

压铸铝 / 镁合金微观组织特征与分布的三维断层扫描研究进展

赵海东, 王雪灵, 万 谦, 白文辉, 刘 斐

(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)

摘要: 铝/镁合金压铸件广泛应用于汽车工业。微观组织对铸件的力学性能有着决定性的影响, 而微观组织特征对于研究微观结构与力学性能之间的关系至关重要。在过去十年间, 人们利用X射线断层扫描技术(μ -CT)对压铸铝/镁合金的微观组织特征, 尤其是微观孔洞和富Fe金属间化合物, 展开了三维研究。本文回顾了压铸铝/镁合金微观组织三维断层扫描研究进展与现状, 重点包括: 微观孔洞、富Fe金属间化合物等三维特征及其分布; 微观组织对合金力学性能的影响与定量关系; 展望了基于实际三维特征的压铸铝/镁合金组织形成机制和组织与性能关系的研究。

关键词: 铝/镁合金; 压铸; 三维特征; 空间分布

自20世纪起, 全球工业化进程迅速推进, 引发了一系列与环境和资源紧密相关的问题。在此背景下, 节能减排理念在各领域逐步得到接纳与深入践行。汽车轻量化作为减少排放的重要举措, 致力于减轻汽车的整体重量。铝/镁合金压铸(HPDC)工艺在汽车零部件制造中展现出显著优势。其不仅能实现复杂形状部件的近净成形, 极大提升材料利用率与生产效率, 还具备自动化程度高和生产成本低等特点^[1]。应用范围涵盖发动机缸体和变速箱等传统压铸零部件, 以及支柱、减震塔和副车架等高真空压铸(HVDC)零部件^[2]。

与重力铸造和低压铸造相比, 在压铸过程中, 合金熔体以每秒几十米的高速速度注入型腔。因此, 高速填充过程中产生的紊流导致压铸件中通常含有孔洞缺陷^[3]。孔洞的存在减少了铸件的有效承载面积, 降低了铸件的强度和塑性, 并产生应力集中萌生裂纹, 极大地缩短了铸件的疲劳寿命^[4-6]。同时, 气孔会在热处理时造成表面起泡, 限制了压铸铝/镁合金的应用范围。为了减少和消除气孔的影响, 真空和高真空压铸应运而生, 并在实际生产中得到应用, 使高真空压铸件的力学性能可以通过热处理进一步提高。然而, 一些杂质元素, 特别是Fe元素, 会形成脆性金属间化合物, 降低高真空压铸件的力学性能^[7]。此外, 为满足不断提高的性能需求, 微合金化成为一种经济有效地强化高真空压铸铝/镁合金手段。以AlSi合金为例, 添加镁和铜元素可以形成不同强化金属间化合物^[8-10]。微合金化不仅促使新相生成, 还能改变原有相的形貌和特征, 对控制铸件性能起着关键作用。

压铸铝/镁合金微观组织特征及分布对合金的力学性能有着重要影响。因此, 在过去的二十年里, 研究者对其微观组织特征及分布给予了诸多关注。传统研究中, 利用阿基米德定律、光学显微镜(OM)以及扫描电子显微镜(SEM)对合金中的 α -Al/Mg晶粒、Si颗粒、金属间化合物以及孔洞等进行了分析研究^[11-14]。然而, 这些技术仅能获取二维截面信息。三维成像技术能够有效揭示材料内部不同相的形貌特征及空间分布, 对深入探究铸造铝/镁合金微观组织形成机制, 以及理解微观组织与宏观力学性能之间的内在联系具有重要意义。近十年来, 随着X射线断层扫描技术的发展, 压铸铝/镁合金微观组织的三维可视化及量化研究得以开展, 丰富了人们对相

作者简介:

赵海东(1970-), 男, 教授, 主要从事铝合金铸造成形及其建模仿真研究工作。

E-mail: hdzhao@scut.edu.cn; zhaohaidong@tsinghua.org.cn

中图分类号: TG146.2;
TG249.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)
05-0553-18

收稿日期:

2025-02-20。

特征及形成的认识。在本文中, 梳理并总结了压铸铝/镁合金微观组织三维断层扫描研究进展与现状, 并提出了该领域未来值得深入探索的研究方向。

1 压铸合金微观组织三维特征

1.1 微观孔洞

通常情况下, 铝铸件中存在气孔与缩孔。重力铸造铝合金中的缩孔在凝固过程中的高固相分数阶段形成。不同的是, 传统压铸铝/镁合金中, 金属液在高速填充型腔时呈现紊流状态, 易卷入气体形成气孔, 并在凝固期间长大。因此, 压铸铝/镁合金中的微观孔洞具有更多样化的特征。传统方法是通过阿基米德法或基于金相图像测量孔隙率与孔洞尺寸等特征^[3, 11-12]。然

而, Felberbaum等人在对重力铸造铝铜合金微观孔洞三维特征的研究中指出, 在金相图像上分散分布的气孔在三维空间中相互连通^[17]。

Lee和Gokhale通过堆叠合金试样上采集的连续金相图像切片, 重构出压铸AE44镁合金微观组织三维特征, 如图1所示^[18]。每张切片面积为 $22.5\ \mu\text{m}^2$, 分辨率达到了 $1\ \mu\text{m}$, 切片间距设定为 $2\ \mu\text{m}$ 。这项研究首次以高分辨率方式揭示了压铸合金中微观孔洞的形貌与特征。研究结果表明, 压铸AE44镁合金中的气孔呈球形, 表面光滑, 在空间上与缩孔分离。这些气孔所具备的特征, 或许能够为解释该合金所拥有的优异性能提供理论依据。

在铸造工艺的研究中, 同步辐射X射线已被广泛应

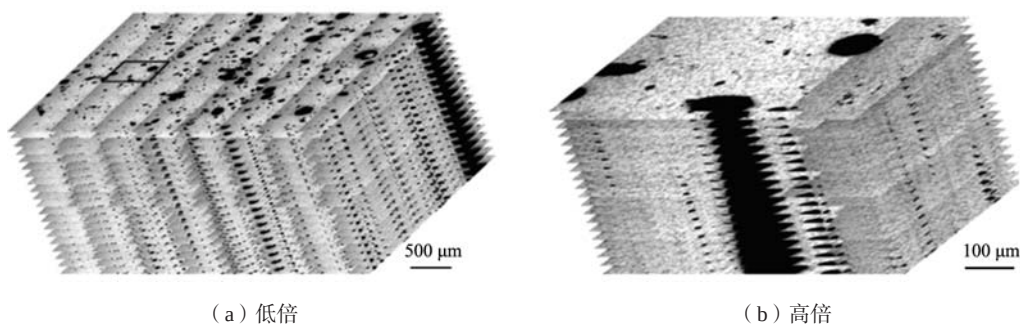


图1 基于连续切片技术重构压铸AE44合金中的孔洞

Fig. 1 Reconstructed pores in HPDC AE44 alloys based on a serial sectioning technique

用于观察液态金属充型阶段的流动^[19-20]以及凝固过程枝晶和孔洞的形成^[21-22]。这些研究展示了X射线投影下的二维图像。随着X射线断层扫描技术的发展, 铝合金铸件中的相可以通过更高分辨率的无损检测手段进行分析并获得三维特征信息。由于微观孔洞的存在会降低铝合金铸件性能, 研究者利用先进的 μ -CT技术对重力铸造铝合金中的微观孔洞特征展开了研究^[17, 23]。其优

点在于检测范围大, 分辨率高, 并能定量分析孔洞空间特征。研究表明, 通过X射线断层扫描技术测得的重力铸造铝合金孔隙率可能比金相所得的孔隙率大好几倍。

如前文所述, 压铸铝/镁合金中的孔洞多样且具有不同特征。作者通过1 600 t冷室压铸机生产ADC12压铸件, 并从中提取了48个疲劳试样。利用X射线断层扫描技术重构了试样标距部分的微观孔洞。图2展示了孔隙

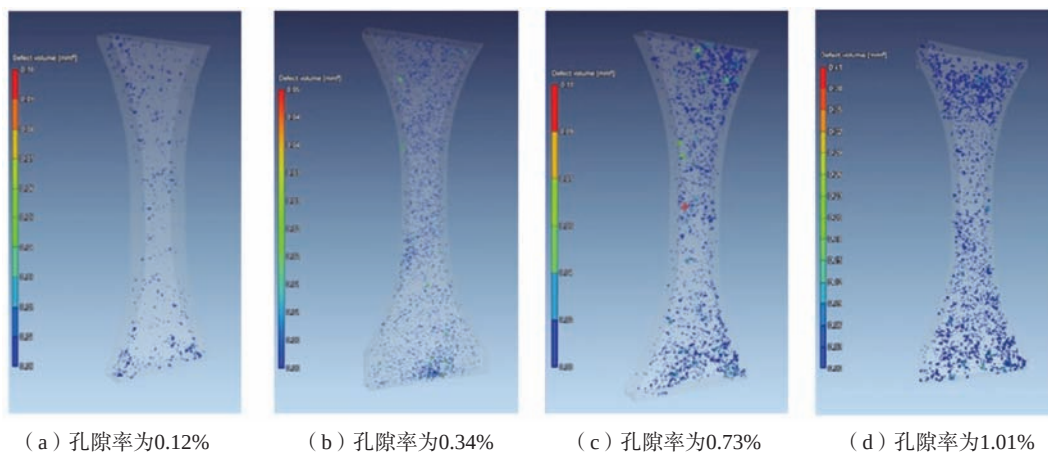


图2 疲劳试样内部微观孔洞的三维X射线断层扫描结果

Fig. 2 Fatigue specimens with different pore fractions by X-ray microtomography inspection

率在0.1%至1.0%之间试样中的孔洞分布，共检测到了46 207个孔洞。所有试样的平均孔隙率为0.55%，气孔平均体积为 $0.001\ 982\ \text{mm}^3$ ，最小孔洞体积为 $0.000\ 033\ \text{mm}^3$ ，最大孔洞体积为 $1.388\ \text{mm}^3$ 。基于X射

线断层扫描的结果，对试样中孔洞的体积、表面积和球形度等特征进行了计算。根据这些特征，将孔洞分为气孔、气缩孔和缩孔。图3展示了各类孔洞的形貌，其特征列于表1中。三类孔洞形成机制如下^[24]。

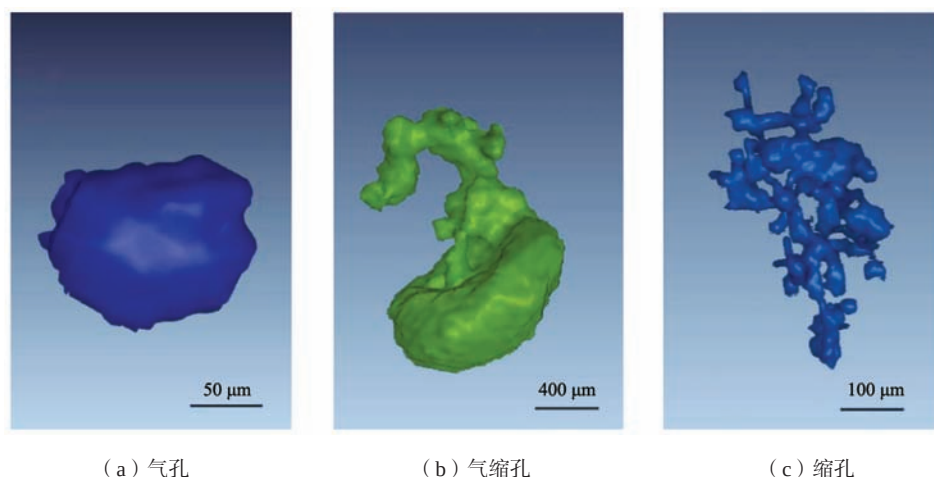


图3 ADC12压铸件中气孔、气缩孔和缩孔的三维形貌
Fig. 3 3D morphology of typical gas pores in practical ADC12 die castings

表1 ADC12压铸铝合金微观孔洞特征
Tab. 1 Quantitative characteristics of micropores in die-cast ADC12 alloys

孔洞类型	体积/ μm^3	圆整度	表面积/ μm^2
气孔	0.011	0.88	0.36
气缩孔	0.073	0.396	2.20
缩孔	0.010	0.214	1.01

(1) 气孔是由压铸充型过程中气体卷入所致。这些气孔圆整度高于0.5，形状较为圆整，表面光滑。充型结束后，气孔受到增压压力的压缩。因此，在增压阶段，随着内部压力的增加，气孔体积会随之减小。

(2) 在压铸件的凝固过程中，随着固相分数的增加，压室传递到模具型腔内的压力减小，导致处于液相和糊状区的孔洞发生体积膨胀。随着进一步凝固收缩，孔洞内的高压推动其周围液相向枝晶骨架流动，从而形成表面凸起或含有长尾状气缩孔。与气孔相比，气缩孔的体积更大，而圆整度更低。

(3) 当内浇道完全凝固时，压室压力无法传递至型腔内部。铸件热节部位仍残留液相，形成缩孔。缩孔的形成与局部压力下降、过饱和的氢析出以及孔洞的形核长大有关。其生长受到已形成枝晶骨架的限制，致使其具有极其复杂的三维形貌。缩孔的体积和圆整度均低于气孔和气缩孔。

Guo和Xiong等研究者利用X射线断层扫描技术对压铸AM60合金中的孔洞进行了表征，如图4(a)和

(b)所示。根据孔洞的形貌特征和形成机理，他们提出了四种孔洞类型，包括气缩孔、气孔、缩孔以及岛状缩孔，如图4(c)-(f)所示。前两种孔洞是气体卷入形成的，而后两者则是由凝固收缩导致的^[25]。具有发达枝晶的压室预结晶(ESCs)在凝固过程中阻碍了液态金属的补缩，从而产生了缩孔。因此，压室预结晶的偏析伴随着大尺寸缩孔的形成。Jiao和Xiong进一步设计了一种陶瓷压室，可以降低压铸AlSi合金的孔隙率，并优化了压室预结晶特征。结果表明，具有发达枝晶的压室预结晶会增加压铸铝/镁合金中的孔隙率^[26]。

1.2 富Fe金属间化合物

在铸造铝合金中，Fe元素会与其他元素形成脆性的富Fe相，并在拉伸过程中成为裂纹起源，对铸件的力学性能产生不利影响^[27-28]。高真空压铸铝合金凭借其优势，被广泛应用于汽车结构件的生产。随着对产品性能要求的日益攀升，迫切需要制造出具备高力学性能的铸件。因此，对高真空压铸铝合金中富Fe金属间化合物的研究日益增多。富Fe金属间化合物与铝基体之间较大的密度差为X射线断层扫描分析提供了便利^[29-30]。但在铝/镁合金压铸过程中，由于X射线无法穿透钢模具，所以很难对合金的凝固过程进行实时观察。因此，利用X射线断层扫描技术分析研究压铸铝/镁合金中的富Fe金属间化合物只能在铸件成形后进行。

Xiong等人利用该技术研究了压铸亚共晶铝-硅合金中富Fe相的形貌和形成机制，如图5(a)所示^[31]。

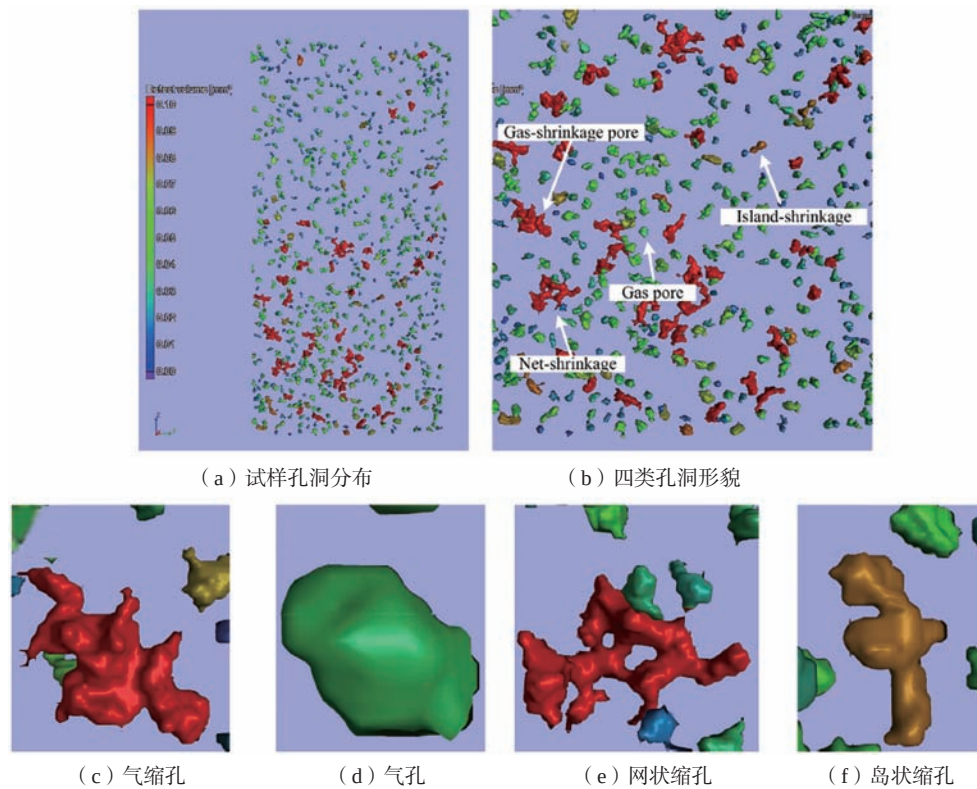
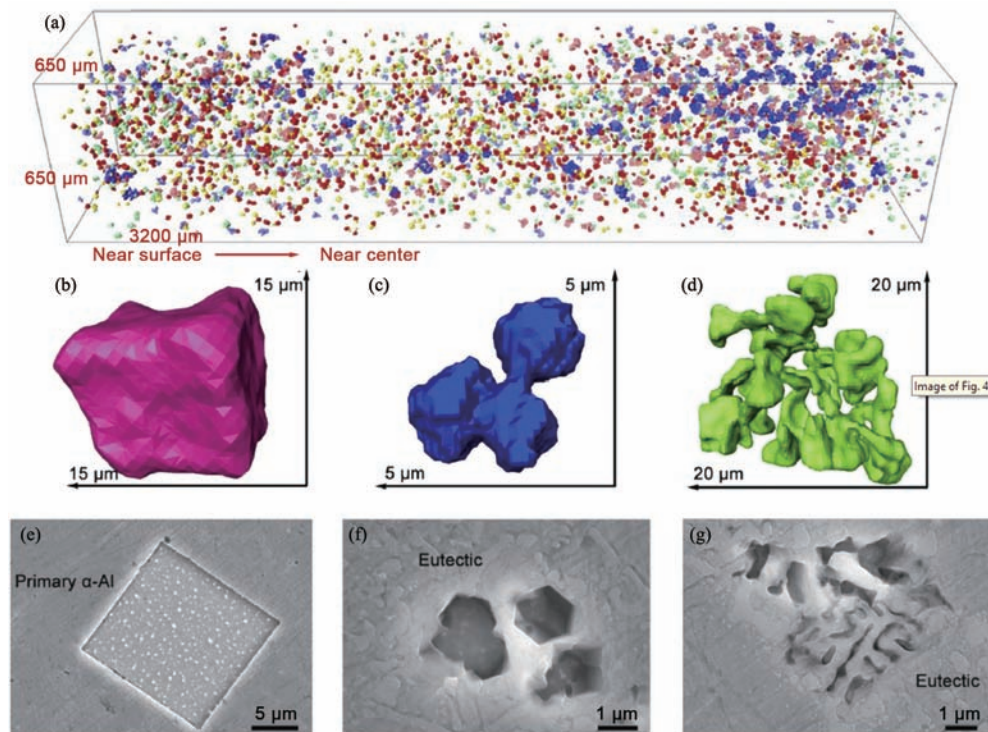


图4 AM60压铸镁合金孔洞三维形貌

Fig. 4 3D morphology of porosity in HPDC AM60 alloys



(a) 富Fe相从表层到心部的分布; (b) - (d) 富Fe相三维形貌; (e) - (g) SEM结果

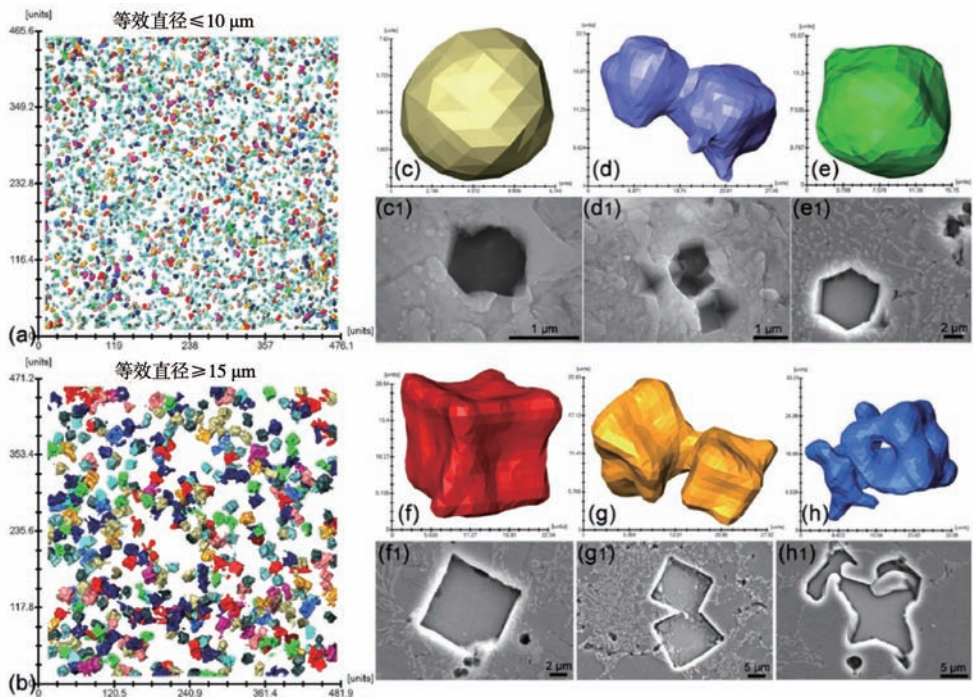
图5 压铸亚共晶铝-硅合金中富Fe相的分布和形貌分析

Fig. 5 Distribution and morphology of Fe-rich intermetallics

研究表明，初生富Fe相呈块状，而共晶富Fe相呈网状，并参与三元共晶反应，沿着共晶边界分布。沿柱状拉伸试样径向选取了六面体、多面体和汉字状的三种富Fe相，如图5（b-g）所示。在含Fe和Mn元素铝合金的平衡凝固过程中，通常会发生液相（L）→液相（L）+α/β-Fe的初生相转变。然而，在高冷却速率的非平衡凝固下，α-Fe相和α-Al相之间形成的温度差异会减小^[32]，并且当冷却速率达到100 K·min⁻¹时，这两个相呈现出相同的形成温度。因此，对于含有Fe和Mn元素的压铸AlSi合金而言，由于凝固过程中的高冷却速率，初生相可能是α-Al相^[33]。对具有不同Fe和Mn含量的压铸AlSi10MgMn合金进行非平衡凝固分析可知，当Fe含量为0.15%时，如果Mn含量低于0.6%，初生相为α-Al相；相反，当Mn含量较高时，首先形成的则是α-Fe相。由于文献[31]所研究的压铸AlSi10MgMn合金中Fe含量不超过0.15%，Mn含量在0.5%-0.8%之间（遗

憾的是实际Mn含量并未测量），因此，文中所提及的初生Fe相可能是在二元共晶转变中形成的。进一步研究发现，采用较低的慢压射速度有利于压室中形成多面体富Fe相，并减少了铝液中的Fe和Mn含量，导致型腔中形成的多面体和汉字状富Fe相数量减少。

Jiao和Xiong进一步研究了压铸AlSi10MgMn合金中富Fe相的生长过程。如图6所示，将两种不同尺寸的初生富Fe相进行了分类，分别为压室形成的初生富Fe相（P-IMC）_I和型腔内形成的初生富Fe相（P-IMC）_{II}。（P-IMC）_I的形状近似六面体，而（P-IMC）_{II}近乎为球形，其特征包括体积、表面积以及圆整度等，列于表2^[35]。利用高分辨率透射电子显微镜（HRTEM）进行分析，（P-IMC）_{II}呈现出横向生长，其密排面为{110}晶面，而压室预结晶富集区的六面体（P-IMC）_I则沿着<100>方向生长成枝晶。通过不同体积的富Fe金属间化合物推断（P-IMC）_I的生长过程，如图7所示。富Fe



（a）等效直径小于10 μm 富铁相；（b）等效直径大于10 μm 富铁相；（c）-（e）型腔内形成的富Fe相三维形貌和对应的富Fe相SEM结果；（f）-（h）压室内形成的富Fe相三维形貌和对应的富Fe相SEM结果

图6 富Fe相三维形貌及SEM结果

Fig. 6 3D morphology and SEM results of Fe-rich intermetallics

表2 （P-IMC）_{II}和（P-IMC）_I几何参数的平均值
Tab. 2 Average value of geometric parameters of
（P-IMC）_{II} and （P-IMC）_I

类型	表面积/μm ²	形状系数	体积/μm ³	等效直径/μm
（P-IMC） _{II}	131.4	0.88	120.8	5.96
（P-IMC） _I	924.3	0.68	1446.0	13.53

金属间化合物形核后生长为多面体；随着生长继续，其与α-Al枝晶发生相互作用，最终形成内部中空复杂枝晶形状。

为满足汽车结构件力学性能的要求，早期采用的高真空压铸铝合金，例如AlSiMgMn和AlMgSi合金，对Fe元素含量有着严格限制，其含量不超过0.15%。

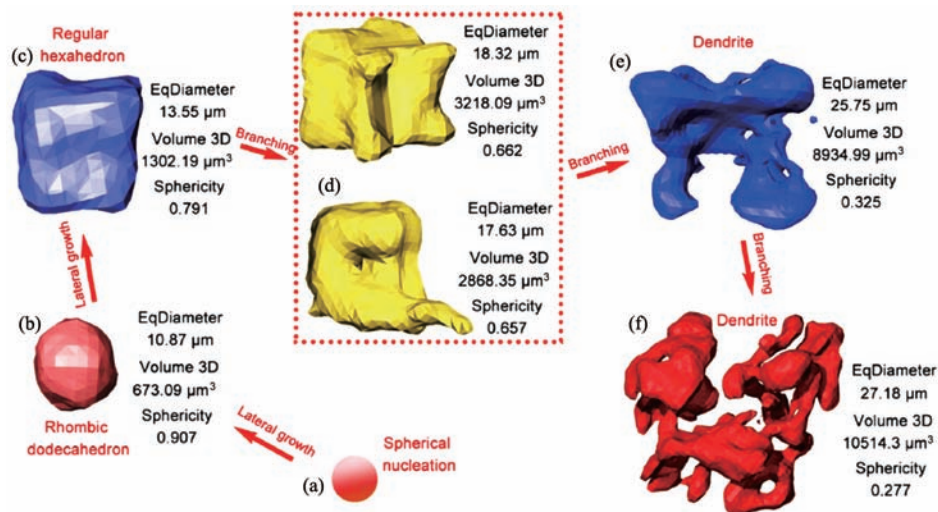


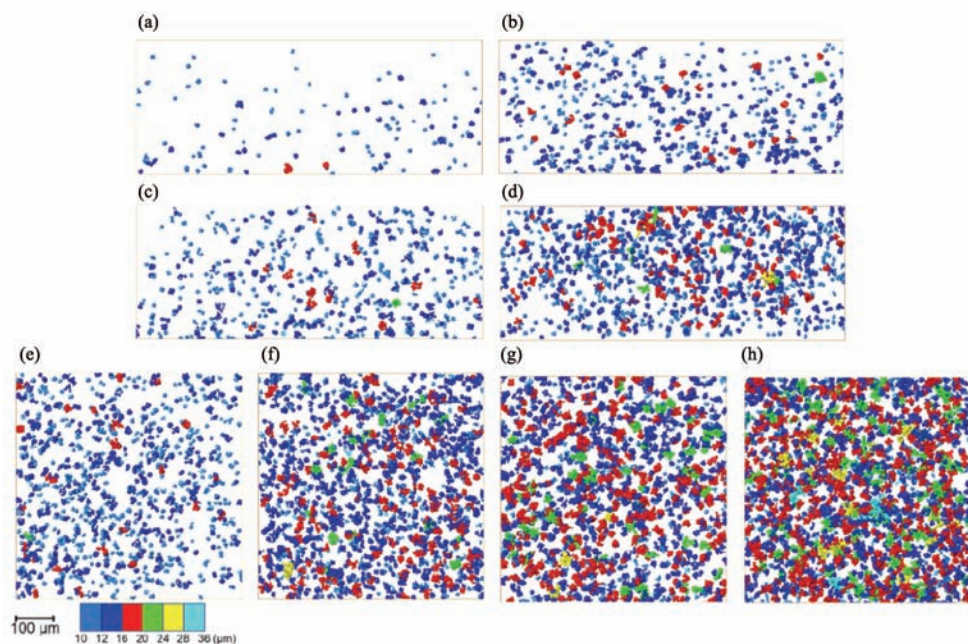
图7 初生富Fe相形貌变化及特征

Fig. 7 Morphological transformation of externally solidified primary Fe-rich phase and its corresponding geometric parameters

然而，这种低Fe含量的合金通常是由原铝材料制备而成，会消耗大量能源且材料成本高^[36]。因此，近年来较高含Fe量的压铸铝合金受到了广泛关注。例如，C611合金允许含有0.20%的Fe^[37]，特斯拉汽车用于结构件的压铸铝合金允许含Fe量不超过0.40%^[38]。增加Fe含量能够减少粘模现象^[39]，进而提高模具寿命。从合金应用的角度出发，Fe含量的增加会对富Fe金属间化合物产生何种影响，以及这些富Fe金属间化合物后续又会怎样影响合金的力学性能，已然成为当前研究

领域备受瞩目的焦点问题。因此，作者对具有不同Fe（0.1%、0.15%、0.20%）和锰（0.6%、0.8%）含量的高真空压铸合金进行分析^[34]。根据非平衡凝固计算结果，AlSi10-0.1Fe0.6Mn和AlSi10-0.16Fe0.6Mn合金的初生相是 α -Al相，而AlSi10-0.20Fe0.6Mn和AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金的初生相是初生 α -Fe相。利用分辨率为0.8 μm 的X射线断层扫描技术对合金表层和心部的富Fe金属间化合物进行重构，如图8所示。

基于富Fe金属间化合物的等效直径对具有不同锰



(a) - (d) 合金表层；(e) - (h) 合金心部：(a) 和 (e) AlSi10-0.1Fe0.6Mn；(b) 和 (f) AlSi10-0.16Fe0.6Mn；
(c) 和 (g) AlSi10-0.20Fe0.6Mn；(d) 和 (h) AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金

图8 压铸AlSi10MgMn alloys 合金等效直径超过10 μm 的富Fe金属间化合物Fig. 8 Fe-rich intermetallics with equivalent diameter over 10 μm in HVDC AlSi10MgMn alloys

和Fe含量的合金表层及心部金属间化合物进行了定量分析,如图9所示。此外,还提取了不同等效直径金属间化合物的三维形貌。由图可知,对于所有合金而言,心部的金属间化合物数量远多于表层。各合金中的金属间化合物特征如下。

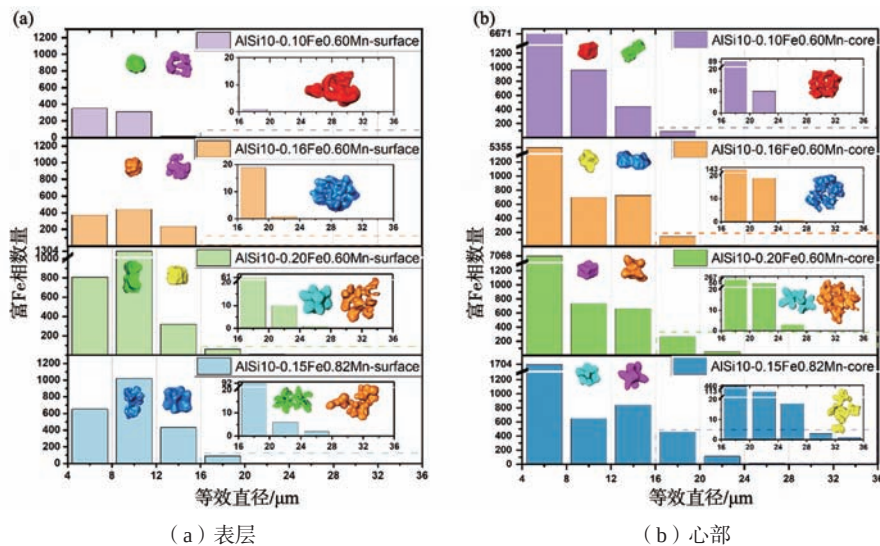


图9 压铸AlSi10-0.10Fe0.60Mn、AlSi10-0.16Fe0.60Mn、AlSi10-0.20Fe0.60Mn和AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金基于等效直径的富Fe金属间化合物数量分布

Fig. 9 Distribution of Fe-rich intermetallic number based on equivalent diameter of HVDC AlSi10-0.10Fe0.60Mn, AlSi10-0.16Fe0.60Mn, AlSi10-0.20Fe0.60Mn and AlSi10-0.15Fe0.82Mn alloys

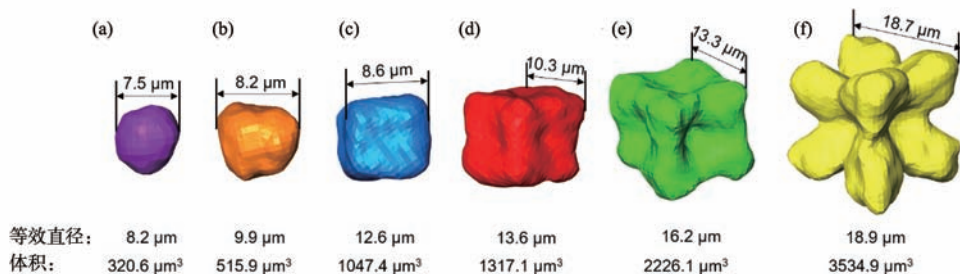
(2) 初生相为 α -Fe相的高真空压铸AlSi10-0.20Fe0.6Mn和AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金: 等效直径小于16 μm 的金属间化合物呈现六面体状, 直径超过16 μm 的则呈现六面体和八角枝晶状。这两种合金最大金属间化合物的等效直径均超过20 μm , 且在表层和心部均发现相互连接的金属间化合物。

文献[35]认为压铸AlSi10MgMn合金中的初生富Fe金属间化合物在{100}晶面上形核, 并沿着<100>方向生长成为枝晶。结合图10压铸AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金不同体积富Fe金属间化合物形貌可知, 初生 α -Fe相有着更为复杂的生长过程。 α -Fe相在初始生长阶

(1) 初生相为 α -Al相的高真空压铸AlSi10-0.10Fe0.6Mn和AlSi10-0.16Fe0.60Mn合金: 等效直径小于16 μm 的金属间化合物呈现不规则多面体形状, 而直径超过16 μm 的则呈现汉字状。这些金属间化合物在表层均匀分布, 而部分金属间化合物在心部相互连接;

段呈现出多面体形貌, 如图10(a)和(b)。在进一步生长过程中, 优先生长方向会呈现出更高的生长速率, 使得 α -Fe相扩展为六面体, 如图10(c)所示。随后, 各面中心处的溶质扩散受到限制, 六面体顶点和棱边的快速生长导致面心出现凹陷。如图10(d)和(e)。由于面心处富含溶质, 六面体的八个顶点向外生长并形成枝晶, 最终呈现出对称的八角枝晶状, 如图10(f)。

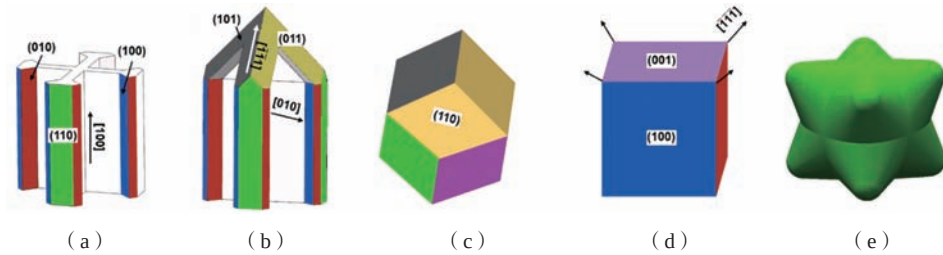
根据图10, 在图11中提出了压铸AlSiMgMn合金中初生 α -Fe的生长机理示意图^[34]。当 α -Fe晶胞尺寸超过临界值后, 表面的微小凸起沿着<100>方向择优生



(a) 和 (b) 多面体形状; (c) 六面体; (d) 和 (e) 面心出现凹陷; (f) 八角枝晶状

图10 压铸AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金不同体积初生 α -Fe金属间化合物三维形貌

Fig. 10 Primary α -Fe intermetallics with increased volumes in the HVDC AlSi10-0.15Fe0.82Mn alloy

图11 压铸AlSiMgMn合金初生 α -Fe相生长机理示意图Fig. 11 Schematic of growth pattern of the primary α -Fe phase in die-cast AlSiMgMn alloys

长^[40]；随着生长进行，前方溶质发生堆积， $\langle 111 \rangle$ 方向生长速度加快^[41]，形成中空骨架，如图11 (b)；随着生长进行，中空面变小至消失，形成被 $\{110\}$ 面包裹的十二面体，如图11 (c)；后横向生长为被 $\{100\}$ 面包裹的类正六面体，如图11 (c)，[此处指图10 (c)]和图11 (d)；在高冷却速度下，六面体面心处溶质难以扩散形成富集，而顶角处溶质易扩散，使 $\langle 111 \rangle$ 方向生长速度加快，导致六面体面心凹陷，如图10 (d)和 (e)；8个顶角持续向外生长，如图11 (d)，最终形成八角状枝晶。

2 压铸合金微观组织分布

2.1 微观孔洞体积分布

为提高铝/镁铸件质量，关键在于研究熔体质量和充型速度等工艺参数对铸件缺陷的影响，进而了解缺陷对力学性能的影响。铸件孔洞尺寸分布能够为充型和凝固过程中孔洞的形成方式提供有力证据。先前的研究表明^[42]，3参数Weibull分布适用于压铸AM60B合金的孔洞尺寸分布。Tiryakioğlu发现AM50压铸件中孔洞尺寸分布严格遵从3参数Lognormal分布，而重力压铸A356中的孔洞尺寸分布呈现2参数Lognormal分布^[43]。遗憾的是，早期研究是基于二维金相相对孔洞尺寸分布进行统计分析。正如前文所讨论的，基于截面的二维分析会低估孔洞形状的复杂性和体积，并高估孔洞数量。

作者利用Weibull分布以及2参数和3参数Lognormal函数对ADC12压铸件58个试样的微观孔洞体积分布进行了分析，其中4个试样结果如图2所示。3参数Weibull分布公式如下：

$$F(x) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x - x_0}{\lambda} \right)^m \right] \quad (1)$$

式中： λ 是尺度参数， m 是形状参数， x 是变量（此处为每个孔洞的体积）， x_0 是位置参数（最小气孔体积）。2参数Lognormal分布和3参数Lognormal分布的概率密度函数如下：

$$f(x) = \frac{1}{x\sigma\sqrt{2\pi}} \exp \left[- \frac{(\ln x - \mu)^2}{2\sigma^2} \right] \quad (2)$$

$$f(x) = \frac{1}{(x - \tau)\sigma\sqrt{2\pi}} \exp \left[- \frac{(\ln(x - \tau) - \mu)^2}{2\sigma^2} \right] \quad (3)$$

式中： μ 和 σ 分别为变量对数的平均差和标准差， τ 为3参数Lognormal分布的阈值参数。如图12 (a)所示，实际孔洞体积分布不符合Weibull分布。2参数Lognormal分布能够较好地拟合孔洞体积，如图12 (b)。3参数Lognormal分布与三维X射线断层扫描得到的孔洞体积吻合良好，如图12 (c)，其中阈值代表最小孔洞体积^[24]。该结果与郑等人利用X射线断层扫描得到的压铸AM60合金微观孔洞体积分布结果相吻合^[44]。

2.2 富Fe相团簇特征

合金中第二相的特征及其分布对合金的力学性能

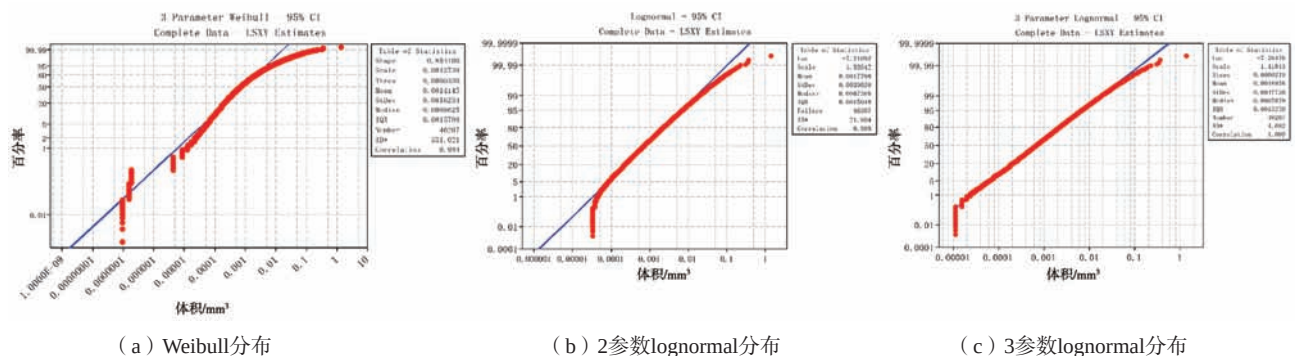


图12 ADC12压铸件孔洞体积的统计分布函数拟合结果

Fig. 12 Volume distribution of micro pores in ADC12 die casting

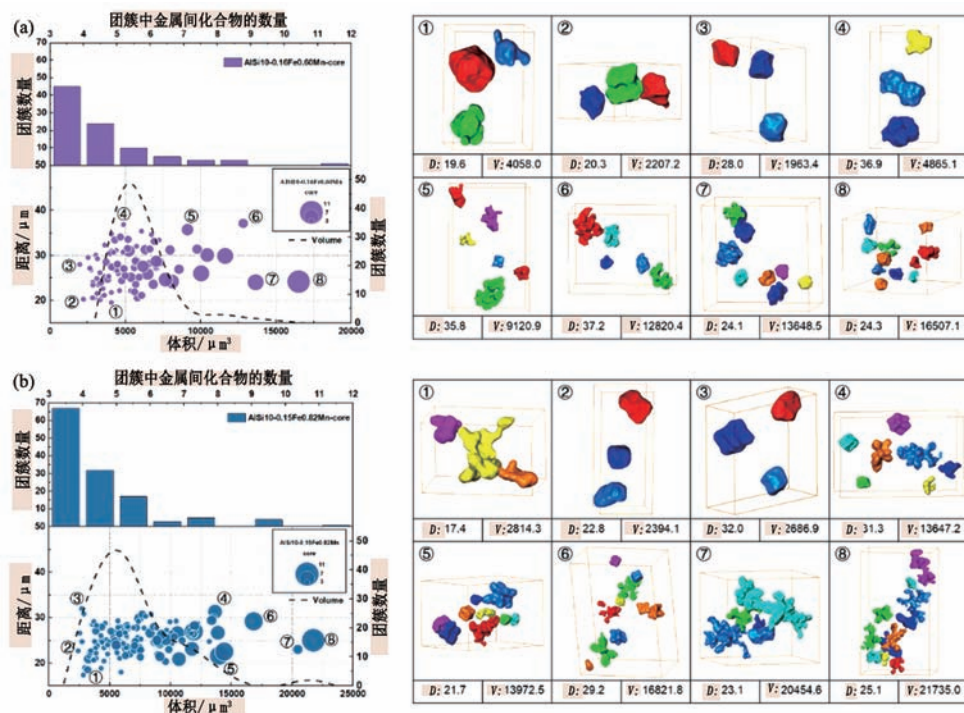
有着重要影响。Khoukhi等人回顾了三种用于测量与泊松过程距离的方法（G函数、F函数和K-里普利函数），并结合断层扫描技术对消失模铸造和重力铸造AlSi合金中孔洞的聚集程度进行了计算^[45]。Hannard等人利用瑞士光源X射线断层扫描对6056、6061和6005铝合金中金属间化合物颗粒的团簇特征进行了量化分析，包括颗粒间距、团簇尺寸、团簇内颗粒平均数量以及团簇内颗粒体积分数等。同时原位拉伸试验中发现，颗粒的大范围聚集对断裂各向异性有着至关重要的影响^[46]。对于压铸而言，含有压室预结晶的液态金属在高速且伴随紊流的情况下充入型腔，随后在不同增压压力、冷却速率以及剪切力作用下发生凝固。这导致压铸合金表层和偏析带以及心部呈现显著不同的微观组织^[47-48]。通过压铸AlSi10MgMn合金的原位拉伸试验发现^[49]，聚集的10 μm 富Fe金属间化合物对主裂纹扩展起着决定性作用。这再次凸显了合金中第二相

特征及分布对其力学性能影响的重要性。因此，开展化学成分和工艺参数对压铸铝/镁合金中第二相团簇特征影响的研究十分重要。

作者对初生相为 α -Al相的高真空压铸AlSi10-0.16Fe0.60Mn合金和初生相为 α -Fe相的AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金中的富Fe金属间化合物进行G函数分布计算。结果表明，初生相为 α -Al相合金心部的金属间化合物分布较为分散，而后一种合金中的金属间化合物更易于聚集^[34]。此外，结合二分K均值算法（Bisecting K-means）和基于密度的空间聚类算法（DBSCAN）对金属间化合物的空间聚类特征进行了量化并列于表3中。这些特征包括团簇内金属间化合物数量（ N_i ）、团簇内金属间化合物质心间距（ D ）、团簇数量（ N_c ）以及团簇内金属间化合物体积（ V ）。图13展示了高真空压铸AlSi10-0.16Fe0.6Mn（初生 α -Al相）和AlSi10-0.15Fe0.82Mn（初生 α -Fe相）合金心

表3 压铸AlSi10MgMn合金富Fe相团簇特征
Tab. 3 Characteristics of intermetallic clusters in HPDC AlSi10MgMn alloys

合金	N_c		N_i		$D_i/\mu\text{m}$		$V_i/\mu\text{m}^3$	
	表层	心部	表层	心部	表层	心部	表层	心部
AlSi10-0.20Fe0.6Mn	11	77	3.7	4.1	53.4	28.3	33 926.4	371 074.2
AlSi10-0.16Fe0.6Mn	36	91	3.7	4.0	37.2	27.5	142 234.1	491 805.9
AlSi10-0.20Fe0.6Mn	74	102	3.9	4.3	27.2	26.9	293 570.7	678 706.6
AlSi10-0.15Fe0.82Mn	86	129	3.9	4.0	28.9	25.3	420 307.8	724 964.9



(a) AlSi10-0.16Fe0.6Mn合金（初生相为 α -Al）；(b) AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金（初生相为 α -Fe）

图13 压铸铝合金团簇特征

Fig. 13 Clusters of Fe-rich intermetallics in center of the HVDC alloys

部具有代表性的富Fe金属间化合物团簇。结合图表可知,在前一种合金中,多面体和汉字状的富Fe金属间化合物在表层均匀分布。而在合金的心部,这些金属间化合物则会发生聚集,并且部分相互连接。在初生相为 α -Fe相的合金中,金属间化合物多为六面体和八角枝晶状,并相互连接,且无论是在表层还是心部均

发生聚集。这是因为在充型过程中,压室内形成的初生 α -Fe金属间化合物相互碰撞,在随后的凝固过程中生长并发生连接,进而导致了团簇的形成。如图14所示,汉字状和相互连接的金属间化合物使得团簇内金属化合物间距大幅减小。

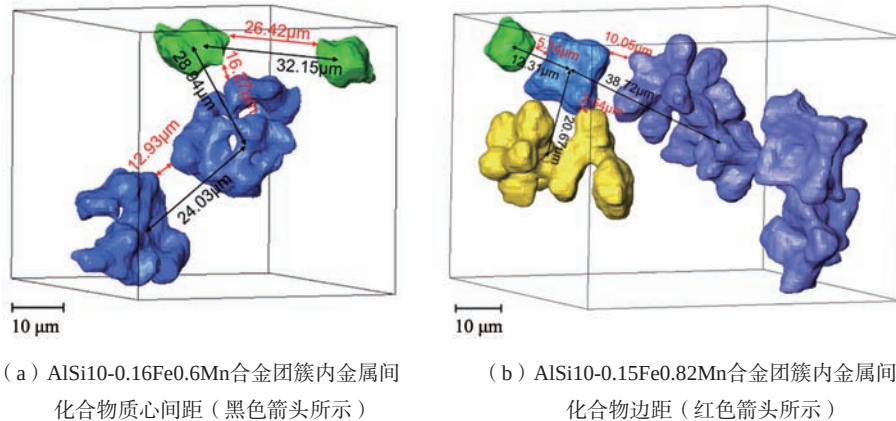


图14 压铸AlSi10MgMn合金团簇内金属间化合物间距

Fig. 14 Distances between intermetallics in the HVDC AlSi10MgMn alloys

3 微观组织对力学性能的影响

3.1 微观孔洞

孔洞的存在降低了压铸铝/镁合金的力学性能。Gokhale等人提出了拉伸性能与孔洞面积分数(f_p)之间的相关性^[50],如下所示:

$$e = e_0 (1 - f_p)^n \quad (4)$$

式中: e 为抗拉强度或伸长率, e_0 为无缺陷材料的强度或伸长率, n 为敏感系数。

断层扫描技术提供了更多铸造铝/镁合金微观孔洞的空间特征,包括孔洞位置、体积、表面积以及某一方向上的投影面积等,丰富了压铸铝/镁合金中孔洞与拉伸性能关系的研究。Zheng等人发现,压铸AlSiMgMn合金拉伸试样的断裂位置与断层扫描试验中观察到的大孔洞区域相对应,如图15所示^[44]。进一步对压铸AM60合金拉伸试样断裂段的所有微观孔洞以及最大孔隙率区域进行了分析,得到了一个与合金伸长率相关的函数关系:

$$\varepsilon = 13.21 - 4.095LP \quad (5)$$

式中: ε 为伸长率, LP 为断裂段的局部孔隙率。

Jiao和Xiong通过改变压射速度研究孔隙率对压铸AlSiMgMn合金力学性能的影响。分别对孔隙率为0.001 3%和0.041%的试样进行了拉伸试验^[52]。在拉伸试验之前,使用实验室断层扫描以3 μm 的分辨率获得试样内部的孔洞特征,并在拉伸过程中每隔2%应变进行一次扫描。结果发现,在低孔隙率的试样中,裂纹

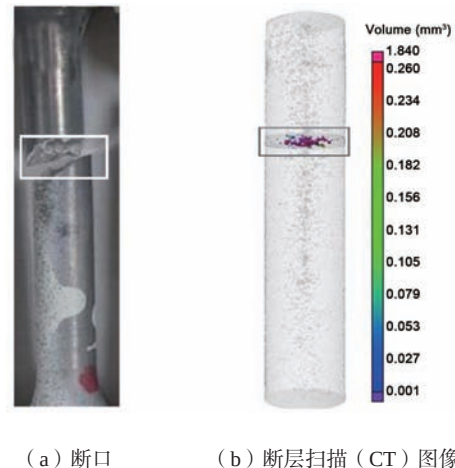
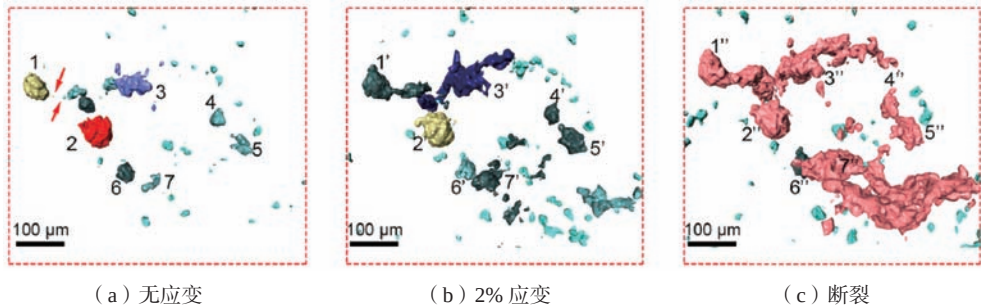


图15 计算机断层扫描(CT)图像与断口表面之间孔隙尺寸及分布对比

Fig. 15 Comparison of pore size and distribution between CT images and fracture surface

从表面缺陷处萌生,并以放射状扩展。此外,微观孔洞对裂纹扩展的影响可以忽略不计。然而,在高孔隙率的试样中,裂纹的萌生和扩展源于孔洞(特别是不规则孔洞)的扩张和连接,如图16所示。

铝合金铸件在交通运输领域的应用日益增多,鉴于其在服役过程中所承受的载荷呈现出循环特性,疲劳性能已然成为铝合金铸件设计环节中极为关键的考量因素。Li和Lee结合X射线断层扫描技术和有限元分析(FEA),对重力铸造A356-T6合金中疲劳裂纹扩展



(a) 无应变 (b) 2% 应变 (c) 断裂

图16 不同加载条件下压铸AlSi10MgMn合金中孔洞的变化

Fig. 16 Pore changes in HPDC AlSi10MgMn alloys under different loading conditions

与孔洞之间的相互作用展开了研究^[53]。结果表明，处于疲劳裂纹尖端附近的孔洞会和裂纹发生相互作用，进一步提高裂纹扩展速率。此外，研究者还分析了孔洞对重力铸造和消失模铸造A319合金疲劳性能的影响，为深入理解合金微观组织与疲劳性能之间的内在联系提供了重要参考依据^[54-55]。

在传统压铸铝合金中，微观孔洞必然会对合金的疲劳性能产生重要影响。Vanderesse等人对5个压铸AlSi9Cu3合金试样进行了疲劳试验，结果如表4所示^[56]。此外，对孔洞的三维特征分析以及利用有限元分析（FEA）计算孔洞周围的应力集中已应用于压铸铝合金的研究中。结合X射线断层扫描结果发现，试样的疲劳裂纹起源于表面孔洞和内部孔洞。

在不同应用载荷铸件的结构设计中，压铸铝合金应力与疲劳寿命之间的关系（即S-N曲线）至关重要。作者利用X射线断层扫描技术对ADC12压铸件48个疲劳试样中的孔洞进行了表征，分辨率为5 μm。根据试样中的孔隙率，将它们分为7组，平均孔隙率分别为0.91%、0.71%、0.56%、0.48%、0.43%、0.31%和0.15%。每组在5级应力水平下进行疲劳试验，绘制了各孔隙率的S-N曲线如图17所示。结果发现，对于孔隙率相差不超过1%的ADC12压铸件，其疲劳寿命相差一个数量级。同时归纳了ADC12压铸件孔洞尺寸-疲劳寿命预测公式：

$$a_i N_p = 6.01e^{21} (\Delta \sigma)^{-6.63} \quad (6)$$

式中： N_p 为疲劳寿命， a_i 为引发疲劳裂纹孔洞的等效直

表4 压铸AlSi9Cu3合金的疲劳失效情况
Tab. 4 Fatigue failure of die cast AlSi9Cu3 alloys

项目	试样				
	36	164	C48	E29	F40
孔洞体积分数/%	0.60	0.62	0.46	0.57	0.20
$R=-1$ 时最大等效应力 $\sigma_{\max}/\text{MPa}^*$	40、90	85	80	40、85	80、5
疲劳寿命（循环次数） [*]	4×10^6 、113、190	132、037	194、583	6×10^6 、183、093	4×10^6 、437、257
失效原因	表面孔洞	内部孔洞	内部孔洞	内部孔洞	内部孔洞

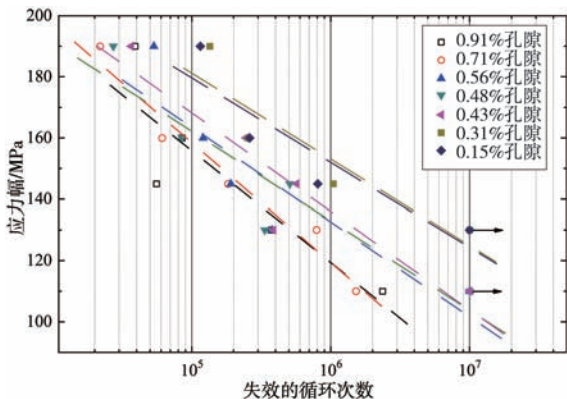


图17 ADC12压铸件不同孔隙率的疲劳S-N线图

Fig. 17 Stress-fatigue life of specimens with different porosities from ADC 12 die castings

径， $\Delta \sigma$ 为应力水平。

3.2 富Fe相对力学行为的影响

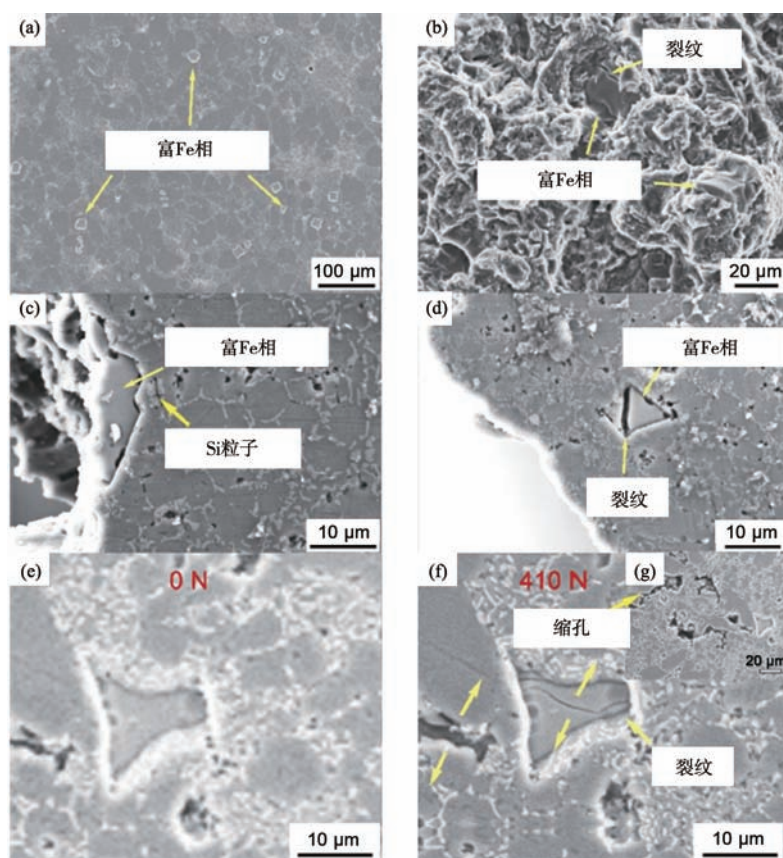
在铸造铝合金中，Fe作为杂质元素，其形成主要的金属间化合物会对合金的力学性能产生不利影响。因此，富Fe金属间化合物对合金性能的作用已成为众多研究人员重点关注的对象。为了减轻Fe元素在铸造铝合金铸件中造成的损害，通常会通过添加锰和铬等元素或者提高冷却速率的方法来促进生成致密的 α -Fe相^[58-59]。研究结果表明，高含量的锰和铬能够促进 α -AlFeSi相的形成，抑制 β -AlFeSi相的形核，进而改善AlSi7和AlSiCu合金的力学性能。由于压铸铝合金作为结构件使用时对其力学性能有着较高要求，

作者利用原位SEM研究了合金铸态和T6热处理压铸AlSi10MgMn试样的拉伸行为^[60]。在铸态铸件中,尺寸较小的 α -Fe金属间化合物上发现了微裂纹,但主裂纹主要通过共晶区扩展。经过T6热处理后,由于固溶和时效处理过程中残余应力的释放,只有较大的金属间化合物发生断裂形成微裂纹。在拉伸过程中,因基体和硅颗粒变形量不同,两者界面处形成了微孔,主裂纹通过连接这些微孔进行扩展。综合上述研究可以看出,富Fe金属间化合物对压铸铝合金的力学性能有着极为显著的影响。

在压铸AlSi合金富Fe相的研究中,Jiao和Xiong等人进一步地研究了富Fe金属间化合物对合金力学性能的影响。他们在断口表面发现了多面体富Fe相,如

图18所示^[31]。通过对缩孔和硅颗粒以及断口表面多面体富Fe相的应力强度因子进行对比分析,得出了一个重要结论:尺寸较大的多面体富Fe相具备较差的变形协调性,容易成为应力集中源,进而促进了微裂纹的形成与扩展。尽管该研究证实了富Fe金属间化合物对力学性能存在影响,但仍有两点局限性需要考虑。其一,在断口表面观察到的相尺寸和裂纹长度可能小于它们在空间中的实际尺寸,所以计算得到的应力强度因子可能被低估。其二,正如先前的研究所示,聚集的富Fe金属间化合物对主裂纹的扩展有着更为重要的影响,而该研究仅选取了断口表面的单个金属间化合物而未能考虑相邻金属间化合物的影响^[49]。

通过在X射线断层扫描设备上加装机械测试系统,



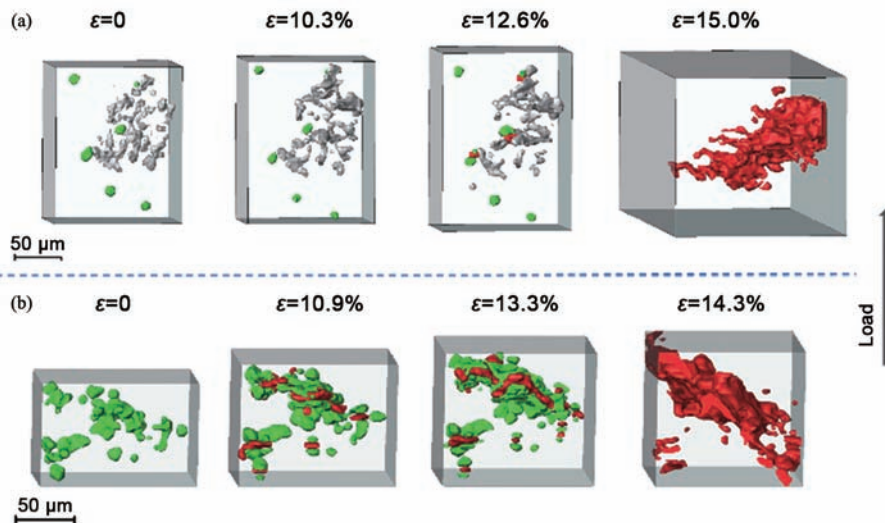
(a) 多面体富Fe相; (b) - (d) 断裂形貌; (e) 无加载下的多面体富Fe相; (f) 加载410 N下的多面体富Fe相; (g) 加载410 N下的缩孔

图18 不同载荷下的压铸铝合金多面体富Fe相及缩孔

Fig. 18 Polyhedral Fe-rich phases and shrinkage in die cast AlSiMgMn alloy

可以观测合金变形过程中内部组织结构的演变和动态损伤过程。这种组合方法被称作四维(三维加时间)原位X射线断层扫描技术^[61],能够定量分析合金变形过程中内部结构演变,提供动态损伤过程详细信息,已被用于表征内部结构损伤过程^[62]以及量化孔洞的形核与生长特征^[63]。作者使用配备拉伸台的蔡司(ZEISS)Xradia520versa三维X射线断层扫描仪器,分别对压

铸AlSi10-0.16Fe0.6Mn(初生相为 α -Al)和AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金(初生相为 α -Fe)进行了原位拉伸试验。如图19所示,展示了不同应变下合金的损伤情况,并定量分析了裂纹的起源与扩展。对于初生相为 α -Al的合金,共晶富Fe金属间化合物在高应变下发生破坏,形成的小尺寸微裂纹且难以扩展。随着应变增加,缩孔体积增大并与团簇内微裂纹连接,导致主裂



(a) AlSi10-0.16Fe0.6Mn合金; (b) AlSi10-0.15Fe0.82Mn合金

图19 通过3D原位拉伸得到高真空压铸铝合金裂纹的起源与扩展

Fig. 19 Damage and fracture of HVDC alloys with 3D X-rays microtomography in-situ tensile test

纹通过裂纹尖端的金属间化合物团簇进行扩展。对于初生相为 α -Fe的合金, 团簇内的金属间化合物在低应变时断裂, 微裂纹相互连接, 形成了主裂纹并加速扩展, 如图19(b)所示。

4 展望

4.1 非均匀微观结构的形成机制与控制

深入了解凝固过程中微观组织的演变规律, 对控制实际铝/镁铸件微观组织至关重要。已有一些研究利用同步辐射X射线对微观组织形成进行实时观测^[21-22]。然而, 由于模具对X射线观测的阻碍, 压铸凝固过程中微观组织的演变难以实时观测。因此, 目前对压铸合金微观组织形成的研究, 大多只能在压铸过程结束后开展, 而X射线断层扫描技术在揭示不同微观组织特征方面已展现出巨大优势。需要注意的是, 在压铸过程中, 晶粒的形核与生长, 溶质的扩散与分布, 压力以及对流等都会对压铸微观组织特征产生显著影响。

这些微观组织特征的变化, 又会进一步对宏观偏析和缺陷形成以及压铸件的力学性能造成影响。综合上述因素, 计算机模拟仿真成为研究压铸合金微观组织演变的有效手段。Luo等人开发了一种基于元胞自动机(CA)和工艺模拟的三维模型, 用于预测铝合金压铸件的晶粒尺寸, 可获得晶粒形貌和晶粒密度以及晶粒尺寸等信息。其模拟结果与不同冷却速率, 不同壁厚铸件的电子背散射衍射(EBSD)分析结果吻合。图20对比了壁厚为5 mm试样的试验结果与模拟结果^[65]。

由于不同的冷却速度和凝固压力, 以及压铸过程中增压压力下的强制对流, 压铸组织表现出了明显的组织变化, 即表层、偏析带和心部。而Luo等人对晶粒形成的模拟范围局限于1 mm³, 难以捕捉压铸件微观组织的复杂性和非均匀性^[65]。为了理解和揭示压铸铝/镁合金中微观组织的形成过程及影响因素, 需要进行考虑压力传递、强制对流和溶质分布的超大尺度微观结构演变模拟。此项工作不仅对于深入理解微观组织

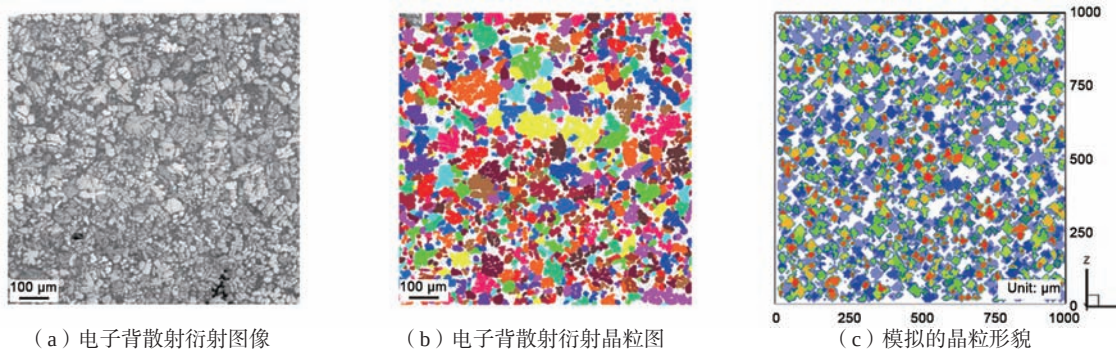


图20 壁厚为5 mm的试样中心区域的压铸试验结果

Fig. 20 HPDC experiment results at the center region of a sample with a 5 mm wall thickness

的形成过程具有重要意义,同时对提升当前铸造模拟软件的功能也至关重要。通过该模拟,能够更有效地预测微观组织和性能,进而为优化实际压铸工艺提供有力支撑。结合X射线断层扫描技术对微观组织特征进行定量分析,可以验证模型的有效性。需要注意的是, α -Al晶粒是影响铝合金性能最重要的微观结构之一。然而,对压铸铝合金中晶粒三维特征的研究相对较少。这主要是因为X射线断层扫描技术存在一定局限性,无法对密度相似的初生 α -Al相和共晶Al相进行有

效区分。此外,Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆和 θ -Al₂Cu都含有铜和镁元素,且密度相近,也无法区分。因此,应结合其他先进的技术开展研究。本文作者利用纳米尺度的连续切片扫描电子显微镜(SBFSEM)重构了微观组织的三维特征,包括 α -Al晶粒、Si颗粒以及尺寸为1~2 μm 的 α -Fe、 β 、Q和 θ 金属间化合物,如图21所示。因此,结合X射线断层扫描技术和其他先进技术与超大尺度模拟进行研究,对于理解和控制压铸铝/镁合金的微观组织特征至关重要。

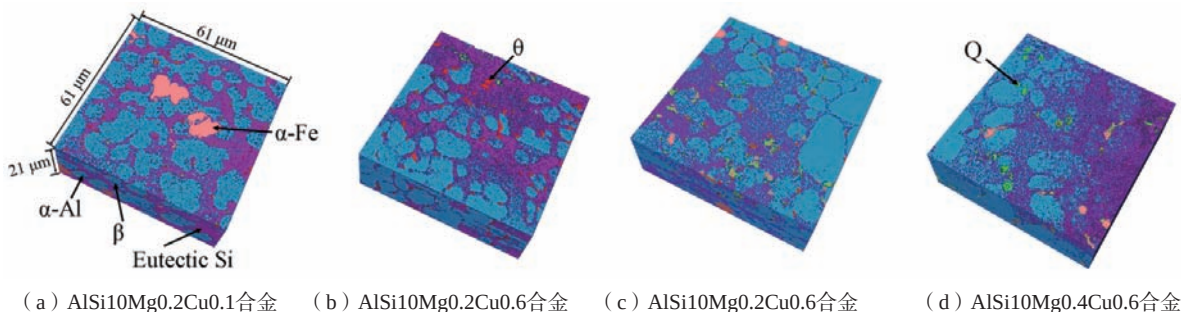


图21 基于连续切片扫描电子显微镜(SBFSEM)高真空压铸铝合金微观组织三维特征

Fig. 21 Reconstructed microstructure of HVDC alloys with SBFSEM at nano-scale

4.2 微观结构特征与性能之间的关系

根据X射线断层扫描获得的材料内部各相的实际三维特征,结合多物理场计算模拟,可以分析特征和分布对材料力学性能的影响。例如:含孔洞的产气陶瓷球中的热传递问题^[67];考虑颗粒实际特征的发光复合材料^[68]以及B₄Cp/6061Al复合材料^[69]的应力与损伤分析;凝固过程中富Fe金属间化合物的形成对铝合金渗透性的影响^[70];实际几何形状预制体中的渗流情况^[71]等。在传统压铸件中,孔洞是影响铸件力学性能的主要因素。通过将X射线断层扫描得到的三维特征导入有限元模型,可以研究压铸铝合金疲劳试验中孔洞周围的应力集中以及孔洞对裂纹扩展的影响^[56-57]。作者进一步对含微观孔洞的压铸AlSi10MgMn合金断裂过程展

开模拟,并通过原位拉伸试验进行了对比和验证^[49]。这些研究表明,微观组织的多物理场模拟在探索微观组织与性能之间的关系上展现出了广阔的应用前景。对于压铸铝/镁合金而言,基体晶粒和金属间化合物为影响力学性能的决定性因素。它们具有复杂的空间特征与分布状态,存在严重的非均匀性,如图21所示。虽然已有关于晶体弹性或塑性的研究报道,但这些研究常常把基体视为单一相^[68-70]。有研究者基于重力铸造AlSiCu合金中缩孔和片状 β -Fe的实际形貌进行有限元分析,计算了其各部位应力集中因子,如图22所示,是目前唯一一项基于实际微观结构运用有限元分析铸造铝合金双相或多相影响的研究^[72]。由此可见,使用多物理场有限元分析计算高真空压铸铝/镁合金中晶

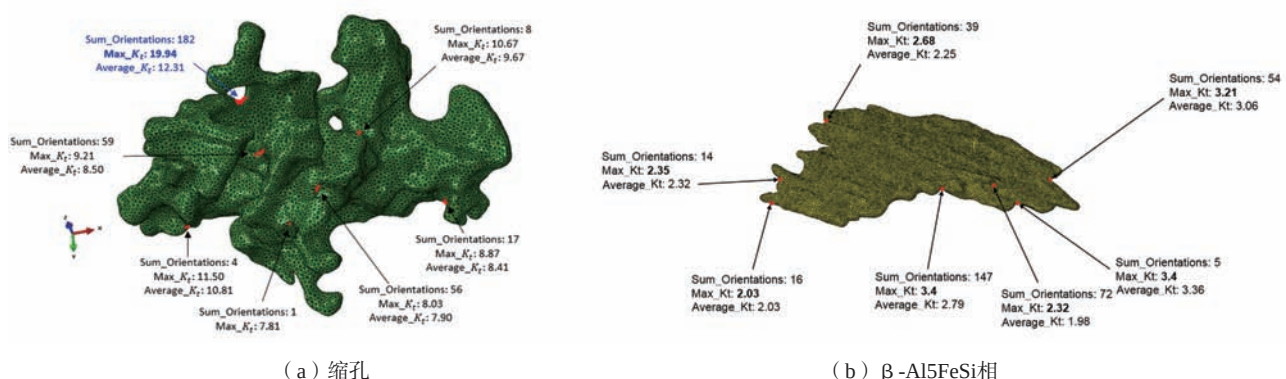


图22 有限元分析重力铸造AlSiCu合金中缩孔和 β -Fe相的应力集中因子(最大值和平均值)

Fig. 22 Stress concentration factors (maximum and average values) calculated using FEA for of gravity cast AlSiCu alloys

粒和金属间化合物等多相对力学性能的影响仍存在困难和挑战。这些挑战包括：不同相的应力应变关系；相界面的结合强度；能包含全部组织特征的计算域尺度；以及适合不同尺寸相的自适应网格。但是，这些分析可以直接揭示微观组织特征与性能之间的关系，具有很高的研究价值。

5 结束语

(1) 基于X射线断层扫描技术对压铸铝/镁合金中的孔洞以及富Fe金属间化合物进行三维重构，分析和总结了气孔、气缩孔、缩孔以及初生和共晶 α -Fe金属间化合物特征和形成机制。

(2) 通过X射线断层扫描得到的压铸合金微观孔

洞尺寸分布与3参数Lognormal分布吻合良好，其中阈值代表最小孔隙体积。微观孔洞与包括拉伸性能和疲劳行为在内的力学性能存在幂相关。

(3) 初生相为 α -Fe相时，压铸铝合金表层和心部均发现富Fe金属间化合物团簇；而初生相为 α -Al相时，富Fe金属间化合物团簇仅在心部出现。通过三维X射线断层扫描原位拉伸试验发现，初生富Fe相团簇会加剧金属间化合物断裂进而产生裂纹。

(4) 在未来的研究中，结合X射线断层扫描技术和其他先进技术与超大尺度模拟进行研究，对于理解和控制压铸铝/镁合金的微观组织特征至关重要。基于实际微观结构进行多相和多物理场分析是揭示压铸铝/镁合金微观结构特征与性能之间关系的重要途径。

参考文献：

- [1] LUO A A, SACHDEV A K, APELIAN D. Alloy development and process innovations for light metals casting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 306. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117606>.
- [2] ZOLOTOREVSKY V S, BELOV N A, GLAZOFF M V. Casting aluminum alloys [J]. Elsevier, 2007. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08045370-5.X5001-9>.
- [3] 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: 4537–4542.
- [4] WEILER J P, WOOD J T, KLASSEN R J, et al. Relationship between internal porosity and fracture strength of die-cast magnesium AM60B alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 395: 315–322.
- [5] AVALLE M, BELINGARDI G, CAVATORTA M P, et al. Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: A comparison between standard specimens and production components [J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24: 1–9.
- [6] LU Y, TAHERI F, GHARGHOURI M A, et al. Experimental and numerical study of the effects of porosity on fatigue crack initiation of HPDC magnesium AM60B alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 470 (1): 202–213.
- [7] B?SCH D, POGATSCHER S, HUMMEL M, et al. Secondary Al-Si-Mg high-pressure die casting alloys with enhanced ductility [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2015, 46: 1035–1045.
- [8] YANG H, JI S, YANG W, et al. Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 642: 340350. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.008>.
- [9] YILDIRIM M, OEZYUREK D. The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys [J]. Materials and Design, 2013, 51: 767–774.
- [10] SHABESTARI S G, HEJAZI M M, BAHRAMIFAR M. Effect of magnesium and artificial aging on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mn-Mg alloys [J]. Advanced Materials Research, 2010, 83-86: 415–420.
- [11] LEE S G, GOKHALE A M, PATEL G R, et al. Effect of process parameters on porosity distributions, in high-pressure die-cast AM50 Mg-alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 427: 99–111.
- [12] LI X, XIONG S M, GUO Z. On the tensile failure induced by defect band in high pressure die casting of AM60B magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 674: 687–695.
- [13] OUTMANI I, FOUILLAND-PAILLE L, ISSELIN J, et al. Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 559–569.
- [14] PRACHA O, TRUDONOSHYN O, RANDELZHOFFER P, et al. Effect of Zr, Cr and Sc on the Al-MgSi-Mn high-pressure die casting alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 759: 603–612.
- [15] ZHAO H D, WU C Z, LI Y Y, et al. Modelling of microporosity formation in upward solidification Al-Cu casting [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44: 1340.
- [16] ASTA M, BECKERMAN C, KARMA A, et al. Solidification microstructures and solid-state parallels: Recent developments, future directions [J]. Acta Materialia, 2009, 57: 941–971.
- [17] FELBERBAUM M, RAPPAZ M. Curvature of micropores in Al-Cu alloys: An X-ray tomography study [J]. Acta Materialia, 2011, 59:

6849–6860.

- [18] LEE S G, GOKHALE A M. Visualization of three-dimensional pore morphologies in a high-pressure die-cast Mg-Al-RE alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56: 501–504.
- [19] LI D Z, CAMPBELL J, LI Y Y. Filling system for investment cast Ni-base turbine blades [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 148: 310–316.
- [20] ZHAO H D, OHNAKA I, ZHU J D. Modeling of mold filling of Al gravity casting and validation with in-situ X-ray observation [J]. *Applied Mathematical Modelling*, 2008, 32: 185–194.
- [21] BOGNO A, NGUYEN-THI H, REINHART G, et al. Growth and interaction of dendritic equiaxed grains: In situ characterization by synchrotron X-ray radiography [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 1303–1315.
- [22] LEE P D, HUNT J D. Hydrogen porosity in directionally solidified Al-Cu alloys: a mathematical model [J]. *Acta Materialia*, 2001, 49: 1383–1398.
- [23] WANG J S, LEE P D. Simulating tortuous 3D morphology of microporosity formed during solidification of Al-Si-Cu alloys [J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2007, 20 (3): 151–158.
- [24] 万谦, 赵海东, 邹纯. 铝合金件微观孔洞三维特征及分布的研究 [J]. *金属学报*, 2013, 49: 284–290.
- [25] LI X, XIONG S M, GUO Z. Correlation between porosity and fracture mechanism in high pressure die casting of AM60B alloy [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2016, 32: 54–61.
- [26] JIAO X Y, WANG P Y, LIU Y X, et al. The characterization of porosity and externally solidified crystals in a high pressure die casting hypoeutectic Al-Si alloy using a newly developed ceramic shot sleeve [J]. *Materials Letters*, 2024, 360: 136045.
- [27] YI J Z, GAO Y X, LEE P D, et al. Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6) [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 386: 396–407. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.07.044>
- [28] LI Z, LIMODIN N, TANDJAOUI A, et al. Influence of Fe content on the damage mechanism in A319 aluminum alloy: tensile tests and digital image correlation [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2017, 183: 94–108.
- [29] PUNCREOBUTR C, PHILLION A B, FIFE J L, et al. In situ quantification of the nucleation and growth of Fe-rich intermetallics during Al alloy solidification [J]. *Acta Materialia*, 2014, 79: 292–303.
- [30] PUNCREOBUTR C, LEE P D, HAMILTON R W, et al. Quantitative 3D characterization of solidification structure and defect evolution in Al alloys [J]. *JOM*, 2012, 64: 89–95. <https://doi.org/10.1007/s11837-011-0217-9>.
- [31] JIAO X Y, LIU C F, GUO Z P, et al. The characterization of Fe-rich phases in a high-pressure die cast hypoeutectic aluminum-silicon alloy [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2020, 51: 54–62. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.040>.
- [32] BOSCH D, POGATSCHER S, HUMMEL M, et al. Secondary Al-SiMg high-pressure die casting alloys with enhanced ductility [J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2015, 46 (3): 1035–1045.
- [33] HAO Y Z, ZHAO H D, SHEN X. Simulation of α -Al grain formation in high vacuum die-casting Al-Si-Mg alloys with multicomponent quantitative cellular automaton method [J]. *China Foundry*, 2022, 19 (2): 99–108.
- [34] WANG X L, ZHAO H D, XU Q Y, et al. Clustering characteristics of Fe-rich intermetallics in high vacuum die cast AlSiMgMn alloys with high resolution μ -CT inspection [J]. *Materials Characterization*, 2024, 207: 113607.
- [35] JIAO X Y, LIU C F, GUO Z P, et al. On the characterization of primary iron-rich phase in a high-pressure die-cast hypoeutectic Al-Si alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 862: 158580.
- [36] CINKILIC E, MOODISPAW M, ZHANG J, et al. A new recycled AlSi-Mg alloy for sustainable structural die casting applications [J]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2022, 53: 2861–2873.
- [37] LIN J C, FANG Q T, SINDE M G, et al. Al-Si-Mn-Mg alloy for forming automotive structural parts by casting and T5 heat treatment [P]. Patent No. US11031095, Aug. 4, 2005.
- [38] STUCKI A, PATTINSON J, HAMILL G, et al. Die cast aluminum alloys for structural components [P]. Patent No. WO2021US14177, July 29, 2021.
- [39] ZHANG L F, GAO J W, DAMOAH L N W, et al. Removal of iron from aluminum: A review [J]. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, 2012, 33: 99–157. <https://doi.org/10.1080/08827508.2010.542211>.
- [40] XU C L, WANG H Y, LIU C, et al. Growth of octahedral primary silicon in cast hypereutectic Al-Si alloys [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2006, 291: 540–547. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2006.03.044>.
- [41] GAO T, WU Y, LI C, et al. Morphologies and growth mechanisms of α -Al (FeMn) Si in Al-Si-Fe-Mn alloy [J]. *Materials Letters*, 2013, 110: 191–194. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.08.039>.
- [42] MOHD S, MUTOH Y, OTSUKA Y, et al. Scatter analysis of fatigue life and pore size data of die-cast AM60B magnesium alloy [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2012, 22: 64–72.

- [43] TIRYAKIOĞLU M. Pore size distributions in AM50 Mg alloy die castings [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 465: 287–289.
- [44] LIU R X, ZHENG J, GODLEWSKI L, et al. Influence of pore characteristics and eutectic particles on the tensile properties of Al-Si-Mn-Mg high pressure die casting alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 783: 139280.
- [45] KHOUKHI D EL, SAINTIER N, MOREL F, et al. Spatial point pattern methodology for the study of pores 3D patterning in two casting aluminium alloys [J]. *Materials Characterization*, 2021, 177: 111165. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111165>
- [46] HANNARD F, SIMAR A, MAIRE E, et al. Quantitative assessment of the impact of second phase particle arrangement on damage and fracture anisotropy [J]. *Acta Materialia*, 2018, 148: 456–466. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.02.003>.
- [47] DAHLE A K, SANNES S, JOHN D H ST, et al. Formation of defect bands in high pressure die cast magnesium alloys [J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1: 99–103. [https://doi.org/10.1016/S14715317\(01\)00002-5](https://doi.org/10.1016/S14715317(01)00002-5).
- [48] LIU F, ZHAO H, CHEN B, et al. Investigation on microstructure heterogeneity of the HPDC AlSiMgMnCu alloy through 3D electron microscopy [J]. *Materials and Design*, 2022, 218: 110679.
- [49] LIU F, ZHAO H, YANG R, et al. Crack propagation behavior of diecast AlSiMgMn alloys with in-situ SEM observation and finite element simulation [J]. *Materials Today Communications*, 2019, 19: 114–123. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.01.009>.
- [50] LEE S G, PATEL G R, GOKHALE A M, et al. Variability in the tensile ductility of high-pressure die-cast AM50 Mg-alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53: 851–856.
- [51] ZHANG Y F, ZHENG J, XIA Y T, et al. Porosity quantification for ductility prediction in high pressure die casting AM60 alloy using 3D X-ray tomography [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2020, 772: 138781.
- [52] JIAO X Y, WANG P Y, LIU Y X, et al. Fracture behavior of a high pressure die casting AlSi10MnMg alloy with varied porosity levels [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 1129–1140.
- [53] LI P, LEE P D, MAIJER D M, ET al. Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57: 3539–3548.
- [54] WANG L, LIMODIN N, BARTALI A E, et al. Influence of pores on crack initiation in monotonic tensile and cyclic loadings in lost foam casting A319 alloy by using 3D in-situ analysis [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 673: 362–372.
- [55] DEZECOT S, MAUREL V, BUFFIERE J Y, et al. 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy [J]. *Acta Materialia*, 2017, 123: 24–34.
- [56] VANDERESSE N, MAIRE é, CHABOD A, et al. Microtomographic study and finite element analysis of the porosity harmfulness in a cast aluminium alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2011, 33: 1514–1525.
- [57] WAN Q, ZHAO H D, ZOU C. Effect of micro-porosities on fatigue behavior in aluminum die castings by 3D X-ray tomography inspection [J]. *Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan International*, 2014, 54: 511–515. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.511>.
- [58] BECKER H, BERGH T, VULLUM P E, et al. Effect of Mn and cooling rates on α -, β - and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy [J]. *Materialia*, 2019, 5: 100198. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2018.100198>.
- [59] LIU K, CHEN X G. Influence of the modification of iron-bearing intermetallic and eutectic Si on the mechanical behavior near the solidus temperature in Al-Si-Cu 319 cast alloy [J]. *Physica: B-Condensed Matter*, 2019, 560: 126–132. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2019.02.022>.
- [60] ZHAO H D, LIU F, HU C, et al. Study on tensile behavior of high vacuum die-cast AlSiMgMn alloys [J]. *Light Metals*, 2019: 227234. https://doi.org/10.1007/978-3-030-05864-7_30.
- [61] LEIßNER T, DIENER A, LÖWER E, et al. 3D ex-situ and in-situ X-ray CT process studies in particle technology-A perspective [J]. *Advanced Powder Technology*, 2020, 31: 78–86.
- [62] DANG N, LIU L, ADRIEN J, et al. Crack nucleation and growth in α/β titanium alloy with lamellar microstructure under uniaxial tension: 3D X-ray tomography analysis [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 747: 154–160.
- [63] SAMEI J, SADEGHI A, MORTEZAPOUR H, et al. 4D X-ray tomography characterization of void nucleation and growth during deformation of strontium-added AZ31 alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 797: 140081.
- [64] TODA H, MASUDA S, BATRES R, et al. Statistical assessment of fatigue crack initiation from sub-surface hydrogen micropores in high-quality die-cast aluminum [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 4990–4998.
- [65] GU C, LU Y, CINKILICV E, et al. Predicting grain structure in high pressure die casting of aluminum alloys: A coupled cellular automaton and process model [J]. *Computational Materials Science*, 2019, 161: 64–75.
- [66] LIU F, ZHENG H, ZHONG Y, et al. Effect of Cu/Mg-containing intermetallics on the mechanical properties of the as-cast HVDC AlSiMgMnCu alloys by SBFSEM at nano-scale [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 926: 166837. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166837>.

- [67] XU Y P, ZHANG R Y, LYU Y M, et al. 3D imaging and heat transfer simulation of the tritium breeding ceramic pebbles based on X-ray computed tomography (X-ray CT) [J]. Journal of Nuclear Materials, 2022, 559: 153447.
- [68] KIM Y H, YUN G J. Effects of microstructure morphology on stress in mechanoluminescent particles: Micro CT imagebased 3D finite element analyses [J]. Composites: Part A, 2018, 114: 338-351.
- [69] PENG P, GAO M Q, GUO E, et al. Deformation behavior and damage in B4Cp /6061Al composites: an actual 3D microstructurebased modeling [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 781: 139169.
- [70] PUNCREOBUTR C, PHILLION A B, FIFE J L, et al. Coupling in situ synchrotron X-ray tomographic microscopy and numerical simulation to quantify the influence of intermetallic formation on permeability in aluminium-silicon-copper alloys [J]. Acta Materialia, 2014, 64: 316-325.
- [71] LIU R, ZHAO H D. Experimental study and numerical simulation of infiltration of AlSi12 alloys into Si porous preforms with microcomputed tomography inspection characteristics [J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 2021, 129: 315-322.
- [72] BACAICOA I, WICKE M, LUETJE M, et al. Characterization of casting defects in a Fe-rich Al-Si-Cu alloy by microtomography and finite element analysis [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2017, 183: 159-169.

(文章转载自China Foundry, 2024年第5期)

Advances in 3D Tomography Study of Microstructure Characteristics and Distribution of Die-Cast Aluminum/Magnesium Alloys

ZHAO Hai-dong, WANG Xue-ling, WAN Qian, BAI Wen-hui, LIU Fei

(School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, Guangdong, China)

Abstract:

Al and Mg alloy high pressure die castings(HPDC) are increasingly used in automotive industries. The microstructures in the castings have decisive effect on the casting mechanical properties, in which the microstructure characteristics are fundamental for investigation of the microstructure-property relation. During the past decade, the microstructure characteristics of HPDC Al and Mg alloys, especially micro-pores and α -Fe, have been investigated from two-dimensional(2D) to three-dimensional with X-rays micro-computed tomography(μ -CT). This paper presents the current understanding of 3D characteristics and formation mechanism, spatial distributions, and effect on mechanical properties of the microstructures in high-pressure die cast (HPDC) alloys. Additionally, it outlines future research directions for the formation and control of heterogeneous microstructures in HPDC alloys.

Key words:

Al and Mg alloys; high pressure die casting; microstructure; three-dimensional characteristics; distribution
