基于组织特征的挤压铸造 A356 合金 局部力学性能研究

马万里¹,赵海东¹,王雪灵¹,杨 鹏²,黄 智²

(1. 华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心,机械与汽车工程学院,广东广州 510640;2. 山东宏和轻量化科技有限公司,山东邹平 256200)

摘要:采用基于微观组织特征的有限元分析(FEA),计算了A356挤压铸件不同部位的力学性能。通过不同分析域尺寸、网格尺寸和FEA模型的分析,确定了合适的有限元模型,使用试验拉伸结果对FEA结果进行了验证,探讨了组织特征对性能的影响。结果表明,Si粒子长度和形状因子增大,抗拉强度与伸长率均呈下降趋势;Si粒子的密度和面积分数的增大,抗拉强度提高和伸长率降低;A356合金的损伤演化过程可分为Si粒子断裂(微裂纹的形成)、裂纹的扩展和连接三个阶段;Si粒子小而圆整且分布较均匀时,局部力学性能各向异性小,Si粒子长宽比较大且呈现出明显的方向性时,局部力学性能各向异性加大。 关键词:A356合金;挤压铸造;组织特征;有限元分析;力学性能

Al-7Si-0.4Mg(质量分数,%)合金(A356)因其低密度、高比强度和良好的铸造性能,广泛应用于汽车铝合金构件^[1]。压铸是生产复杂形状铝合金铸件的有效方法之一^[2],但在传统压铸过程中,液态金属易产生紊流,导致气体和氧化膜的卷入,形成孔洞缺陷^[3-4],降低了铸件的力学性能。因此,挤压铸造^[5]、高真空压铸^[6-7]等高完整性铸造技术的发展得到广泛关注和应用。

挤压铸造通过对液态金属施加超过50 MPa的挤压力,有效防止和减少了凝固过 程的孔洞形成,生产的铸件具有较高的完整性和优异的力学性能^[8-10]。但在挤压铸造 过程中,随着凝固的进行,挤压力逐渐衰减^[8],加上铸件壁厚不均匀导致的冷却速度 不同,使得铸件不同部位的微观组织和力学性能存在显著差异^[11]。在挤压铸造件设 计中,如果能够充分考虑各个部位力学性能的差异,可以优化设计、实现结构轻量 化的目的,故而准确获知铸件不同部位的力学性能至关重要。但是,由于拉伸试样 尺寸要求,铸件有些局部无法通过拉伸试验分析性能,因此,建立挤压铸件局部性 能计算或预测方法的研究具有重要意义。

近年来,基于微观组织特征的有限元分析已广泛应用于研究多相材料的力学行为^[12-15]。Sun等^[12]通过有限元的方式研究了双相钢的局部断裂行为,发现在自由侧向 边界的平面应力状态下,模型以切断为主要断裂方式,当侧向边界受严格约束时, 模型以正断为主要断裂方式;Zhang等^[15]基于三维微观组织的有限元模型,预测了 SiC_p/Al复合材料的变形和断裂过程,指出7%SiC_p/Al复合材料的断裂是由颗粒断裂和 界面脱粘引起的。但是,基于组织特征的挤压铸造铝合金力学性能研究尚未见 报道。

本文基于A356挤压铸件的微观组织特征,考虑了α-AI基体的延性损伤和Si粒 子的脆性断裂,建立了铸件不同部位的有限元模型;预测了铸件不同部位的力学性 能,并通过拉伸试验验证了FEA结果的准确性;研究了微观组织特征对局部力学性 能、A356合金的损伤行为以及局部力学性能的各向异性的影响。

作者简介:

马万里(1999-),男,硕士, 主要研究方向为 AlSi 合金 挤压铸造件的性能预测。 E-mail: 18130282196@163. com 通讯作者: 赵海东,男,教授,博 士,博士生导师。电话: 020-87112948-302; E-mail: hdzhao@scut.edu.cn

中图分类号:TG249.2 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 03-0303-10

基金项目: 北京市自然科学基金 - 小米创新联合基金 (L223001); 广东省重 点领域研发计划资助项目 (2020B010186002)。 收稿日期: 2023-10-23。

1 试验过程

图1给出了所研究的实际A356挤压铸件,该铸件采 用宇部挤压铸造机HVSC350成形,铸件采用直读光谱 分析,其实际化学成分如表1所示,对铸件进行T6热处 理(在535℃固溶7.5 h),出炉水冷后在170℃进行时 效,时效时间为6 h。微观组织和拉伸性能分析取样如 图1所示,其中,2[#]和8[#]部位为片状拉伸试样,其余为 金相试样。金相试样经砂纸研磨、抛光后用体积分数 为0.5%的HF腐蚀10s,使用Leica DMC 4500光学显微 镜对铸件不同部位的微观组织形貌进行表征,并采用 Python语言设计的粒子特征计算程序^[16],定量分析不同 部位的组织特征。采用相同的方式表征拉伸试样(2^* 和 8^*)不同区域的微观组织,试样不同区域如图1f所示, 从左至右依次记为区域1-区域6。用SHIMADZ AG-X 100KN 万能材料实验机对试样进行拉伸试验,应变速 率为7.58×10⁴ s⁻¹。

表1 挤压铸造A356右悬置托臂化学成分 Table 1 The chemical composition of A356 squeezing

		Ca	sting		** B /	/0
Si	Mg	Fe	Ti	Sr	Al	
7.12	0.35	0.09	0.17	0.02	余量	



(a) 正视图



(b) 左视图



(c)俯视图



(d)后视图



(f) 拉伸试样区域

图1 挤压铸造A356右悬置托臂和取样位置 Fig. 1 A356 squeezing casting and position of the samples

2 基于微观组织的有限元分析

基于图像的有限元分析(Image-Based Finite Element Analysis, IB-FEA)是一种将微观组织与力 学性能相结合的技术。该技术基于二维或三维图像, 将材料的微观组织形貌纳入有限元模型,通过为图像 内不同的相分配相应的材料属性,计算材料的力学性 能。其原理如下^[17]:

$$\frac{\partial \sigma_{\rm bulk}}{\partial \varepsilon_{\rm bulk}} = \sigma_{\rm bulk} \tag{1}$$

式中: σ_{bulk} 是微观组织单元上的平均von Mises应力, $\varepsilon_{\text{bulk}}$ 是微观组织单元上的平均von Mises应变。满足式 (1)关系的应力和应变即为该组织对应的抗拉强度和 伸长率。

2.1 微观组织

图2为T6态A356挤压铸造件不同部位的微观组 织。所研究的铸件在100 MPa挤压力下凝固成形,组织 致密,未发现微观孔洞。合金中Mg含量为0.35%(表 1),凝固过程中形成的Mg₂Si相在T6热处理下可以完 全固溶,时效后以 β "相的形式析出在 α -Al基体中^[18]; 合金中Fe含量仅0.09%,图2中含Fe金属间化合物不明显。因此,微观组织主要为α-Al基体和Si粒子,但铸件不同区域两相表现出明显的差异。进一步对微观组织试样的α-Al基体和Si粒子的组织特征进行定量分析,部分结果如表2所示。



图2 铸件不同部位的微观组织

Fig. 2 Microstructures of different positions of the casting

表2 挤压铸件不同试样的组织特征 Table 2 Microstructure characteristics of different samples

2-1-1-1-	粒子长	と度/μm	粒子长	、宽比	粒子面	粒子间	距/µm	粒子密	粒子形	状因子	最大无Si粒子
风件	最大	平均	最大	平均	积分数	最小	平均	度/µm ⁻²	最大	平均	区域面积/µm²
$1^{\#}$	6.73	5.21	4.32	1.51	0.099	1.61	4.14	0.019	3.28	1.79	322.02
3#	11.89	6.25	4.95	1.68	0.117	1.40	4.12	0.020	3.75	1.86	1118.73
4#	7.47	4.82	4.13	1.62	0.116	1.72	3.74	0.021	3.07	1.80	891.70
5#	5.80	3.72	4.25	1.62	0.090	1.53	3.53	0.025	2.87	1.76	773.14
6#	6.44	4.80	3.93	1.87	0.097	1.80	4.21	0.021	2.89	1.76	291.54
17#	7.52	4.34	3.41	1.56	0.094	1.54	3.78	0.025	3.38	1.78	868.66
18#	7.86	4.76	4.28	1.72	0.096	1.42	4.10	0.019	3.76	1.83	800.82
19#	6.98	5.03	4.27	1.76	0.088	1.70	4.12	0.025	3.39	1.75	284.22
34#	6.88	4.58	3.86	2.07	0.057	1.58	4.11	0.015	2.71	1.76	513.36
35#	7.22	4.26	4.57	2.58	0.059	1.43	4.10	0.015	2.92	1.77	498.00
36#	6.58	3.97	5.91	1.87	0.064	2.09	4.21	0.017	3.67	1.81	940.71

306 月日 FOUNDRY 轻合金凝固技术专题

2.2 有限元模型

构建包含微观组织特征的有限元模型包括两个步 骤:微观组织的重构和将其转化为有限元模型。微观 组织重构的过程如图3所示,从铸件不同部位的微观组 织上选取合适的分析域,根据α-Al基体和Si粒子对比 度的差异,采用OOF软件^[19]的统计工具(Demography tools)进行二值化处理。

基于图像的有限元技术存在一个主要问题,即锯 齿状边缘的相界面引入了人为的应力集中^[20-21],会导致 有限元计算结果出现较大的误差。对相界面采用样条 曲线平滑化处理,将处理后的图像导入Abagus/CAE软 件中建立有限元模型。在Abaqus/Explicit中,对模型的 X和Y方向施加准静态单轴载荷,如图4a-b所示,采用 平面应变单元(CPE3)进行有限元分析。



(a) 18[#]试样的微观组织

图3 微观组织重构过程

Fig. 3 The process of the microstructure-based reconstruction model generation



(a) X方向拉伸; (b) Y方向拉伸; (c) 本构应力-应变关系 图4 边界载荷条件和本构关系 Fig. 4 Loading and boundary conditions of the FEA models for simulation

2.3 本构关系

微观组织结果表明,T6态挤压铸造A356合金主要 包括 α -Al基体和Si粒子。假定A356合金中的 α -Al基体 是均匀的各向同性弹塑性相,采用Ramberg-Osgood模 型^[22]描述其准静态应力应变关系:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha \frac{\sigma_0}{E} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \tag{2}$$

式中: E为杨氏模量, σ_0 为 α -Al基体的屈服强度, α 为 材料常数, n为应变硬化指数。Si粒子为各向同性脆性 相,表3为α-Al基体和Si粒子的具体参数设置^[23-24]。两 相的应力-应变关系如图4c所示。

表3 α -Al基体和Si粒子的参数设定 Table 3 Parameter setting of the $\,\alpha$ -Al matrix and Si particles

组织	密度/ (g·cm ⁻³)	杨氏模量/GPa	泊松比	α	n
α-Al基体	2.7	69	0.33	1	12
Si粒子	2.33	130	0.28	-	-

2.4 损伤行为

α-Al基体是弹塑性相,在单轴载荷条件下发生典 型的延性断裂,采用公式(3)来描述其损伤行为^[25-26]。

$$\omega_{\rm D} = \int \frac{\mathrm{d}\bar{\varepsilon}^{\rm pl}}{\bar{\varepsilon}^{\rm pl}_{\rm D}(\eta, \bar{\varepsilon}^{\rm pl})} = 1 \tag{3}$$

式中: $\eta = \sigma_m / \sigma_y$ 为应力三轴度, σ_m 为静水压力, σ_y 为 von Mises应力。 $\tilde{\epsilon}_D^{p'}$ 为等效塑性应变,模型假设其为 应力三轴度 η 和等效塑性应变率 $\tilde{\epsilon}^{p'}$ 的函数。在Abaqus/ Explicit中确定断裂发生时的等效塑性应变、应力三轴 度和等效塑性应变率来描述 α -Al基体的延性损伤行 为。

采用最大主应力准则来确定Si粒子的脆性断裂, 根据Joseph^[27]等人的研究,AlSi合金中Si粒子的断裂强 度一般在500~1 000 MPa之间。Harris^[28]等人也证实, 当Si粒子应力超过平均值600 MPa时就会发生断裂。因 此,计算中选取平均值600 MPa作为Si粒子的断裂强 度。本研究采用元素去除法模拟了微观结构的损伤行 为和裂纹扩展。当A356合金中的相满足相应的断裂准 则时,认为相对应的有限元单元断裂。

2.5 模型对比

分析域尺寸、网格尺寸和FEA模型对FEA结果有

着重要影响,因此需要研究其对计算结果的影响, 以确定合适的有限元模型。首先构建了 $50 \times 50 \ \mu m^2$ 、 100×100 µm²和150×150 µm²三种不同尺寸的FEA模 型,图5a为不同分析域尺寸下的模拟应力-应变曲线。 结果表明,分析域尺寸的变化对弹性模量的影响较 小,但随着分析域尺寸的增大,抗拉强度稍有提高而 伸长率略降低。当分析域尺寸超过100×100 μm²后, 力学性能计算结果变化较小,这是因为计算尺寸较小 时,有限的Si粒子不能准确反映出总体微观组织特征 的影响,较大的分析域尺寸包含更多的微观组织特征 信息,提高了计算的准确度,但也会导致计算时间的 增加。与单轴拉伸试验不同,模拟得到的应力-应变曲 线(图5)显示,试样在断裂后的应力并未迅速下降至 零,当应变达到一定程度后,应力逐渐下降并产生波 动,与Zhang等^[15]的研究结果一致。这是由于在计算过 程中,模型的每个单元均采用了线性损伤演化规律, 而该条件下损伤单元的应力无法迅速降至零。





图6a-c为计算中采用的三组网格尺寸(AI基体网格 尺寸,Si粒子网格尺寸),分别为粗网格尺寸(2μm, 1.5μm)、细网格尺寸(1μm,0.6μm)和极细网格尺 寸(0.5μm,0.3μm),图5b为不同网格尺寸下模拟应 力-应变曲线。模拟不同网格尺寸下X方向拉伸的FEA结 果(图6d-f)表明,在网格尺寸小于(1μm,0.6μm) 组时断裂结果类似,抗拉强度和伸长率差异较小(图 5b)。

在分析域尺寸和网格尺寸相同的条件下,对铸件 同一部位的不同模型进行模拟,图5c为对应的应力-应 变曲线。结果表明,FEA模型的变化对计算结果产生显 著影响,这是因为不同分析域的组织特征存在差异, 从而影响了有限元计算结果。根据其他学者的研究^[12-15],可 采用代表性体积单元(Representative Volume Element, RVE)反映材料的微观组织。RVE通常是指在统计上代 表材料微观组织特征的小体积单元,因此根据表2的特 征数据来确定相应的分析域。

基于上述结果,后续有限元计算中,对α-AI基体

和Si粒子分别选用1和0.6 μm的网格尺寸,不同部位试 样取100×100 μm²的RVE模型,在与试验相同的应变速 率下,施加准静态单轴载荷进行有限元分析。

2.6 模型验证

采用上述模型和方法对图1f拉伸试样(2*和8*)6 个不同区域(区域1-区域6)的微观组织进行有限元分 析,得到各区域的应力-应变曲线,如图7a-b所示;图 7c-d为上述区域计算的最低性能与试验结果的对比。结 果表明,基于RVE模型模拟得到的弹性模量与试验结 果极为接近,在抗拉强度和伸长率方面,试验结果和 模拟结果基本吻合,在拉伸试验中,通常认为微裂纹 首先在局部应力集中区域产生,这些应力集中导致了 局部力学性能的降低^[29]。随后微裂纹逐渐扩展直至导 致断裂,因此局部力学性能最低的区域通常为断裂的 起始区域。图7c和d实际拉伸试样断裂位置与计算的最 低力学性能部位吻合,验证了FEA结果的准确性和有效 性。

请告 FOUNDRY 轻合金凝固技术专题 308





由图7c和d可知,6个区域中局部最低的抗拉强度 和伸长率略低于试验拉伸结果,其原因为:实际拉伸 中主裂纹扩展至力学性能最低的区域外时,裂纹扩展 所受到的阻力增加,需要更高的应力水平才导致试样 的断裂;实际拉伸中在局部力学性能最低的区域外也 可以形成微裂纹(Si粒子断裂或与基体脱粘)时,将分 散主裂纹周围的应力集中,减缓主裂纹的扩展速度, 此外这些微裂纹的形成也可以带来一定的塑性变形, 所以实际伸长率高于局部最低的伸长率[30]。

结果与讨论 3

350

300

250

200

150

100

50

並 力I/MPa

3.1 微观组织特征的影响

基于上述分析,对A356挤压铸件的局部力学性

能进行计算,表4为铸件不同部位试样在X和Y方向拉 伸时性能的计算结果。结果表明,试样X和Y方向性 能具有差异性,其中4[#]、11[#]、14[#]、26[#]和27[#]试样X和 Y方向计算性能差异较大,关于组织特征对性能各向 异性等影响,后面小节会单独讨论。为量化微观组织 特征参数对抗拉强度和伸长率的影响,进行了皮尔森 (Pearson)相关系数分析,图8为微观组织特征对局部 力学性能影响的皮尔森相关系数分析结果,数值的正 负表明为正相关还是负相关,数值越接近1或-1表明影 响越大。

图8表明,Si粒子的密度对抗拉强度的影响最为显 著,Si粒子密度的增大提高了对位错的阻碍作用,导致 抗拉强度的提高;相反,Si粒子面积分数的增大减少了

表4	铸件不同部位的力学性能				
Table 4 Mechanical properties of each position of the					
squeezing castings					

	抗拉强度/MPa		伸长	率/%
	X方向	Y方向	X方向	Y方向
1#	325	322	37.4	6.8
3#	320	315	5.6	4.1
4#	316	325	4.4	6.8
5#	327	325	8.3	7.4
6#	324	325	7.1	7.3
17#	322	327	5.8	8.2
$18^{\#}$	322	325	6.4	8.1
19#	329	331	9.4	11.1
34#	325	321	8.6	7
35#	323	312	7.8	8.5
36#	325	322	8.6	7

max_length	-0.58	-0.54
avg_length	-0.45	-0.46
max_aspect_ratio	-0.04	0.12
mean_aspect_ratio	-0.17	0.01
particle_area_fraction	-0.25	-0.58
min_particle_distance	-0.14	-0.03
average_distance	-0.35	-0.24
particle_density	-0.30	-0.02
max_shape_factor	-0.40	-0.45
avg_shape_factor	-0.54	-0.42
Maximum Si-free particle area	-0.44	-0.30
	强度	伸长率

图8 微观组织特征对局部力学性能的影响 Fig. 8 Effect of microstructure characteristics on local mechanical properties

塑性基体相的数量,并且在相同应变条件下存在更多 Si粒子发生开裂的可能,导致主裂纹快速扩展^[30],从而 导致伸长率的降低;Si粒子的长度和形状因子的减小会 导致抗拉强度和伸长率的提高。这是因为小而圆整的Si 粒子在拉伸过程中,内应力增长较为缓慢,而较长或 不规则的Si粒子在较低的应变下就接近Si粒子的断裂应 力,从而产生微裂纹^[31-32]。

3.2 损伤演化

图9a-c为模型在X方向拉伸时的损伤演化过程, 其损伤演化规律遵循了典型的Si粒子断裂(微裂纹形成)、裂纹扩展和连接的过程^[31],图9d为模型断裂后的结果。图9a为模型的损伤起始,由于A356合金的非 均匀变形,Si粒子内部产生内应力,当应变为1.9%时, 粒子应力达到其断裂强度从而发生断裂,粒子内部微裂纹形成。

粒子断裂后,随着应变的增加,相邻粒子的微裂纹连接成为一定长度的裂纹(初始微裂纹扩展), 并伴随有粒子断裂形成新的微裂纹,同时,粒子断 裂形成的裂纹沿外加应力的方向扩展,裂纹逐渐宽化 (图9b)。当超过某临界应变值后,间距较小的粒子 之间基体变得不稳定,取向接近的裂纹相互连接(图 9c),最终在一定的应变条件下,模型发生断裂,形 成图9d的断裂路径。



图9 损伤演化和断裂行为的模拟结果 Fig. 9 Simulation results showing the damage evolution and fracture behavior in the RVE model

3.3 局部力学性能的各向异性

由于拉伸试验是破坏性的试验,无法研究同一微观组织力学性能的各向异性,基于组织特征的有限元 计算,为研究局部力学性能各向异性提供了可能性。 表4结果显示,所研究的试样中6^{*}、7^{*}、9^{*}、22^{*}和25^{*}等 *X*和*Y*方向拉伸性能差异较小,4^{*}、11^{*}、14^{*}、26^{*}和27^{*} 等*X*和*Y*方向拉伸性能差异较大。

图10为22[#]和26[#]试样X和Y方向拉伸2%应变时Si粒 子的应力分布。结果表明,22[#]试样中Si粒子小而圆整 且分布较均匀,在X和Y方向拉伸时局部力学性能计算 结果接近,在此应变下X和Y方向拉伸时试样中Si粒子 的应力分别为548 MPa和540 MPa,应力集中变化较 小,粒子发生断裂的可能性相近;26[#]试样中Si粒子长 宽比较大,且分布呈现出明显的方向性,当拉伸方向



(*X*方向)与试样中长宽比较大粒子的长轴夹角较小时,Si粒子的应力较大(596 MPa);当拉伸方向(*Y*方向)与长轴夹角较大时,相同应变下试样中同一Si粒子应力仅为340 MPa,与*X*方向拉伸相比,降低了Si粒子的应力集中,上述结果表明,试样在*X*方向拉伸时,Si粒子应力集中较大、易发生断裂,该方向计算的局部抗拉强度和伸长率分别为319 MPa和4.5%,而在*Y*方向表现出更好的局部拉伸强度(325 MPa)和伸长率(8.2%)。

图11为Si粒子形状和取向对位错运动影响的示意 图。对于小而圆整的Si粒子,在X和Y方向拉伸时位错 都能够容易绕过,如图11a。当拉伸方向与长宽比较 大、Si粒子的长轴夹角较小时,位错受到的阻碍较大, 形成位错聚集区域,进而导致这些粒子被切割或断裂 (图11b)。因此,Si粒子小而圆整且分布较均匀时, 局部力学性能各向异性小;当Si粒子长宽比加大,局部 力学性能各向异性加大。

4 结论

(1)基于组织特征的挤压铸造A356合金局部力学 性能预测模型有效,为保证计算结果的准确性和有效 性,有限元模型尺寸应不小于100×100 μm²,α-Al基 体和Si粒子的网格尺寸应分别小于1 μm和0.6 μm。实际 拉伸性能略高于计算的局部最低抗拉强度和伸长率。



movement

(2)合金的损伤演化过程主要分为Si粒子断裂 (微裂纹的形成)、裂纹的扩展和连接三个阶段。拉 伸应变的增加,Si粒子应力增加,发生断裂;随着应变 继续增加,相邻粒子的微裂纹连接成为一定长度的裂 纹(初始微裂纹扩展);当超过某临界应变值后,间 距较小的粒子之间基体变得不稳定,取向接近的裂纹 相互连接,最终发生断裂。

(3)挤压铸造A356合金中Si粒子对合金性能具有 较大的影响。Si粒子长度和形状因子增大,降低合金的 抗拉强度与伸长率,而Si粒子的密度和面积分数的增大 则导致抗拉强度的提高和伸长率的降低。当Si粒子小而 圆整且分布较均匀时,不同的拉伸方向下粒子应力集 中变化较小,局部力学性能各向异性小;当Si粒子长宽 比较大且呈现出明显的方向性时,拉伸方向与这些粒 子的长轴夹角较小时,局部力学性能较差,而夹角较 大时,局部力学性能较好。

致谢:感谢山东宏和轻量化科技有限公司为研 究提供了实验分析铸件;同时感谢山东宏和轻量化科 技有限公司"高服役性高疲劳挤压铸造结构件制备技 术"项目的资助支持。

参考文献:

- ABOU EL-KHAIR M T. Microstructure characterization and tensile properties of squeeze-cast AlSiMg alloys [J]. Materials Letters, 2005, 59 (8–9): 894–900.
- [2] KAUFMANNM H, UGGOWITZER P J. Metallurgy and processing of high integrity light metal pressure castings [M].Schiele & Schön, 2007.
- [3] 万谦,赵海东,邹纯.铝合金压铸件微观孔洞三维特征及分布的研究 [J].金属学报,2013,49(3):284-290.
- [4] ZHAO H D, WANG F, LI Y Y, et al. Experimental and numerical analysis of gas entrapment defects in plate ADC12 die castings [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209 (9): 4537–4542.
- [5] RAJAGOPAL S. Squeeze casting: a review and update [J]. Journal of Applied Metalworking, 1981, 1 (4): 3-14.
- [6] LIU F, QIN J, ZHAO H, et al. Influence of intermetallics and element concentrations on the performance of the heat treated HVDC AlSiMgMnCu alloys at nano-scale [J]. Materials & Design, 2023, 229: 111902.
- [7] 雷月琴,赵海东,王雪灵,等.高真空压铸AlSi10MgMn合金淬火敏感性 [J/OL]. 中国有色金属学报:1-16. [2023-09-09]. http://kns.cnki.net/kcms/detail/43.1238.TG.20230307.1416.008.html.
- [8] 李俊文,赵海东,吴朝忠,等.铝合金挤压铸造过程界面的传热行为 [J].中国有色金属学报,2014(11):2727-2734.
- [9] JAHANGIRI A, MARASHI S P H, MOHAMMADALIHA M, et al. The effect of pressure and pouring temperature on the porosity, microstructure, hardness and yield stress of AA2024aluminum alloy during the squeeze casting process [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 245: 1–6.
- [10] HAN Z, HUANG X, LUO A A, et al. A quantitative model for describing crystal nucleation in pressurized solidification during squeeze casting [J]. Scripta Materialia, 2012, 66 (5): 215–218.
- [11] KOBAYASHI T. Strength and fracture of aluminum alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 280 (1): 8-16.
- [12] SUN X, CHOI K S, LIU W N, et al. Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization [J]. International Journal of Plasticity, 2009, 25 (10): 1888–1909.
- [13] RAMAZANI A, PINARD P T, RICHTER S, et al. Characterisation of microstructure and modelling of flow behaviour of bainite-aided dual-phase steel [J]. Computational Materials Science, 2013, 80: 134–141.
- [14] QING H. 2D micromechanical analysis of SiC/Al metal matrix composites under tensile, shear and combined tensile/shear loads [J]. Materials & Design, 2013, 51: 438-447.
- [15] ZHANG J, OUYANG Q, GOU Q, et al. 3D Microstructure-based finite element modeling of deformation and fracture of SiCp/Al composites [J]. Composites Science and Technology, 2016, 123: 1–9.
- [16] 马万里,沈旭,赵海东. 铸造铝合金Si粒子特征定量计算软件 V1.0. [CP/OL]. 2023–11–27.
- [17] JUNG J, YOON J I, PARK H K, et al. An efficient machine learning approach to establish structure-property linkages [J]. Computational Materials Science, 2019, 156: 17–25.
- [18] 胡宸,赵海东,王雪灵,等. Mg 含量对高真空压铸 AlSi10MgMn 合金时效强化的影响 [J]. 中国有色金属学报,2020,30(7): 1481–1490.
- [19] LANGER S A, FULLER E R, CARTER W C. OOF: an image-based finite-element analysis of material microstructures [J]. Computing in Science & Engineering, 2001, 3 (3): 15–23.
- [20] HOLLISTER S J, RIEMER B A. Digital-image-based finite element analysis for bone microstructure using conjugate gradient and Gaussian filter techniques [C]//Mathematical Methods in Medical Imaging II.SPIE, 1993, 2035: 95–106.
- [21] HOLLISTER S J, KIKUCHI N. Homogenization theory and digital imaging: a basis for studying the mechanics and design principles of bone tissue [J]. Biotechnology and Bioengineering, 1994, 43 (7): 586–596.
- [22] BAO G, LIN Z. High strain rate deformation in particle reinforced metal matrix composites [J]. Acta Materialia, 1996, 44 (3): 1011-

1019.

- [23] GHOSH S, MOORTHY S. Particle fracture simulation in non-uniform microstructures of metal-matrix composites [J]. Acta Materialia, 1998, 46 (3): 965–982.
- [24] GALL K, HORSTEMEYER M, MCDOWELL D L, et al. Finite element analysis of the stress distributions near damaged Si particle clusters in cast Al–Si alloys [J]. Mechanics of Materials, 2000, 32 (5) : 277–301.
- [25] YANG F, VELJKOVIC M, LIU Y. Ductile damage model calibration for high-strength structural steels [J]. Construction and Building Materials, 2020, 263: 120632.
- [26] SIMULIA D S. Abaqus Analysis User's Guide, v.6.13 [J]. Johnston, RI, 2013.
- [27] JOSEPH S, KUMAR S, BHADRAM V S, et al. Stress states in individual Si particles of a cast Al-Si alloy: Micro-Raman analysis and microstructure based modeling [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 625: 296–308.
- [28] HARRIS S J, O' NEILL A, BOILEAU J, et al. Application of the Raman technique to measure stress states in individual Si particles in a cast Al–Si alloy [J]. Acta Materialia, 2007, 55 (5): 1681–1693.
- [29] MAG, LIR, LIR. Effects of stress concentration on low-temperature fracture behavior of A356 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 667: 459–467.
- [30] 李祥. A319合金Al2Cu相的三维特征及其对力学性能的影响 [D]. 广州:华南理工大学, 2022.
- [31] WANG Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 2887–2899.
- [32] WANG Q G. Plastic deformation behavior of aluminum casting alloys A356/357 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35: 2707–2718.

Study on Local Mechanical Properties of Squeezing Casting A356 Alloy Based on Microstructural Characteristics

MA Wan-li¹, ZHAO Hai-dong¹, WANG Xue-ling¹, YANG Peng², HUANG Zhi²

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, Guangdong, China; 2. Shandong Honghe Lightweight Technology Co.Ltd., Zouping 256200, Shandong, China)

Abstract:

The local mechanical properties of A356 squeezing castings were studied by finite element analysis (FEA) with microstructure-based models. By analyzing different analysis domain sizes, mesh sizes and FEA models, the FEA models for each position were determined. Subsequently, the accuracy of the calculation results was validated by experimental results. Furthermore, the effect of microstructural characteristics on mechanical properties was explored, indicating that with an increase in Si particle length and shape factor, both the ultimate tensile strength and elongation exhibited a decreasing trend. Conversely, higher Si particle density and area fraction resulted in increasing ultimate tensile strength but decreasing elongation. The damage evolution process of the A356 alloy consisted of three stages: particle cracking (microcrack formation), crack propagation and connection. When the Si particles were small and uniformly distributed, the local mechanical properties exhibited low anisotropy. Conversely, when the Si particles had a larger aspect ratio and exhibited pronounced orientation, increased anisotropy was observed.

Key words:

A356 alloy; squeezing casting; microstructural characteristics; finite element analysis (FEA); mechanical properties