● 材料改性 Material Propertiest ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.02.019

T6 热处理对 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101/ZL101-Mg 基复合材料组织和力学性能影响的研究

张 拓,游志勇,司耀强,蔡来强,高晶磊,张金山,蒋傲雪
(太原理工大学 材料科学与工程学院,山西 太原 030024)

摘 要:通过半固态搅拌铸造的方法制备了 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101 基及 ZL101-Mg 基复合材料,研究了 T6 热处理对该复合材料微观组织及力学性能的影响。结果表明,T6 热处理对 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101 基复合材料和 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101+Mg 基复合材料中 SiC 颗粒的分布没有明显影响。但 T6 热处理使 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101 复合材料中共晶硅细化,Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101+Mg 复合材料中共晶硅长大变粗。T6 热处理对 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101 复合材料抗拉强度的平均提升率达到了 54.44%,对其伸长率的平均提升率为 5.47%。对 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101+Mg 复合材料抗拉强度的平均提升率为 13.52%,对其伸长率的平均提升率为 31.5%。

关键词:预制颗粒;复合材料;热处理;力学性能
中图分类号:TG243 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2020)02-0171-05

Study on the Influence of T6 Heat-treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of the Al+SiC Precast Particles Reinforced ZL101/ZL101-Mg Matrix Composites

ZHANG Tuo, YOU Zhiyong, SI Yaoqiang, CAI Laiqiang, GAO Jinglei, ZHANG Jinshan, JIANG Aoxue
(College of Materials Science and Engineering,Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The experiment manufactured the Al+SiC precast particles reinforced ZL101 and ZL101-Mg matrix composites by the semi-solid stirring casting,and researched the influence of T6 heat-treatment on the microstructure and mechanical properties of the composites.The result showed that the T6 heat-treatment have no obvious effect on the distribution of SiC particles in the Al+SiC precast particles reinforced ZL101 and ZL101+Mg matrix composites.However,the T6 heat-treatment refined the eutectic silicon in the Al+SiC precast particles reinforced ZL101 matrix composites,and coarsened the eutectic silicon in the Al+SiC precast particles reinforced ZL101+Mg matrix composites.The average increasing rate of tensile strength of Al+SiC precast particles reinforced ZL101 matrix composites reached 54.44%,and the average increasing rate of elongation reached 5.47% after T6 heat-treatment.And the average increasing rate of tensile strength of Al+SiC precast particles reinforced ZL101+Mg matrix composites reached 13.52%,and the average increasing rate of elongation reached 31.5% after T6 heat-treatment.

Key words: prefabricated particles; composites; heat treatment; mechanical properties

颗粒增强铝基复合材料具有高比强度、高比刚度、高弹性模量等优良的力学性能,同时还具有耐磨损、耐腐蚀、耐热等优点,近年来在航空航天、军事、汽车制造等领域有广泛的应用[1-6]。T6 热处理后 SiC_p/ZL101 复合材料具有较高的力学性能[7]。研究发现 Mg 元素的加入使 SiC_p/ZL101 复合材料的晶粒细化,SiC_p 颗粒分布更加均匀,硬度、抗拉强度提高[8]。但 T6 热处理对 Al-SiC_p 预制颗粒增强 ZL101-Mg 复合材料的微观组织和力学性能的影响鲜见报道。因此,本文采用 T6 热处理对 Al+SiC 预制颗粒增强 ZL101 与 ZL101-Mg 基复合材料的微观组织和力学性能进行了对比研究。

1 试验过程及试验方法

实验选用 ZL101 为基体合金,SiC 为增强颗粒,

收稿日期:2018-06-09
作者简介:张 拓(1990-),湖北武穴人,博士生.研究方向:铝基复合材料及高锌镁合金准晶.电话:15536902310,E-mail:chad20081576@126.com
通讯作者:游志勇(1971-),山西交城人,副教授,博士.研究方向:铝、镁基复合材料和熔模铸造工艺.E-mail:youzhiy1486@163.com

SiC 以 Al+SiC 预制颗粒方式加入。Al+SiC 预制颗粒由 SiC_p(80 μm)和 Al(50 μm)以 4:1 混合,并在球磨机中以 300 r/min 的转速球磨 2 h 获得。采用半固态搅拌铸造法制备铝基复合材料,复合材料的成分见表 1。

表1 实验复合材料的化学成分(vol.%)
Tab.1 Nominal chemical composition of experimental composites

合金号	Mg	SiC_p	ZL101	合金号	Mg	SiC_p	ZL101
1#	0	0	Bal.	5#	3	0	Bal.
2#	0	1	Bal.	6#	3	1	Bal.
3#	0	2	Bal.	7#	3	2	Bal.
4#	0	3	Bal.	8#	3	3	Bal.

通过半固态搅拌铸造法制备复合材料的步骤为:首先,将预热到 200 ℃的 ZL101 合金(和纯 Mg)放入经过预热的石墨坩埚中,并在电阻炉中加热到 730 ℃熔化,保温 30 min,之后将炉温降至 600 ℃,保温 10 min,使合金处于半固态。然后将 400 ℃保温 2 h 的预制 Al+SiC_p 加入到合金熔体中。增强体加入完毕后用转速为 1 200 r/min 的搅拌器搅拌 10 min,然后将炉温升至 730 ℃并迅速浇入预热到 200 ℃的钢模中。最后从铸锭上取金相试样、硬度试样和拉伸试样。

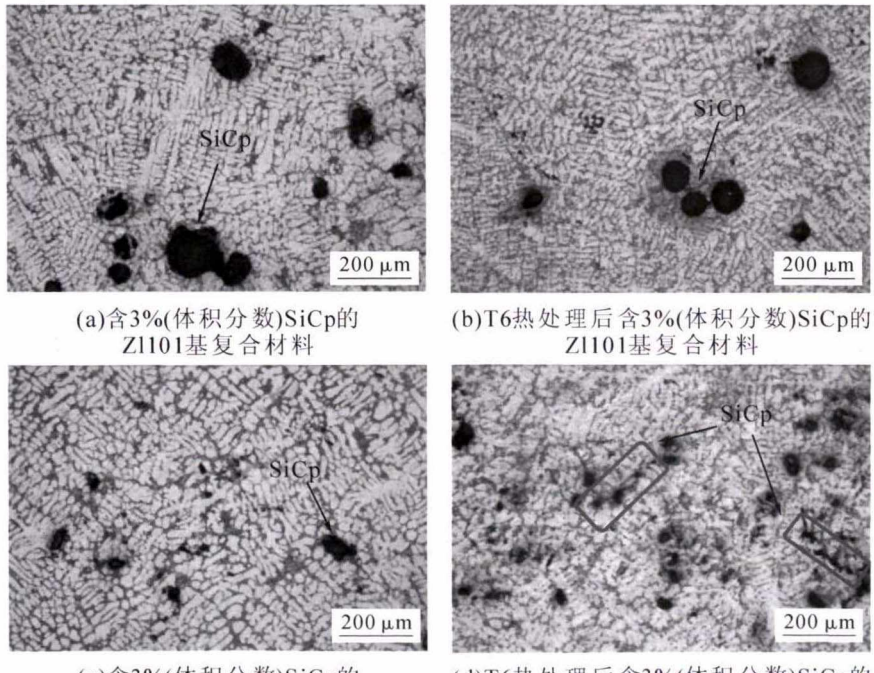
热处理工艺为:将复合材料从室温开始加热,经过 30 min 加热到 540 ℃,保温 6 h 后置于 100 ℃的沸水中淬火(固溶处理);然后将复合材料加热到 200 ℃,并保温 5 h 后取出,并在空气中冷却(时效处理)。

通过 OM、SEM 和 EDS 研究复合材料基体微观结构改变和增强颗粒分布状况。金相试样使用常规的机械抛光法,并且在 4% NaOH 熔液中腐蚀 10 s。复合材料的微观硬度通过 HVS-1000A 微观硬度测量仪测量,测量时载荷为 0.98 N,保压时间为 15 s。使用 DNS100 型电子万能试验机测试合金的抗拉强度,拉伸试样采用圆形试棒,拉伸速度为:0.5 mm/min。所有的拉伸试样都是取自各自的铸锭,并且数据中给出的抗拉强度是 3 次拉伸的平均值。

2 试验结果与分析

2.1 热处理对 Al–SiCp 预制颗粒增强 ZL101 与 ZL101+Mg 基复合材料微观组织的影响

图 1 为半固态搅拌铸造法制备的 3vol.% SiC_p/ZL101 复合材料与 3vol.% SiC_p/ZL101+Mg 复合材料热处理前后的显微组织图。对比图 1 (a)和(b)以及图 1(c)和(d)可知,热处理对复合材料中增强颗粒 SiC_p 的分布没有明显的影响,这是由于 SiC_p 尺寸大,熔点高造成的。但热处理后 3vol.% SiC_p/ZL101-Mg 合金中临近的增强颗粒会被一条细长的裂纹连接到一起(如图 1d 中红色标记物所示)。这是由于在淬火过程中基体材料急剧收缩,由于预制颗粒的温度下降慢(由导热率低导致的)且热膨胀系数低,因此膨胀的预制颗粒会对 ZL101 基体产生向外的张力,相邻的预制颗粒的张力会撕裂基体材

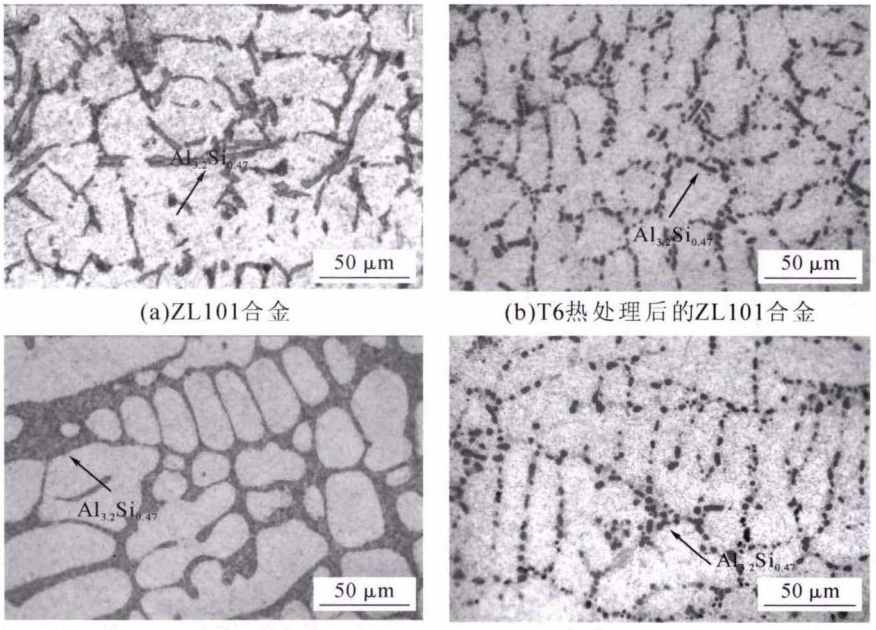


(a)含3%(体积分数)SiCp的Zl101基复合材料
(b)T6热处理后含3%(体积分数)SiCp的Zl101基复合材料
(c)含3%(体积分数)SiCp的ZL101-Mg基复合材料
(d)T6热处理后含3%(体积分数)SiCp的ZL101-Mg基复合材料

图 1 各金相图
Fig.1 OM micrographs

料,在相邻的预制颗粒间产生裂纹,即黑色带状物。

图2为半固态搅拌铸造法制备的3vol.% SiC_p/ZL101复合材料与3vol.% SiC_p/ZL101+Mg复合材料热处理前后的显微组织图。对比图2(a)和图2(b)可以看出,热处理前ZL101合金中的共晶硅相($Al_{3.2}Si_{0.47}$)呈较大的针状;热处理后ZL101合金中的共晶硅相细化,呈短杆状和球状。这是粗针状共晶硅熔断成短棒状后再发生粒化导致的[9]。此外,热处理后ZL101合金中的晶粒也有明显的细化现象。对比图2(c)和图2(d)看出,热处理前ZL101-Mg合金中共晶相呈细小的点状,热处理后复合材料中的共晶相长大变粗,呈短杆状和球状。这是由于原来细小的硅经热处理直接粒化形成的[10]。对比图2(b)和图2(d)可知,ZL101合金与ZL101-Mg合金热处理后的共晶硅相形状相同大小相似,都呈短杆状和球状。



(a)ZL101合金 (b)T6热处理后的ZL101合金

(c)ZL101-Mg基合金 (d)T6热处理后的ZL101-Mg基合金

图2 高倍率下合金

Fig.2 Higher magnification

2.2 热处理对 SiC_p/ZL101 与 SiC_p/ZL101+Mg 基复合材料力学性能的影响

图3为 SiC_p/ZL101和 SiC_p/ZL101-Mg复合材料在热处理前后的抗拉强度和伸长率对比图。由图3可知,热处理后 SiC_p/ZL101基复合材料的抗拉强度随着 SiC_p 体积分数的增加而提高。当 SiC_p 为3vol.%时,SiC_p/ZL101复合材料的热处理后抗拉强度达到最大值258.9 MPa,相比热处理前的223.7 MPa提高了15.74%。热处理后 SiC_p/ZL101-Mg基复合材料的抗拉强度随着 SiC_p 体积分数的增加先增加后降低,当 SiC_p 为2vol.%时,SiC_p/ZL101-Mg复合材料热处理后抗拉强度达到最大值266.8 MPa,相比热处理前的231 MPa提高了15.5%。随着 SiC_p 体积分数的增加复合材料的伸长率逐渐降低,当 SiC_p 为3vol.%时,复合材料的伸长率达到最小值。此外,热处理后复合材料的伸长率有明显的提升。T6热处理对 SiC_p/ZL101复合材料伸长率的平均提升率为5.47%,而对 SiC_p/ZL101-Mg复合材料伸长率的平均提升率为31.5%。

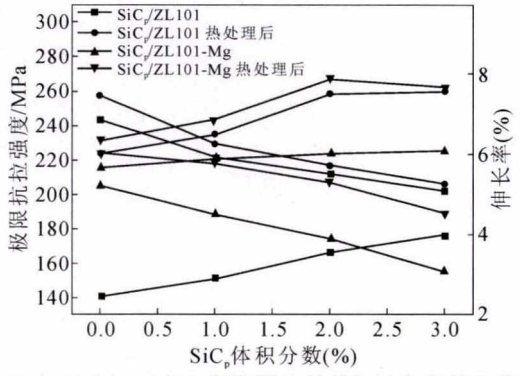


图3 SiC_p+ZL101/ZL101镁基复合材料热处理前后的抗拉强度和伸长率

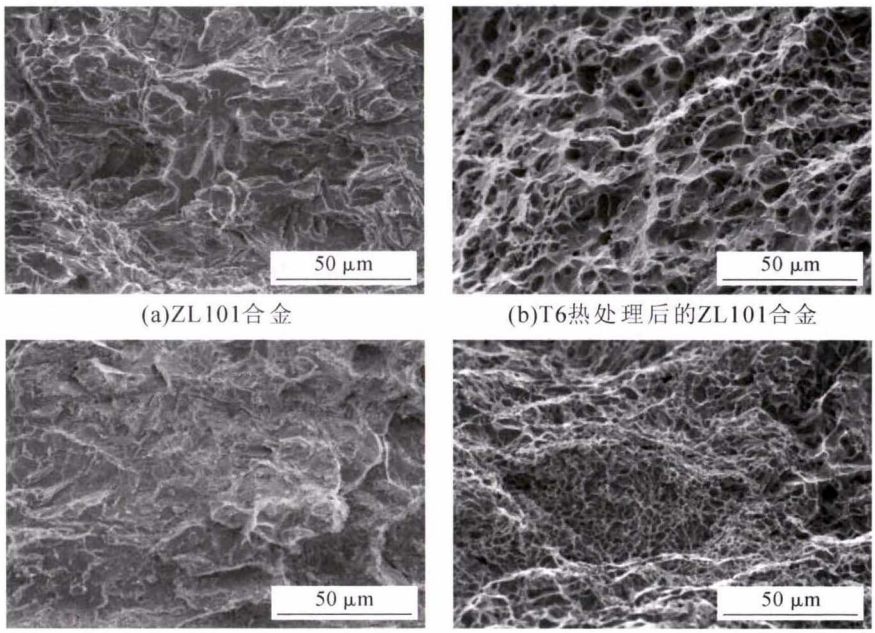
Fig.3 Ultimate tensile strength and Elongation of SiC_p+ZL101/ZL101-Mg matrix composites before and after Heat Treatment

热处理后3vol.%SiC_p/ZL101-Mg基复合材料的抗拉强度之所以会低于2vol.% SiC_p/ZL101-Mg基复合材料是因为当复合材料中 SiC_p 超过2vol.%后,热处理会使基体产生裂纹(如图1d),在拉伸过程中,较小的拉力便可使裂纹相互连接扩展,直至拉伸试样断裂。铸态ZL101合金的抗拉强度为140 MPa,热

处理后 ZL101 合金的抗拉强度为 223.7 MPa，提高了 59.79%。热处理态 ZL101 基复合材料的最大抗拉强度(3vol.% SiC_p/ZL101)为 258.9 MPa，较铸态 SiC_p/ZL101 复合材料的最大抗拉强度(3vol.% SiC_p/ZL101 抗拉强度为 176 MPa)提高了 47.1%。T6 热处理对 SiC_p/ZL101 复合材料的平均提升率达到了 54.44%。这是由以下原因引起的：共晶硅的形状和尺寸会显著影响 Al-Si 系合金的力学性能，复合材料受力时共晶硅附近容易形成应力集中，细化的共晶硅相降低了材料内部应力集中[11]。因此，共晶硅粒径越小，裂纹扩展所需的应力就越大[12,13]。由图 2 可知，T6 热处理后 SiC_p/ZL101 复合材料中共晶硅相细化，因此其裂纹扩展所需应力增大，抗拉强度增强。

然而 T6 热处理对 SiC_p/ZL101-Mg 复合材料抗拉强度的平均提升率只有 13.52%。这是由于 T6 热处理使 SiC_p/ZL101-Mg 复合材料中细小的树枝状共晶硅变为粗大的圆粒状或棒状，长大的共晶硅使得材料内部容易产生应力集中，应力集中引起材料的撕裂，因此减弱了 T6 热处理对抗拉强度的提升幅度。

图 4 为 ZL101 和 ZL101-Mg 合金在热处理前后的拉伸断口形貌图。由图 4(a)中断口主要由撕裂棱和河流花样解理小刻面组成，韧窝较少，表明 SiC_p/ZL101 合金的断裂方式主要为准解理断裂；图 4(b)中断口主要由韧窝和撕裂棱组成，韧窝多且深，表明热处理后 ZL101 合金的断裂方式主要为韧性断裂。因此热处理提高了 ZL101 合金的韧性；图 4(c) 中断口主要由呈河流花样解理面和台阶状的解理小刻面组成，说明 ZL101-Mg 合金的主要断裂方式为解理断裂；图 4(d)中断口含有大量的韧窝和撕裂棱，韧窝小而浅，表明热处理后 ZL101-Mg 合金以韧性断裂为主。因此热处理可以提高 ZL101-Mg 合金的韧性。复合材料的拉伸断口形貌图进一步验证了图 3 的结论：热处理后合金的伸长率有明显的提升。



(a)ZL101合金　(b)T6热处理后的ZL101合金

(c)ZL101-Mg合金　(d)T6热处理后ZL101-Mg合金

图 4 拉伸断口合金
Fig.4 Tensile fractograph

图 5 为 SiC_p/ZL101 和 SiC_p/ZL101-Mg 复合材料在热处理前后的维氏硬度图。由图 5 可知，随着SiC_p体积分数的增加，SiC_p/ZL101 和 SiC_p/ZL101-Mg 复合材料在热处理前后的的维氏硬度不断增强，当 SiC_p 为 3vol.%时，热处理后 ZL101 基复合材料的维氏硬度由 80.7 HV 提高到最大值 107.18 HV，提升 20.24%；热处理后 ZL101-Mg 基复合材料的维氏硬度由 111.86 HV 提高到最大值 129.78 HV，提升 16.02%。这是因为：在固溶处理后 Mg_2Si 相过饱和

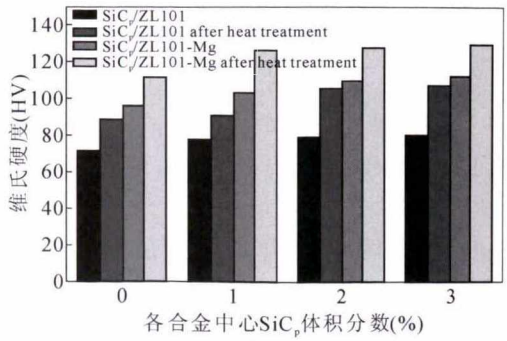


图 5 ZL101/ZL101 镁基复合材料热处理前后的维氏硬度
Fig.5 Vickers hardness of ZL101/ZL101-Mg matrix composites before and after Heat Treatment

固溶到了α-Al基体中，经过时效处理,Mg_2Si中间相在α-Al基体中弥散析出，提高复合材料的硬度[14,15];此外,热处理虽对增强颗粒的分布没有明显影响,但增加了颗粒与基体合金的结合。

3 结论

(1)T6热处理对SiC_p/ZL101和SiC_p/ZL101+Mg复合材料中增强颗粒的分布没有明显影响;T6热处理会使SiC_p/ZL101复合材料中共晶硅细化，SiC_p/ZL101+Mg复合材料中共晶硅长大变粗。

(2)T6热处理后,ZL101与ZL101-Mg基复合材料的维氏硬度随着SiC_p体积分数的增加而增加,但伸长率随着SiC_p体积分数的增加逐渐降低;SiC_p/ZL101复合材料抗拉强度随着SiC_p体积分数的增加由176 MPa增加到258.9 MPa,但SiC_p/ZL101-Mg的抗拉强度随着SiC_p体积分数的增加,先增加后降低,在SiC_p体积分数为2%时取到最大值266.8 MPa。

(3)T6热处理后SiC_p/ZL101-Mg复合材料断口形貌由河流花样解理面和台阶状的解理小刻面转变为大量的韧窝，其断裂机理由解理断裂转变为韧性断裂。

参考文献:

[1] Jordan J L, Richards D W, White B, et al. High Strain Rate Mechanical Properties of Epoxy and Epoxy-Based Particulate Composites[R]. Materials Science and Engineering A, 2006, 425(1-2): 225.

[2] Chen L G, Shue K H, Chang S Y, et al. Squeeze casting of SiC p/Al-alloy composites with various contents of reinforcements[J]. Journal of materials research, 2002, 17(2): 376-385.

[3] Jingsu F. The recent advance in applications of niobium [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1994, 3.

[4] Wang Z, Song M, Sun C, et al. Effects of particle size and distribution on the mechanical properties of SiC reinforced Al-Cu alloy composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (3): 1131-1137.

[5] Sharifi E M, Karimzadeh F, Enayati M H. Fabrication and evaluation of mechanical and tribological properties of boron carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites[J]. Materials & Design, 2011, 32(6): 3263-3271.

[6] Hafizpour H R, Simchi A, Parvizi S. Analysis of the compaction behavior of Al-SiC nanocomposites using linear and non-linear compaction equations[J]. Advanced Powder Technology, 2010, 21 (3): 273-278.

[7] 徐年宝. ZL101材料热处理工艺探讨 [J]. 无锡职业技术学院学报,2012,11(02):70-73.

[8] Si Y, You Z, Zhu J, et al. Microstructure and properties of mechanical alloying particles reinforced aluminum matrix composites prepared by semisolid stirring pouring method [J]. China Foundry, 2016, 13(3): 176-181.

[9] 吴振平,廖恒成,姜云峰,等. Sr对Al-15.5Si合金共晶团大小的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(4):193-195,189.

[10] 李正华. 混合稀土变质铝合金组织及性能研究[D]. 南昌:南昌大学, 2015.

[11] 朱刚,董普云,赵海东. SiC_p粒度对挤压铸造10SiC_p/A356复合材料组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(10): 960-963.

[12] Lee K, Kwon Y N, Lee S. Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 461(1-2): 532-541.

[13] Basavakumar K G, Mukunda P G, Chakraborty M. Influence of grain refinement and modification on microstructure and mechanical properties of Al-7Si and Al-7Si-2.5 Cu cast alloys[J]. Materials Characterization, 2008, 59(3): 283-289.

[14] El-Khair M T A. Microstructure characterization and tensile properties of squeeze-cast AlSiMg alloys[J]. Materials Letters, 2005, 59 (8-9): 894-900.

[15] Pedersen L, Arnberg L. The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2001, 32(3): 525-532.

《铸件均衡凝固技术及应用实例》

《铸件均衡凝固技术及应用实例》由西安理工大学魏兵教授编著。共8章:1、铸铁件均衡凝固与有限补缩;2、铸铁件冒口补缩设计及应用;3、压边浇冒口系统;4、浇注系统大孔出流理论与设计;5、铸件均衡凝固工艺;6、铸钢、白口铸铁、铝、铜合金铸件的均衡凝固工艺;7、浇注系统当冒口补缩设计方法;8、铸件填充与补缩工艺定量设计实例。全书320页,特快专递邮购价226元。

邮购咨询:李巧凤 029-83222071,技术咨询:13609155628