

Fe 含量对 AlSiCuMg 合金中富 Fe 相与缩松的影响

宋 炜 钟 鼓 李虎田 贵星卉 路 通 蒋会学
(中铝材料应用研究院有限公司)

摘 要 根据 AlSiCuMg 合金的实际应用,设计了不同 Fe 含量的试样。利用试验分析结合热力学计算,研究了 Fe 含量变化对富 Fe 相种类、数量以及最大尺寸的影响。结果表明,Fe 含量增会促进合金中 β -Fe 相的析出与长大,并使 π -Fe 相的形貌由简单的汉字状转化为较复杂的骨骼状。另外,将 Fe 含量控制在一定范围内可以抑制 β -Fe 相析出。通过试验和理论分析研究了 β -Fe 相对缩松形成与长大的影响机制,结果发现,针片状的 β -Fe 相在结晶前沿阻断了枝晶间补缩,导致缩松产生。此外,由于富 Fe 相比 α -Al 的气-固界面能更低,促使氢在富 Fe 相表面优先析出,将进一步扩大缩松体积。从拉伸结果可以看出,Fe 对合金的综合性能影响较大,当 Fe 含量超过 0.25%,合金趋向脆性断裂。

关键词 AlSiCuMg 合金;富 Fe 相;缩松;力学性能
中图分类号 TG146.21;TG245;O474 **文献标志码** A
DOI:10.15980/j.tzzz.2023.08.020

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Effects of Fe Content on Fe-rich Intermetallics and Porosity in AlSiCuMg Alloys

Song Wei, Zhong Gu, Li Hutian, Gui Xinghui, Lu Tong, Jiang Huixue
(Chinalco Materials Application Research Institute)

Abstract: According to the application of Al-Si-Cu-Mg alloy, experimental samples with different Fe contents were designed. The influence of Fe content on the type, amount and maximum size of Fe-rich phase was investigated by experimental and thermodynamic analysis. The results indicate that the increase of Fe content promotes the precipitation and growth of β -Fe phase, and make the morphology of π -Fe phase transformed from a simple Chinese character to a complex skeleton. The precipitation of β -Fe phase can be inhibited by controlling Fe content within a range. In addition, the mechanism of β -Fe on porosity formation and growth was analyzed through theoretical and experimental analysis. The results reveal that the needle-shaped β -Fe phases inhibit interdendritic channels and leads to the formation of porosity. Furthermore, due to the lower gas-solid interface energy of Fe-rich phase, hydrogen is preferentially precipitated on Fe-rich phase surface, which further enlarges the porosity volume. Based on tensile results, Fe has great effects to the mechanical properties of the alloy. When Fe content exceeds 0.25%, the alloy tends to brittle fracture.

Key Words: AlSiCuMg Alloys, Fe-rich Intermetallics, Porosity, Mechanical Properties

AlSiCuMg 系合金是常见的铸造铝合金之一,具有优良的铸造性能和较高的比强度,常用于铸造各种壳体、汽车变速箱及底盘零件等,被广泛应用于航空、航天和汽车等领域^[1-2]。这些零件通常尺寸大、结构复杂,一般采用砂型铸造工艺生产。大型砂铸件的凝固速率低,经常出现组织粗大、共晶 Si 变质不佳、气/缩孔缺陷、残留富 Fe 相问题^[3-4],严重影响了零件的力学性能和服役寿命。

在 Al-Si 系合金中,Fe 通常被认为是有害元素,如

AlSi7Mg(ZL101A)合金的 Fe 含量通常要求控制在 0.2%(质量分数,下同)以下。合金中 Fe 含量升高,铸件的稳定性将变差,但追求过低的 Fe 含量不仅对原铝的纯度提出更苛刻的要求,同时大大增加了制造成本。AlSiCuMg 合金中 Fe 含量变化,主要对合金的力学性能影响显著^[5-6],尤其是塑韧性。这主要是由于 Fe 与 Al 等元素形成硬且脆的 Al-Fe 相,AlSiCuMg 系合金中常见的 Al-Fe 相包括针状或板片状的 β -Al₅FeSi 相、羽毛状或汉字状 α -Al₁₂(Fe, Mn)₃Si₂相,以及骨骼状或纤

收稿日期:2023-02-01;修改稿收到日期:2023-03-14
基金项目:装备预先研究领域基金资助项目(61409220130)
第一作者简介:宋炜,男,1985 年出生,高级工程师,北京(102209),E-mail: assong1234@163.com
通信作者:钟鼓,男,1983 年出生,正高级工程师,北京(102209),E-mail: zhonggu@cmari.com
引用格式:宋炜,钟鼓,李虎田,等. Fe 含量对 AlSiCuMg 合金中富 Fe 相与缩松的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(8):1 117-1 122.
SONG W, ZHONG G, LI H T, et al. Effects of Fe content on Fe-rich intermetallics and porosity in AlSiCuMg alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(8):1 117-1 122.

维状的 π -Al₈Mg₃FeSi₆ 相^[7-9]。其中,含 Mn 的 α -Fe 相为体心立方(bcc)晶体结构,不含 Mn 的 α -Fe 相和 π -Fe 相为六方晶体结构,而 β -Fe 相为单斜晶体结构。 β -Fe 相的硬度(HV)高达 592,既硬且脆,对合金的力学性能危害最大^[10-11],而汉字状和鱼骨状的 α -Fe 相和 π -Fe 相对合金力学性能的危害性相对较小。

目前,国内外关于富 Fe 相对铝合金性能影响的报道较多^[12-14],多数认为富 Fe 相在合金中与基体的物性差异较大。当合金承受载荷时,富 Fe 相与基体界面处容易产生应力集中,进而导致裂纹萌生以及合金断裂,因此对合金的力学性能危害较大。然而,发达的 α -Al 枝晶组织、大量的共晶 Si 相,以及不可避免的铸造缺陷是 AlSiCuMg 合金的组织特点,但 Fe 含量对这些缺陷形成的影响和作用机制却报道较少。因此,本研究以 AlSiCuMg 合金为对象,结合其实际生产中 Fe 含量的常见变化范围,设计了不同 Fe 含量的试样,系统地研究了 Fe 含量变化对 AlSiCuMg 合金中富 Fe 相、显微组织、铸造缺陷以及力学性能的影响,重点研究了富 Fe 相对铸造缺陷的作用机理;最后对各因素与 Fe 含量的相关性进行分析与评价,旨在为 AlSiCuMg 合金铸件生产时控制 Fe 含量提供参考。

1 试验与分析方法

1.1 试样制备

采用熔铸法制备不同 Fe 含量的合金试样。试验材料包括:99.97%(质量分数,下同)高纯 Al、2202 金属 Si、99.95% 的纯 Mg 锭、Al-50Cu 合金、Al-10Mn 合金、Al-10Ti 合金以及 Al-20Fe 合金,将上述材料按一定比例配制成不同成分的试验合金。采用 30 kg Nabertherm 坩埚炉熔化试验合金,熔炼温度控制在 (760±10)℃;熔体精炼采用 FOSECO 旋转除气法,转子转速为 510 r/min,通入高纯 Ar 气,气体压力为 200 kPa,除气温度为 (730±5)℃,除气时间为 15 min;晶粒细化采用 Al-TiC-B 中间合金,添加量为 0.8%;采用 Al-10Sr 中间合金变质,按 Sr 含量 0.025%~0.030% 添加;采用减压凝固测氢仪测量铝合金密度,用于评价除气效果。各组试验合金的成分以及浇注前的减压凝固密度值见表 1。

采用自行设计的 Y 型模具浇注试验合金锭,浇注温度为 710~720℃,模具预热温度为 300~350℃。Y 型合金锭的模型以及取样部位见图 1。为了避免因铸造工艺引起的缺陷干扰分析,试验前利用模流分析对模具结构进行设计与优化,结果见图 2。从模流分析结果可知,Y 型试样的顺序凝固效果较好,凝固缺陷主要集

中在冒口内,力学性能和显微组织的取样位置均处于合金锭的致密区域。

表 1 合金成分与减压密度值

Tab.1 Chemical composition and vacuum density of alloys											
各组 代号	数值	$w_B/\%$								减压凝 固密度/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	
		Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Sr	Fe	Al		
F_1	设计值	8.500	1.000	0.350	0.150	0.120	0.020	0.100	余量	2.616	
	实测值	8.590	0.960	0.320	0.160	0.120	0.018	0.110			
F_2	设计值	8.500	1.000	0.350	0.150	0.120	0.020	0.150	余量	2.609	
	实测值	8.600	1.020	0.320	0.150	0.116	0.019	0.155			
F_3	设计值	8.500	1.000	0.350	0.150	0.120	0.020	0.200	余量	2.614	
	实测值	8.760	1.040	0.350	0.158	0.114	0.024	0.194			
F_4	设计值	8.500	1.000	0.350	0.150	0.120	0.020	0.250	余量	2.615	
	实测值	8.610	1.040	0.350	0.160	0.109	0.019	0.251			

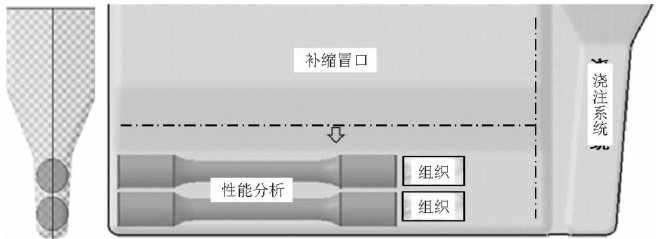


图 1 试验锭模型以及取样部位示意图
Fig.1 The ingot model and sampling position

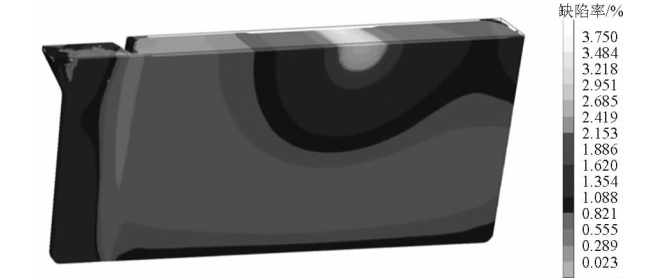


图 2 试验铸锭中凝固缺陷的模拟结果
Fig.2 Simulation results of casting defect in experimental ingot

微观组织与力学性能分析试样均进行 T6 热处理,固溶工艺为 500℃×5 h+525℃×10 h,水淬,时效工艺为 170℃×12 h。

1.2 分析方法

采用 Olympus JX51 光学显微镜观察合金试样的显微组织与缩松缺陷,金相腐蚀剂采用浓度为 5% 的 HF 溶液腐蚀时间为 15 s。采用带有能谱分析功能的 JSM-6480 扫描电镜观察和分析合金相的形貌与成分。富 Fe 相析出过程模拟采用 ThermoAl-Calc 热力学计算软件。缩松缺陷与合金相定量统计采用 Image-Pro Plus 6.0(IPP)软件进行,其中富 Fe 相与缩松缺陷的最大尺寸利用 Feret 直径评价;缩松缺陷的形状特征由 IPP 软件中的形状系数(f)表示,形状系数越接近 1,其形状越接近圆形,反之形状越复杂。

$$f = \frac{4\pi \cdot s}{c^2} \tag{1}$$

式中, s 为缩松的面积, mm^2 ; c 为缩松的外轮廓周长, mm 。

拉伸试验采用 INSTRON 5967 材料试验机, 试验方法依据 GB/T 228.1-2010; 引入综合性能指数 Q_I 来评价合金强度与塑性的综合性能^[15], 表达式为:

$$Q_I = \sigma_b + 150 \lg \delta \tag{2}$$

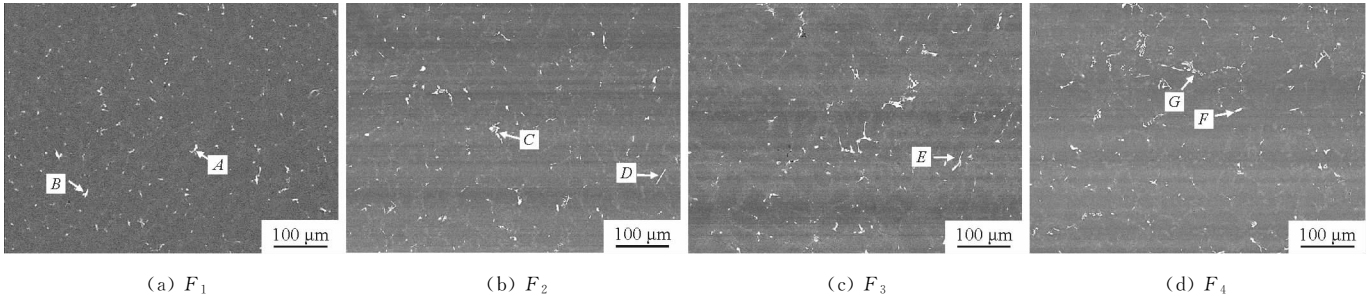


图 3 不同 Fe 含量合金在 SEM 背散射模式下的典型扫描照片
Fig.3 SEM microstructures of samples with different Fe contents

表 2 图 3 中典型富 Fe 相的能谱分析结果

Tab.2 EDS results of typical Fe-rich phases in Fig.3 %					
区域	x_B				
	Al	Si	Mn	Fe	Mg
A	66.02	22.17	—	3.87	7.94
B	69.32	13.33	9.67	7.68	—
C	66.55	19.42	2.31	5.27	6.45
D	60.41	22.5	2.47	14.19	—
E	77.67	9.04	—	12.96	0.33
F	81.16	9.88	—	8.96	—
G	66.8	18.41	1.56	3.65	9.58

色分布于晶界处的残留相。在不同 Fe 含量的试样中亮白相的面积分数见图 4。可以看出, 随着 Fe 含量从 0.10% 增至 0.25%, 合金中亮白相的面积分数显著增多, 从 0.40% 增加至 1.02%。通过拟合得到相关系数 R^2 为 0.956, 说明两者之间具有较强的相关性。这主要是因为晶界处的亮白相并非全部为富 Fe 相, 还有少量含 Cu、Mg、Si 的其他多元相^[16], 如 $Q\text{-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}$ 相和 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相。可通过优化固溶工艺使其回溶进基体中,

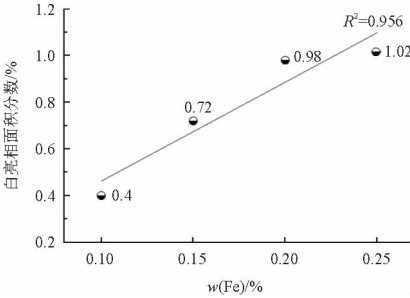


图 4 不同 Fe 含量试样中亮白相面积分数的统计结果
Fig.4 The area fraction of bright white phases in samples with different Fe contents

式中, σ_b 为抗拉强度, MPa ; δ 为合金的伸长率, %。

2 试验结果与分析

2.1 Fe 含量对富 Fe 相的影响

图 3 为不同 Fe 含量合金在扫描电镜背散射模式下的典型照片, 表 2 为图 3 中典型富 Fe 相的能谱分析结果。可以看出, 各组试样中均存在 3 种衬度的物相, 包括深灰色的 $\alpha\text{-Al}$ 基体相、浅灰色的共晶 Si 相以及亮白

但富 Fe 相却很难通过改善热处理工艺来消除^[17]。

利用图像处理软件将不同 Fe 含量试样中典型的富 Fe 相形貌从高倍 SEM 照片中套取出来, 并结合能谱分析结果(表 2), 对各组试样中富 Fe 相的形貌、种类以及最大尺寸进行分析, 结果见表 3。可以看出, 当 Fe 含量为 0.1% 时, 合金中富 Fe 相的形貌以纤维状的 $\alpha\text{-Fe}$ 相和汉字状的 $\pi\text{-Fe}$ 相为主, 最大富 Fe 相尺寸为 $18.6 \mu\text{m}$ 。随着 Fe 含量增加, 合金中逐渐出现了长针状的 $\beta\text{-Fe}$ 相, 且数量逐渐增多; $\pi\text{-Fe}$ 相形貌也由简单的汉字状逐渐转变成复杂的鱼骨状。此外, 最大富 Fe 相

表 3 不同 Fe 含量试样中富 Fe 相形貌、种类以及最大尺寸统计结果

Tab.3 The morphology, species and maximum size of Fe-rich phases in samples with different Fe contents				
试样	典型富 Fe 相	形貌类型	富 Fe 相种类	最大尺寸/ μm
F_1		纤维状、短棒状为主, 少量汉字状	$\alpha\text{-Fe}$ 相, $\pi\text{-Fe}$ 相	18.6
F_2		短棒状和鱼骨状为主, 少量针片状	$\pi\text{-Fe}$ 相, 少量 $\beta\text{-Fe}$ 相	68.8
F_3		鱼骨状, 少量针片状	$\pi\text{-Fe}$ 相, 少量 $\beta\text{-Fe}$ 相	96.8
F_4		鱼骨状, 针片状	$\pi\text{-Fe}$ 相, $\beta\text{-Fe}$ 相	80.39

尺寸也随 Fe 含量的增加而变大。当 Fe 含量超过 0.2% 时,最大富 Fe 相二维尺寸已接近 100 μm。

对不同 Fe 含量下 Al-8.5Si-1Cu-0.35Mg-*x*Fe 合金中 β-Fe 相和 π-Fe 相的热力学析出温度进行计算,并对 Fe 含量与析出温度的相关性进行分析,结果见图 5。可以看出,β-Fe 相的析出温度较高,超过了 580 ℃,π-Fe 相的析出温度主要集中在 510~530 ℃之间。当 Fe 含量低于 0.12% 时,合金中尚未析出 β-Fe 相,这与试验

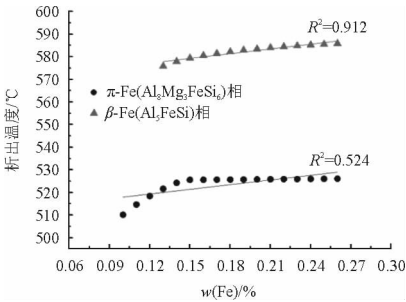


图 5 Fe 含量变化对富 Fe 相析出温度的影响
Fig.5 The effect of Fe content on precipitation temperature of Fe-rich phases

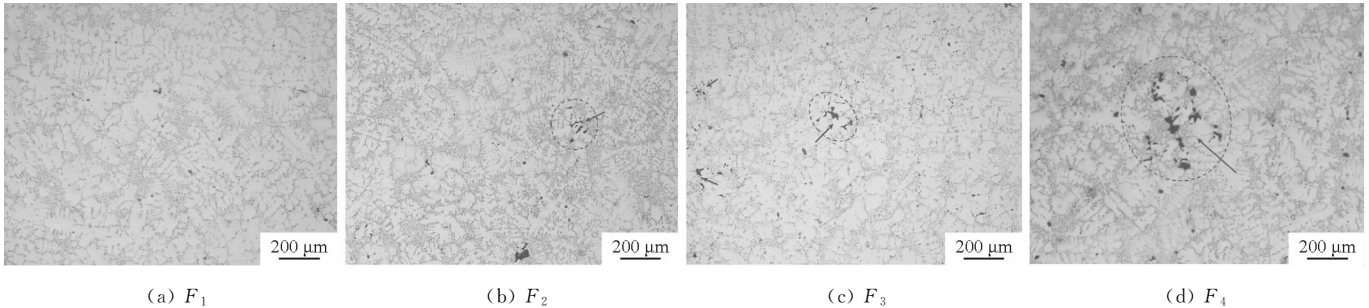


图 6 不同 Fe 含量 AlSiCuMg 合金的典型金相组织形貌
Fig.6 Typical microstructure of AlSiCuMg alloy with different Fe contents

表 4 不同 Fe 含量试样中缩松缺陷的统计结果
Tab.4 Statistical results of porosity defects in samples with different Fe contents

试样	孔隙率/%	最大缩松尺寸/μm	形状系数
F ₁	0.09	23	0.42
F ₂	0.16	43	0.27
F ₃	0.24	75	0.17
F ₄	0.28	107	0.19

大孔洞尺寸均显著增加。Fe 含量为 0.1% 的试样中孔洞缺陷最少,最大尺寸仅为 23 μm;而 Fe 含量为 0.25% 的试样中最大孔洞尺寸已超过 100 μm,该尺度缺陷若存在于铸件的关键部位,将对气密性和疲劳性能产生较大影响。另外,Fe 含量超过 0.15% 的 3 组试样中孔洞缺陷的形状系数均较低,说明 3 组试样中孔洞缺陷的圆整度低、几何形状复杂。结合 3 组试样的减压密度结果,初步判断合金中的孔洞缺陷主要为缩松或气缩松。

FLEMINGS M C^[18] 与 CAMPBELL J 等^[19-20] 认为铝合金形成缩松的主要原因是两相区中混合补缩或枝

结果相似,而随着 Fe 含量增加,β-Fe 相的析出温度呈线性升高。当 Fe 含量在 0.10%~0.15% 之间,π-Fe 相的析出温度随着 Fe 含量增加而显著提高,而当 Fe 含量超过 0.15% 后,π-Fe 相的析出温度随 Fe 含量增加变化不大。这主要是由于合金中 Mg 含量不变,使生成 π-Fe 相的反应已经达到极限。此外,β-Fe 相的析出温度与 Fe 含量变化的正相关性较强,而 π-Fe 相的析出温度与 Fe 含量的正相关性则相对较弱,因此 Fe 含量是改变 β-Fe 相析出温度的关键因素。

2.2 Fe 含量对缩松缺陷的影响与作用机理

不同 Fe 含量试样的典型金相组织照片见图 6,其中浅灰色的基体为 α-Al 枝晶组织,枝晶间球状或短纤维状的是共晶 Si 相。可以看出,4 组试样中树枝晶均较为发达,但尺寸相差不大;共晶 Si 球化效果较好,较均匀地分布于晶界处。在 4 组试样中均发现了不同程度的孔洞缺陷,采用 IPP 软件对各组试样中的孔洞缺陷进行统计,结果见表 4。可以看出,随着 Fe 含量增加,尤其当 Fe 含量超过 0.15% 后,试样中孔隙率和最

晶间补缩受阻,其中,枝晶间补缩是影响显微缩松形成的最关键因素之一,枝晶间缩松形成的判据可表示为:

$$(P_a - P_e)/(\mu L') \geq \alpha dm/dt \tag{3}$$

式中, $(P_a - P_e)/(\mu L')$ 为枝晶间补缩速率; $\alpha dm/dt$ 为凝固收缩速率; P_a 为金属液补给压力; P_e 为枝晶间通道内的压力; μ 为金属液黏度; L' 为与补缩通道几何尺寸相关的函数(当通道变窄或受阻时, L' 将变大);当枝晶间补缩速率大于凝固收缩速率时即可避免产生缩松。在本研究中,各组试样均采用重力铸造,凝固条件基本一致,故 P_a 和 P_e 基本相同,因此导致各组试样之间缩松差异的关键因素为 L' 。由图 5 可以看出,β-Fe 相的析出温度基本在 580 ℃ 以上,而 Al-8.5Si-0.35Mg 合金的液、固相线温度分别为 603 ℃ 和 552 ℃,因此当 α-Al 枝晶形成不久后 β-Fe 相便开始析出,并被 α-Al 逐步推向结晶前沿。针片状的 β-Fe 相极易存在于 α-Al 枝晶前端或插入枝晶间隙(见图 7),从而阻碍或阻断枝

晶间的补缩通道,即 L' 增大,甚至接近无穷大,进而导致缩松产生。而且 Fe 含量越高, β -Fe 数量越多,析出时间越早,对枝晶间补缩的破坏作用也越大,进一步导致缩松的数量增多、尺寸变大。从 β -Fe 相的三维形貌来看,通常所说的针片状(二维金相)实际在三维空间是伸展开的,因此其对于补缩通道的阻断作用更为显著。图 8 为 β -Fe 相与缩松孔洞位置关系的试验结果。可以看出, β -Fe 相的左侧为 α -Al 组织,另一侧为缩松孔洞,说明 β -Fe 相的存在阻断了铝液由 α -Al 一侧向孔洞一侧进行补缩,进而导致缩松产生。此外,富 Fe 相比 α -Al 的气-固相界面能更低^[14],溶解在基体中的氢将优先在 Fe 相表面析出,形成自由 H_2 ,随后进入邻近的缩松孔洞中,进一步扩大缩松孔洞体积。

合金中 Fe 含量变化(0.1%~0.25%)与富 Fe 相、缩松缺陷的相关性分析结果见图 9。可以看出,在 AlSiCuMg 合金中,与 Fe 含量正相关性最强的是最大缩松尺寸, R^2 值为 0.984%;其次是缩松数量(孔隙率), R^2

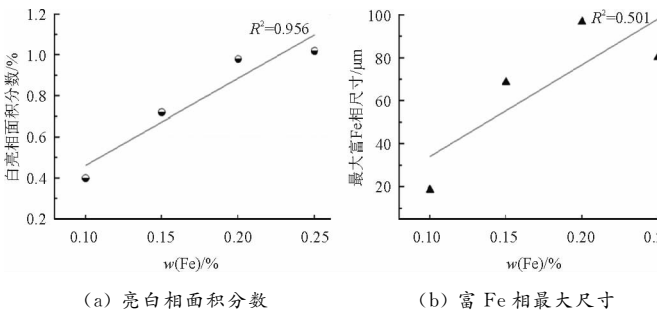


图 9 Fe 含量与 AlSiCuMg 合金中富 Fe 相和缩松缺陷等的相关性分析

Fig.9 Correlation analysis between Fe content and Fe-rich phase or porosity defects in AlSiCuMg alloy

2.3 Fe 含量对合金力学性能的影响

图 10 为不同 Fe 含量 AlSiCuMg 合金的力学性能和 Q_1 指数结果。可以看出,随着 Fe 含量增加,合金的抗拉强度和伸长率均降低,尤其伸长率下降显著;合金的屈服强度略有提高,但增幅不大,这与孙博等^[21] 研究结果相一致。整体来看,随着 Fe 含量从 0.10% 提高至 0.25%,合金的 Q_1 指数下降了 13.4%,说明 Fe 对 AlSiCuMg 合金的综合力学性能非常不利。

各组拉伸试样的典型断口形貌见图 11。可以看出,Fe 含量为 0.10% 和 0.15% 的两组试样中断裂组织

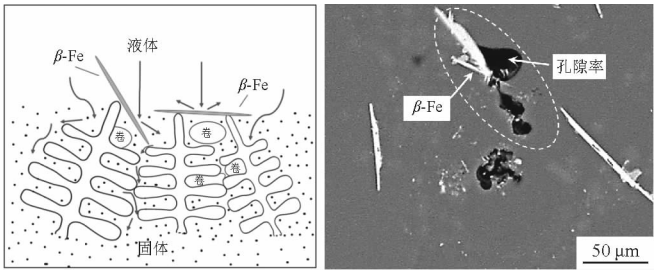


图 7 β -Fe 相阻碍枝晶间补缩通道的示意图

Fig.7 Schematic diagram of β -Fe phase blocking interdendrite feeding channels

图 8 β -Fe 相与缩松孔洞位置关系的试验结果

Fig.8 Experimental result of the relationship between β -Fe phase and porosity

值为 0.976%;再次是亮白相的数量,而最大富 Fe 相尺寸与 Fe 含量的相关性相对较弱。从以上结果可以看出,Fe 含量增加将直接促使 β -Fe 相析出,且数量增多,进一步导致缩松数量和最大尺寸呈线性增加。针片状的 β -Fe 相和大尺寸的缩松缺陷均是影响合金力学性能的主要因素。

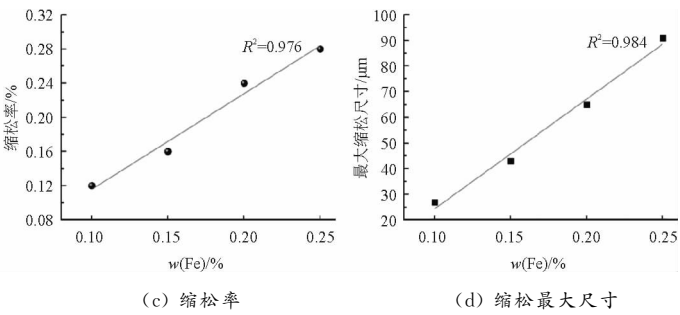


图 10 不同 Fe 含量 AlSiCuMg 合金的力学性能与 Q_1 值

Fig.10 Mechanical properties and Q_1 of AlSiCuMg alloy with different Fe contents

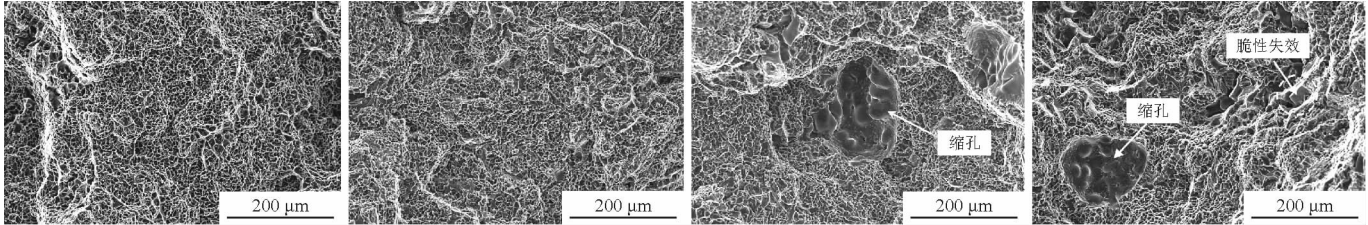


图 11 不同 Fe 含量 AlSiCuMg 合金的典型拉伸断口形貌

Fig.11 Typical tensile fracture morphologies of AlSiCuMg alloy with different Fe contents

的形貌和尺寸相似,组织较为均匀,且存在一定数量且较浅的韧窝,断裂模式介于韧性断裂和准解理断裂之间。当 Fe 含量持续升高,断口中出现了明显的枝晶“骨架”形貌,试样中产生了缩松缺陷,破坏了基体的连续性。此外,在 Fe 含量为 0.25% 的试样断口中发现了明显的脆断平台(见图 11d),说明随着 Fe 含量提高,合金的断裂模式逐渐趋向脆性断裂,这与各组试样的拉伸性能变化规律一致。

3 结 论

(1) Fe 含量增加将促进 AlSiCuMg 合金中 β -Fe 相的析出和长大,并使 π -Fe 相的形貌由简单的汉字状逐渐向复杂的骨骼状转化。将 Fe 含量控制在 0.1% 以下可以基本抑制 β -Fe 相析出。

(2) β -Fe 相是阻碍甚至阻断枝晶间补缩的关键因素,随着 Fe 含量增多,AlSiCuMg 合金中缩松的数量和尺寸均显著增加。此外,基体中的氢优先在 Fe 相表面析出,将进一步扩大缩松缺陷的体积。在 AlSiCuMg 合金中,与 Fe 含量正相关性从强到弱依次为最大缩松尺寸、缩松数量、富 Fe 相数量、最大富 Fe 相尺寸。

(3) 随着 Fe 含量增加,AlSiCuMg 合金的抗拉强度和伸长率均降低,屈服强度略有增加,但合金的综合性能显著下降;当 Fe 含量超过 0.25% 以后,拉伸断口中出现脆断平台,合金的断裂模式逐渐向脆性断裂转变。

参 考 文 献

- [1] 杨伟,隋育栋,蒋业华,等. 高强韧铸造铝合金的研究进展[J]. 轻合金加工技术, 2021, 49(7): 15-21.
- [2] 钱东伶,芦富敏,余忠土,等. 汽车底盘用铸造铝合金的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(10): 1 077-1 082.
- [3] CÁ CERES C H, SELLING B I. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy[J]. Materials Science & Engineering, 1996, A220(1-2): 109-116.
- [4] WANG Q G, APELIAN D, LADOS D A. Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 73-84.
- [5] CESCHINI L, BOROMEI I, MORRI A, et al. Effect of Fe content and microstructural features on the tensile and fatigue properties of the AlSi10Cu2 alloy[J]. Materials & Design, 2012, 36(4): 522-528.
- [6] 周玉立,张俊超,林师朋,等. Fe 含量对铸造铝合金导热和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(4): 416-419.
- [7] LI Q, ZHU Y, ZHAO S, et al. Influences of Fe, Mn and Y additions on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7Si alloy[J]. Intermetallics, 2020, 120: 106 768.
- [8] FENG W, ZHANG Z, MA Y, et al. Effect of Fe and Mn additions on microstructure and mechanical properties of spray-deposited Al-20Si-3Cu-1Mg alloy[J]. Materials Letters, 2009, 58(19): 2 442-2 446.

- [9] WU X, ZHANG H, ZHANG F, et al. Effect of cooling rate and Co content on the formation of Fe-rich intermetallics in hypoeutectic Al7Si0.3Mg alloy with 0.5% Fe[J]. Materials Characterization, 2018, 139: 116-124.
- [10] GORNY A, MANICKARAJ J, CAI Z, et al. Evolution of Fe based intermetallic phases in Al-Si hypoeutectic casting alloys: Influence of the Si and Fe concentrations, and solidification rate[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2013, 577: 103-124.
- [11] SHABESTARI S G, MAHMUDI M, EMAMY M, et al. Effect of Mn and Sr on intermetallics in Fe-rich eutectic Al-Si alloy[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2002, 15(1): 17-24.
- [12] 吴晓波,张恒华,李敏敏,等. Fe 相及其形貌对共晶 Al-Si 合金性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(1): 64-67.
- [13] SEIFEDDINE S, SVENSSON I L. Prediction of mechanical properties of cast aluminium components at various iron contents[J]. Materials & Design, 2010, 31(S1): 6-12.
- [14] PUNCREOBUTR C, LEE P D, KAREH K M, et al. Influence of Fe-rich intermetallics on solidification defects in Al-Si-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 68(15): 42-51.
- [15] WU X Y, ZHANG H R, CHEN H L, et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of A356 aluminium alloy processed by hot spinning process[J]. China Foundry, 2017, 14(2): 138-144.
- [16] LASA L, RODRIGUEZ-IBABE J M. Characterization of the dissolution of the Al₂Cu phase in two Al-Si-Cu-Mg casting alloys using calorimetry[J]. Materials Characterization, 2002, 48(5): 371-378.
- [17] SJOLANDER E, SEIFEDDINE S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010(10): 210-215.
- [18] FLEMINGS M C. Solidification Processing [M]. New York: McGraw-Hill, 1974.
- [19] CAMPBELL J. Origin of Porosity in Cast Metals[D]. UK: University of Birmingham, 1967.
- [20] DISPINAR D, CAMPBELL J. Porosity, hydrogen and bifilm content in Al alloy castings[J]. Materials Science & Engineering, 2011, A528(10-11): 3 860-3 865.
- [21] 孙博,刘玉杰,刘春明. Fe 含量对 Al-8Si-0.5Mg 合金组织及性能的影响[J]. 铸造技术, 2022, 43(2): 83-89.

(编辑:栗万仲)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |