有色合金 70 時間 1511

铸造高锌 AlZnSiCu 合金的力学性能 与热导率研究

石 帅,闫 俊,范卫忠,高伟全,罗远文

(华劲新材料研究院(广州)有限公司,广东广州510115)

摘要:以高锌AIZnSiCu合金为对象,通过控制Zn、Si元素,研究了重力铸造及高压铸造对其 组织、力学性能和热导率的影响。结果表明:高压铸造相比重力铸造,α-AI晶粒明显细化 且由柱状晶转化为等轴晶,晶界面积和初晶硅的尺寸减小,高压铸造下合金的强度和硬度较 高,塑性及热导率低于重力铸造。2号、3号合金Zn含量的增加造成AI与Si的共晶反应减少, 造成共晶硅减少,形状不规则的初晶硅增多,增加了组织的不均匀性。两种铸造方式下,3 种合金的布氏硬度与热导率和伸长率变化趋势相反,其中2号合金的布氏硬度最高,分别为 HBW127(重力铸造)、HBW170(高压铸造),相对于1号合金分别提升9.48%、30.76%, 重力铸造下1号合金的热导率和伸长率最高,分别为103.73 W/(m·K)、1.7%。高压铸造下 2、3号合金中固溶于α-AI中Zn元素较1号合金明显增多,晶界处的第二相数量增多,2号合 金初晶硅尺寸较大,增加了电子传输过程中对自由电子的散射作用,使有效传输通道数量减 少,降低合金传热能力。

关键词: AlZnSiCu; 力学性能; 热导率; 重力铸造; 高压铸造

石帅(1992-),男,工程 师,硕士,研究方向为高 性能铝合金开发与应用。 电话:13840350095,E-mail: 18232538992@163.com 通讯作者: 闫俊,男,工程师。电话: 15989182518,E-mail:

vanjun615@163.com

作者简介:

中图分类号:TG146.21 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2022) 12-1511-08

收稿日期: 2022-03-23 收到初稿, 2022-05-16 收到修订稿。

铸造铝合金由于其优良的铸造性能、导热性能、良好的室温力学性能,生产 成本低,并且可循环利用,被广泛地应用于交通及通讯领域[1-2]。近年来,随着电 子信息与汽车制造业迅速发展,元器件逐渐朝着集成化、轻量化方向发展,对材 料要求具有较高的热导率同时兼具较高的强度,传统的Al-Si-Cu系铸造铝合金, 如ADC12的热导率为92 W/(m·K),屈服强度为156 MPa,已经不能满足其在通 讯及交通领域的性能要求^[3],亟待开发一种高强度中等导热的铝合金来满足市场 需求。AlZnSiCu合金不仅具有优良的铸造性能、导热性、耐磨性、热稳定性以及 良好的综合力学性能,还具有极高的自然时效硬化倾向。 $Zn \propto \alpha$ -Al中的固溶度 较大,室温下Zn在 α -Al中处于过饱和状态,在Al-Si系合金中,添加Zn元素会促 进初晶Si的析出,使得Si在Al中的固溶度降低,从而降低了Si对合金热传导的不 利影响,Zn比Al的原子半径小3%,固溶在Al基体中的Zn不会产生较大的晶格畸 变^[4]。Cu元素作为重要的合金化元素,通过适量的添加,合金微观组织中出现并 弥散分布于晶界上的富铜 θ (CuAl₂)相,从而提升合金强度。目前国内外对高锌 含量AlZnSiCu合金侧重于成分方面的研究^[5-8],对于铸造工艺对合金组织性能相关 研究较少。Yang等人^[9]发现在Al-40Zn中加入超过4%的Si时,组织中就会出现初 晶Si相。Yang Jin-long 等^[10]在研究焊接材料时发现,在未变质的Al-42Zn-6.5Si 合 金组织中存在两种 Si相,即大块状初晶 Si 和板条状共晶Si。毛丰¹¹¹用Pandat软件 预测Al-40Zn-xSi合金的凝固过程,当Si的质量分数小于5.49%时,初生相是铝, 大于5.49%时,初生相为硅。金属凝固组织除了受到材料化学成分影响外,铸造 工艺也是重要的影响因素,因为铸造工艺决定了熔体凝固过程的传热、传质及液 体流动等^[12]。

1512 (调3) 留170元年 有色合金

1 试验材料及方法

1.1 合金成分

本试验的ADC12采用的主要原料为再生铝,烘炉 升温,称重加入ADC12再生铝(成分见表1),加入 后化验成分;在铝液710~730℃时添加Al-10Sr中间合 金,静置、取样化验,成分合格后进行气体精炼(未 添加精炼剂);降低铝液温度至650℃,添加纯锌锭, 完全熔化后,充分搅拌,取样测试成分,成分合格后 铸造,试验合金设计及实测成分如表2所示。

1.2 铸造过程

(1)重力铸造:采用金属模具铸造,根据计算结 果浇注时1-3号铝液温度分别为650℃、620℃、650℃。 模具预热温度为200℃,在该模具温度下浇注合金产生 的疏松少、缩孔较小,浇注时间为5 s。其尺寸根据GB/ T 1173 – 3013确定。

(2)高压铸造:采用JmatPro计算三种合金的固 液区间,结果见表3,根据计算结果,压铸时1-3号铝 液温度分别为650 ℃、620 ℃、650 ℃。采用海天HDC-300压铸机进行压铸,锁模力为300 kN,料柄厚度 15 mm,锤头直径为60 mm,压射压力116 MPa,压射 时间3.0 s,冷却时间2.5 s,留模时间6.0 s。高压铸造过 程中模柄动作行程位置:一快位置为90 mm,二快位置 为180 mm,增压位置为280 mm,跟踪位置为375 mm, 本试验通过模温机将模具预热至200 ℃,然后进行高压 铸造。以上试验,每一种成分的两种铸造试验在同一 炉内完成。

1.3 组织性能分析

利用Phonex扫描电镜、金相显微镜、万能试验 机、布氏硬度计、差示扫描量热仪、激光闪射热导

表1 ADC12合金的主要成分 Table 1 Main composition of the ADC12 alloy								<i>w</i> _B /%
项目	Si	Mg	Fe	Ti	Cu	Mn	Zn	Al
标准	9.6~12.0	≤0.3	≤1.3	≤0.3	1.5~3.5	≤0.5	≤1.0	余量
ADC12	10.0	0.2	0.7	0.03	2.4	0.2	0.8	余量

表2 试验合金的成分 Table 2 Compositions of the test alloys								<i>w</i> _B /%	
	Si	Zn	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Al
1号合金(设计)	8~10	12~14	0.3~0.5	1.7~2.4	0.3~0.5	≤0.2	0.04~0.08	0.02~0.05	余量
1号合金(实测)	9.2	13.5	0.43	2.1	0.33	0.16	0.064	0.036	余量
2号合金(设计)	5~7	33~37	0.3~0.5	1.7~2.4	0.3~0.5	≤0.2	0.04~0.08	0.02~0.05	余量
2号合金(实测)	6.3	34.3	0.42	2.2	0.32	0.18	0.048	0.033	余量
3号合金(设计)	2~4	33~37	0.3~0.5	1.7~2.4	0.3~0.5	≤0.2	0.04~0.08	0.02~0.05	余量
3号合金(实测)	3.3	34.5	0.38	1.9	0.36	0.15	0.053	0.038	余量

表3 3种合金的凝固区间及析出相 Table 3 Solidification interval and precipitated phase of the three alloys

		Ũ	
合金	开始凝固温度/℃	凝固结束温度/℃	主要析出相
1号	568	410	α -Al, Si, AlFeSi,
2号	543	342	Al_7Cu_2M , Al_2Cu ,
3号	565	345	$Al_7Cu_2Mg_8Si_6$



(a) 重力铸造拉伸试棒

仪、电导仪和直读光谱仪等分析测试手段,对拉伸试 样组织与性能进行分析。在制备好的3种试样中部取 样,经砂纸粗磨、细磨,机械抛光后用金相显微镜观 察3种合金2种铸造试样的金相组织,制备拉伸试样示 意图如图1。使用深圳三思万能试验机进行拉伸试验, 拉伸速率为1 mm/min。采用DHB-3000硬度计测量布氏 硬度,压头直径为10 mm。采用台式飞纳扫描电镜观



(b) 高压铸造拉伸试棒

图1 铸件形状和尺寸 Fig. 1 Shapes and sizes of the castings

察三种合金高压铸造试样的显微组织。将试样加工成 Φ 12.6 mm x 2 mm的圆片用于瞬态法激光闪射法测量热 扩散系数(α),取10-15 mg用于差式扫描量热仪测量 比热容 (c_n) ,阿基米德排水法测量密度 (ρ) ,然后计 算热导率: $\lambda = \alpha \cdot c_{p} \cdot \rho$ 。使用厦门福司特涡流电导仪测 量电导率,用1000号砂纸将试样表面磨光滑,且保证 试样两端面平行。

2 试验结果与讨论

2.1 凝固历程分析

采用JMatPro软件对3种合金的凝固过程进行模拟, 其结果如表3所示,可以看出,3种合金的固液相线相 差较大,结晶范围宽。1号合金从568 ℃开始凝固, 410 ℃凝固结束,凝固区间宽度为158 ℃,可以看出, 1号合金凝固过程中主要析出相有 α -Al、Si、AlFeSi、 Al₂Cu₂M、Al₂Cu、Al₂Cu₂Mg₈Si₆, 且所有的凝固析出相 均在凝固区间内析出。2号合金的凝固过程可分为三个 阶段,从543 ℃开始凝固,342 ℃凝固结束,首先形成 Si相,然后形成α-Al相,最后形成富锌相。3号合金的 凝固区间为345~565 ℃,析出相与2号合金相同,但2号 合金先析出α-Al相,随后析出Si相,凝固区间变宽。

2.2 显微组织分析

图2和图3为3种合金在2种不同铸造方法下的显微组 织,图2为重力铸造的金相, α-Al晶粒较为粗大,呈灰 白色,1号合金、2号合金存在黑色短棒状或片状共晶Si 相,Sr变质有一定的效果。灰色块状为初晶硅,Zn在 Al中有较大的固溶度,在铸造过程中Zn过饱和地溶入 固溶体中。2号、3号合金与1号合金相比较,随着Zn含 量的增多,AI的消耗量增加,从而减少了与硅的共晶 反应,共晶硅减少,造成形状不规则的初晶硅增多, 增加了组织的不均匀性,微量Sr和Ti对初晶硅形貌无 明显改善作用,虽然3号合金的硅含量较低,但是组织 中也出现了大量形状不规则的初晶硅,初晶硅为脆硬 相,使得合金的硬度增加,塑性降低。

有色合金

1513

图3为高压铸造的金相,液态金属压力作用下增大 了冷却速率,减小了临界形核尺寸,降低了形核功, 提高了形核率,初生 α -Al尺寸明显减小,可以看出, 1号合金中出现了等轴枝晶,晶粒尺寸大小不均,共晶 硅的变质效果较好且均匀分布于晶界之间,未发现有 初晶硅。2号、3号合金中出现大量形状、尺寸不等的 初晶硅,且随硅含量减少,α-Al尺寸增大,分布于晶 界间的共晶组织明显减少。为进一步观察高压铸造下 的3种合金组织,采用扫描电镜对高压铸造下3种合金 的形貌及第二相成分进行分析。

图4为高压铸造下1号合金的SEM照片及EDS能谱 分析,可以看出,深灰色的为基体相(Zn固溶于α-Al 基体中),如图4b中的A处所示,能谱分析Zn的含量 4.19at%,黑色的纤维状和小块状为共晶硅相,共晶硅 的整体变质效果较好,如图4b中的C处所示。图4b中亮 白色的小圆点为 α -AlFeMnSi相,Mn的加入有利于降 低 β -Fe 富铁相的优势生长取向,可抑制 β -Fe富铁相



(b) 2[#]合金 图2 重力铸造合金的金相组织

(c) 3[#]合金





图3 高压铸造合金的金相组织 Fig. 3 Optical microstructures of the high-pressure casting alloys

1514 有色合金

的形成,促进β-Fe相向α-Fe富铁相转变^[13]。分布于晶 界处白色物质为富Cu金属间化合物,如图4a中标记D所 示,其主要组成元素为Al和Cu,根据元素含量配比, 判断其为θ-Al₂Cu相,其弥散分布于晶界,割裂基体, 提升合金强度和硬度的同时降低了塑性。由于固溶体 相 α -Al所占体积分数远大于晶界相,因此只有少量的 Zn与Al、Cu结合在晶界上形成金属间化合物AlZnCu 相,如图4a中标记*E*,而大部分 Zn元素以固溶形式存在 于 α -Al中。

图5为2号合金的SEM形貌及元素分布面扫描图,





图5 高压铸造2号合金SEM形貌及面扫描元素分布图

Fig. 5 SEM morphologies and surface scanning element distribution map of the No.2 alloy by high pressure casting

其中AI元素呈深蓝色,Zn元素呈黄棕色,占据了整个 照片的视野。结合图5中4处与表4中能谱分析,确定为 α-Al相,α-Al相枝晶中心固溶的Zn元素为11.34at%, 相比于1号合金,明显升高。含Si元素的部分呈亮黄 色,主要分布于晶界处,红棕色区域代表Cu元素的分 布区域。D、F处为共析α+η(η为富Zn相),B处能谱 分析只含有硅元素,确定为初晶硅,尺寸达到30 μm, 说明锌含量的升高促进了初晶硅的析出,增加了合金 的硬度,降低塑性。E处针状的相为β-Fe相,是导致 合金力学性能恶化的主要原因,特别是塑性和韧性。 元素Zn和Cu在晶界共晶组织处存在着明显的富集现 象,但各元素的富集偏析程度也存在差别:Si元素偏析 最严重,Cu元素偏析次之,Zn元素偏析较轻。

与2号合金相比较,3号合金晶界处第二相的数 量明显增加,未发现初晶硅相,共晶硅的数量有所减

表4 高压铸造2号合金EDS成分 Table 4 EDS compositions of the high pressure casting 少,固溶于 α -Al中的Zn元素增加,如图6及表5中4处 所示,Zn含量达12.24at%;晶界处白色网状物质主要 为 α + η 富锌相,如图6及表5中B、D、F所示,黑色块 状物为初晶硅;结合元素扫描分布图,与2号合金相比 较,Cu和Zn元素在晶界处的偏析程度增加。

有色合金

清洁

1515

第二相强化的合金,当第二相呈网状分布于晶 界上时,与基体结合的强度相对较低,微裂纹容易发 生于第二相与基体的界面处,由于能量释放导致裂纹 扩展,降低了合金的塑性与强度。当合金中的第二相 分布为断续点状时,相应的临界切变应力会提高,尤 其是硬质相质点,位错需要绕过它才能继续滑移,严 重阻碍了位错的滑移,位错堆积会产生应力集中,引 起开裂的机会大,造成塑性降低。第二相为不规则形 状具有尖角时,在外力作用下,尖角处易形成应力集 中,使裂纹容易在此处形核和长大,从而降低强度和

表5 高压铸造3号合金EDS成分

Table 5 EDS compositions of the high pressure casting

No.2 alloy								alloy	v No.3				
位署		χ _B /%						位署	$\chi_{ m B}/\%$				
A A	Al	Zn	Si	Cu	Fe	Mn	_	14.8.	Al	Zn	Si	Cu	Mg
A	88.57	11.34						A	87.76	12.24			
В			100					В	63.65	36.35			
С	19.67	7.01	73.32					С	7.42	1.21	91.37		
D	47.25	50.40		2.35				D	27.60	62.70		4.77	4.93
Ε	68.46	3.58	12.58		11.48	3.90		E	81.42	17.77		0.81	
F	60.58	37.81		1.63				F	43.23	53.44		3.33	



图6 高压铸造3号合金SEM形貌及面扫描元素分布图

Fig. 6 SEM morphologies and surface scanning element distribution of the high pressure casting No.3 alloy



塑性。2号合金中尺寸不规则的初晶硅相及枝晶间连成 网状的富Zn相受外力作用时容易产生应力集中,从而 导致合金的塑性降低。

2.3 力学性能分析

在室温下对2种铸造方法制备的试样进行力学性 能测试,结果见图7。可以看出,两种铸造方式下的3 种合金塑性都较差,高压铸造下合金的塑性低于重力 铸造,其中2号合金的塑性最差,形状不规则初晶硅析 出,尺寸变大,脆性增加,且分布极不均匀,割裂了 基体。同时,试验合金拉伸变形,首先在晶间共析相 上发生,导致拉伸过程中硅相尖端局部应力集中,从 而导致硅相自身开裂或产生微裂纹,重力铸造下1号合 金的抗拉强度与伸长率最优,分别为322 MPa、1.7%。 高压铸造下2号合金的强度最高,伸长率最低,分别 为362 MPa、0.4%。两种铸造方式下,3种合金的布 氏硬度变化趋势相同,结果如图8所示,2号合金的最 高,分别为HBW127(重力铸造)、HBW170(高压铸 造),相对于1号合金分别提升9.48%、30.76%。Si元 素形成的初晶Si相,其硬度远高于试验合金基体,充当 支撑相,从而提高合金的硬度。







Fig. 8 Brinell hardness of the alloys with different casting methods

2.4 热导率分析

常温下,电子导热和声子导热是合金中主要的导 热方式,光子导热并不明显,相关研究表明,电子导 热是合金最主要的导热方式^[14]。有较多自由电子存在 于金属材料中,在一定的温度梯度作用下,通过互相 撞击产生动能,从而使热量从高温处传至低温处。当 温度不太高时,声子热传导热作用相对增强,原子在 其平衡位置附近以弹性波进行热量传递。由此,电子 热导率可由下式计算得出:

$$\lambda_e = C_{ve} V_e l_e / 3 \tag{1}$$

式中: C_{ee} 为电子对单位体积热容的贡献, J/($m^3 \cdot K$); V_e 为电子平均速率, m/s; l_e 为电子的平均自由程。电子 对单位体积热容的贡献 C_{ee} 正比于绝对温度K。电子在金 属中移动(只考虑平动)的平均速率约为10⁶ m/s, 一 般不随温度变化。而电子的平均自由程 l_e 是传导电子两 次碰撞之间得以通过的距离。对于完整比较理想的晶 体,理论上电子可以在晶格内无限的自由运动,此时 合金具有最高的导热性能。然而,由于合金中存在缺 陷(空位、位错等)、第二相的析出或夹杂物等产生 较大的晶格畸变,使传导的电子发生了散射,限制了 传导电子的平均自由程,降低了合金的热导率^[15]。

从表6中可以看出,重力铸造下1号合金的热导率 最高,相比于1号合金,2号合金中 Si 析出相数量的增 多,增加了电子传输过程中对自由电子的散射作用, 使有效传输通道数量减少,降低合金传热能力,3号合 金随着硅含量降低,初晶硅的尺寸和数量明显减小, 降低了电子传输过程中对自由电子的散射作用,合金

room temperature								
Table 6 Physical properties of the gravity casting alloy at								
表6 至温卜重刀铸造合金的物埋性能								

~~	密度	比热	热扩散系	热导率/	
百玉	$/(g \cdot cm^{-3})$	$/\;(J\boldsymbol{\cdot} g^{\text{-1}}K^{\text{-1}})$	数/ $(m^2 \cdot s^{-1})$	$(W\boldsymbol{\cdot} m^{\text{-1}}K^{\text{-1}})$	
1号	2.967	0.811	42.740	103.733	
2号	3.481	0.674	40.182	94.275	
3号	3.623	0.690	38.975	97.439	

的热导率有所改善。

根据金属的导电、导热物理本质,金属导热、导电过程中的主要载体为自由电子。魏德曼 (Widemann)和弗兰兹(Franz)发现,在室温下,金 属的热导率和电导率与温度成正比,比例常数的值不 随具体的金属变化^[16],数学表达式如下:

 $\lambda/\sigma = LT$ (2)

式中: λ 为金属的热导率,W/(m·K); σ 为金属的电导率,ms/m; T为绝对温度,K; L为洛伦兹数(Lorentz number),L=2.451 0⁻⁸W· Ω^{-1} ·K⁻²。Olafsson等人^[17]针对铝合金,对上述公式进行了优化,其数学表达式如下:

$$\lambda = \sigma L_0 T + C \tag{3}$$

式中: 洛伦兹数 $L_0=2.110^8$ W/($\Omega \cdot K^2$); C为常数, C=12.6 W/($m \cdot K$)。从上面两个公式可知,合金的电导 率和热导率的变化规律是一致的。从图9中可以看出, 重力铸造合金的电导率整体高于高压铸造,高压铸造 温度高,压铸时冷速较快,抑制在冷却过程中合金元 素析出,晶格畸变程度比重力铸造的大,增加了声子 散射程度,使热导率降低。高压铸造晶粒尺寸相比于 重力铸造明显细化,因此使得晶界的体积分数增加明 显, α -Al晶粒在被细化同时也增加了晶界面积,根据 式(1)可以看出,晶界增加导致电子散射概率增大, 从而电子的平均自由程减小,热导率降低。

3 结论

(1) 以高锌AlZnSiCu铝合金为对象,研究了重





力铸造及高压铸造对其组织、力学性能和热导率的影响。铸造方式对合金的组织形貌有着显著影响,高压铸造相比重力铸造,晶粒明显细化且由柱状晶转化为等轴晶,初晶硅的尺寸减小,共晶硅由长条状及片状转化为纤维状。两种铸造方式下的3种合金塑性较差,其中2号合金伸长率最低,硬度最高,分布于基体中初晶硅的硬度,远高于试验合金基体,充当支撑相;1号合金的热导率与伸长率最高。

(2)2号、3号合金Zn含量增加减少了Al与Si的 共晶反应,造成共晶硅减少,形状不规则的初晶硅增 多,增加了组织的不均匀性,重力铸造下1号合金的抗 拉强度与伸长率最高,分别为322 MPa、1.7%。高压铸 造下2号合金的抗拉强度及硬度最高,伸长率最低,分 别为362 MPa、0.4%。

(3)3种合金热导率无较明显差异,其中,重力 铸造晶粒粗大,晶界面积较小,热导率整体高于高压 铸造,高压铸造下2、3号合金中固溶于α-Al中Zn元素 较1号合金明显增多,晶界处的第二相数量增多,2号 合金初晶硅尺寸较大,增加了电子传输过程中对自由 电子的散射作用,使有效传输通道数量减少,降低合 金传热能力。

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] 王慧,李元东,罗晓梅,等.高导热铝合金的开发与研究进展[J].铸造,2019,68(10):1104-1110.
- [3] 闫俊,石帅,范卫忠,等. 浇注温度对压铸Al-10Si-0.3Mg铝合金组织演变及性能影响 [J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(11): 1446–1449.
- [4] 朱上. Zn对汽车板用Al-Mg-Si-Cu合金时效析出行为的影响 [D]. 北京:北京有色金属研究总院, 2019.
- [5] 顾腾飞. 铸造AlZnSiMg合金的组织调控及对性能的影响 [D]. 南京:东南大学, 2018.
- [6] 韩盼文,袁灵洋,GHULAM Asghar,等. Zn对压铸Al-Si合金共晶Si的粗化及粗化后变质处理 [J]. 特种铸造及有色合金,2021, 41 (4): 483–489.

- [7] YASIN Alemdag, BEDER M. Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si- (0-5) Zn alloys [J]. Materials & Design, 2014, 63 (11.): 159–167.
- [8] 黄韦,周运海,陈文珂.硅、锌元素对铝锌合金组织与性能的影响[J].中国铸造装备与技术,2012(5):17-19.
- [9] JINLONG Y, SONGBAI X, HAN L, et al. Effects of silicon on microstructures and properties of Al-40Zn-*x*Si filler metal [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45 (2): 333–338.
- [10] YANG J, XUE S, DAI W, et al. Saturation phenomenon of Ce and Ti in the modification of Al-Zn-Si filler metal [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2015, 22 (2): 184–189.
- [11] 毛丰. Eu和P对Al(-Zn)-Si合金凝固过程中硅相的变质机制研究 [D]. 大连:大连理工大学, 2018.
- [12] 周尧和,胡壮麒,介万奇.凝固技术 [M].北京:机械工业出版社,1998:15,52,64-66.
- [13] JI Shou-xun, YANG Wen-chao, GAO Feng, et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-MnandAl-Mg-Sidiecastalloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 564: 130–139.
- [14] 李通,李金权,王文广,等.影响碳/金属复合材料导热性能的主要因素探讨 [J]. 材料导报,2018,32 (15):2640-2646.
- [15] LE-ZAKHAROV A A, KRIVTSOV A M, PORUBOV A V. Relation between defects and crystalline thermal conduction [J]. Continuum Mechanics and Thermodynamics, 2019, 31 (6): 1873–1881
- [16] POWELL R W. Correlation of metallic thermal and electrical conductivities for both solid and liquid phases [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 1965, 8 (7): 1033–1045.
- [17] OLAFSSON P, SANDSTROM R, KARLSSON Å. Comparison of experimental, calculated and observed values for electrical and thermal conductivity of aluminium alloys [J]. Journal of Materials Science, 1997, 32 (16): 4383–4390.

Study on Mechanical Properties and Thermal Conductivity of Cast High-Zinc AlZnSiCu Alloy

SHI Shuai, YAN Jun, FAN Wei–zhong, GAO Wei–quan, LUO Yuan–wen (Huajin New Material Research Institute (Guangzhou) Co., Ltd., Guangzhou 510115, Guangdong, China)

Abstract:

The effects of gravity casting and high pressure casting on microstructure, mechanical properties and thermal conductivity of high zinc AlZnSiCu gold were studied by controlling Zn, Si and Sr elements. The results showed that compared with gravity casting, the α -Al grains were finer and transformed from columnar grain to equiaxed grain, the grain boundary area and primary silicon size decreased, and the strength and hardness of the alloy were higher under high pressure casting, and the plasticity and thermal conductivity of the alloy were lower than those of the gravity casting. The increase of the Zn content in No.2 and No.3 alloy resulted in less eutectic reaction between the Al and Si, less eutectic silicon, and more primary silicon with irregular shape, which increases the heterogeneity of the microstructure.Under the two casting methods, the brinell hardness and thermal conductivity and elongation of the three alloys had opposite trends. The Brinell hardness of the alloy 2 was the highest, which was HBW127 (gravity casting) and HBW170 (high pressure casting), which increased by 9.48% and 30.76%, respectively, compared with that of the alloy 1.The thermal conductivity and elongation of the alloy 1 were the highest under gravity casting, 103.73W/m·k and 1.7%, respectively. Under high pressure casting, the number of the Zn elements dissolved in solid α -Al in the alloy 2 and 3 was significantly higher than that in the alloy 1, the number of second phase at grain boundary was increased, and the size of primary silicon in the alloy 2 was larger, which increases the scattering effect of free electrons during electron transmission, reduces the number of effective transmission channels and reduces the heat transfer capacity of the alloy 2.

Key words: AlZnSiCu; mechanical properties; thermal conductivity; gravity casting; high pressure casting