B 元素对铸造 Al-10Si-1.2Cu 合金组织 及导热性能的影响研究

李雷哲,相志磊,李 萌,杨子安,李继豪,谷欣硕,陈子勇

(北京工业大学材料科学与工程学院,北京100020)

摘要: 采用重力铸造制备了A1-10Si-1.2Cu-xB(x=0, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08, 0.1; 质量分数,下同)合金。通过金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、能谱分析(EDS)、万能试验机和涡流导电仪等手段,分析了B元素的含量对合金的微观组织、力学性能及导电导热性能的影响。结果表明:不同B含量的A1-10Si-1.2Cu-xB组织均由初生 α -Al相、共晶硅与富铁相和Al₂Cu组成,添加0.02%~0.1% B元素后, α -Al二次枝晶臂间距先减小后增大,同时在组织中析出了多元过渡族(钛、钒、锆、铬)硼化物;加入量为0.06%时硼化物沉淀的面积分数达到最大;合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和导热率呈现先升高后降低的趋势,并在B含量达0.06%时最大,分别为264.23 MPa、163.8 MPa、5.55%、132.3 W/(m·K)。 关键词: B含量;铸造铝合金;力学性能;导热性能

Al-Si系合金因具有优良的铸造性能,如流动性好,收缩率和热裂倾向小等,已 广泛应用于汽车零部件、5G通讯和3C电子产品等领域,占铝铸件总产量的90%^[1-2]。 近年来,由于半导体及通信行业的快速发展,相关设备逐渐集成化,轻量化、小型 化,Al-Si系合金因其密度小、强度高,导热性好^[3],还具备成形性好、生产成本低, 效率高等特点,已被广泛应用于散热关键零部件生产^[4]。

在Al-Si合金中,合金元素以固溶态和沉淀态存在^[5],合金元素的加入有利于提 升其力学性能。合金元素在铝中的固溶度有限,含量超过其固溶度极限时,过量后 以沉淀分散体或第二相的形式存在。因此,铝合金的导热系数取决于合金元素及其 存在状态,析出态的晶格畸变远远小于固溶态¹⁰。在铝合金传热过程中,电子导热占 绝对的主导地位¹⁷¹,合金元素的加入会使晶格畸变大,影响电子散射水平,从而降低 热导率。Al-Si-Cu合金作为常用导热合金力学性能已经研究较为成熟,但导热性能研 究相对较少。ZHOU Yuli研究发现Mn、Cr和V会对Al-Si合金造成严重的晶格畸变, 从而降低热导率,并使用H-S模型对其进行了数值拟合和预测评估^[8]。沈晓东研究发 现Cu含量升高会导致Al-Si-Cu合金中共晶硅尺寸逐渐增大,导致合金导热性能降 低¹⁹。Zhao Yan等改良了传统Al合金的导电-导热性能公式,引入常数并与试验数据更 加符合^[10]。工业铝中存在约300 ppm的过渡族(Ti、V、Mn、Cr等)元素,会对Al基 体造成严重的导致晶格畸变,对电子散射的几率变大,严重影响合金的导热性能[11-12], 故急需改善使用工业铝生产合金时过渡元素带来的导热性能损伤。B的加入能够充当 变质剂,细化组织晶粒^[13-14]。非金属元素B与Ti、V等元素具有很强的结合能力,可 以形成熔点高、密度比铝大的硼化物,降低AI基体中的晶格畸变,从而提高导热性 能^[15]。而过量的硼在一定的含量范围内对导热性影响较小,故B的加入能同时提升合 金的强韧性和导热性能[16]。

本文使用工业纯铝进行熔铸,通过添加B元素来解决合金力学性能和导热性能匹 配问题及实现降本增效的目标,采用单因素变量法探究了B元素对合金的微观组织、 力学性能和导热性能的影响,并通过热力学计算阐明了硼化物形成的机理,为导热

李 雷 哲(2000-), 男, 硕士,主要研究方向为导 热 Al-Si 合 金。E-mail: llz130805@163.com 通信作者: 陈子勇, 男, 教授, 博士 生导师。E-mail: czy@bjut. edu.cn

作者简介:

中图分类号:TG146.2; TG113 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2025) 05-0640-09

收稿日期: 2024-09-25 收到初稿, 2024-11-17 收到修订稿。 Al-Si合金的制备提供了理论指导。

1 试验材料制备与方法

本试验采用石墨黏土坩埚进行熔炼,采用重力铸 造方式制备不同B含量的Al-Si-Cu-B合金。将原材料 (工业纯A1(99.7%)、Al-20Si中间合金、Al-50Cu中 间合金、Al-3B中间合金)于石墨坩埚中使用井式电阻 炉加热至750℃进行熔化,六氯乙烷除渣、除气后静置 5 min,匀速搅拌5 min后进行金属型浇注,浇铸温度: 680℃,得到合金铸锭,图1为铸锭形状及金相取样位 置示意图。



图1 铸锭形状示意图 Fig. 1 Ingot shape and metallographic sampling position diagram

表1 不同试样的理论成分 Tab. 1 Chemical composition of different specimens w_n/%

	Si	Cu	В	Al
$A^{\#}$	10	1.2	0	余量
$\operatorname{B}^{\#}$	10	1.2	0.02	余量
$C^{\#}$	10	1.2	0.04	余量
$D^{\#}$	10	1.2	0.06	余量
E^{*}	10	1.2	0.08	余量
$F^{\#}$	10	1.2	0.1	余量

通过机械抛光制备用于观察的样品。并用6% HBF4做阳极覆膜。通过光学偏光显微镜(OM)观察 样品的微观结构,采用Image Pro Plus软件对晶粒尺寸 和SEM微观硼化物尺寸及面积分数统计。

微观试样经过粗磨、细磨、抛光后,使用扫描电 子显微镜(SEM,QUANTA FEG 650)在20 kV电压5.0 束斑直径参数下观察合金微观组织,并通过EDS能谱仪 对合金中的相进行成分分析。

采用XRD-7000型X射线衍射分析仪分析铸态合金 物相组成,试验条件为:室温,步进速度1°/min。

采用MTS810型万能试验机对合金的力学性能进行 测试。拉伸样试样按照国标GB/T 228.1—2021规定加 工,引伸计标距为25 mm,拉伸速率为1 mm/min,室温 拉伸试样如图2所示。



图2 拉伸试样示意图 Fig. 2 Schematie diagram of tensile specimen

采用WD-Z涡流电导仪对合金的电导率测试,常温下测试5次,取平均值。并通过Wiedemann-Franz改良^[17]公式(1)计算其热导率。

$$\lambda = L\sigma T + C \tag{1}$$

式中: λ 为热导率,W/m・K; σ 为电导率,MS/m;T为 绝对温度,K;L为2.1×10⁻⁸+0.021×10⁻⁸×(%Si);C为12.6 W/m・K。

2 试验结果与分析

2.1 B含量对合金铸态微观组织的影响

图3为不同硼含量正交偏光金相组织,从图3中可 以看出,随着B元素含量的增加,Al-Si-Cu-B铝合金 的晶粒尺寸逐渐减小。如图3(a)所示,未添加B元 素时,铝合金组织中树枝晶和晶界处第二相对比较粗 大, 晶界上存在大量的第二相。图4为统计不同B元 素含量的Al-Si-Cu-B铝合金铸态显微组织的α-Al晶粒 尺寸和二次枝晶臂(SDAS)统计图。可以看出当添 加0.02%B时, α-Al晶粒尺寸由889.8 μm ± 267.4 μm 大幅减小至404.5 μm ± 72.8 μm, 树枝晶也逐渐变得细 小,二次枝晶臂由40.8 µm ± 10.14 µm大幅度减少至 28.9 μm ± 8.12 μm。如图3(b)~图3(e)所示,当B含 量由0.02%添加到0.1%时, α-Al晶粒尺寸降低的速度 变缓,但树枝晶变得开始向等轴树枝晶转变,树枝晶 的二次枝晶臂间距也逐渐减小,晶界处也变得更加细 小、干净;加入0.1%B时,晶粒尺寸减少至198.8 µm ± 45.1 μm,待B含量添加至0.06%时,二次枝晶臂间距 (SDAS)减少到24.1 µm ± 7.8 µm并基本稳定。

随着硼元素的加入,初生 α -A1已经开始转变, 变质后合金中的 α -AI数量不断增多,这是由于添加一 定量的B元素后,能够高效细化组织晶粒,使合金的 晶粒变得更加细小,并使粗大的树枝晶向等轴树枝晶 转变。根据AI-B二元相图,当B的质量分数高于0.02% 时,AIB₂开始存在于熔体中,其作为形核基底细化效 率极低,故此时细化效率大幅降低^[18-19]。过量的B元 素细化剂会发生团聚,从而使细化效率大幅降低^[20]。

642 **铸造** FOUNDRY 有色合金





(d)D[#](e)E[#] 图3 不同硼含量正交偏光金相组织 Fig. 3 Orthogonal polarized metallographic structure with different boron contents



图4 α-Al晶粒尺寸及SDAS统计 Fig. 4 α-Al grain size and SDAS statistics

故晶粒尺寸在B含量在0~0.02%时大幅度下降,而超过 0.02%后晶粒细化效率大幅降低,基本维持在一定水 平。

图5为铸态合金XRD分析,合金中主要存在 α -Al、共晶Si、Al₂Cu、 α -Al₈Fe₂Si、 β -Al₅FeSi相组 成。由于过渡族元素在工业铝合金中的含量小于100 ppm,故合金中加入硼元素后没有明显观察到新的第 二相产生,但随着硼化物的沉淀,熔体内部的晶格畸 变减小。由于在立方晶系中,a=b=c,晶面间距与晶 格参数成正比,此时铝合金中对 α -Al基体电子的散射 能力占绝对主导地位,故采用布拉格方程换算 α -Al 各个晶面的晶面间距的变化来量化合金内部晶格畸变



 $(f) F^{\#}$

Fig. 5 XRD analysis of alloys as-cast

的变化。图6表示铸态合金 α -Al各晶面包括(111)、 (200)、(220)、(311)、(222)的晶面间距。 当B含量在0~0.06%时,各晶面的晶面常数均有减少, α -Al(111)面的晶面间距由2.3309Å降低至2.3257Å; (200)面的晶面间距由2.0229Å降低至2.0168Å; (220)面的晶面间距由1.6365Å降低至1.6326Å; (311)面的晶面间距由1.2201Å降低至1.2185Å; (222)面的晶面间距由1.1681Å降低至1.1669Å。由 于硼元素的加入,在熔体底部形成硼化物沉淀,减少 α -Al基体的晶格畸变,从而使 α -Al内部的点阵常数降 低,晶面间距变小。



图6 铸态合金 α -Al各晶面的晶面间距 Fig. 6 Crystal face spacing of alloy as-cast α -Al

但当B含量继续增加至0.08~0.1%时,各晶面间距 均又变大, α -Al(111)面的晶面间距由2.3257Å增 加至2.3338Å;(200)面的晶面间距由2.0168Å增 加至2.0221Å;(220)面的晶面间距由1.6327Å增加 至1.6370Å;(311)面的晶面间距由1.2185Å降低至 1.2201Å;(222)面的晶面间距由1.1669Å降低至 1.1681Å。此时由于过渡族元素沉淀已经基本完全, Al-3B中间合金一部分溶解为间隙原子B元素或残留 AlB₂从而使 α -Al基体的晶格畸变程度变大,晶面间距 上升。

通过计算工业铝中的过渡族元素杂质完全形成 相应的金属硼化物(XB2,X表示过渡族元素)需要 的B含量约为0.05%。为了预测沉淀析出物成分,使 用Factsage对其进行热力学计算。图7为硼化物反应的 不同温度下吉布斯自由能热力学计算,通过比较热力



图7 二元硼化物在100~750 ℃的吉布斯自由能 Fig. 7 Gibbs free energy of binary borides at 100-750 ℃

学计算所得的数据来比较Al-B与X-B亲和力的相对大 小。AlB₂在500~750 ℃温度区间时均高于TiB₂、VB₂、 ZrB₂、TiB、MnB₂、CrB₂。根据能量最低原理,自由 能越高越不稳定,从热力学计算来说,二元硼化物的 稳定性依次为ZrB₂ > TiB₂ > VB₂ > TiB > CrB₂ > MnB₂ > AlB₂,故X-B相较于AlB₂来说较为容易结合。在熔体中 的过渡族金属元素与B元素相结合形成第二相析出态硼 化物,但对工业铝来说,由于在合金中Ti、V相对于其 他过渡族元素含量更高,并且反应的吉布斯自由能更 低,因此,在形成硼化物沉淀析出时更有利。

图8是A[#] Al-Si-Cu铝合金铸态扫描电镜组织图,共 晶硅为层片状形貌,有少量多边形初生硅析出,各点 的EDS如表2所示。由于本合金原料为工业纯铝,杂质 元素不可避免,其含有少量的过渡族元素及约0.15%的 Fe元素。结合EDS分析,铸态合金中主要有近球形或短 棒状Al₂Cu相,汉字状态的α-Fe及长针状态的β-Fe, 组成1点亮白色相为 θ -Al₂Cu相,组成2点灰白色鱼骨 状或汉字状的为α-Al₈Fe₂Si,组成3点灰白色长针状为 β-Al₄FeSi相。

表2 图8中各点的EDS能谱分析结果 Tab. 2 EDS results of strengthening phase in Fig. 8 w_B/%

区域	Al	Si	Cu	Fe	第二相
1	52.7	0.4	45.3	1.7	θ -Al ₂ Cu
2	68.9	7.0	6.9	17.2	α -Al ₈ Fe ₂ Si
3	56.6	12.5	3.7	27.2	β -A ₁₅ FeSi

图9为不同硼含量铸态合金扫描电镜组织图,微观组织中共晶硅没有明显的改变,依然为层片或纤维状, α -Al₈Fe₂Si相及 β -Al₅FeSi相形态和分布没有明显的形态变化,但随着B元素的添加在微观组织中出现了





Si Ka1

100µm

Cu Kαl



100µm

图8 A[#]铸态合金扫描电镜组织 Fig. 8 Sem structure of A[#] cast alloy

100µm



(a) A[#]

(b) B[#]

 $(c) C^{\#}$



(e) E[#] 图9 不同硼含量铸态合金扫描电镜组织 Fig. 9 SEM microstructure of as-cast alloy

颗粒状的沉淀析出物,大多数以颗粒团形式聚集存在 于铸态组织中。图10为颗粒状沉淀析出物的面积分数 统计,随着B含量的增加,沉淀析出物的分数越来越 大,B含量为0.06%时,沉淀析出物基本平稳在2.57%左 右,达到最大。颗粒状沉淀析出物的面积分数统计结 果与图5中的XRD分析结果一致,说明过渡元素杂质在 B元素添加至0.06%之后沉淀完全。



图10 沉淀析出物面积分数统计 Fig. 10 Precipitation area fraction statistics

为进一步表征颗粒形貌及尺寸,对沉淀析出物进 行微观结构分析。图11为沉淀析出物的形貌分析和成 分分析,表3为各点的EDS分析。可以看到所形成的沉 淀析出物为B元素与过渡元素所形成的硼化物,白色颗

表3 图11中各点的EDS能谱分析结果 Tab. 3 EDS results of strengthening phase in fig. 11 w_R/%

扫描点	В	Ti	V	Zr	Cr	Al	Si	
1	57.5	15.7	9.2	1.1	/	12.0	4.9	
2	46.9	33.8	6.0	9.1	/	33.8	/	
3	38.2	19.3	23.6	/	0.4	12.6	5.8	

粒主要含有A1、V和B以及少量的Ti、Zr,排除是单纯的VB₂、TiB₂,故颗粒的可能性沉淀析出物为B和V、Ti 之间所形成的金属间化合物。由图11可知,绝大多数 沉淀析出物为B与Ti、V所形成的,少量的B元素也与 Cr结合,而对于过渡元素中的Mn,未发现B与Mn结合 的现象。故随着B含量的增加,硼化物的含量也越来越 多,0.06%时趋近于饱和,说明此时过渡族元素已基本 完全沉淀。B元素的添加能够降低晶格畸变,降低电阻 率,从而对导热性有利^[20]。表3中EDS结果显示该颗粒 同时含有多种过渡族元素,这是由于过渡族元素之间 易相互取代,即含量高的元素先与AIB₂反应形成硼化 物,而含量较少的过渡族元素则掺杂到已经形成的过 渡族硼化物中析出,进而形成过渡族元素掺杂型硼化 物,如(A1,Mn,Ti,V)_xB,颗粒^[24]。但硼元素添加 不宜过多,添加0.06%的硼元素较为适宜。

图12为硼化物尺寸正态分布统计,平均尺寸为 3.96 µm,文献报道其白色颗粒为硼化处理过程中形成





图11 硼化物形貌 Fig. 11 Boride structure analysis diagram



的多元化物中的颗粒含有B、Al、Ti、V四种元系,即 为掺杂型的(AI、V、Ti)B₂,颗粒^[21]。当铝熔体中某 些过渡族金属元系(如Ti、Cr、Zr等)含量太低,不易 单独AlB₂反应生成过渡族金属硼化物,但可以掺杂到 形成的过渡族金属硼化物颗粒中析出^[22-23]。铝熔体中V 和Ti含量较高,其他杂质含量较低,AlB₂优先反应生成 掺杂型(A1、V、Ti)B₂,而微量的Cr也会掺杂到颗粒 中共同析出,结果表明Cr很难形成而Mn几乎不参与掺 杂,其结果与热力学计算相一致。

2.2 B含量对合金力学性能及导热性能影响

对铸态合金试样进行室温拉伸试验,图13为 不同硼含量铸态合金应力应变曲线及力学性能柱状 图,合金的力学性能呈现先增大后减小的变化趋势。 未添加B的合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别 为210.71 MPa±9.7 MPa、143.27 MPa±11.2 MPa和 2.9%±0.4%。随着硼含量的增加,0.02~0.06%内拉伸 性能提升,0.06%与0.08%相对较为稳定,0.06% B含量的合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别

为264.23 MPa ± 7.6 MPa、163.8 MPa ± 7.9 MPa和 5.55% ± 0.4%。与未添加硼元素的合金相比,其增加幅 度为25.7%、12.2%和65%。B元素的加入能够使组织晶 粒得到高效的细化和均匀化,从而在一定程度上能够 其提高力学性能。图14为铸态合金的拉伸断口形貌, 都为典型的韧性断裂,图14(a)为未加入B元素改性 的合金,其端口中包含数量较多且尺寸较大的韧窝, 且撕裂棱相对较少。图14(d)中包含大量细小的韧窝 和大量复杂流向的撕裂棱,其解理面台阶数量尺寸和 数量变少,说明加入B元素的铸态合金相较于未加入的 应具有更好的强韧性。随着B含量的增加,共晶合金生 长方式在热力学上接近平衡,可以缓解快速冷却引起 的微观应力, B含量较少时细化晶粒占据主导地位, 此 外B原子的固溶强化和硼化物的析出强化也是导致屈服 强度提高的原因,此时合金的强韧性增加。但过多B 原子的加入会使凝固过程中的铸造应力增大,使凝固 过程逐渐偏离热力学平衡。此时硼化物析出量达到饱 和,且细化效率相对B含量较小时大幅度降低,并且熔 体中也开始残存AlB₂相,此时不利于力学性能的因素 占据主导地位,故强韧性有所降低。

图15为铸态合金导电与导热性能,合金导热性能先增加后减小,未添加B含量的合金热导率为126.9 W/(m·K),0.06%B含量的合金热导率提升至132.3 W/(m·K),随着B含量的继续添加,合金的热导率略有下降,0.1%B含量降低为129.7 W/(m·K)。合金的热传导使得主要由于电子导热,随着B元素的添加,与这些杂质元素反应生成硼化物,使得固溶在合金的杂质元素减少,净化铝熔体,降低晶格畸变,对传热电子运动的阻碍减少,从而增加了基体对电子的散射能力,合金的热传导使得主要由于电子导热,从而导热性能升高。当B元素过量时,此时硼化物沉淀完全,B作为杂质原子使AI基体的晶格畸变有所增加,



图13 铸态合金应力应变曲线和力学性能柱状图 Fig. 13 Stress-strain curves and mechanical properties of alloy as-cast



(e)E[#] 图14 铸态合金拉伸断口形貌 Fig. 14 Tensile fracture morphology of alloys as-cast



(d) D[#]

Fig. 15 Electrical and thermal conductivity of as-cast alloys

并且AIB₂粒子开始聚集处,从而降低了基体对电子的 散射能力,阻碍传热电子的运动。使得导热能力有所 下降。但由于合金基体上亚微米的AIB₂与基体的界面 处晶格匹配度较好,引起的晶格畸变较小,对铝导热 能力的损害作用相对固溶态要小,故添加B元素后整体

参考文献:

- [1] 侯慧兵,刘磊磊,黄程毅,等.高导热铝合金的研究进展[J].特种铸造及有色合金,2024,44(6):736-744.
- [2] 石帅,闫俊,范卫忠,等.铸造高锌AlZnSiCu合金的力学性能与热导率研究 [J].铸造,2022,71 (12):1511-1518.
- [3] 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.
- [4] 吴孟武,华林,周建新,等.导热铝合金及铝基复合材料的研究进展[J].材料导报,2018,32(9):1486-1495.
- [5] 刘蒙恩,于群.合金元素对Al-Fe-Cu-RE-Zr合金力学和电学性能的影响 [J]. 铸造, 2019, 68 (8): 880-884.
- [6] HU M, WANG T, FANG H, et al. Modeling of gas porosity and microstructure formation during dendritic and eutectic solidification of

比未添加B元素时导热率升高,在B含量为0.06% 时最大。

 $(f) F^{\#}$

3 结论

(1)添加硼元素后,α-Al晶粒得到了显著的细 化,细化效率逐渐降低,细长树枝晶逐渐向等轴树枝晶转 变。添加0.1%B元素时α-Al晶粒细化至198 μm±45.1 μm, 相对于未添加B元素的合金晶粒细化了77%。

(2)B元素与基体内的过渡族元素Ti、V、Zr、 Cr结合形成多元硼化物,多元硼化物呈现多边形颗粒 状,平均尺寸为3.96 μm。B加入量为0.06%时过渡族杂 质沉淀完全。

(3)添加不同量的B后,合金的抗拉强度和断后 伸长率都有不同程度的提高,且随着B含量的增加,合 金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和热导率先升 高后降低,B含量0.06%时达到最大,分别为264.23 MPa、 163.8 MPa、5.55%和132.3 W/(m·K)。 648 648 FOUNDRY 有色合金

ternary Al-Si-Mg alloys [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2021, 76 (17): 76-85.

- [7] 郑志凯,肖翔,吴浩,等. B对工业纯铝中杂质元素含量和导电性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金,2022(1):51-54.
- [8] ZHOU Y, ZHANG X, ZHONG G, et al. Elucidating thermal conductivity mechanism of Al-9Si based alloys with trace transition elements (Mn, Cr, V) [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022: 1644–1659.
- [9] 沈晓东,翁文凭,杨蕾,等.Cu含量对Al-12Si合金组织结构及导热性能的影响 [J].特种铸造及有色合金,2019,39(1):87-90.
- [10] RAUTA V, CING C, ORKAS J. Effect of annealing and metallurgical treatments on thermal conductivity of aluminium alloys [J]. International Journal of Metalcasting, 2016, 10 (2): 157–171.
- [11] 武宇波,章剑. B元素对8030铝合金组织性能的影响 [J]. 上海有色金属,2022(4):15-20.
- [12] 李宏宝,涂浩,彭浩平,等.Al-3B变质共晶铝硅合金的显微组织与力学性能 [J].中国有色金属学报,2019,29(8):1599-1605.
- [13] WANG T, CHEN Z, FU H, et al. Grain refinement mechanism of pure aluminum by inoculation with Al-B master alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 549: 136–143.
- [14] 郭宇. 高导热铝硅合金设计制备及其导热机理 [D]. 哈尔滨:哈尔滨理工大学, 2020.
- [15] CHEN Z, KANG H, FAN G, et al. Grain refinement of hypoeutectic Al-Si alloys with B [J]. Acta Materialia, 2016, 120: 168–178.
- [16] 万骞,边丽萍,周国华,等.组织转变对Al-20%(Al-5Ti-1B)合金力学性能与导电性能的影响 [J]. 热加工工艺,2019,48(17): 38–41.
- [17] STADLER F, ANTREKOWITSCH H, FRAGNER W, et al. The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 560: 481–491.
- [18] 张瑞忠,张保存,邹纯,等.高导热AlSi12Fe铸造铝合金的组织和性能 [J]. 轻合金加工技术,2018,46(8):18-23.
- [19] YANG Z, HE X, LI B, et al. Influence of Si, Cu, B, and trace alloying elements on the conductivity of the Al-Si-Cu alloy [J]. Materials, 2022, 15 (2): 1046–1057.
- [20] 黄俊辉,孙明,等. Al-Ti-B在Al-Si合金中的晶粒细化行为的研究进展 [J]. 有色金属材料与工程, 2022, 43(5): 47-60.
- [21] 陈定贤. 高导热铝合金设计中亚共晶Al-Si合金与共晶Al-Si合金的分析研究 [J]. 资源再生, 2019 (1): 55-57.
- [22] 黄雅莹. B和Er对Al-Mg-Si合金组织及导热性能的影响研究 [D]. 南宁: 广西大学, 2015.
- [23] WENG Z. Cryogenic thermal conductivity of 7050 aluminum alloy subjected to different heat treatments [J]. Cryogenics, 2021, 116: 303– 305.
- [24] KHALIQ A, RHAMDHANI M A, et al. Removal of vanadium from molten aluminum part i.analysis of VB₂ formation [J]. Metallurgical and Materials Transactions B-Process Mrtallurgy and Materials Processing Science, 2014, 45 (2): 752–768.

Effect of B Element on Microstructure and Thermal Conductivity of Cast Al-10Si-1.2Cu Alloy

LI Lei-zhe, XIANG Zhi-lei, LI Meng, YANG Zi-an, LI Ji-hao, GU Xin-shuo, CHEN Zi-yong (School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100020, China)

Abstract:

A1-10Si-1.2Cu-xB(x=0, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08, 0.1%) alloys were prepared by gravity casting. The effects of B element on the microstructure, mechanical properties, electrical and thermal conductivity of the alloy were analyzed by means of metallographic microscope(OM), scanning electron microscope(SEM), energy spectrum analysis (EDS), universal testing machine and eddy current conductivity meter. The results showed that the microstructures of Al-10Si-1.2Cu-xB were composed of primary α -Al phase, eutectic silicon and iron-rich phase and Al2Cu. With the addition of $0.02\% \sim 0.1\%$ B element(the same below), the secondary dendrite arm spacing of α -Al decreased first and then increased, and the multi-transition group(titanium, vanadium, zirconium, chromium)borides were precipitated in the microstructure. The area fraction of boride precipitation reached the maximum when the content of B was 0.06%. The tensile strength, yield strength, elongation and thermal conductivity of the alloy increased first and then decreased, and reached the maximum when the B content reached 0.06\%, which were 264.23 MPa, 163.8 MPa, 5.55\% and 132.3 W /(m·K), respectively.

Key words:

B content; cast aluminum alloy; mechanical property; thermal conductivity