

# 挤压铸造 Al-9.5Si-0.45Mg-xCu 合金组织和性能的演变

周鹏飞<sup>1, 2</sup>, 贲能军<sup>1</sup>, 陆从相<sup>1</sup>, 顾伟璐<sup>1</sup>

(1. 盐城工业职业技术学院汽车与交通学院, 江苏盐城 224005; 2. 盐城工学院材料工程学院, 江苏盐城 224001)

**摘要:** 通过模拟计算、扫描电镜、X射线衍射、力学性能测试以及透射电镜等方法分析了Cu含量对挤压铸造Al-Si-Mg-Cu合金组织和性能的影响。结果表明: 铸态下, 随着Cu含量的增加, Mg<sub>2</sub>Si相不断减少, Q相和θ相不断增多; Cu达到0.5wt.%时, Mg<sub>2</sub>Si相消失, Q相析出达到最大值, 继续增加Cu, 仅θ相不断增多并且有粗化的趋势。T6态下, 随着Cu含量的增加, 屈服强度不断提升, 伸长率不断下降。但Cu在0.5wt.%以下时, 强度上升不明显, 伸长率略有下降; 超过0.5wt.%, 强度明显上升, 伸长率急剧下降, 且断裂模式有从韧性断裂往解理断裂转变的趋势。

**关键词:** 挤压铸造; Cu含量; 屈服强度; 伸长率; 纳米析出相

## 作者简介:

周鹏飞(1988-), 男, 博士生, 讲师, 研究方向为高强高韧铸造铝合金。E-mail: zpfjsyc@126.com

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)11-1382-07

## 基金项目:

2022年度国家外国专家项目(G2022014146L); 2022年度江苏省高校基础科学(自然科学)面上项目(22KJD430011); 江苏省产学研合作项目(BY2022482, 2021HX-67); 2019校级创新团队项目(YGYKT-04); 2019校级自然科学基金项目(ygy2019-04); 2019江苏高校“青蓝工程”培养项目。

## 收稿日期:

2022-03-14 收到初稿,

2022-04-13 收到修订稿。

挤压铸造是一种先进的近终成形的液态成形工艺, 结合了压力铸造和锻造的优点, 将金属液注入型腔后, 高压凝固成形, 并在机械压力下保压一定时间<sup>[1]</sup>。合金在压力下结晶凝固, 显著减少甚至消除铸造中产生的缩孔、缩松, 可制备几乎无任何铸造缺陷的工件。挤压铸造具有高效、精确、方便并且成本低等特点。挤压铸造与普通铸造相比, 其成形压力高, 组织更加致密, 气孔率低。因此, 用于普通铸造的合金均可用于挤压铸造, 特别是Al-Si系铸造合金, 其中A356 (AlSi7Mg) 和A380 (AlSi9Cu4) 是工业生产中常用的挤压铸造合金。A356合金中Mg含量一般在0.3wt.%~0.5wt.%之间, 随着Mg的增加, 合金强度不断增加, 但Mg的含量不能无限制增加, 并且Mg含量增加会促进汉字状富Fe相的形成, 降低合金的综合性能。A380合金Cu量较高, 因此强度较高, 但高Cu会形成低熔点的共晶体, 不易于溶液补缩, 易在组织中形成缩孔等缺陷。在Al-Si合金中添加单一的Mg或者Cu来提升综合性能都不能满足工业化对高强高韧铸造铝合金的应用需求。大量研究表明在铸造亚共晶Al-Si合金中Mg含量一般不超过0.6wt.%, 工业应用中一般控制在0.45wt.%左右, 对于Al-Si-Mg合金目前研究的热点是通过特殊的成形工艺或者热处理工艺来改变共晶Si形貌, 并促进纳米析出相的形成<sup>[2-3]</sup>。同时添加Mg和Cu时, 可显著提高合金的综合性能, 并且不用特殊的成形和热处理工艺, 大部分研究Cu含量对Al-Si-Mg合金组织和性能的影响时添加的Cu含量几乎都超过2.0wt.%, 并且Cu的添加幅度一般为0.5wt.%, 主要是时效处理后析出θ'-Al<sub>2</sub>Cu纳米强化相<sup>[4-6]</sup>。本研究以挤压成形为基础, 研究低Cu含量(≤1.0wt.%)对Al-9.5Si-0.45Mg-xCu合金组织演变和性能的影响。

## 1 试验材料与方法

试验中主要原材料有纯Al(99.9wt.%)锭、纯Mg锭、纯Cu丝以及Al-20Si、Al-10Sr和Al-5Ti-1B中间合金, 配置不同Cu含量的AlSiMgCu合金各300 kg。先将配置好的Al锭、Al-20Si放入挤压机(自行研制的400T挤压机)右侧的熔炼炉(图1a)中, 调整炉温至780℃, 待合金全部熔化后充分搅拌并保温1 h以保证成分均匀, 然

后将Cu丝、纯Mg加入溶液中并搅拌（Mg按5%烧损配置）；氩气通过石墨转子进入溶液中进行除气除渣（转子速度350转/分钟，除气10 min）；待炉温降至730 ℃，加入0.3wt.% Al-5Ti-1B，保温30 min；最后加入Al-10Sr，确保熔体中Sr含量在 $(160\sim 200) \times 10^{-6}$ ，取适量熔液浇注至蘑菇锭模具中并进行光谱分析（SPECTROLAB M12），合金成分如表1。挤压成形工艺参数为：比压160 MPa，挤压速度40 mm/s，保压时间6 s，模具预热温度200 ℃。挤压圆棒尺寸 $\Phi 30$  mm  $\times$  200 mm，每模出2个挤压圆棒，将挤压圆棒加工成图1b的拉伸试棒（标距50 mm，直径 $\Phi 8$  mm）。

热处理工艺如图1b所示：480 ℃+2 h-530 ℃+5 h两步固溶，水淬（水温20 ℃），在室温下放置24 h后，进行175 ℃+6 h时效处理，最后空冷。铸态组织从挤压圆棒中心截取高度为20 mm的圆柱形试样，在0.5% HF中腐蚀30 s，在Phenom XL型SEM-EDS台式扫描电镜观察组织形貌及相成分。使用Ultima IV型多功能X射线衍

射仪（XRD）测试合金的相组成，试样取于拉伸试棒的中间部位，尺寸为 $\Phi 8 \times 10$  mm，测试步长为0.02°，扫描速率20°/min，扫描范围10°~90°（ $2\theta$ ），测试选用的靶材为铜靶（Cu， $K\alpha$ ， $\lambda=0.154\ 059\ 8$  nm）；利用NETZSCH DSC204 f1型差示热量扫描仪测试合金的析出相析出过程，升温速率均为10 K/min，氩气流量60 mL/min。T6态试样拉伸试验在DDL-200系列实验机上进行，拉伸速率1 mm/min，取5根拉伸试验的平均值，组织观察取靠近断口处高度为10 mm的圆柱棒。透射电镜试样取于T6态拉伸试棒靠近断口附近位置，使用精密切割机切成厚度400~500  $\mu\text{m}$ 的薄片，经过标准研磨至厚度为50~60  $\mu\text{m}$ 并冲成直径为 $\Phi 3$  mm的圆片，进行双喷电解抛光（并穿孔），最后离子减薄，电解液为：20vol.% 硝酸+80vol.% 乙醇，温度维持在-20~-15 ℃。离子（ $\text{Ar}^+$ ）减薄：电压为4 kV、倾角为3°~8°、时间为2~4 h。TEM微观组织观察主要在JEOL-2000F透射电镜上进行，工作电压为：200 kV。

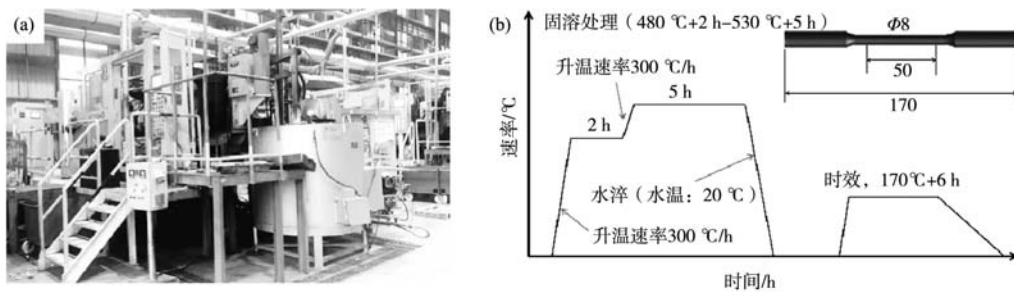


图1 (a) 挤压机，(b) 热处理工艺及拉伸试棒尺寸

Fig. 1 (a) Squeezing casting machine and (b) heat treatment process and the size of tensile test bar

表1 合金化学成分  
Table 1 Chemical composition of the alloys

编号	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	B	Sr	V	Al	$w_B/\%$
A1	9.50	0.106	0.01	0.42	0.121	0.016	0.017 2	0.015	余量	
A2	9.50	0.102	0.26	0.43	0.122	0.020	0.016 5	0.017	余量	
A3	9.67	0.093	0.47	0.42	0.106	0.013	0.015 0	0.016	余量	
A4	9.53	0.121	0.95	0.44	0.122	0.021	0.013 2	0.016	余量	

## 2 试验结果与分析

### 2.1 JmatPro 模拟凝固析出过程

铸造铝合金中不可避免地存在一定量的Fe，主要来源于原料及熔炼工具。因此，在利用JmatPro6.0进行模拟时，Fe含量选取为0.1wt.%，这与实际测量的成分几乎一致。图2的模拟析出相中也存在几种富Fe相，并且随着Cu含量的增加，富Fe相在凝固后期发生分解，这里不详细叙述。当Cu含量为0时（A1合金），随着凝固的进行， $\text{Mg}_2\text{Si}$ 从485 ℃时开始析出，并且析出量随温度的下降逐步增加，最终析出量为0.75mol.%，如图2a所示。增加Cu含量至0.25wt.%时（A2合金），

$\text{Mg}_2\text{Si}$ 析出温度提升至483.8 ℃，在400 ℃左右时 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 析出量有个剧增的过程，这和未加Cu时一样。含Cu时， $\text{Mg}_2\text{Si}$ 析出量剧增后逐步下降，凝固终止后含量仅0.11 mol.%；而 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相从387 ℃时开始析出，含量逐渐增加，凝固终了含量为1.12mol.%，如图2b所示。从图2c中可以观察到，继续增加Cu含量至0.5wt.%时（A3合金）， $\text{Mg}_2\text{Si}$ 仅在410~483 ℃内存在转变，但凝固组织 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 含量为0； $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相析出温度提高至440 ℃并且随凝固进行析出量逐步提高，最终含量为1.31mol.%，相比A2合金， $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 析出量仅增加16.9%；在凝固后期，约200 ℃时开始析出 $\text{Al}_2\text{Cu}$ ，

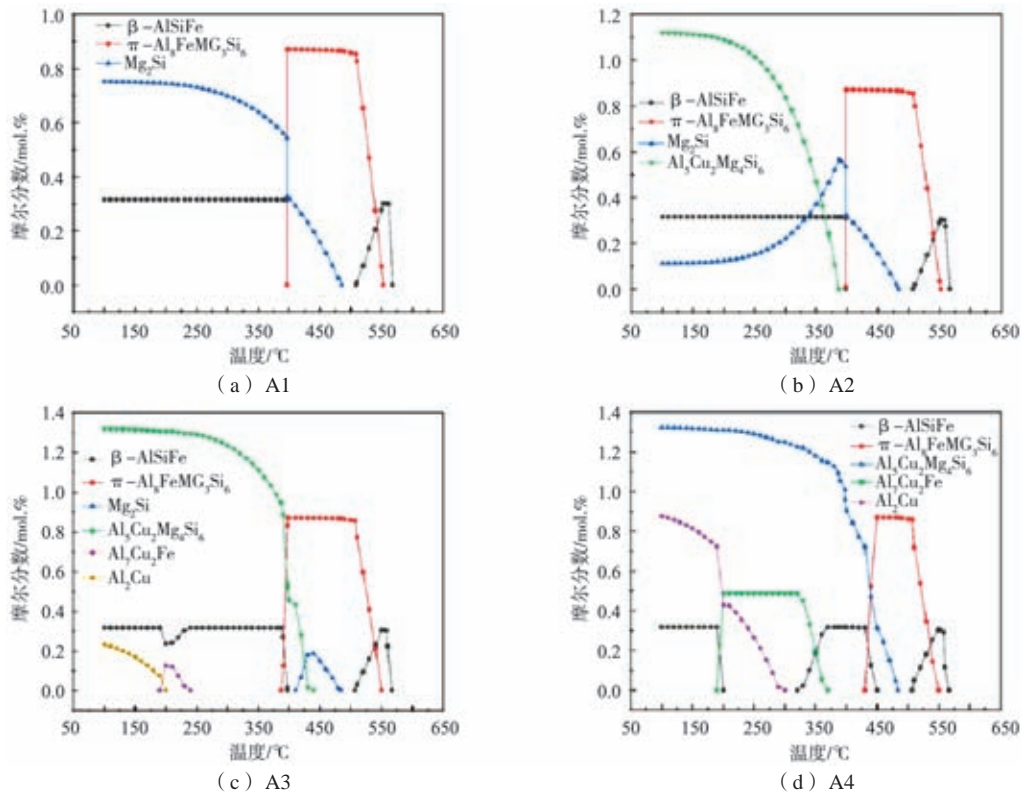


图2 JmatPro6.0模拟Al-9Si-0.45Mg-xCu合金凝固析出过程

Fig. 2 Solidification path of Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys calculated by the JmatPro6.0

凝固组织中含量为0.25mol.%。Cu含量为1.0wt.%时 (A4合金), 整个凝固过程中并没有Mg<sub>2</sub>Si的转变; Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>相析出温度继续提高至483.8 °C, 凝固终了含量为1.32mol.%, 和A3合金几乎一致; Al<sub>2</sub>Cu析出温度提升至300 °C, 最终析出量0.90mol.%, 如图2d所示。综上所述: Cu含量增加时, 凝固组织中Mg<sub>2</sub>Si析出量会急剧下降最终消失; Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>析出量逐步增加, 且Cu含量达0.5wt.%后继续增加时其含量不再增加; Al<sub>2</sub>Cu含量逐步增加。并且所有相的析出温度都逐步升高。

## 2.2 铸态组织

图3是铸态 (挤压态, 下同) 下随着Cu含量的增加, 合金中第二相形貌及其组成。从SEM-EDS分析可知, 随着Cu含量的增加, 合金中富Fe相始终存在, 呈粗大的块状或者骨骼状, 结合形貌及EDS结果推测富Fe可能是 $\pi$ -Fe相<sup>[7]</sup>; Cu为0.5wt.%时, 组织中未发现Mg-Si相, 此时Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>相和 $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu相出现, 如图3c; 继续增加Cu至1.0wt.%时, 组织中的第二相种类和0.5wt.%Cu一样, 但Q相和 $\theta$ 相尺寸显著增大, 如图3d。值得指出的是, Cu含量为0.5wt.%时, 在组织观察中并没有发现 $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu相, 这与模拟计算并不一致, 模拟计算得出组织中含量0.25mol.% Al<sub>2</sub>Cu, 这个含量非常

少, 重要的是模拟时的冷却速率为1 K/s, 而在实际挤压铸造过程中凝固速率远大于1 K/s, 在凝固后期不一定析出Al<sub>2</sub>Cu相<sup>[8-9]</sup>。

## 2.3 铸态相组成

图4是合金铸态XRD图谱。所有合金中都包含 $\alpha$ -Al、Si和 $\pi$ -Fe。A1合金还有Mg<sub>2</sub>Si相。A2合金中含Mg<sub>2</sub>Si和Q相。A3合金中Mg<sub>2</sub>Si峰消失, Q相峰显著增强,  $\theta$ 相非常微弱。A4合金含Q相和 $\theta$ 相。当Cu含量超过0.5wt.%时, Q峰强度几乎保持不变, 如图4中Q (301) 峰所示; 从图中还可以发现 $\theta$  (110) 和 $\theta$  (202) 峰值也不断增强。这和微观组织观察的结果一致。XRD的结果说明Cu含量的增加, 对 $\theta$ 相的析出影响较大, 而对Q的析出量相对较弱, 当Cu含量达到0.5wt.%后Q相的析出不再改变。因此, 需要达到一定的综合性能, 要控制Cu的含量, 即控制 $\theta$ 相的析出行为。

## 2.4 T6 态力学性能

图5是不同Cu含量的Al-Si-Mg-Cu合金经过T6处理后的力学性能。从图中可知, T6态下随着Cu含量的增加, 合金强度呈上升趋势, 而伸长率则呈下降趋势, 这和很多学者的研究结果一致, 合金强度的提升要牺

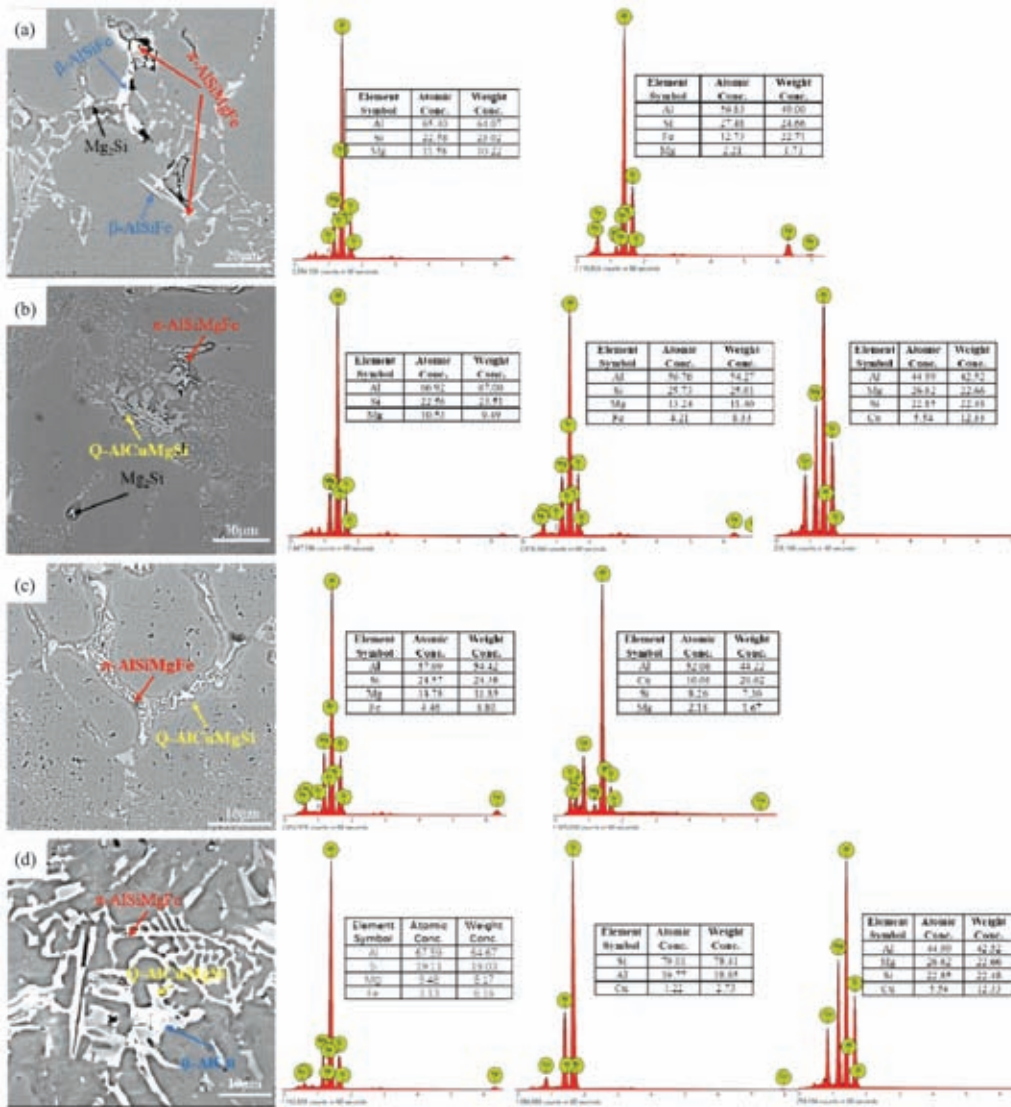


图3 Al-9Si-0.45Mg-xCu合金铸态SEM-EDS图  
Fig. 3 SEM-EDS of as-cast Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys

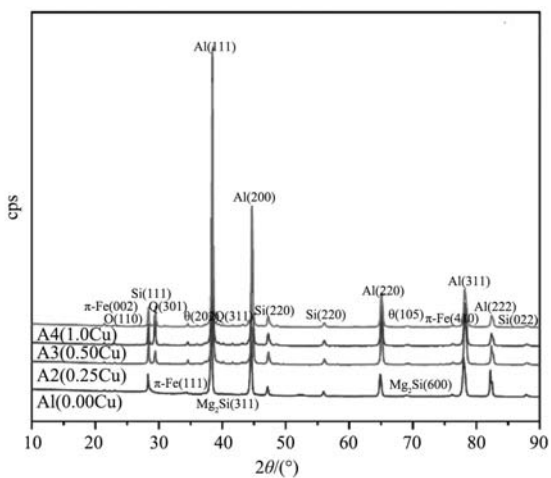


图4 Al-9Si-0.45Mg-xCu合金铸态XRD图谱  
Fig. 4 As-cast XRD spectra of the Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys

牲一定的塑性<sup>[10-13]</sup>。但从图5可看出，添加0.25wt.%Cu时，合金的强度几乎保持不变，伸长率略有下降；Cu的加入有两种强化作用，一种是固溶强化，一种是析出强化<sup>[8, 14-15]</sup>；Cu加入后 $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si强化相含量显著下降，Q'-Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>强化相含量逐步增加，从强度几乎未变的结果来分析，增加的Q'相的强化效果正好抵消了减少的 $\beta'$ 相的强化作用。与A1 (0wt.%Cu)合金相比，A3 (0.5wt.%Cu)合金的屈服强度提高了15 MPa，A4合金 (1.0wt.%)合金的屈服强度提高了50 MPa，分别提高了5%和16.6%；但伸长率分别下降了22.4%和35.7%。这仅仅是在现有的热处理制度下所得出的性能数据，对于Al-Si-Mg-Cu合金，其强度和热处理制度密切相关，不同的热处理制度对纳米强化相形貌及其尺寸的影响非常大，本文仅分析现有热处理制度下Cu含

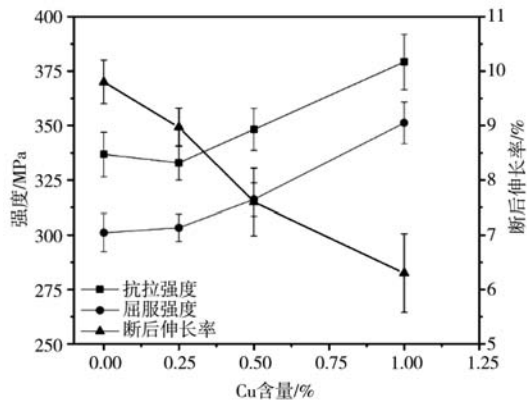


图5 Al-9.5Si-0.45Mg-xCu合金T6态力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of Al-9.5Si-0.45Mg-xCu alloys after T6 temper

量对合金性能的演变趋势,为选定适量的Cu达到相应的性能做参考。因此,根据性能分析结果可知,工业应用若需要适当提高合金的强度,并且韧性要求较高时,保持Cu含量控制在0.5wt.%以内。微量的Cu不仅对力学性能有影响,同时会影响合金的耐高温性能和耐腐蚀性能,这需要进一步试验研究,以便开发综合性能优越的铸造Al-Si-Mg-Cu合金。

## 2.5 T6 态合金组织

Al-Si-Mg-Cu合金T6处理后强度和伸长率的变化

主要归因于残留的初生相、析出相以及固溶强化的作用<sup>[7, 10, 12-14]</sup>。随着Cu含量的提高,Q相和 $\theta$ 相的析出温度在不断提高,并且含Cu第二相不断粗化。热处理会显著影响Al-Si-Mg-Cu合金的微观组织。图6是T6处理后合金的SEM-BSE图,与铸态组织相比(图3),组织中的第二相大部分都溶进了基体中。尽管所有合金的热处理制度都一样,但第二相的溶解还与Cu含量密切相关。从图6中发现仍有许多中间化合物未溶解,如图中箭头和圆圈所示。随着Cu含量的增加,未溶解相的尺寸也在增大,这显然会造成应力集中,从而降低合金的综合性能。Al基体中析出的纳米析出相也会影响合金的强度和韧性。Cu含量的增加促进了Q'相和 $\theta'$ 相的形成,能提高Al-Si-Mg-Cu合金的硬化效果<sup>[6-7, 14-17]</sup>。

在Al-Si-Mg-Cu合金中,几种亚稳态的析出相在Al<001>轴方向生长<sup>[16]</sup>,如图7,沿着Al<001>轴观察的不同析出相形貌与尺寸。对比不同Cu含量的析出相形貌,可看出随着Cu含量的增加针状析出相尺寸和数量明显增大。析出相数量增加则位错运动阻力增加,合金强度提高,但析出相的尺寸增大,应力集中也增大,相应会降低合金的强度和韧性<sup>[5, 14]</sup>。

## 2.6 断口形貌

图8是T6态下Al-Si-Mg-Cu合金断口二次电子扫描图,从断口形貌中可明显看出断口表面几乎没有任何

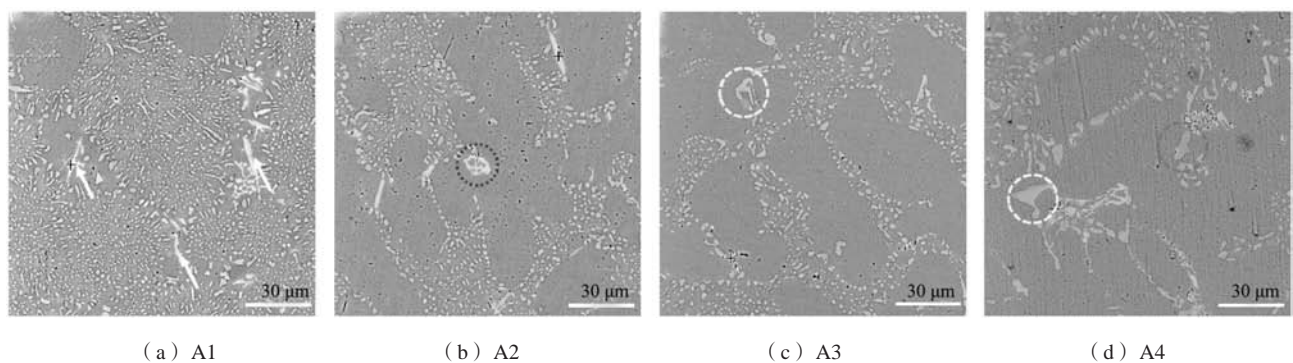


图6 Al-9Si-0.45Mg-xCu合金T6态SEM-BSE组织图

Fig. 6 SEM-BSE map of Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys after T6 temper

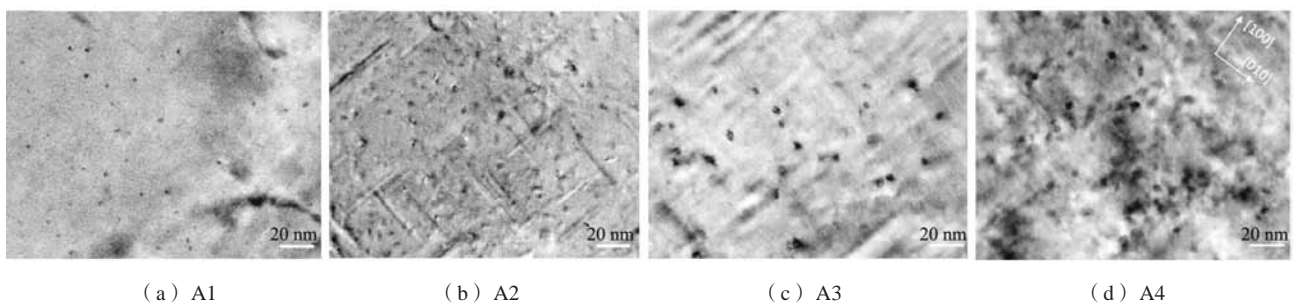


图7 T6态Al-9Si-0.45Mg-xCu合金TEM明场相

Fig. 7 Bright-field TEM images of Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys after T6 temper

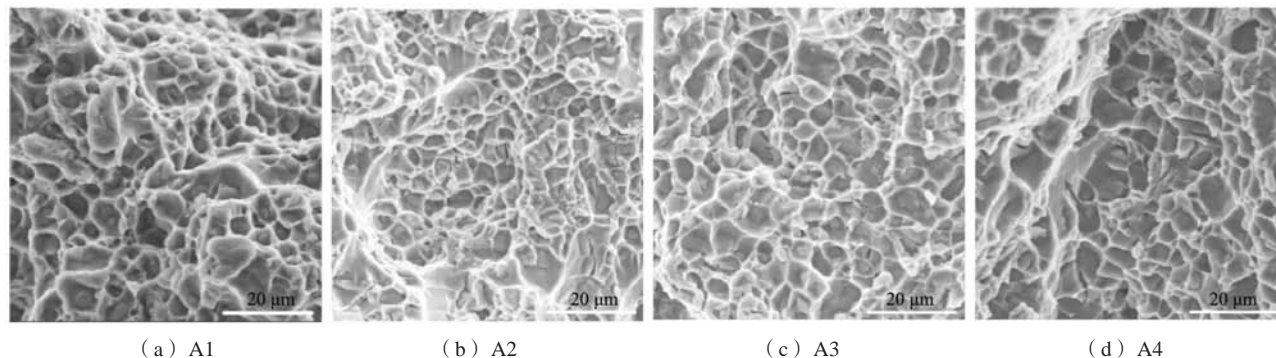


图8 T6态Al-9Si-0.45Mg-xCu合金断面形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of Al-9Si-0.45Mg-xCu alloys after T6 temper

气孔以及缩孔等缺陷；断面表面Al韧窝均匀分布；同时还有断裂的共晶Si。Cu含量低于1.0wt.%时（如图8a-c）中都没有发现解理面，这说明此三种合金均是韧性断裂。Cu含量达到1.0wt.%时，Al韧窝尺寸增大，并出现少量的解理面但没有解理台阶，如图8d箭头所示，合金韧性下降，这可能是由于Cu含量增大会形成低熔点的化合物，增大了合金的凝固区间，凝固过程变长，晶粒容易长大。

### 3 结论

(1) 铸态组织，随着Cu含量增加， $Mg_2Si$ 相逐步消失，Q相和 $\theta$ 相不断增多；当Cu达0.5wt.%时，Q相析

出达到最大量，继续增加Cu，Q相析出量不变，仅尺寸变大； $\theta$ 相析出量随Cu含量增加不断增加。

(2) T6态下，Cu含量小于0.5wt.%时，合金强度上升较为缓慢，韧性略有下降；当Cu含量超过0.5wt.%后，合金强度迅速上升，韧性也呈反比下降。

(3) T6态下，随着Cu含量的增加，纳米析出相尺寸和数量均在不断增加，析出相增加阻碍了位错的运动，但析出相尺寸的增加加剧了应力集中，使得合金韧性下降。

(4) Cu含量增加，使得凝固区间变宽，凝固时间增长，晶粒变粗，断裂模式有从韧性断裂往解理断裂转变的趋势。

#### 参考文献：

- [1] 薛利文, 周文强, 朴一男, 等. 挤压铸造及热处理对Al-Si系合金组织及性能的影响进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (7): 842-848.
- [2] 杨承志, 龙思远, 王朋, 等. Cu含量对压铸铝硅合金组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2016, 41 (11): 57-61.
- [3] 姜坤, 赵凯, 林翰, 等. 高强韧Al-Si-Mg合金材料设计与制备 [J]. 铸造, 2021, 70 (6): 681-686.
- [4] ZHANG Peng, LI Zhenming, LIU Baoliang, et al. Improved tensile properties of a new aluminum alloy for high pressure die casting [J]. Materials Science & Engineering: A, 2016, 651: 376-390.
- [5] IDA S, MARY A W, SHAHRZAD E. Effect of particle shape and size distribution on the dissolution behavior of  $Al_2Cu$  particles during homogenization in aluminum casting alloy Al-Si-Cu-Mg [J]. J.Mater.Process.Technol, 2018, 251: 232-240.
- [6] SAUVAGE X, LEE S, MATSUDA K, et al. Origin of the influence of Cu or Ag micro-additions on the age hardening behavior of ultrafine-grained Al-Mg-Si alloys [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 710: 99-204.
- [7] BEROUAL S, BOUMERZOUZ Z, PALILARD P, et al. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys [J]. Journal of Alloys&Compounds, 2019, 784: 1026-1035.
- [8] 陈隆波, 顾吉仁, 郭纪林, 等. T6热处理对铸造铝硅合金组织与硬度的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1038-1042.
- [9] 姜坤, 赵凯, 林翰, 等. 高强韧Al-Si-Mg合金材料设计与制备 [J]. 铸造, 2021, 70 (6): 681-686.
- [10] ZHAO Beibei, YE Bing, WANG Liyang, et al. Effect of ageing and thermal exposure on microstructure and mechanical properties of a HPDC Al-Si-Cu-Mg alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, Metals, 2022, 849 (12): 143463.

- [11] HAO Jianfei, LUO Huixin, BIAN Jiancong, et al. The effect of squeeze casting process on the microstructure, mechanical properties and wear properties of hypereutectic Al-Si-Cu-Mg alloy [J]. *International Journal of Metal Casting*, 2022, 16 ( 1 ) : 153–165.
- [12] ZEDAN Y, SAMUEL A M. Effects of trace elements on the microstructural and machinability characteristics of Al-Si-Cu-Mg castings [J]. *Materials*, 2022, 15 ( 377 ) : 377–382.
- [13] TALKI T, YUKI M, LEE S, et al. Microstructure observation in T5 treated Al-Si-Mg system cast alloys [J]. *Keikinzoku/Journal of Japan Institute of Light Metals*, 2021, 71 ( 4 ) , 166–170.
- [14] LIU Fangzhen, QIN Jian, LI Zhen, et al. Precipitation of dispersoids in Al-Mg-Si alloys with Cu addition [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14: 3134–3139.
- [15] HERNANDEZ S J, ABDELAZIZ M H, SAMUEL A M, et al. Effect of dispersoids and intermetallics on hardening the Al-Si-Cu-Mg cast alloys [J]. *Advances in Materials Science & Engineering*, 2021, 2021: 1–15.
- [16] GAZIZOV M R, HOLMESTAD R, MARIOARA C D, et al. Quantitative analysis of {100}Al plate/lath- and Al rod-shaped precipitates in an aged Al-Cu-Mg-Si alloy using TEM [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, 1014: 012013.
- [17] ZHANG Mingshan, LIU Keli, HAN Jiaqiang, et al. Investigating the role of Cu, Zr and V on the evolution of microstructure and properties of Al-Si-Mg cast alloys [J]. *Materials Today Communications*, 2021, 26: 102055.

---

## Evolution of Microstructure and Properties of Squeezing Casting Al-9.5Si-0.45Mg- $x$ Cu Alloy

ZHOU Peng-fei<sup>1,2</sup>, BEN Neng-jun<sup>1</sup>, LU Cong-xiang<sup>1</sup>, GU Wei-lu<sup>1</sup>

(1. School of Automotive and Transportation, Yancheng Polytechnic College, Yancheng 224005, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Yancheng Institute of Technology, Yancheng 224051, Jiangsu, China)

### Abstract:

The effects of Cu contents on the microstructures and properties of squeezing casting Al-Si-Mg-Cu alloys were analyzed by means of simulation calculation, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, mechanical property testing and transmission electron microscopy, and so on. The results show that in as-cast state, with the increase of Cu content, the Mg<sub>2</sub>Si phase decreases, the Q phase and the  $\theta$  phase increase continuously. When the content of Cu reaches 0.5wt.%, the Mg<sub>2</sub>Si phase disappears, the Q phase reaches maximum dose, and only the  $\theta$  phase increases and has a tendency to coarsen. In the T6 state, with the increase of Cu content, the yield strength increases and the elongation decreases continuously. However, when the content of Cu is below 0.5wt.%, the strength does not increase significantly, and the elongation decreases slightly; when it exceeds 0.5wt.%, the strength increases significantly, and the elongation decreases sharply, and the fracture mode has a trend of transforming from ductile fracture into cleavage fracture.

### Key words:

squeezing casting; Cu content; yield strength; elongation; nano-precipitates