的影响. 利用 Image-Pro Plus 图像分析软件对放大 50 倍的金相图片进行分析, 采集金相图片中初生 Si 的面积, 再利用面积计算出初生 Si 晶粒的等效圆直径. 不同铸造条件下获得的初生 Si 颗粒的等效圆直径数据如图 4 所示. 当铸造温度为  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 铸造速度为  $90\text{ mm/min}$  时, 尽管在合金熔体中添加了 AIP 细化剂, 初生 Si 颗粒的尺寸仍然很大, 管坯径向上不同位置处初生 Si 颗粒的平均尺寸超过  $35\text{ }\mu\text{m}$ , 最大尺寸可达  $85\text{ }\mu\text{m}$ , 由此可见, AIP 细化剂在此铸造速度下并未起到细化变质作用. 当铸造速度逐渐增加时, 初生 Si 颗粒尺寸呈现逐渐减小的趋势. 铸造速度由  $90\text{ mm/min}$  增加到  $120\text{ mm/min}$  时, 初生 Si 颗粒的平均尺寸在  $25\sim 30\text{ }\mu\text{m}$  之间且最大尺寸不超过  $50\text{ }\mu\text{m}$ , 颗粒大小也趋于均匀. 当铸造温度提升至  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 初生 Si 颗粒能够进一步地减小, 颗粒大小也较为均匀.



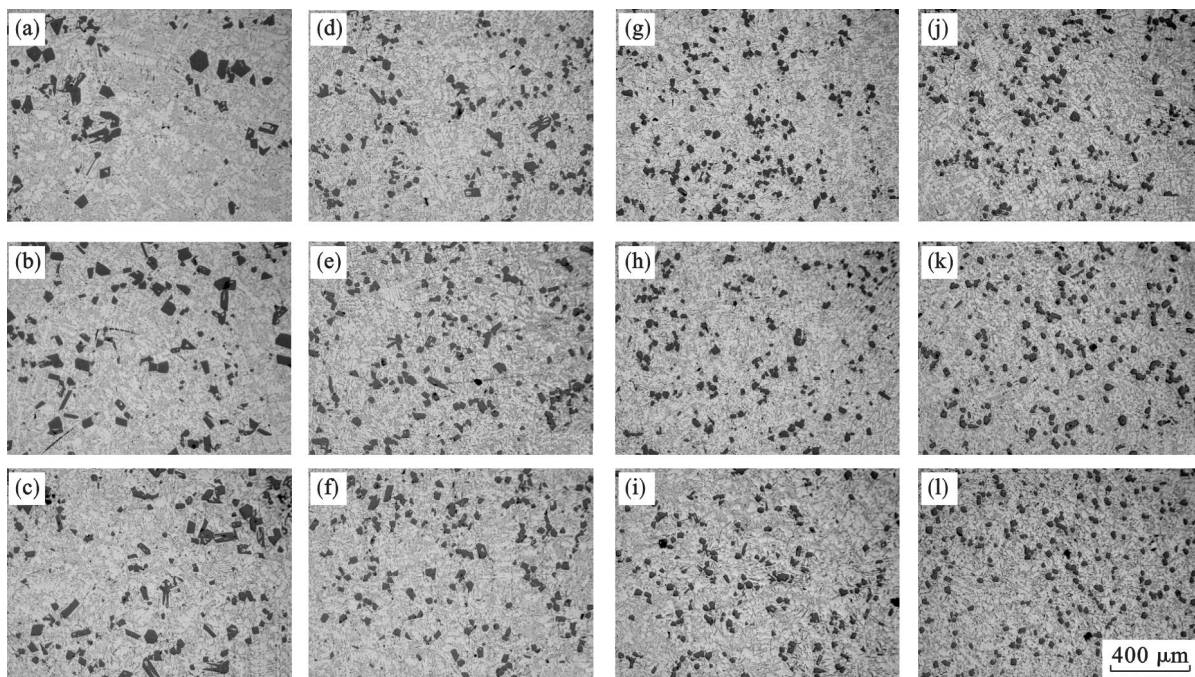


图 3 铸造工艺参数对 A390 合金管坯显微组织的影响

Fig. 3 Influences of casting process parameters on microstructure of A390 alloy hollow billets

(a) —内壁, 90 mm/min; (b) —中心, 90 mm/min; (c) —外壁, 90 mm/min; (d) —内壁, 110 mm/min; (e) —中心, 110 mm/min; (f) —外壁, 110 mm/min; (g) —内壁, 120 mm/min; (h) —中心, 120 mm/min; (i) —外壁, 120 mm/min; (j) —内壁, 110 mm/min; (k) —中心, 110 mm/min; (l) —外壁, 110 mm/min. (a) ~ (i) —800 °C; (j) ~ (l) —850 °C.

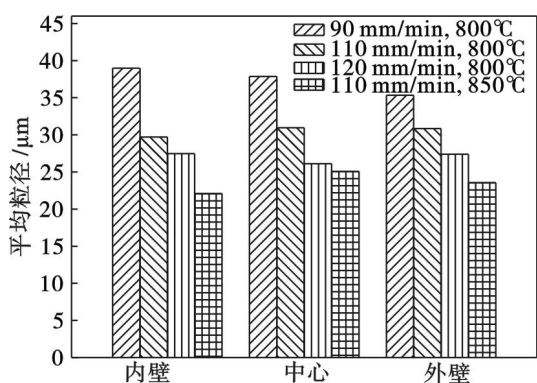


图 4 铸造工艺参数对初生 Si 颗粒尺寸的影响

Fig. 4 Influence of casting process parameters on average size of primary Si particles

铸造速度增加时,一方面,单位时间内进入熔池内的熔体量增加,其在低过热温度下停留的时间减少,抑制了 Si 原子团簇尺寸的持续增加以及 AIP 形核剂的偏聚,从而使得初生 Si 形核质点数量增多;另一方面,铸造过程中凝固前沿的冷却速率是温度梯度与其梯度方向铸造速度的乘积,铸造速度增加时,液穴加深,温度梯度也会加大,导致初生 Si 形核与长大过程中的冷却速率逐渐增加,抑制了 Si 原子或原子团簇向已形核的初生 Si 颗粒上附着,缩短了初生 Si 颗粒的长大时间. 这两方面的原因导致了初生 Si 颗粒尺寸随铸造速

度增加而逐渐减小. 因此,在最终的凝固组织中初生 Si 的尺寸随着铸造速度的增加而逐渐减小. 铸造温度升高时,在凝固开始之前 Si 原子团簇尺寸减小, AIP 形核剂偏聚趋势减小,初生 Si 形核质点增多;随熔体进入熔池中的热量增加,液穴温度升高,提高了结晶前沿的温度梯度,在铸造速度一定时,结晶前沿的冷却速率得到提高,抑制了初生 Si 颗粒的长大. 因此,铸造温度增加也能够减小初生 Si 颗粒的尺寸.

对铸造速度为 110 mm/min、铸造温度为 850 °C 的管坯截取试样进行拉伸性能测试,获得管坯内壁、壁厚中心以及外壁处的抗拉强度分别为 264, 276 和 282 MPa,延伸率均为 0.5%.

### 3 结 论

1) 对于尺寸为  $\phi 164 \text{ mm}/\phi 60 \text{ mm}$  的半连续铸造 A390 合金管坯,当铸造速度和铸造温度增加时,减小了熔体中 Si 原子团簇的尺寸和 AIP 形核剂的偏聚趋势;同时,凝固速率也有所提高. 凝固前沿的 Si 原子或原子团簇的富集与脱离趋于达到动态平衡,使得管坯中初生 Si 宏观分布趋于均匀,同时初生 Si 颗粒的平均尺寸逐渐减小.

2) 铸造速度为 110 mm/min、铸造温度为

850 ℃时,管坯中初生 Si 宏观分布最均匀,初生 Si 颗粒的平均尺寸最小,管坯中初生 Si 颗粒平均尺寸小于 26 μm,抗拉强度达到 264 MPa 以上,延伸率为 0.5%。

#### 参考文献:

- [1] Wang F, Ma Y J, Zhang Z Y, et al. A comparison of the sliding wear behavior of a hypereutectic Al-Si alloy prepared by spray-deposition and conventional casting methods [J]. *Wear*, 2004, 256 (3/4): 342 – 345.
- [2] Zuo M, Liu X F, Sun Q Q. Effects of processing parameters on the refinement of primary Si in A390 alloys with a new Al-Si-P master alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44 (8): 1952 – 1958.
- [3] Cui C, Schulz A, Schimanski K, et al. Spray forming of hypereutectic Al-Si alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209 (11): 5220 – 5228.

- [4] Leatham A. Spray forming-alloys, products and markets [J]. *Metal Powder Report*, 1999, 51 (5): 28 – 37.
- [5] 魏长传, 曹秀萍, 石建业. 铝及铝合金管材生产 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2010: 5 – 6.  
( Wei Chang-chuan, Cao Xiu-ping, Shi Jian-ye. Tube manufacturing of aluminum and aluminum alloy [M]. Changsha: Central South University Press, 2010: 5 – 6. )
- [6] Lasa L, Rodriguez-Ibabe J M. Wear behavior of eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu-Mg casting alloys tested against a composite brake pad [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 363, 193 – 202.
- [7] Zhang Q, Li T J, Wang T M, et al. Effects of AC magnetic field on solidification structure of continuously cast hollow billet [J]. *Ironmaking and Steelmaking*, 2009, 36 (2): 115 – 119.
- [8] Xu C L, Jiang Q C. Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 437: 451 – 455.

(上接第 1425 页)

### 3 结 论

1) Mg – 5Li 合金中加入 Y 后,合金中生成了稀土化合物  $Mg_{24}Y_5$ 。  $Mg_{24}Y_5$  相阻碍了合金在挤压过程中动态再结晶晶粒的长大,显著细化了合金的晶粒。经过挤压变形后, Mg – 5Li – xY 合金中出现了明显的挤压带,合金中稀土化合物表现出沿挤压方向分布的特征。

2) Mg – 5Li 合金中添加 Y 后主要产生了固溶强化、细晶强化及第二相强化,使得挤压态合金的力学性能有了较大提升。随 Y 质量分数的增加,合金的抗拉强度、伸长率等力学性能呈先上升后下降的趋势, Y 质量分数过高时易导致合金中稀土相体积过大并发生团聚,降低了第二相强化作用。

3) 挤压态 Mg – 5Li – 3Y 合金获得了较好的力学性能,其抗拉强度和断裂伸长率分别达到了 231.63 MPa 和 9.35%。合金的室温拉伸断裂方式以韧性断裂为主。

#### 参考文献:

- [1] Agnew S R, Yoo M H, Tome C N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y [J]. *Acta Materialia*, 2001, 49 (20): 4277 – 4289.
- [2] 张景怀, 唐定骧, 张洪杰, 等. 稀土元素在镁合金中的作用及其应用 [J]. *稀有金属*, 2008, 35 (5): 659 – 667.  
( Zhang Jing-huai, Tang Ding-xiang, Zhang Hong-jie, et al.

Effect and application of rare earth element in magnesium alloys [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2008, 35 (5): 659 – 667. )

- [3] 孟祥瑞, 巫瑞智, 张密林. 超轻 Mg – Li 合金细晶强化与复合强化的研究现状 [J]. *铸造技术*, 2009, 30 (1): 116 – 119.  
( Meng Xiang-rui, Wu Rui-zhi, Zhang Mi-lin. Research status of grain refinement strengthening and compound strengthening in super-light Mg-Li alloy [J]. *Foundry Technology*, 2009, 30 (1): 116 – 119. )
- [4] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, et al. Low temperature superplasticity of ECAE processed Mg-10% Li-1% Zn alloy [J]. *Materials Transactions*, 2002, 43 (10): 2419 – 2423.
- [5] Takuda H, Matsusaka H, Kikuchi S, et al. Tensile properties of a few Mg-Li-Zn alloy thin sheets [J]. *Journal of Materials Science*, 2002, 37 (1): 51 – 57.
- [6] 乐启炽, 崔建忠, 李红斌, 等. Mg – Li 合金研究最新进展及其应用 [J]. *材料导报*, 2003, 17 (12): 1 – 4.  
( Le Qi-chi, Cui Jian-zhong, Li Hong-bin, et al. Current research development in Mg-Li alloy and its application [J]. *Materials Review*, 2003, 17 (12): 1 – 4. )
- [7] Wu R Z, Qu Z K, Zhang M L. Effects of the addition of Y in Mg-8Li-(1, 3) Al alloy [J]. *Materials Science and Engineering; A*, 2009, 516 (1/2): 96 – 99.
- [8] Zhu T L, Sun J F, Cui C L, et al. Influence of Y and Nd on microstructure, texture and anisotropy of Mg-5Li-1Al alloy [J]. *Materials Science and Engineering; A*, 2014, 600 (10): 1 – 7.
- [9] Chen Z Y, Dong Z C, Yu C, et al. Microstructure and properties of Mg-5.21Li-3.44Zn-0.32Y-0.01Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering; A*, 2013, 559 (1): 651 – 654.
- [10] Chino Y, Hoshika T, Lee J S, et al. Mechanical properties of AZ31 Mg alloy recycled by severe deformation [J]. *Journal of Materials Research*, 2006, 21 (3): 754 – 760.