Mg、Si质量比与热处理对压铸Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金组织性能影响

樊振中[1,2] 李世德[3] 王 佶[3] 田艳中[4] 罗婷瑞[4] 胡惠翔[4] 葛 明[1,2] 史华英[1,2]
（1. 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心，北京 100095；3. 中信戴卡股份有限公司，秦皇岛 066011；4. 东北大学材料科学与工程学院，沈阳 110819）

摘 要 借助相图设计与热力学计算对Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金进行了成分设计，结合组织性能分析研究了Mg、Si质量比和退火热处理对材料组织性能的影响。结果表明，铸态组织主要由α-Al基体、Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相、Al_6Mn相、Al_3Mg_2相和Al_3Zr相组成。随着Mg、Si质量比上升，Al_6Mg_4Cu相由非连续点状转变为连续网络状，含量持续增加；骨骼状Mg_2Si相尺寸和含量连续上升；Al_6Mn相形貌由点状、块状转变为针片状，含量连续增加；铸态屈服强度连续增加，抗拉强度和伸长率连续下降，Mg、Si质量比为6时铸态屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为170 MPa、268.7 MPa和5.8%，断裂机制表现为沿晶断裂。退火保温热处理后，非连续点状Al_6Mg_4Cu相转变为网络状Al_2CuMg相，保温时间过长会出现偏聚分布，Mg_2Si相尺寸先减小后增大，数量持续上升，Al_6Mn相仍呈针片状，抗拉强度连续增加，但屈服强度略有下降。455 ℃下保温20 h后，合金屈服强度、抗拉强度与伸长率分别为180.8 MPa、310.4 MPa和5.6%。

关键词 压铸Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金；热力学计算；相图；微观组织；力学性能
中图分类号 TG146.21；TG249.2 **文献标志码** A DOI：10.15980/j.tzzz.Y20240044

Effects of Mg and Si Mass Ratio and Heat Treatment on Microstructure and Properties of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr Alloys

FAN Zhenzhong[1,2], LI Shide[3], WANG Ji[3], TIAN Yanzhong[4], LUO Tingrui[4], HU Huixiang[4], GE Ming[1,2], SHI Huaying[1,2]
（1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095; 2. Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials, Beijing 100095; 3. CITIC Dicastal Co.,Ltd., Qinhuangdao 066011; 4. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819）

Abstract: Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-cast aluminum alloys with different compositions were designed by phase diagram and thermodynamic calculation, and effects of mass ratio of Mg and Si as well as annealing heat treatment on microstructure and mechanical properties were investigated. The results indicate that the as-cast microstructure is mainly composed of α-Al matrix, Al_6Mg_4Cu, Mg_2Si, Al_6Mn, Al_3Mg_2 and Al_3Zr phases. With the increase of Mg, Si mass ratio, the morphology of Al_6Mg_4Cu phase is transformed from discontinuous point to continuous network with increasing in content. Mg_2Si phase displays a skeleton-like morphology, of which the size and content rise continuously. Morphology of Al_6Mn phase is converted from spot and block to needle flake with increasing in content. The as-cast yield strength is raised continuously, while the tensile strength and elongation are decreased straightly, which are 170 MPa, 268.7 MPa and 5.8% at Mg, Si mass ratio of 6, respectively, and the fracture mechanism is charaterized by intergranular fracture. Discontinuous point-like Al_6Mg_4Cu phase is transformed into network Al_2CuMg phase after annealing and heat preservation, while segregation occurrs under excessive preservation. The size of Mg_2Si phase is decreased firstly and then increased with continuously rising content, while the morphology of Al_6Mn phase remains needle-like. The tensile strength shows a continuous rise, while yield strength exhibits a slight reduction. The yield strength, tensile strength and elongation of alloy are 180.8 MPa, 310.4 MPa and 5.6%, respectively, after annealing at 455 ℃ for 20 h.

Key Words: **Die-cast Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr Alloy**, **Thermodynamic Calculation**, **Phase Diagram**, **Microstructure**, **Mechanical Properties**

收稿日期：2024-11-04；**修订日期**：2024-12-31
基金项目：北京航空材料研究院重点领域技术攻关项目（KJSZ220203）
第一作者简介：樊振中，男，1985年出生，高级工程师，E-mail：fanzhenzhong2010@163.com
引用格式：樊振中，李世德，王佶，等. Mg、Si质量比与热处理对压铸Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金组织性能影响[J]. 特种铸造及有色合金，2025，45(4)：496-506.
FAN Z Z, LI S D, WANG J, et al. Effects of Mg and Si mass ratio and heat treatment on microstructure and properties of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(4): 496-506.

铝合金具有高比强度、高比刚度，优异的成形性能、耐蚀性能和易回收等特点，在航空航天、轨道交通、化工装备等行业得到广泛应用[1-5]。铸造可实现复杂结构件的一体化精密成形，且结构件的整体刚度更好，因此在航空航天与汽车领域被广泛用于制造薄壁复杂结构件。

随着我国“双碳”目标的实施，轻量化已成为汽车制造行业的重点发展方向[6-9]。在国内汽车电动化和智能网联化发展趋势中，汽车从传统的出行工具被重新定义为“智能空间”。智能空间由复杂的结构部件与遍布其中的网络软、硬件组成，其中一体化压铸技术在新能源汽车复杂结构部件制造中受到重视[10-16]。

压铸铝合金结合一体化压铸技术目前已被广泛用于制造新能源汽车的减震塔、电池包、电机壳体、充电器壳体、前叉、后悬梁等部件，结合模流分析仿真计算，实现了新能源汽车复杂结构件的一体轻量化设计与制造[17-25]。当前应用广泛的压铸铝合金主要包括Al-Si系与Al-Mg系，其中Al-Si系压铸铝合金因其优异的成形性能与力学性能而受到重视，形成了Silafont-36、Castasil-37、C611、Aural5、THAS1、JDA2b等成熟的商业化合金牌号。通过在Al-Si系压铸铝合金中添加La、Ce等稀土元素，可在晶界形成一定数量的强化相，结合低温时效工艺对晶内、晶界强化相的形貌、尺寸、取向及分布进行调控，选择不同的Mg、Si质量比优化Mg_2Si强化相的数量及形貌，实现合金材料强度与塑性的最佳匹配[26-34]。与Al-Si系压铸铝合金相比，Al-Mg系压铸铝合金成形性能与力学性能略低，但其具有更佳的耐蚀性能与吸噪减震性能，因此也被广泛研究。国外陆续开发出了Magsimal59、Castaduct42、Magsimal22等合金牌号，国内对Al-Mg系压铸铝合金的研究报道较少。

本研究采用相图设计、热力学计算与材料微观组织测试对一种Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金的材料进行研发，旨在为国内新能源汽车一体化压铸制造提供参考。

1　相图设计与热力学计算

1.1　合金成分相图设计

Mg在Al基体中的最大固溶度为17.4%，Mg在Al基体引起的晶格畸变可提高材料的强度与塑性，但过高的Mg含量易形成Al_3Mg_2相，沿晶界分布产生热裂倾向；添加适量Si元素可减小合金凝固温度区间，提高合金流动性能，降低热裂与应力腐蚀开裂风险，改善合金的性能。在Al-Mg合金中添加适量Cu元素，可起到固溶强化（302 ℃时Cu在Al基体中的溶解度仅为0.45%）和析出强化作用，提高合金的强度与耐热性能。此外，还会添加一定含量的Mn元素，其固溶强化效果可达到Mg的2倍，且添加Mn元素形成的Al_6Mn相可进一步降低合金热裂倾向，提高合金强度，改善压铸过程的粘模现象。添加微量Sc元素生成的Al_3Sc相还可以起到优异的晶粒细化效果。考虑到新能源汽车压铸件批量生产成本要求，本试验采用Zr替代Sc对Al-Mg系合金进行晶粒细化。

试验所用原材料为Al锭（99.9%，质量分数，下同）、Mg锭（99.5%，按4.5%的烧损比例进行配制）、Al-12Si、Al-20Cu、Al-10Mn与Al-5Zr中间合金。采用GR2-270型电阻式坩埚炉进行熔炼，添加Al锭和Al-12Si合金后在800 ℃进行过热，采用氩气进行精炼除气处理，精炼温度为720～735 ℃，精炼时间为15～20 min，扒渣静置5～10 min后降温至（750±10）℃。添加Al-20Cu、Al-10Mn与Al-5Zr中间合金并持续搅拌10～15 min，随后降温至（700±5）℃，添加镁锭后搅拌8～12 min，待熔体温度为（700±5）℃时进行浇注。Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金退火热处理在SX-8-30型箱式空气炉中进行，炉温精度为±3 ℃。采用Keller试剂进行腐蚀，溶液采用HF、HCl、HNO_3、H_2O体积比为2∶3∶5∶190，腐蚀时间为4～6 s。采用FEI Inspect F50扫描电镜，加速电压为（0.01～30）kV，二次电子图像分辨率为0.5 nm（15 kV）。力学性能测试由WDW-100KN万能试验机完成，拉伸试样厚度为5 mm，尺寸见图1，应变速率为1 mm/min。

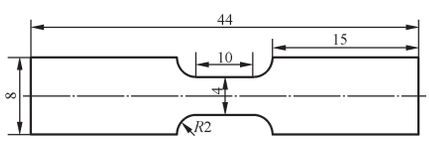
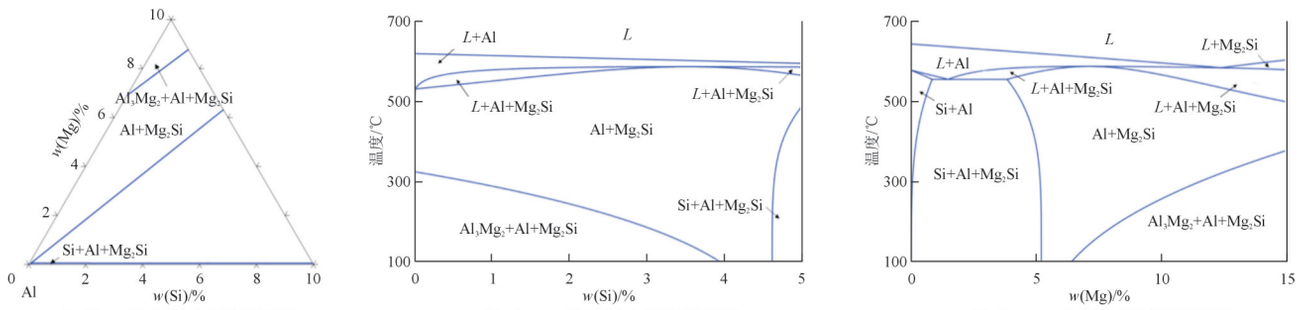


图1　拉伸试样尺寸图

Fig.1　Dimension of tensile specimen

为避免合金中出现过量共晶Si相割裂初生α-Al基体，以及过量的Al_3Mg_2相出现热裂、晶间腐蚀开裂，采用Pandat相图软件计算了300 ℃的Al-Mg-Si三元合金等温截面相图，见图2。由图2a可知，Al-Mg-Si三元合金中，当w(Si)≤3%，w(Mg)≥5%时，合金中第二相主要为Al_3Mg_2相与Mg_2Si相；当w(Si)≥4%，w(Mg)≤10%时，合金中第二相主要为Si相与Mg_2Si相。同时计算了Al-8Mg-xSi三元合金与Al-xMg-3Si三元合金的变温截面相图，见图2b和图2c。可以看出，当w(Mg)=8%，w(Si)≤4%时，合金中第二相主要为Mg_2Si相、Al_3Mg_2相，此时Mg元素过剩；当w(Si)≥4.6%时，合金中第二相主要为Mg_2Si相、Si相，此时Si元素过剩，且合金凝固温度区间随Si含量增加持续下降。由Al-xMg-3Si三元合金变温截面相图计算结果可知，当w(Si)=3%时，而w(Mg)≤5.2%时，Mg_2Si

相、Si相为合金中的主要第二相；当w(Mg)≥6.2%时，Mg_2Si相、Al_3Mg_2相为合金中的主要第二相；合金凝固温度区间随Mg含量增加连续下降。基于图2计算结果，考虑到较宽的凝固温度区间易出现缩松、热裂倾向，过高的Si、Mg含量又易产生割裂初生α-Al基体的Al_3Mg_2相，且大量沿晶界分布的Al_3Mg_2相将降低材料的力学性能，因此Al-Mg-Si三元合金的Mg含量控制在6%～10%，Si含量控制在1%～3%。设计了9种不同合金成分的Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金，采用JMat-Pro软件对不同合金成分Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金的凝固冷却速度、抗拉强度和屈服强度进行了计算分析，见表1。



(a) Al-Mg-Si三元合金等温截面相图　(b) Al-8Mg-*x*Si三元合金变温截面相图　(c) Al-*x*Mg-3Si三元合金变温截面相图

图2　Pandat相图软件计算结果

Fig.2　Calculation results based on Pandat phase diagram software

表1　不同Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金化学成分与JMat-Pro软件计算结果

Tab.1　Chemical composition and JMat-Pro calculated results of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-cast aluminum alloys

合金	w_B/%					凝固冷却速度/(℃·s^{-1})	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa
	Mg	Si	Mn	Cu	Zr			
1	6	1	0.4	0.5	0.15	0.47	135.87	228.61
2	6	2	0.8	1.0	0.15	0.39	123.11	210.85
3	6	3	1.2	1.5	0.15	0.29	94.98	176.77
4	8	1	0.8	1.5	0.15	0.46	180.86	287.07
5	8	2	1.2	0.5	0.15	0.44	144.12	239.79
6	8	3	0.4	1.0	0.15	0.34	127.83	217.49
7	10	1	1.2	1.0	0.15	0.47	178.85	284.57
8	10	2	0.4	1.5	0.15	0.42	172.17	276.23
9	10	3	0.8	0.5	0.15	0.39	140.47	253.08

表2　Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金Mg、Si、Mn和Cu添加元素对力学性能影响极差分析

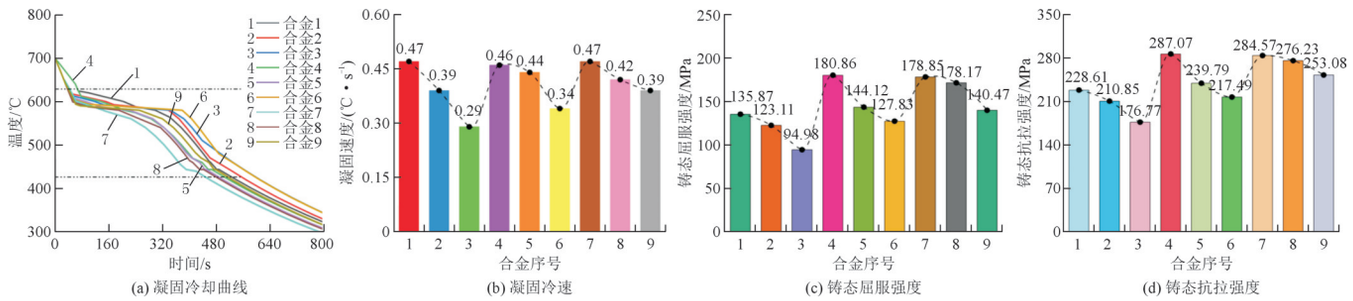
Tab.2　Range analysis of effects of Mg, Si, Mn and Cu elements on mechanical properties of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr alloys

	屈服强度/MPa				抗拉强度/MPa			
	Mg	Si	Mn	Cu	Mg	Si	Mn	Cu
K_1	353.96	495.57	435.87	420.45	616.23	800.25	722.34	721.47
K_2	452.81	439.41	444.45	429.78	744.36	726.87	750.99	712.92
K_3	491.49	363.27	417.96	448.02	813.87	647.34	701.13	740.07
k_1	117.99	165.19	145.29	140.15	205.41	266.75	240.78	240.49
k_2	150.94	146.47	148.15	143.26	248.12	242.29	250.33	237.64
k_3	163.83	121.09	139.32	149.34	271.29	215.78	233.71	246.69
R	45.84	44.10	8.83	9.19	65.88	50.97	16.62	9.05
影响顺序	Mg＞Si＞Cu＞Mn				Mg＞Si＞Mn＞Cu			

1.2　热力学计算分析

优化合金成分设计，以Mg、Si、Mn、Cu含量作为变量，采用极差分析法计算了Mg、Si、Mn、Cu元素对Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金材料强度的影响，计算结果见表2。表2中K值(1、2、3)、k值(1、2、3)分别为每个因素在每个水平试验数据的加和值，以及加和值的平均值，R值为每个因素k值的最大值减去最小值，R值越大代表影响因素对材料强度影响越大。由表2可知，Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金屈服强度影响因素顺序为Mg＞Si＞Cu＞Mn，其中Mg和Si的R值分别为45.84和44.10，材料抗拉强度影响因素顺序为Mg＞Si＞Mn＞Cu，Mg、Mn和Cu的R值分别为65.88、16.62和9.05。分析认为，Mg在Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金中具有较高的固溶度(17.4%)，可起到固溶强化作用，同时还可与Si形成Mg_2Si强化相，提高材料强度，是最主要的影响因素；Si与Mg反应生成Mg_2Si强化相，沿α-Al基体晶界弥散分布，形貌呈汉字状、骨骼状，提高了压铸铝合金的强度。

采用JMat-Pro热力学计算软件对不同合金成分Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金的凝固冷却曲线、凝固速度、铸态屈服强度和铸态抗拉强度进行了计算，设置浇注初始温度为700 ℃，冷却终止温度为20 ℃，计算结果见图3。由图3a和图3b可知，不同合金成分的Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金从初生α-Al析出到共晶反应结束，凝固区间的平均冷速约为0.41 ℃/s，且铸态合金屈服强度、抗拉强度随凝固速度增加持续上升。结合图3c和图3d可知，合金4和合金7具有较好的力学性能。合金4的铸态屈服强度与抗拉强度分别为180.86 MPa和287.07 MPa，合金7的铸态屈服强度与抗拉强度分别为178.85 MPa和284.57 MPa。由于凝固过程受非平衡结晶、凝固界面前沿成分过冷等因素影响，热力学计算结果与Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金实际力学性能会存在一定的偏差。



(a) 凝固冷却曲线　(b) 凝固冷速　(c) 铸态屈服强度　(d) 铸态抗拉强度

图3　热力学计算结果

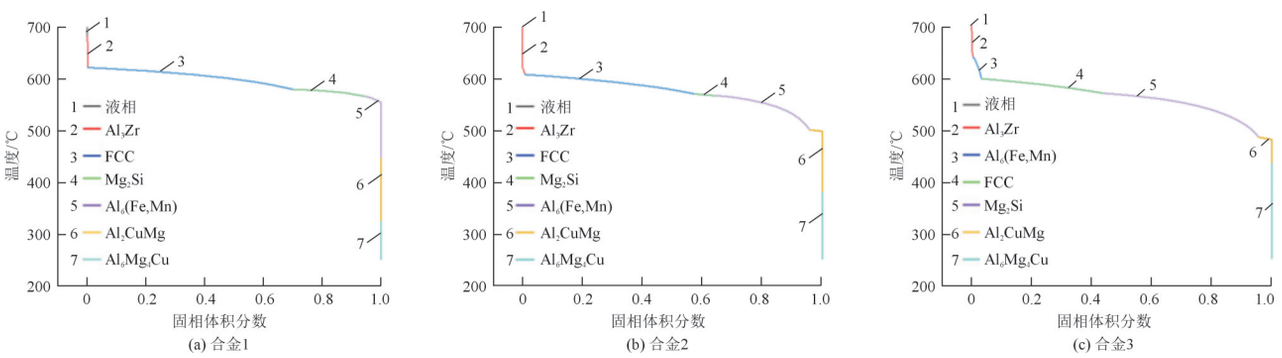
Fig.3　Thermodynamic calculations results

结合表2和图3,设计了3种Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金并进行了浇注试验,合金成分为Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr、Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr与Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr,并采用Pandat相图软件计算了合金的凝固过程。浇注完成后随着温度降低,合金中优先形成高熔点Al_3Zr相、Al_6Mn相,随后初生α-Al基体以Al_3Zr为形核质点不断长大,随着凝固温度继续下降,合金中出现Mg_2Si相、Al_2MgCu相,随着温度降低,Mg、Cu元素在α-Al基体中的过饱和固溶度不断下降,Al_2MgCu相转变为Al_6Mg_4Cu相。表3为不同Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金的实际化学成分测试结果。图4为不同Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金凝固过程各组元相凝固析出次序,各组元相凝固次序均为:液相→Al_3Zr+液相→Al_6Mn+Al_3Zr+液相→液相+Al_6Mn+α-Al+Al_3Zr→液相+Al_6Mn+Mg_2Si+α-Al+Al_3Zr→Al_2MgCu+Al_6Mn+Mg_2Si+α-Al+Al_3Zr→Al_6Mg_4Cu+Al_6Mn+Mg_2Si+α-Al+Al_3Zr。图5为不同

表3　3种Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金实际化学成分

Tab.3　Actural composition of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-cast aluminum alloys　%

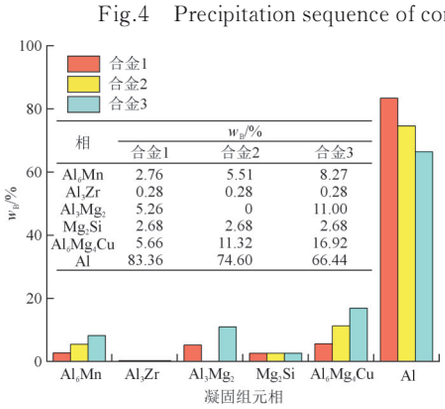
编号	合金材料	w_B						
		Mg	Si	Mn	Cu	Zr	Fe	Al
1	Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr	6.42	1.2	0.39	0.7	0.19	0.08	余量
2	Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr	7.9	1.2	0.80	1.54	0.10	0.09	余量
3	Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr	10.14	1.37	1.22	1.09	0.12	0.11	余量



(a) 合金1　(b) 合金2　(c) 合金3

图4　Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金各组元相凝固析出次序

Fig.4　Precipitation sequence of componet phase in Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-cast aluminum alloys



相	w_B/%		
	合金1	合金2	合金3
Al_6Mn	2.76	5.51	8.27
Al_3Zr	0.28	0.28	0.28
Al_3Mg_2	5.26	0	11.00
Mg_2Si	2.68	2.68	2.68
Al_6Mg_4Cu	5.66	11.32	16.92
Al	83.36	74.60	66.44

图5　不同成分Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金各凝固组元相质量分数

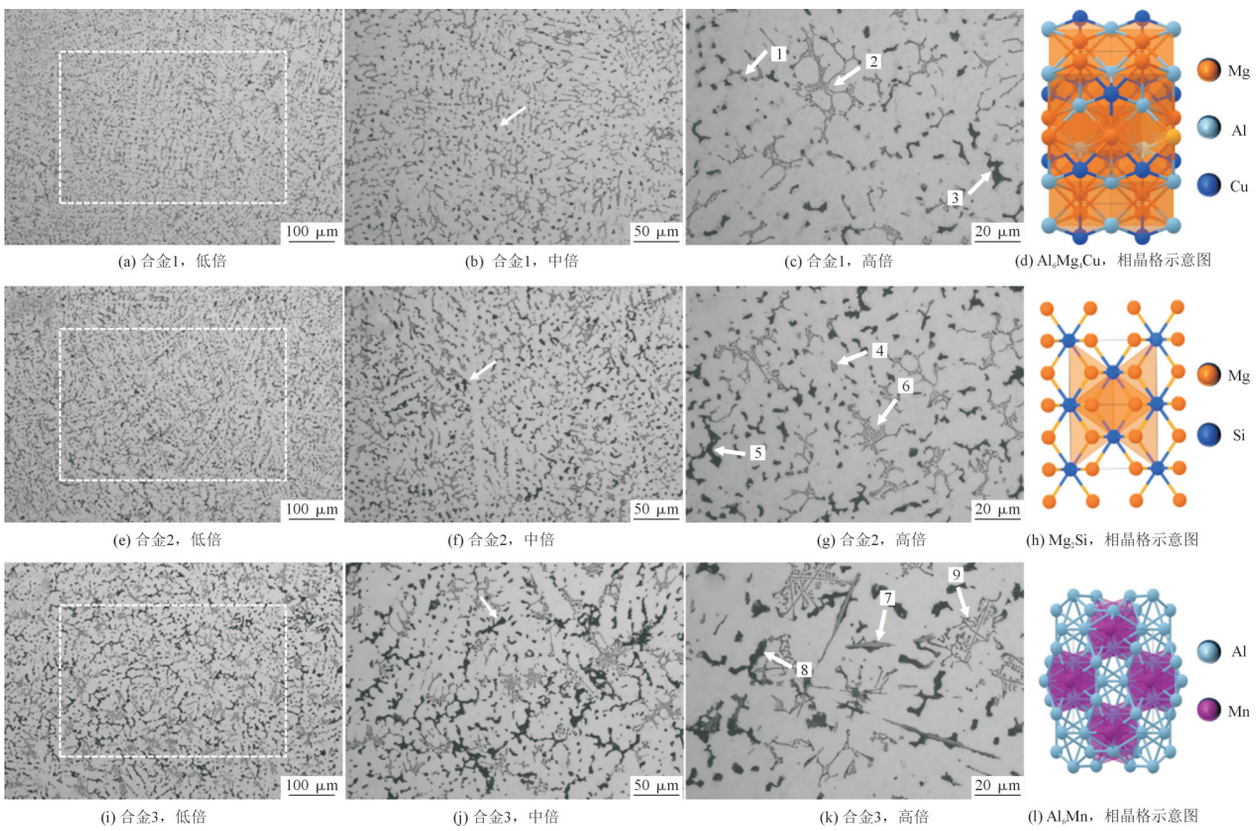
Fig.5　Mass fraction of componet phase in Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-cast aluminum alloys with different compositions

Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金各组元相占凝固总组元相的比例。可以看出,合金的凝固第二相主要包括Al_6Mn相、Al_3Mg_2相、Mg_2Si相与Al_6Mg_4Cu相,随着Mg含量增加,Al_6Mn相析出数量不断增加。当Mg含量为8%时Al_3Mg_2相数量最少,Mg_2Si相析出数量基本保持一致,Al_6Mg_4Cu相析出数量呈连续增加的趋势。

2　铸态组织性能分析

2.1　铸态微观组织测试

图6为不同成分Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金的铸态微观组织。可以看出,Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金铸态组织主要由α-Al基体、Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和



(a) 合金1，低倍　(b) 合金1，中倍　(c) 合金1，高倍　(d) Al_6Mg_4Cu，相晶格示意图

(e) 合金2，低倍　(f) 合金2，中倍　(g) 合金2，高倍　(h) Mg_2Si，相晶格示意图

(i) 合金3，低倍　(j) 合金3，中倍　(k) 合金3，高倍　(l) Al_6Mn，相晶格示意图

图 6　Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金铸态金相组织

Fig.6　As-cast microstructures of Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr alloys

Al_6Mn相组成。随着w(Mg)/w(Si)增加，Al_6Mg_4Cu相和，Al_6Mn相含量持续增加；Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr合金铸态组织主要由非连续点状Al_6Mg_4Cu相和骨骼状Mg_2Si相组成，Al_6Mn相数量较少，见图6a方框处；Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr合金铸态组织主要由大量非连续网络状Al_6Mg_4Cu相、骨骼状Mg_2Si相和少量块状Al_6Mn相组成，见图6e方框处；Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr合金铸态组织主要由大量连续网络状Al_6Mg_4Cu相、骨骼状Mg_2Si相和针片状Al_6Mn相组成，见图6i方框处。采用Image-Pro Plus软件统计出Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和Al_6Mn相占金相组织形貌的面积总和，可以计算得到Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和Al_6Mn相与α-Al基体的面积比。当w(Mg)/w(Si)=6时，Al_6Mg_4Cu相（图6c中箭头3）数量较少，呈点状形貌（见图6b箭头），且在晶界上非连续分布，起主要强化作用的是Mg_2Si相（图6c箭头2），Al_6Mn相（图6c箭头1）数量较少，Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和Al_6Mn相与α-Al基体的面积比为17.26∶82.74。当w(Mg)/w(Si)=8时，Al_6Mg_4Cu相（图6g箭头5）数量增加，形貌由点状转变为非连续网络状，沿晶界非均匀分布（见图6f箭头）；与w(Mg)/w(Si)=6时相比，骨骼状Mg_2Si相（图6g箭头6）尺寸有所减小，数量有所增加，Al_6Mn相（图6g箭头4）数量明显增加，形貌为不规则块状；Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和Al_6Mn相与α-Al基体的面积比为25.09∶74.91。当w(Mg)/w(Si)=10时，Al_6Mg_4Cu相（图6k箭头8）数量显著增加，形貌呈现为连续网络状，沿晶界大量析出（见图6i箭头）；骨骼状Mg_2Si相（图6k箭头9）尺寸明显增大，数量有所减少；Al_6Mn相（图6k箭头7）数量显著增加，形貌为针片状；Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相和Al_6Mn相与α-Al基体的面积比为26.47∶73.53。

表4为Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金铸态凝固组织中α-Al基体与第二相的晶格常数。可以看出，Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相与Al_6Mn相均可在α-Al基体中起到第二相强化作用，且Al_6Mn相第二相强化效果要高于Al_6Mg_4Cu相和Mg_2Si相。当w(Mg)/w(Si)=6时，点状形貌Al_6Mg_4Cu相和骨骼状Mg_2Si相可对铸态组织起到一定的第二相强化效果，且Al_6Mg_4Cu相沿晶界呈非连续点状分布，伸长率仍保持着α-Al基体良好的塑性。w(Mg)/w(Si)=8时，Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr合金铸态组织中形成了一定数量的不规则块状Al_6Mn相，且Mg_2Si相尺寸减小、数量增加，第二相强化效果随之增加，进一步提高了强度，但不规则块状Al_6Mn相沿晶界分布，受拉伸试验载荷应力作用时，

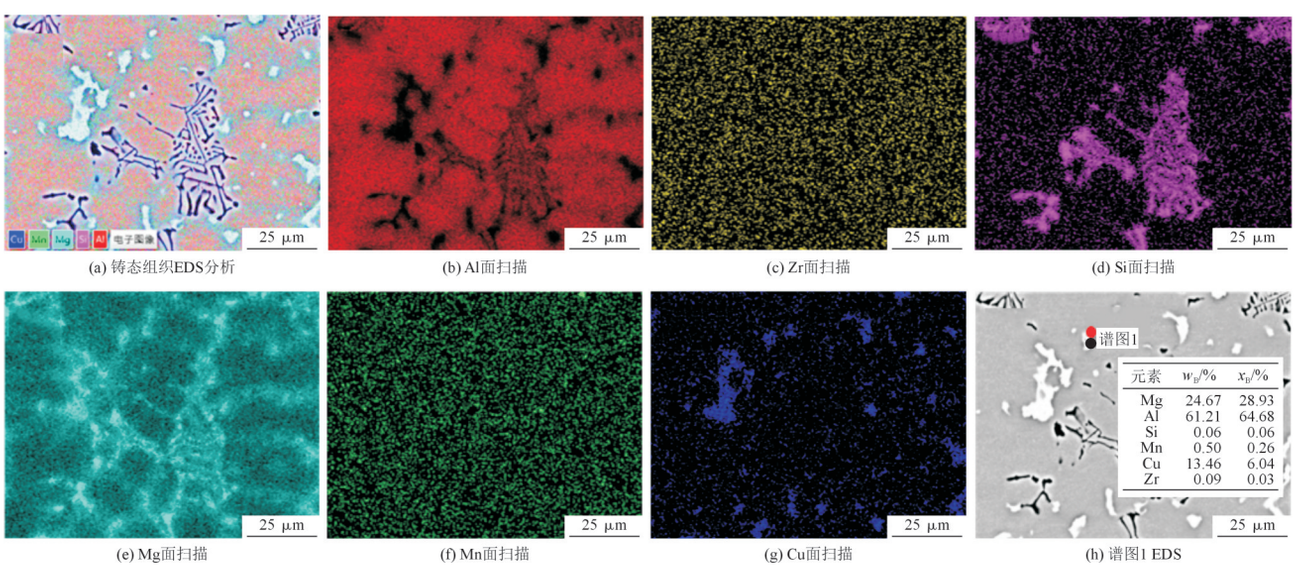
不规则块状Al_6Mn相尖端区域将产生应力集中，损伤了一定的材料塑性。$w(Mg)/w(Si)=10$时，合金铸态组织中的Al_6Mg_4Cu相形貌转变为连续网络状，且尺寸明显增加，沿晶界连续分布，骨骼状Mg_2Si相尺寸也有所增加，在一定程度上增加了第二相强化效果，材料强度有所增加；但大尺寸针片状Al_6Mn相的出现，会损伤材料塑性，造成材料伸长率下降。

图7～图9分别为不同成分Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金铸态组织EDS分析结果。由图7可知，Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr合金铸态组织中骨骼状相为Mg_2Si相（见图7d和图7e），沿晶界非连续分布的点状相为Al_6Mg_4Cu相（见图7h）。结合图8d与图8e可知，Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr合金铸态组织中骨骼状相同样为Mg_2Si相，沿晶界呈非连续网络状分布的铸态相为Al_6Mg_4Cu相（见图8h）。随着Mg、Si质量比增加，Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr合金铸态组织中骨骼状Mg_2Si相尺寸有所增加，见图9e与图9f，组织中出现了数量众多的大尺寸针状相，经EDS分析为Al_6Mn相（见图9i）。

表4　Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr合金中α-Al基体与第二相晶格常数

Tab.4　Lattice constants of α-Al matrix and the second phase in Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr alloy

凝固相	a/nm	b/nm	c/nm	α/(°)	β/(°)	γ/(°)	体积/nm^3
α-Al	0.404	0.404	0.404	90	90	90	0.065 89
Al_6Mg_4Cu	0.398	0.921	0.705	90	90	90	0.025 87
Mg_2Si	0.634	0.634	0.634	90	90	90	0.025 48
Al_6Mn	0.638	0.746	0.876	90	90	90	0.041 72

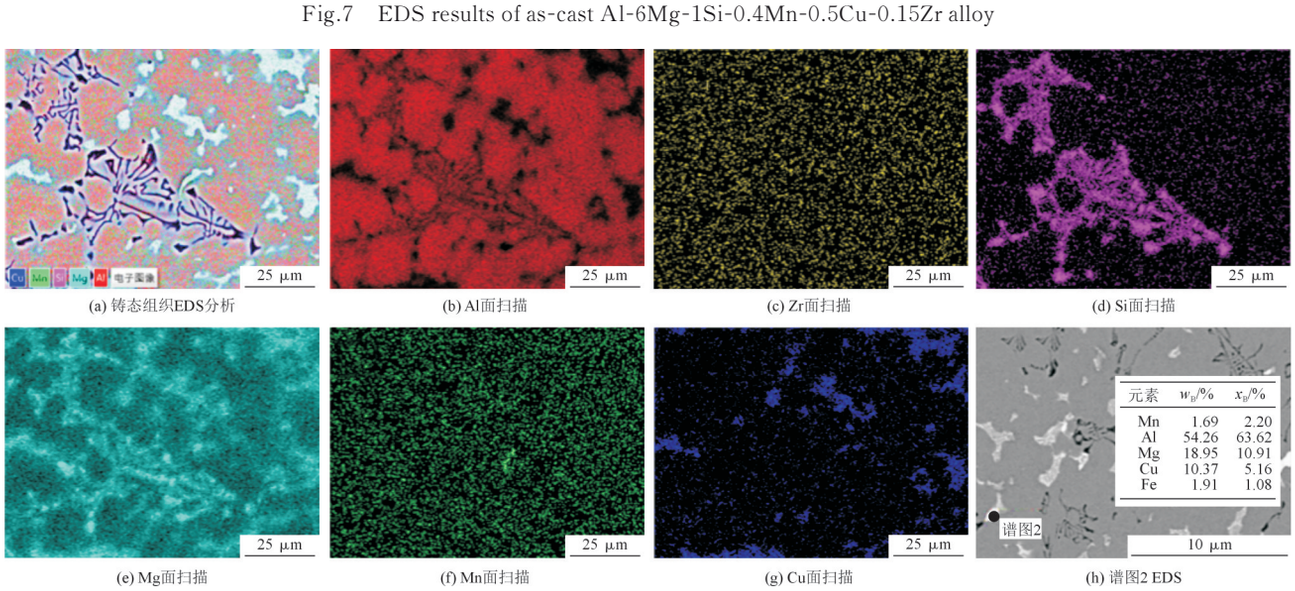


(a) 铸态组织EDS分析　(b) Al面扫描　(c) Zr面扫描　(d) Si面扫描

(e) Mg面扫描　(f) Mn面扫描　(g) Cu面扫描　(h) 谱图1 EDS

图7　铸态Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr合金EDS分析结果

Fig.7　EDS results of as-cast Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr alloy



(a) 铸态组织EDS分析　(b) Al面扫描　(c) Zr面扫描　(d) Si面扫描

(e) Mg面扫描　(f) Mn面扫描　(g) Cu面扫描　(h) 谱图2 EDS

图8　铸态Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr合金EDS分析结果

Fig.8　EDS analysis of as-cast Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr alloy

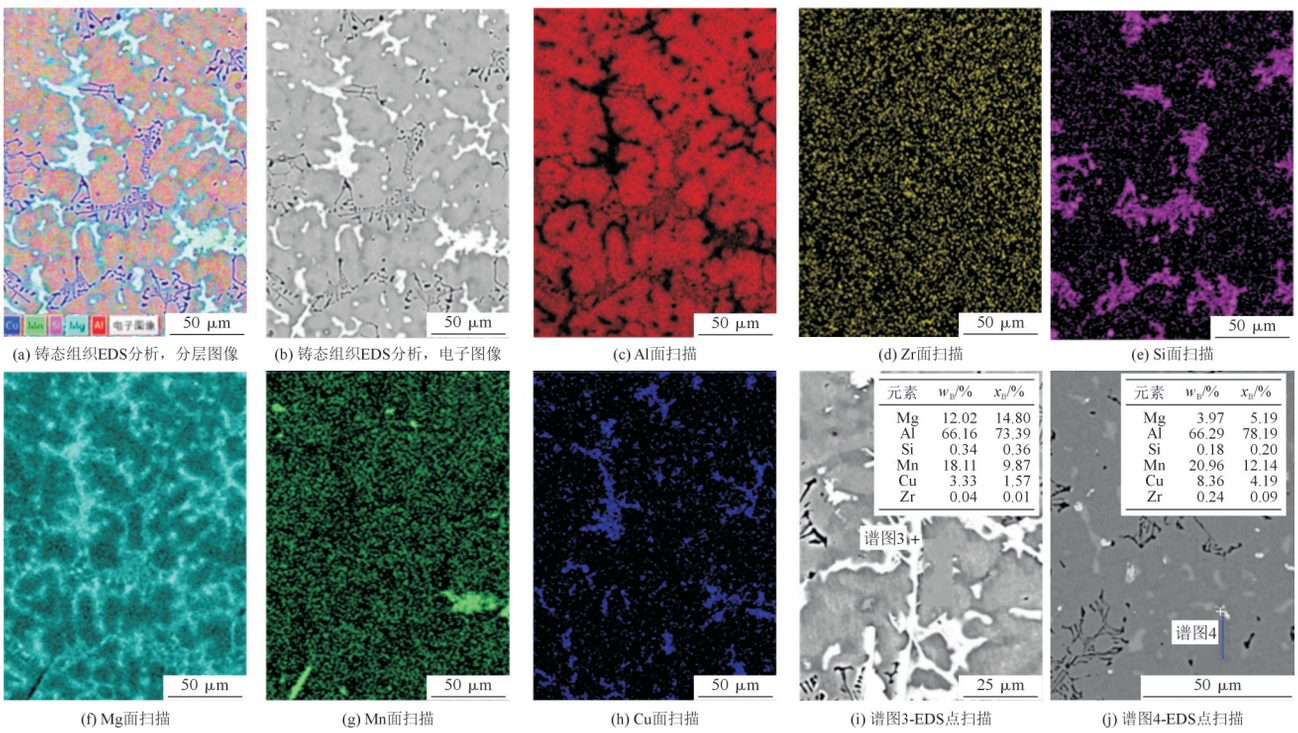


图 9　铸态 Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15ZrEDS 分析结果

Fig.9　EDS results of as-cast Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr alloy

2.2　铸态力学性能测试分析

图 10 为不同成分 Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr 压铸铝合金的铸态力学性能，断口形貌观察见图 11。随着 w(Mg)/w(Si)质量比增加，Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr 压铸铝合金铸态屈服强度连续增加，由 170.0 MPa 增至 218.4 MPa。铸态抗拉强度呈现出连续下降的变化趋势，由 268.7 MPa 下降至 241.2 MPa。铸态伸长率随 w(Mg)/w(Si)质量比增加连续下降，由 5.8% 降至 1.7%。由图 11a 可以看出，Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr 压铸铝合金断口表面可观察到明显的沿晶撕裂带，微观裂纹沿晶界延伸扩展。Al-8Mg-lSi-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr 合金断裂机制仍为沿晶断裂，断口表面可观察到明显的微观断裂凹坑，见图 11b 方框处；断口表面还可观察到明显的裂纹扩展带，见图 11b 箭头处。分析认为，当 w(Mg)/w(Si)＝8 时，Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr 压铸铝合金铸态组织中出现了少量块状 Al_6Mn 相，Al_6Mn 相为硬脆相，拉伸试验载荷应力易在块状 Al_6Mn 相尖端产生应力集中，当 Al_6Mn 相尖端区域应力峰值超出非连续网络状 Al_6Mg_4Cu 相屈服强度时，将沿晶界撕裂 Al_6Mg_4Cu 相并在断口表面残留下明显的撕裂带。Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr 压铸铝

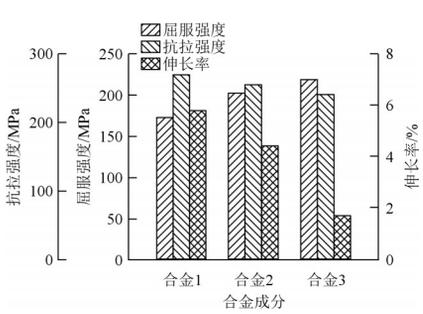


图 10　铸态合金力学性能

Fig.10　Mechanical properties of as-cast alloys

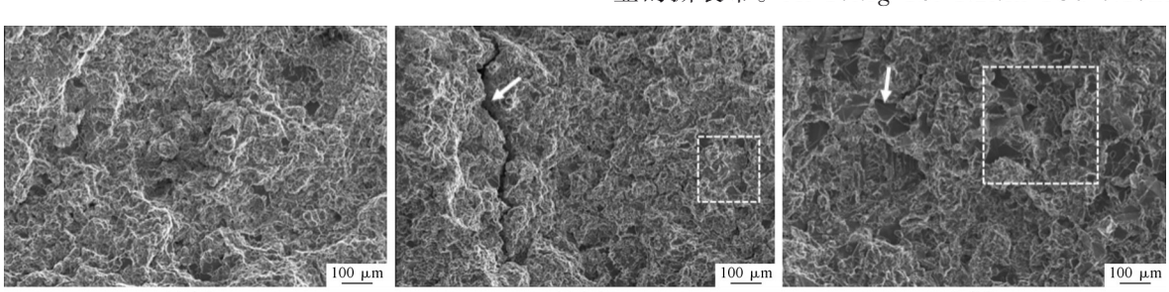


图 11　3 种合金断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of three kinds of as-cast alloys

合金铸态断口表面可见明显的断裂凹坑，见图11c方框。分析认为，当$w(Mg)/w(Si)=10$时，铸态组织中的Al_6Mn相形貌为针片状，易在针片状Al_6Mn相尖端区域产生应力集中，当应力峰值超出连续网络状Al_6Mg_4Cu相屈服强度时，将撕裂Al_6Mg_4Cu相并残留下大量的微观凹坑，见图11c箭头处。

3　退火态组织性能分析

3.1　退火态微观组织测试

图12为不同处理条件下Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr压铸铝合金微观组织及EDS分析。经455 ℃保温退火10 h后，铸态组织中非连续点状Al_6Mg_4Cu相中的Mg元素不断溶入初生α-Al基体内部，Al_6Mg_4Cu相含量不断降低，并转变为非连续网络状Al_2CuMg相（见图12d和图12e），Mg_2Si相尺寸有所增加，见图12b箭头处；继续延长保温时间至20 h时，Al_2CuMg相更趋于均匀化分布，Mg_2Si相的尺寸也明显降低，见图12c箭头处；Al_2CuMg相临近区域伴生了少量呈近椭球形的Al_6Mn相，见图12e。Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr压铸铝合金微观组织见图13。铸态组织中呈非连续网络状Al_6Mg_4Cu相在455 ℃保温10 h后，Mg元素大量溶入初生α-Al基体内部，大量的Al_6Mg_4Cu相转变为Al_2CuMg相，形貌由非连续网络状转变为连续网络状，见图13b箭头11处；采用Image-Pro Plus软件对Mg_2Si相的长度尺寸进行统计，平均长度约为85 μm，见图13b箭头10处。继续退火保温至20 h，呈连续网络状形貌的Al_2CuMg相分布更加均匀，且网络状形貌尺寸得到细化，见图13c箭头12处；Mg_2Si相尺寸进一步长大，见图13c箭头13处。由图13d和图13e可知，Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr压铸铝合金经455 ℃保温10 h和20 h后，退火态微观组织中呈现连续网络状形貌的相均为Al_2CuMg相。图14为Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr压铸铝合金微观组织。可以看出，经455 ℃保温20 h后，合金出现了明显的过烧组织。与铸态组织相比，经455 ℃保温10 h后，大量连续网络状Al_6Mg_4Cu相转变为Al_2CuMg相，且Al_2CuMg相的分布更为弥散，见图14a和图14b；Mg_2Si相尺寸明显增加，见图14c箭头14和图14d箭头17处；Al_6Mn相并未得到有效消除，形貌仍为针片状，采用

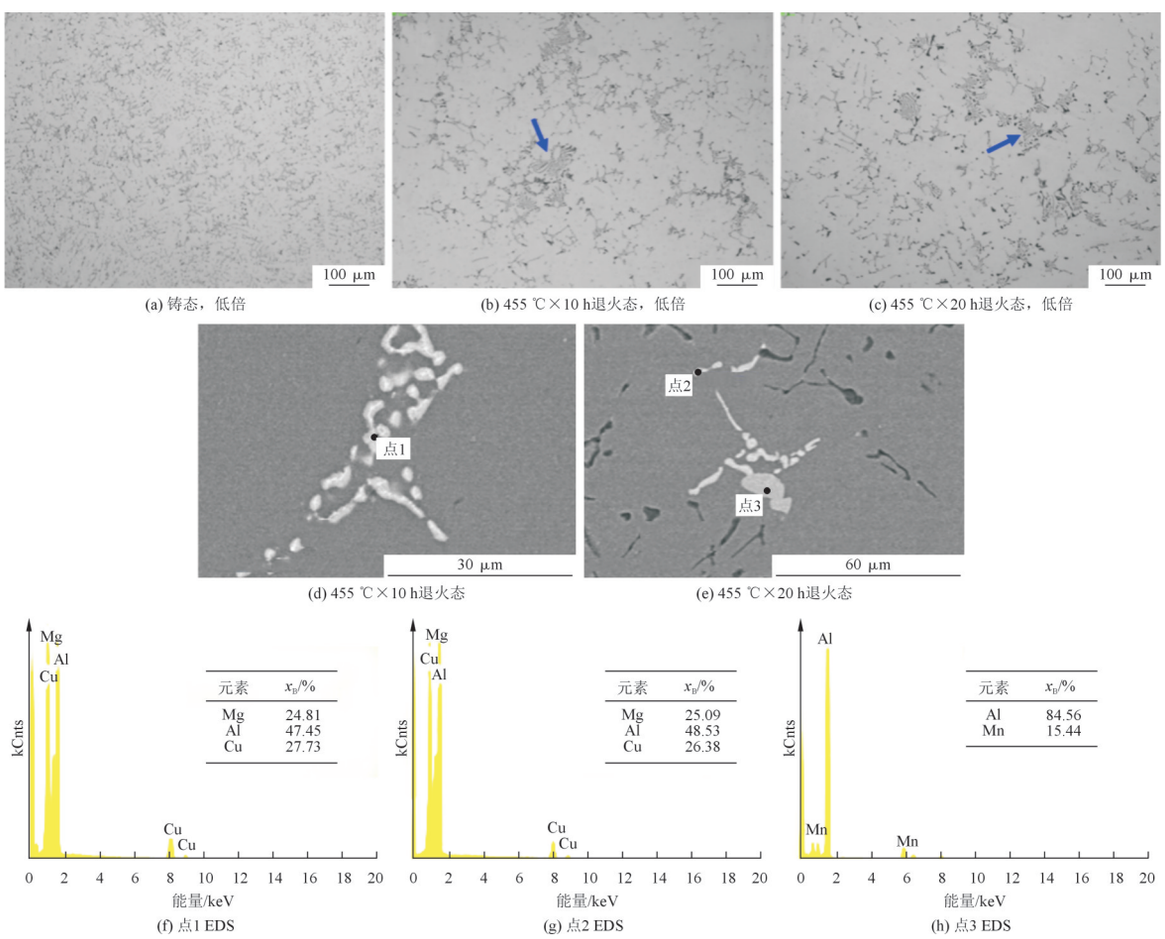


图12　不同处理条件下Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr合金的微观组织和EDS分析

Fig.12　Microstructures and EDS results of Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr alloy under different treatment conditions

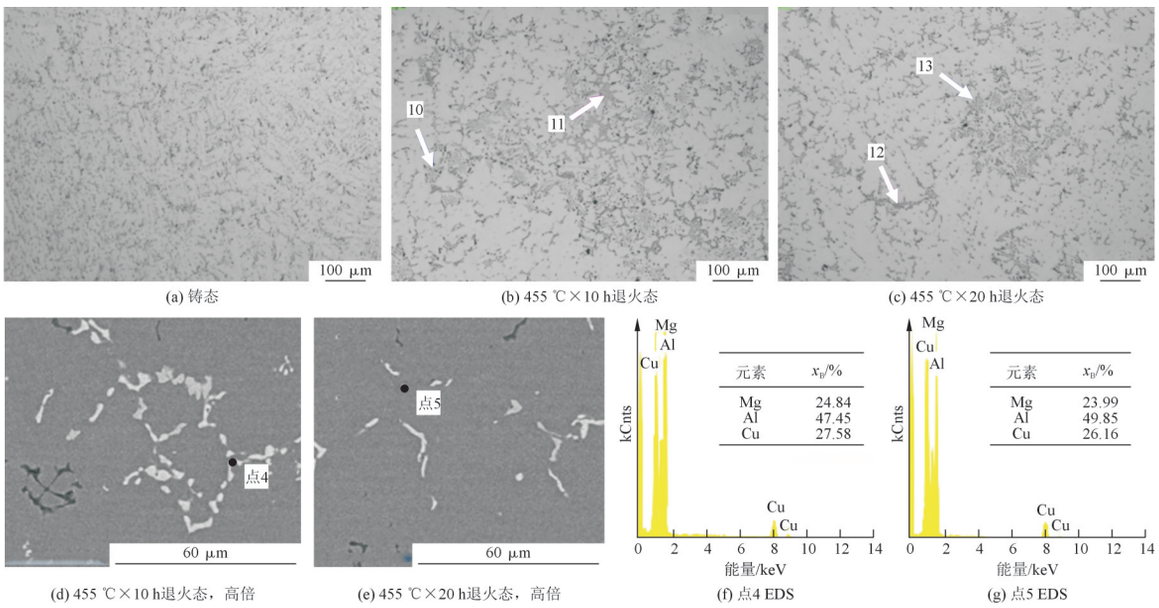


图 13　不同处理条件下 Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr 合金微观组织和 EDS 分析

Fig.13　Microstructures and EDS results of Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr alloy under different treatment conditions

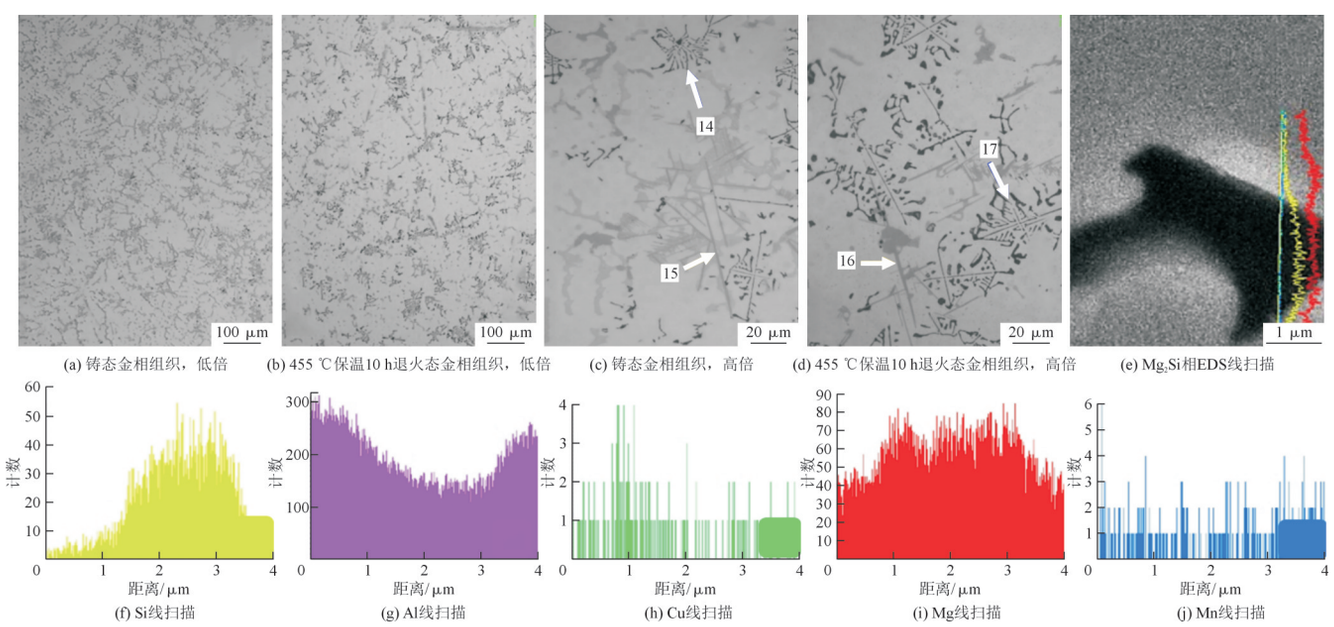


图 14　不同处理条件下 Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr 合金的微观组织和 EDS 线扫描

Fig.14　Microstructures and EDS linear scanning of Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr alloy under different treatment conditions

Image-Pro Plus 软件对 Al_6Mn 相长度尺寸进行统计，平均长度约为 92 μm，见图 14c 箭头 15 和图 14d 箭头 16。对图 14d 箭头 17 处相进行 EDS 线扫描分析，证实 Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr 压铸铝合金中呈骨骼状形貌的相为 Mg_2Si 相，见图 14e。

3.2　退火态力学性能测试分析

不同成分 Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr 压铸铝合金退火态力学性能测试结果数据见表 5。可以看出，与 Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr 压铸铝合金铸态力学性能相比，经 455 ℃退火保温 10 h 和 20 h 后材料屈服强度、抗拉强度与伸长率分别提高了 1.87%、3.27%、13.79% 和 2.46%、9.21%、25.86%。与 Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr 压铸铝合金铸态力学性能相比，经 455 ℃退火保温 10 h 后材料屈服强度降低了 4.59%，抗拉强度与伸长率分别提高了 13.42% 与 15.91%；经 455 ℃退火保温 20 h 后材料屈服强度降低了 10.40%，抗拉强度与伸长率分别提高了 21.54% 与 29.55%。与 Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr 压铸铝合金铸态力学性能相比，经 455 ℃退火保温 10 h 后材料屈服强度降低 4.93%，抗拉强度与伸长率分别提高了 12.39% 与 47.06%。

表5　Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金铸态与退火态力学性能

Tab.5　Mechanical propertiess of as-cast and as-annealed Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr die-casting aluminum alloys

材料	状态	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
合金1	铸态	170.8	269.2	5.8
合金2	铸态	202.8	256.3	4.4
合金3	铸态	219.0	242.2	1.7
合金1	455 ℃×10 h	174.0	278.0	6.6
合金1	455 ℃×20 h	175.0	294.0	7.3
合金2	455 ℃×10 h	193.5	290.7	5.1
合金2	455 ℃×20 h	181.7	311.5	5.7
合金3	455 ℃×10 h	208.2	272.2	2.5

分析认为，Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr压铸铝合金经455 ℃退火保温热处理后，非连续点状Al_6Mg_4Cu相转变为非连续网络状Al_2CuMg相，且Mg_2Si相尺寸明显增加，Mg_2Si相分布更加均匀弥散，Mg_2Si相强化效果明显，Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr压铸铝合金的强度，尤其是抗拉强度得到明显提高；呈非连续网络状Al_2CuMg相未对初生α-Al基体产生割裂作用，且与非连续点状形貌相比，网络状形貌在承受试验载荷应力时，避免了点状形貌尖端的应力集中，因此材料伸长率进一步提高。Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr压铸铝合金经455 ℃退火保温热处理后，非连续网络状Al_6Mg_4Cu相转变为非连续网络状Al_2CuMg相，Mg_2Si相尺寸显著增加，且随着退火保温时间延长Mg_2Si相的尺寸进一步长大，起到了较佳的强化效果，因此材料抗拉强度得到显著提升。退火保温时间过长时，Al_2CuMg相发生了明显偏聚，材料组织均匀一致性降低，材料屈服强度有所下降；铸态组织中的少量块状Al_6Mn相在455 ℃退火保温过程中，形貌进一步趋于椭球形，材料伸长率得到改善，由4.4%升至5.7%。Al-10Mg-1Si-1.2Mn-1Cu-0.15Zr压铸铝合金经455 ℃退火保温10 h后，连续网络状Al_6Mg_4Cu相转变为连续网络状Al_2CuMg相，Mg_2Si相明显长大，材料抗拉强度得到提升，Al_2CuMg相的分布呈现出了一定的偏聚，导致材料屈服强度略有下降，铸态组织中的Al_6Mn相未得到有效的消除，且形貌仍为针片状，导致材料伸长率改善不佳。

4　结　论

（1）Mg含量控制在6%～10%，Si含量控制在1%～3%，结合Pandat相图软件设计了9种不同合金成分的Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金，合金凝固冷速约为0.41 ℃/s，铸态屈服强度、抗拉强度随凝固冷速增加持续上升。影响铸态材料强度的主要元素为Mg、Si；凝固组元相主要为初生α-Al基体、Al_6Mg_4Cu相、Mg_2Si相、Al_6Mn相、Al_3Mg_2相和Al_3Zr相。随着$w(Mg)/w(Si)$增加，Al_6Mg_4Cu相和Al_6Mn相含量连续上升，Mg_2Si相含量基本保持不变，Al_3Mg_2相含量在Mg、Si质量比为8时达到最小值。

（2）随着$w(Mg)/w(Si)$增加，Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金中Al_6Mg_4Cu相形貌由非连续点状转变为非连续网络状与连续网络状，Al_6Mn相形貌由点状、块状转变为针片状，Mg_2Si相形貌保持为骨骼状，Mg_2Si相尺寸和数量连续上升，沿晶界均匀分布的Al_6Mg_4Cu相和Mg_2Si相起到了较好的第二相强化效果，提高了材料强度，针片状Al_6Mn相对初生α-Al基体产生了割裂作用，降低了材料塑性。铸态屈服强度连续上升，抗拉强度和伸长率连续下降，Al-6Mg-1Si-0.4Mn-0.5Cu-0.15Zr合金铸态屈服强度、抗拉强度与伸长率分别为170.8 MPa、269.2 MPa和5.8%。当$w(Mg)/w(Si)$增至8和10时，铸态屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为202.8 MPa、256.3 MPa、4.4%和219 MPa、242.2 MPa、1.7%，材料断裂机制为沿晶断裂。

（3）Al-Mg-Si-Mn-Cu-Zr压铸铝合金在455 ℃退火保温热处理时，随着保温时间延长，Al_6Mg_4Cu相中的Mg、Cu元素不断溶入初生α-Al基体内部转变为Al_2CuMg相，形貌由非连续点状转变为连续网络状，过长保温时间下Al_2CuMg相出现偏聚性分布，材料屈服强度有所下降；Mg_2Si相尺寸先减小后增大，数量持续上升，材料抗拉强度连续上升；高$w(Mg)/w(Si)$合金铸态组织中的针片状Al_6Mn相并未消除，形貌和数量保持不变；Al-8Mg-1Si-0.8Mn-1.5Cu-0.15Zr压铸铝合金经455 ℃保温20 h后材料屈服强度、抗拉强度与伸长率可达181.7 MPa、311.5 MPa和5.7%。

参　考　文　献

[1] 樊振中，袁文全，王端志，等. 压铸铝合金研究现状与未来发展趋势[J]. 铸造，2020，69(2)：159-166.

[2] 万里，赵芸芸，潘欢，等. 铝合金高真空压铸技术的开发及应用[J]. 特种铸造及有色合金，2008，28(11)：858-861.

[3] YANG J，LIU B，ZENG Y B，et al. Data extension-based analysis and application selection of process-composition-properties of die casting aluminum alloy[J]. Engineering Applications of Artificial Intelligence，2024，133：1-16.

[4] DU D，AN J T，DONG A P，et al. A review of the progress and challenges of counter-gravity casting[J]. Journal of Materials Science and Technology，2025，216：1-26.

[5] 倪红军，陈科，张福豹，等. 压铸铝合金研究现状及展望[J]. 轻金属，2019(3)：51-55.

[6] LIU B L，KANG J W，YANG X，et al. Effects of hollow sand mold on the microstructure and mechanical properties of a low pressure aluminum alloy casting[J]. Journal of Materials Research and Technology，2024，28：4 488-4 497.

[7] JIAO X Y, WANG P Y, LIU Y X, et al. Fracture behavior of a high pressure die casting AlSi10MnMg alloy with varied porosity levels[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 1 129-1 140.
[8] PETER B, GEORG B, STEFAN K, et al. Mega-casting in the automotive production system: Expert interview-based impact analysis of large-format aluminium high-pressure die-casting (HPDC) on the vehicle production [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 124: 918-935.
[9] 刘羽,段保华,陈光耀,等. 压铸铝合金的发展历史和未来展望[J]. 科技导报,2023,37(52):348-357.
[10] VLADIMIR M, JAN K, JAKUB H. Microstructure evolution after hot working and heat treatment in 6082 aluminum alloy manufactured by horizontal continuous casting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1 008: 1-25.
[11] 张俊超,钟鼓,邹纯,等. 高真空压铸铝合金的研究进展[J]. 材料导报,2018,32(52):375-378.
[12] ZHANG C X, LIAO W N, SHAN Z D, et al. Squeeze casting of 4032 aluminum alloy and the synergetic enhancement of strength and ductility via Al-Ti-Nb-B grain refiner [J]. Materials Science and Engineering, 2024, A896: 1-13.
[13] WEILER J P. The role of the $Mg_{17}Al_{12}$-phase in the high-pressure die-cast magnesium-aluminum alloy system [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023(11): 4 253-4 246.
[14] 万里,潘欢,罗吉荣. 高真空压铸技术及高强韧压铸铝合金开发和应用的现状及前景[J]. 特种铸造及有色合金,2007,27(12):939-942.
[15] 罗婷瑞,樊振中,胡惠翔,等. 新能源汽车用一体化压铸铝合金研究现状与发展趋势[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(11):1 472-1 478.
[16] 查敏,顾焘,马品奎,等. 轻合金大型一体化结构部件压铸成形技术研究进展[J]. 特种铸造及有色合金,2024,44(8):1 009-1 022.
[17] 左宏志,刘昌明,邹茂华,等. ZL112Y压铸铝合金摩托车零件的半固态高压铸造成形[J]. 中国有色金属学报,2003(4):949-955.
[18] LEI Y Q, ZHAO H D, BAI W H, et al. Microstructure, mechanical properties and residual stress of high vacuum die casting AlSi10MgMn alloys with different spray quenching [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2024, 325: 1-10.
[19] 桑卓越,周志明,陈建伟,等. 真空压铸铝合金减震塔数值模拟工艺优化及应用[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(9):1 185-1 188.
[20] 肖伟,冯启成,廖洋,等. 某乘用车电池包总成的一体化压铸方案设计[J]. 锻造与冲压,2024(10):29-33.
[21] 计鑫,刘立君,贾志欣,等. 电机壳体压铸工艺数值模拟及厚壁缺陷预测[J]. 特种铸造及有色合金,2024,44(5):708-712.
[22] 吴涵超,刘立君,贾志欣,等. 新能源汽车车载充电器壳体压铸工艺研究[J]. 特种铸造及有色合金,2024,44(6):853-857.
[23] DONG G J, LI S D, MA S Z, et al. Process optimization of A356 aluminum alloy wheel hub fabricated by low-pressure die casting with simulation and experimental coupling methods [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 3 118-3 132.
[24] BAI W H, ZHAO H D, LEI Y Q, et al. Quench sensitivity and transformation kinetics of high vacuum die casting AlSi10MgMn alloy [J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 1-9.
[25] 龚杰,龙文元,谢隆保. 电动滑板车前叉的低含气量压铸工艺研究与实践[J]. 铸造,2024,73(8):1 131-1 136.
[26] 梁振进. 基于数值模拟的壳体压铸模具优化设计[J]. 中国机械,2024,24:44-47.
[27] 曹智强,王火生,杨秦嘉. 基于数值模拟的汽车后悬梁压铸成型工艺设计[J]. 铸造技术,2024,45(6):585-592.
[28] 卢信学,邓益民,束学道,等. 铝合金发动机端盖压铸数值模拟与工艺优化[J]. 特种铸造及有色合金,2024,44(3):424-427.
[29] 刘晓龙,龚海军,卢红林,等. 汽车机油泵体压铸工艺数值模拟与优化[J]. 铸造,2024,73(2):208-215.
[30] 甘培愿,韦德仕,韦世强,等. 稀土元素La、Ce对Al-7Si-0.4Cu-1.0Fe压铸铝合金组织和性能的影响[J]. 上海金属,2023,45(3):13-19.
[31] 朱锐祥,秦新宇,胡南,等. 稀土元素对Al-Si-Cu-Mg系压铸铝合金组织和性能的影响[J]. 材料研究与应用,2019,13(1):27-32.
[32] 赵耀,程汉明,艾宇浩,等. 低温时效对压铸AlSi7CuMnMg合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(5):588-593.
[33] 刘勇,陈超,张振富,等. 不同Mg、Si质量比对压铸铝合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2017,37(11):1 179-1 182.
[34] 陈正周,毛卫民,吴宗闯. 蛇形通道浇注流变压铸铝合金拉伸试样的力学性能和微观组织(英文)[J]. 中国有色金属学报,2011,21(7):1 473-1 479.

(编辑:彭瑾)

《特种铸造及有色合金》征稿启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,INSPEC、CA、MA、AJ、JST、Scopus等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国60年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊面向国内外广大科技工作者征稿,征稿内容包括:各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料的成形理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,此外还包括各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、新能源材料、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术和技术研究成果等。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司

地址:武汉市江岸区建设大道融玺1001大厦10楼
邮编:430015
电话:027-85358206,85486024,
85358127
投稿网址:www.special-cast.com
邮箱:tzzz@special-cast.com