

高强韧铸造 Al-Si 合金成分优化及其变形行为的原位观察

李院斌¹ 鲁 强¹ 王继成² 李 凯¹ 张 莹² 李谷南² 杜 勇¹
(1.中南大学粉末冶金国家重点实验室; 2.珠海润星泰电器有限公司)

摘 要 针对传统铸造工艺并考虑半固态压铸工艺需求,利用热力学相图计算优化铸造 Al-Si-Mg-Fe-Mn 合金的成分与热处理工艺,避免了片状 β -AlFeSi 相的生成,得到了组织和性能较为优良的合金。同时研究了 Al-Si 合金的原位拉伸变形行为,发现裂纹主要源自 Si 颗粒和金属间化合物的破裂,随着微裂纹连接扩展并沿着滑移带传播,最终导致试样断裂。

关键词 Al-Si 合金;相图计算;合金成分优化;原位拉伸

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.04.012 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Composition Optimization of High-strength and High-toughness Casting Al-Si Alloy and In-situ Observation of Its Deformation Behaviors

Li Yuanbin¹, Lu Qiang¹, Wang Jicheng², Li Kai¹, Zhang Ying², Li Gunan², Du Yong¹
(1.State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University;
2.Runxingtai Electric Appliance Co., Ltd.)

Abstract: Regarding to traditional casting process and the requirements of semi-solid die casting process, phase diagram calculation (CALPHAD) was used to optimize the composition and heat treatment processes of a cast Al-Si-Mg-Fe-Mn alloy to avoid the formation of brittle β -AlFeSi phases, leading to the alloy with optimized microstructure and improved performance consequently. Meanwhile, the in-situ tensile deformation behaviors of the Al-Si alloy were investigated. The result indicate that the cracks are mainly originated from the fracture of eutectic Si particles and intermetallic compound particles. Microcracks connect with each other and propagate along the slip band, resulting in eventual fracture of specimens.

Key Words: Al-Si Alloy, Phase Diagram Calculation, Alloy Composition Optimization, In-situ Tension

收稿日期:2020-11-01;修改稿收到日期:2021-01-10
基金项目:国家自然科学基金资助项目(52071340,51531009)
第一作者简介:李院斌,男,1992 年出生,硕士研究生,长沙(410083),E-mail:Liyuanbin121@163.com
通信作者:李凯,男,1986 年出生,副教授,长沙(410083),E-mail:leking@csu.edu.cn
引用格式:李院斌,鲁强,王继成,等. 高强韧铸造 Al-Si 合金成分优化及其变形行为的原位观察[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(4):449-453.
LI Y B, LU Q, WANG J C, et al. Composition optimization of high-strength and high-toughness casting Al-Si alloy and in-situ observation of its deformation behaviors[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4):449-453.

[8] YANG M, CHENG F P. Effects of minor sr on as-cast microstructure and mechanical properties of ZA84 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Engineering&Performance, 2010, 19(1): 1 043-1 050.

[9] PAN Y C, LIU X F, YANG H. Sr microalloying for refining grain size of AZ91D Magnesium alloy[J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed, 2007, 22(1): 74-76.

[10] 童文辉, 刘雨林, 刘玉坤, 等. Sr-Y 复合变质对过共晶 Mg-Si-Zn 合金组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(22): 81-85.

[11] XU T C, PENG X D, JIANG J W, et al. Effect of Sr content on microstructure and mechanical properties of Mg-Li-Al-Mn alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(9): 2 752-2 760.

[12] ZHANG S, ZHOU Q, ZHANG H. Effects of minor Sr addition on solidified structure and mechanical properties of Mg-Y-Cu alloy reinforced by long period ordered structure[A]. Proceedings of the 3rd International Conference on Material, Mechanical and Manufacturing Engineering[C]. Guangzhou, 2015.

[13] LI J L, CHEN R S, KE W. Microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr cast alloy by metal mould and lost foam casting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 761-766.

[14] 汪彬, 杨院生, 周吉学, 等. 脉冲磁场对 Mg-Gd-Y-Zr 合金凝固组织及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(3): 519-522.

[15] XI J, LIU B, ZHANG Y. Abinitio study of point defects near stacking faults in 3C-SiC[J]. Computational Materials Science, 2016, 123: 131-138.

[16] 占维, 胡鹏鹤, 金帆, 等. Sr 对 Mg-Zn-Y 合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(9): 1 034-1 036.

(编辑:张正贺)

铸造 Al-Si 合金具有流动性好、收缩率低和热裂倾向小等特点,经过变质与热处理后,具有良好的综合性能,是应用最为广泛的一类铸造合金^[1~4]。当前国内外广泛应用的常规非真空铸造远满足不了高强韧 Al-Si 系合金的性能要求,尤其是常规铸造合金塑性差、服役过程容易开裂、韧性低。通过优化铸造工艺,减少合金内的气孔、缩孔和裂纹是提高性能的一个途径^[5]。另一方面,合金成分对凝固和热处理过程中的物相形核结晶与溶解具有决定性作用,而不同的物相对合金力学性能的影响不同。针对目前国内外高强韧铝合金的研究现状及其在汽车发动机制造等领域的逐步普及,迫切需要通过优化 Al-Si 系铸造合金成分来改善合金的组织性能,开发出铸造性能优良且有望适配先进成形工艺的铸造 Al-Si 合金。

合金成分优化是目前铸造铝合金强韧化的有效方法之一,通常 Si 元素能够提高合金的流动性能、降低合金收缩量、减少缩松等缺陷,而 Mg 与 Cu 元素的加入可以通过固溶强化以及析出强化提高铸造铝合金的强度^[6]。在铝合金熔炼过程中 Fe 是不可避免的杂质元素,Al-Si 合金中 Fe 主要以汉字形 α -AlFeMnSi 和片状 β -AlFeSi 两种中间相形式存在^[7]。其中片状 β -AlFeSi 相严重割裂基体并恶合金的力学性能,同时降低强度与韧性^[8],因此,需要通过相图计算(如采用 Thermo-Calc 软件^[9])来优化合金的元素配比,避免 β -AlFeSi 相的生成,以得到满足条件的高强韧合金。

对于 Al-Si 合金的断裂行为和损伤机理,国内外进行了大量的研究^[10~13]。LIU Y W P 等^[10]研究热处理 A357 合金时发现, Si 相破裂只发生在 Al-Si 合金的塑性变形阶段。CACERES C H 等^[12,13]研究热处理 Al-7Si-0.4Mg 合金时发现在常温条件下共晶 Si 相的断裂数量跟变形量成正比,当破裂 Si 颗粒的体积分数达到 45% 时拉伸试样发生断裂。然而,以上研究仅限于断裂行为静态观察、分析,而材料实际断裂的微观过程非常复杂,对于变形过程中第二相颗粒在断裂过程中的作用机理还不明确。为了更详细地了解断裂机制,在扫描电镜下进行原位拉伸试验,可以更清晰地了解动态损伤过程,也是研究合金断裂的有效方法之一^[14~16]。

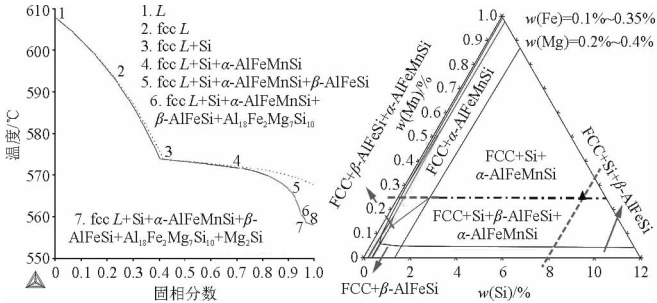
本课题通过对 Al-Si 合金成分优化,得到一种力学性能优良的铸造 Al-Si 合金,结合原位拉伸过程中微裂纹萌生和扩展的观察以及断口组织分析,了解合金的断裂机理,为后续 Al-Si 合金强韧化设计提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 铸造 Al-Si 合金成分优化设计

为同时满足普通铸造和半固态压铸生产的需求,以

广泛应用的 Al-8Si 合金作为基础合金,由于 Fe 是铸造铝合金中最主要的杂质元素,在熔炼过程中无法避免, Fe 的质量分数一般在 0.003%~0.4% 之间^[17],因此合金添加了 0.1%~0.35% 的 Fe。添加微量的 Mg 可以提高合金强度^[18],而添加一定量的 Mn 有利于实现 AlFe-Si 相的 β - α 转变^[8]。此外,添加 Sr、Ti、B 等可对合金进行改性及晶粒细化, Sr 主要用于细化共晶 Si 颗粒,而 Ti、B 共添加可形成 TiB₂ 颗粒作为初生 α -Al 形核基底从而细化晶粒尺寸^[19]。基于铝合金的多元多相热力学数据库(TCAL)^[20],通过 Thermo-Calc(TC)软件进行希尔凝固模型的凝固过程热力学计算见图 1,对该合金的成分进行设计,控制合金结晶区间温度为 60~100℃。同时,在 TC 软件的相平衡计算模块(poly-3)中对合金中的相平衡进行计算,根据在 540℃(Al-Si-Mn 合金的均匀化温度)下的相平衡,为了避免片状的 β -AlFeSi 相生成,组成点应位于点划线上方,确保 β -AlFeSi 转变为 α -AlFeMnSi,但 Mn 含量过高会引起偏析,因此确定 Mn 含量为 0.25%~0.35%,最后加入 0.02% 的 Sr、0.1% 的 Ti 以及 0.02% 的 B 对合金进行变质处理和晶粒细化^[21],最终设计的合金成分见表 1。



(a) 希尔凝固曲线 (b) 伪三元 Al-Si-Mn 相图(富铝端)
图 1 Al-Si-Mg-Fe-Mn 合金成分希尔凝固曲线及伪三元 Al-Si-Mn 相图(富铝端)

Fig.1 Scheil solidification curve of Al-Si-Mg-Fe-Mn alloy and pseudo-ternary Al-Si-Mn isothermal diagram

表 1 设计的 Al-Si 合金名义成分

Tab.1 The nominal chemical composition of the alloy %							
w_B							
Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	B	Al
7.9~8.1	0.2~0.4	0.1~0.35	0.25~0.35	0.02	0.1	0.02	余量

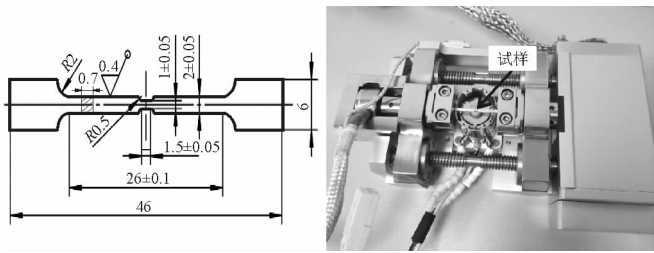
1.2 材料制备

试验材料分别采用纯度为 99.99% (质量分数,下同)的高纯铝和高纯镁颗粒、Al-40Mn、Al-20Si、Al-10Fe 中间合金和 Al-10Sr 变质剂以及 Al-5Ti-1B 晶粒细化剂等为原料。按照合金成分配备原料,然后利用 CXZG-0.5 氩气保护感应熔炼炉进行合金熔炼,将原料加入到感应熔炼炉中,熔化后将合金熔液浇注到 $\phi 20\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ 的金属型中,静置冷却后进行热处理。

热处理工艺为 540 ℃×2 h 固溶+水淬+180 ℃×2 h 时效+空冷。

1.3 性能测试与分析方法

将试样依次用 400~2000 号水磨砂纸打磨,再使用金刚石抛光膏进行抛光,并对标距长度为 20 mm 的标准板状试样采用 Instron3369 力学试验机进行常规力学性能拉伸测试,拉伸应变速率为 2 mm/min。为保证拉伸数据的有效性,对每个试样进行 3 次拉伸测试,并取平均值。原位拉伸试样的尺寸及装置见图 2,试样抛光后用体积分数为 0.5% 的 HF 腐蚀 5 s。将试样固定在 MINI-MTS2000 平台上,安装在 TESCAN MIRA3 扫描电镜中以 1 μm/s 的速率进行原位拉伸,观察合金拉伸变形中的位错滑移带、第二相分布和裂纹扩展情况以及拉伸试样的断口形貌。



(a) 原位拉伸试样 (b) 原位拉伸试验装置

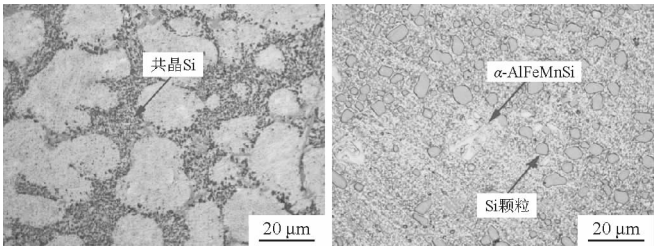
图 2 原位拉伸试样以及拉伸装置

Fig.2 Schematic diagram of the in-situ tensile specimens and MINI-MTS2000 device

2 试验结果及分析

2.1 微观组织

图 3 为 Al-Si 合金试样的显微组织。可以看出,Sr 变质后的铸态 Al-Si 共晶组织呈细小弥散相分布在初生 α-Al 周围,颗粒大小均匀。热处理后的 Si 颗粒表面变得比铸态平滑,Si 颗粒发生了溶解和长大,晶界处绝大部分 Si 颗粒已经变为球形或椭球形且较均匀分布,Si 颗粒由细小纤维状向球状转化,避免了纤维状颗粒对基体的割裂作用^[22]。同时在图 3b 中看到汉字状



(a) 铸态 (b) 热处理态

图 3 Al-Si 合金铸态与时效态 Si 颗粒的形貌

Fig.3 The OM morphology of Si particles in as-cast and aged alloy

α-AlFeMnSi 的生成,片状 β-AlFeSi 相比较少,从而改善合金的力学性能^[7]。

2.2 力学性能

表 2 为该 Al-Si 铸造合金经过热处理之后的力学性能,铸态 Al-Si 合金的抗拉强度为 229 MPa,伸长率为 11.78%。热处理后合金的抗拉强度为 292.57 MPa,伸长率为 11.1%,与 A356.2-T6 合金进行对比可知^[23],本研究所设计合金强度与伸长率均更高,尤其是伸长率提高了 130%,实现了强度与塑性的协同提升。经过热处理后强度的提高是由于时效过程中析出强化,以及固溶处理过程中改变了共晶 Si 相的形貌、大小和分布,使共晶 Si 球化、细小和均匀分布^[24],Si 颗粒的组织形貌、尺寸、形状和空间分布等对合金的力学性能起非常重要的作用。

表 2 Al-Si 铸造合金与 A356.2-T6 力学性能的对比

Tab.2 Comparison of tensile properties of the optimized

Al-Si alloy and A356.2-T6				
合金	状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
Al-Si	铸态	229.00	111.83	11.78
Al-Si	热处理	292.57	214.01	11.10
A356.2 ^[23]	T6	235.00	164.00	4.80

2.3 原位拉伸组织演变

图 4 为室温条件下经过热处理的合金的典型载荷-位移曲线。在一定的载荷水平下,暂停变形过程并保持载荷,然后拍摄 SEM 图像。需要指出的是,在暂停期间发生了轻度应力松弛。

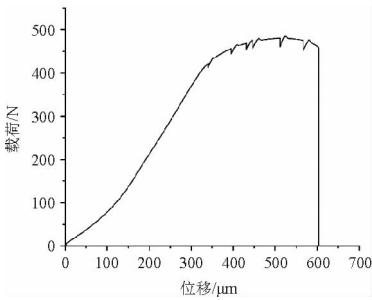


图 4 热处理后 Al-Si 合金 SEM 原位拉伸载荷-位移曲线

Fig.4 In-situ SEM tensile load-displacement curves of the heat-treated Al-Si alloy

图 5 为合金热处理后的原位拉伸 SEM 图。铝合金的断裂失效过程与其他材料一样,主要包括裂纹形成、连接和扩展阶段^[25]。在拉伸过程中,裂纹萌生于共晶 Si 粒子与金属间化合物粒子处,见图 5b 箭头处。在随后的裂纹演化过程中,Al 基体内形成了滑移带,见图 5c。随着载荷增加,裂纹沿着滑移带方向连接和扩展形成大裂纹(图 5d),大裂纹逐渐沿着滑移带方向扩展长大,最终导致试样断裂,在断口位置可清楚观察到滑移带和二次裂纹(图 5e),试样断裂后的裂纹最终扩展路

径见图 5f。

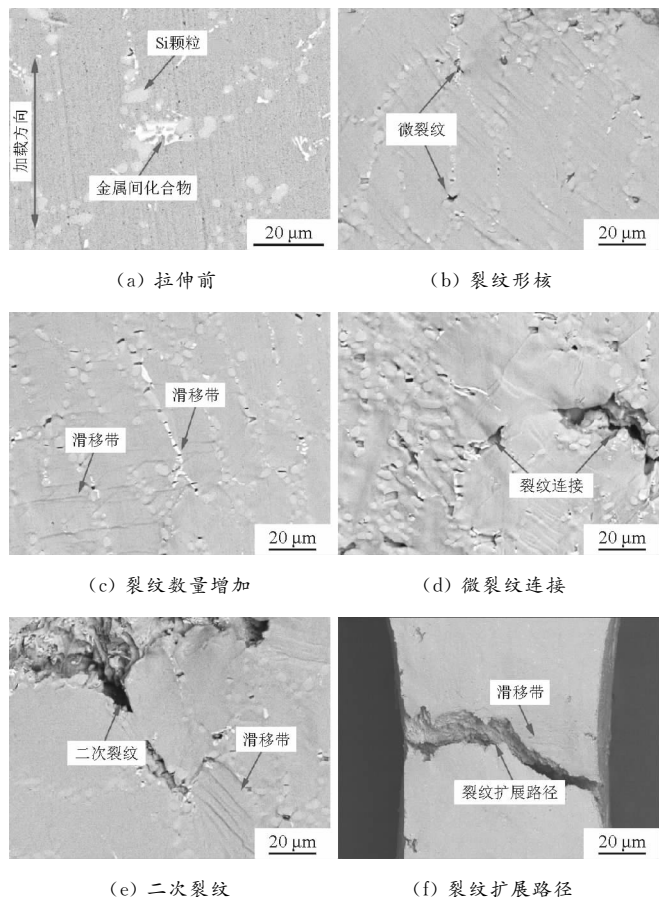


图 5 原位拉伸过程中裂纹生长过程的扫描电镜背散射图片
Fig.5 SEM back scattered electron images of the crack growth process during in-situ tensile test

2.4 断口分析

图 6 为 Al-Si 铸造合金原位拉伸断口的 SEM 图。可以看出,合金断口形貌主要由韧窝和撕裂棱组成,没有明显的基体解理面,表现为典型韧窝断口特征,见图 6a。断口中初生 α -Al 枝晶发生较大的塑性变形,断裂的 Si 相附近铝基体有明显的撕裂特征,并在断口外存在少量的破裂 Si 相和裂纹,见图 6b 箭头处。合金断口处有大面积的 Si 相发生解理断裂,韧窝的底部是 Si 相解理断裂产生的小平面(见图 6b)。

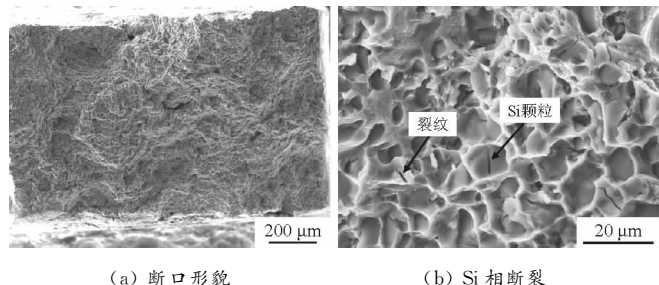


图 6 原位拉伸合金断口的扫描电镜二次电子图

Fig. 6 SEM secondary electron images of fracture surface of the alloy after in-situ tensile test

通过对时效态 Al-Si 合金的原位拉伸时发现两种第二相颗粒都会产生裂纹,长径比较大的颗粒优先发生破裂形成裂纹源,其中少量的片状 β -AlFeSi 相尤其容易开裂,见图 5c。而较小或者球形度较好的第二相颗粒只在进一步提高应力的条件下才会发生部分破裂,随着载荷增加, Si 颗粒的开裂在裂纹的连接及传播过程中起主导作用^[26]。最后裂纹之间通过扩展或连接导致试样断裂。

在铸造 Al-Si 合金的损伤演变的初始阶段, Si 颗粒和金属间化合物的开裂是微裂纹萌生的主要机理。同时可以看出,合金的断裂过程开始于局部损伤程度较高的区域,然后通过连接损伤程度较低的区域进行。因此,微裂纹的萌生是由局部应力分布决定的,它在整个区域的位置随机形成,而大裂纹的扩展是由受载试样的整体应力分布决定的。

为了提高 Al-Si 合金的拉伸性能和韧性, Si 颗粒的粒度及形貌控制非常重要,应仔细控制共晶 Si 颗粒的尺寸、体积分数和分布^[27],如高密度高体积分数、细小、近球形的 Si 颗粒有利于提高合金的强度和韧性。在熔炼过程中通过添加 Sr 元素,改变共晶 Si 的形核及生长方向将板条状共晶 Si 细化成细小纤维状^[28]。热处理时,附加的 Sr 原子优先偏聚在共晶 Si 粒子生长的孪晶表面关键位置^[29],导致 Si 颗粒在持续生长过程中取向变化较大,从而改善 Si 颗粒的形状和尺寸,提高合金的延展性和抗断裂行为^[30]。在后续的工作中可以通过激冷处理、超声处理等方法进一步改善 Si 颗粒的尺寸和形貌。

3 结 语

(1)利用相图计算对铸造 Al-Si 合金的成分进行优化,并结合微结构试验表征,避免了片状 β -AlFeSi 相的生成。

(2)铸造 Al-Si 合金在 $540\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ 固溶+ $180\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ 时效处理后具有较好的综合力学性能,抗拉强度为 292.57 MPa,屈服强度为 214.01 MPa,伸长率为 11.1%。

(3)研究了热处理态 Al-Si 合金原位拉伸变形的组织演变,发现合金中微裂纹主要是由 Si 颗粒和金属间化合物颗粒破裂形成,长径比较大的颗粒首先发生开裂,随着颗粒裂纹数量增加并连接成大裂纹,最后裂纹扩展导致样品失效。

(4) Si 颗粒的开裂在裂纹的连接及传播过程中起主导作用,为了提高铸造 Al-Si 合金的力学性能,应着重控制共晶 Si 颗粒的形貌、尺寸和体积分数。

参 考 文 献

- [1] 熊艳才, 刘伯操. 铸造铝合金现状及未来发展[J]. 特种铸造及有色合金, 1998(4): 3-7.
- [2] 李文意, 杨伏良, 马政, 等. 新型高塑铝-镁-硅系铝合金的力学性能[J]. 机械工程材料, 2010, 34(6): 58-60, 73.
- [3] 冉广, 周敬恩, 王永芳. 铸造 A356 铝合金的拉伸性能及其断口分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(10): 1 620-1 624.
- [4] 张春波, 王祝堂. 航空航天器铸造铝合金(1)[J]. 轻合金加工技术, 2012, 40(11): 5-18.
- [5] HU M, WANG T, FANG H, et al. Modeling of gas porosity and microstructure formation during dendritic and eutectic solidification of ternary Al-Si-Mg alloys[J]. J. Mater. Sci. Technol., 2021, 76(20): 76-85.
- [6] 焦文祝. 高性能亚共晶铝硅合金组织及性能研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2013.
- [7] JI S, YANG W, GAO F, et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2013, A564: 130-139.
- [8] DINNIS C M, TAYLOR J A, DAHLE A K. As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys[J]. Scr. Mater., 2005, 53(8): 955-958.
- [9] ANDERSSON J O, HELANDER T, HGLUND L, et al. ThermoCalc & DICTRA, computational tools for materials science[J]. Calphad, 2002, 26(2): 273-312.
- [10] LIU Y W P. The cracking mechanism of silicon particles in an A357 aluminum alloy[J]. Metall. Mater. Trans., 1996, A27(11): 3 558-3 568.
- [11] DOGLIONE R, DOUZIECH J L, BERDIN C, et al. Microstructure and damage mechanisms in A356-T6 alloy[J]. Mater. Sci. Forum, 1996, 217(1): 1 435-1 440.
- [12] CACERES C H. Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloy[J]. Acta Mater., 1996, 44(1): 25-33.
- [13] WANG Q G, CACERES C H, GRIFFITHS J R. Damage by eutectic particle cracking in aluminum casting alloys A356/357[J]. Metall. Mater. Trans., 2003, 34(12): 2 901-2 912.
- [14] OHR S M. An electron microscope study of crack tip deformation and its impact on the dislocation theory of fracture[J]. Mater. Sci. Eng., 1985, 72(1): 1-35.
- [15] 王习术, 梁锋, 曾燕屏, 等. 夹杂物对超高强度钢低周疲劳裂纹萌生及扩展影响的原位观测[J]. 金属学报, 2005, 41(12): 1 272-1 276.
- [16] 梁春雷, 李晓延, 巩水利, 等. SEM 原位观察 BT20 钛合金激光焊接头的断裂行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(12): 1 924-1 927.
- [17] BELMARES-PERALES S, ZALDÍVAR-CADENA A A. Addition of iron for the removal of the β -AlFeSi intermetallic by refining of α -AlFeSi phase in an Al-7.5Si-3.6Cu alloy[J]. Mater. Sci. Eng., 2010, B174(1): 191-195.
- [18] 胡欧林, 李鹏飞, 芦富敏, 等. Mg 和 Cu 含量对 Al-Si-Mg 系合金组织和性能的影响[J]. 上海金属, 2019, 41(1): 20-24.
- [19] HARO-RODRÍGUEZ S, GOYTIA-REYES R E, DWIVEDI D K, et al. On influence of Ti and Sr on microstructure, mechanical properties and quality index of cast eutectic Al-Si-Mg alloy[J]. Mater. Design, 2011, 32(4): 1 865-1 871.
- [20] DU Y, LIU S, ZHANG L, et al. An overview on phase equilibria and thermodynamic modeling in multicomponent Al alloys: Focusing on the Al-Cu-Fe-Mg-Mn-Ni-Si-Zn system [J]. Calphad, 2011, 35(3): 427-445.
- [21] SAMUEL E, GOLBAHAR B, SAMUEL A M, et al. Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys[J]. Mater. Design, 2014, 56(6): 468-479.
- [22] OGRIS E, WAHLEN A, LÜCHINGER H, et al. On the silicon spheroidization in Al-Si alloys[J]. J. Light Met., 2002, 2(4): 263-269.
- [23] 武汉琦, 白帮伟, 吴群虎, 等. 静置对 A356.2 铝液化学成分、力学性能及显微组织的影响[J]. 铸造, 2016, 65(7): 653-657.
- [24] 张恒华, 许珞萍, 邵光杰, AlSi7Mg 合金半固态压铸件热处理强化机理研究[J]. 材料热处理学报, 2003, 24(2): 62-65.
- [25] 石德珂, 金志浩. 材料力学性能[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1998.
- [26] JOSEPH S, KUMAR S. A systematic investigation of fracture mechanisms in Al-Si based eutectic alloy-Effect of Si modification [J]. Mater. Sci. Eng., 2013, A588(2): 111-124.
- [27] 孙瑜, 孙国雄. 热处理工艺对铝变质近共晶 Al-Si 铸造合金力学性能的影响[J]. 铸造, 2001(11): 18-22.
- [28] SUÁREZ-PENA B, ASENSIO-LOZANO J. Microstructure and mechanical property developments in Al-12Si gravity die castings after Ti and/or Sr additions[J]. Mater. Charact., 2006, 57(4-5): 218-226.
- [29] LIU X, ZHANG Y, BEAUSIR B, et al. Twin-controlled growth of eutectic Si in unmodified and Sr-modified Al-12.7Si alloys investigated by SEM/EBSD[J]. Acta Mater., 2015, 97(15): 338-347.
- [30] TIRYAKIOĞLU M. The effect of solution treatment and artificial aging on the work hardening characteristics of a cast Al-7Si-0.6Mg alloy[J]. Mater. Sci. Eng., 2006, A427(1): 154-159.

(编辑:栗万仲)

1~2 月工业机器人产量 4.54 万套

国家统计局发布消息,2021 年 1~2 月,全国规模以上工业企业的工业机器人产量 4.54 万套,同比增长 117.6%,创下历年同期新高。

分析指出,得益于疫情刺激,制造业长期被人为压制的升级转型需求得到释放,加上当下用工难问题凸显,借助国家智能制造转型升级战略契机,工业机器人迎来了大爆发机遇,3C、汽车、光伏等下游机器人应用产业的持续景气,促进了工业机器人的应用。业内人士也对工业机器人发展前景一片看好。

据悉,2020 年,即便受新冠疫情影响,全年工业机器人产量仍创历史新高,以 19.1% 的同比增速录得 23.7 万台(套)。

根据行业分析,2020 年我国工业机器人的国产化率仅为 39%,距离原计划的到 2020 年达到 50% 的目标尚远,面对计划的到 2025 年国产化率达到 70% 的目标,各企业仍需持续努力,尤其是在核心器件的研发上。

(摘自压铸周刊)