

Cu 含量以及 Cu/Mg 比对 Al-Si-Cu-Mg 合金组织和力学性能的影响

顾琪, 周鹏飞

(盐城工业职业技术学院智能制造学院, 江苏盐城 224005)

摘要: 研究了Cu含量和Cu/Mg比对Al-Si-Cu-Mg合金组织和力学性能的影响。结果表明Al-Si-Cu-Mg合金凝固组织是否形成 Mg_2Si 、 $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 以及 $\theta-Al_2Cu$ 取决于Cu含量以及Cu/Mg比。当Cu/Mg比相对低时形成 Mg_2Si 中间相, 而Cu/Mg比高时则倾向于生成 $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 和 $\theta-Al_2Cu$ 相。当Cu/Mg比相同时, 高Cu含量和高Mg含量都会促进Q相 θ 相的形成。通过观察T6热处理后的组织发现Cu含量以及Cu/Mg比控制了初生相的溶解以及析出相的形成, 从而影响合金的强度与韧性。通过控制Cu含量及Cu/Mg比使Al-9Si-2Cu-0.5Mg合金中析出较少数量的初生相, 再通过热处理析出大量的Q强化相, 使合金具有较高的强度和相对适中的伸长率。

关键词: Al-Si-Cu-Mg; Cu含量; Cu/Mg比; 组织; 力学性能

作者简介:

顾琪(1983-), 男, 硕士, 研究方向为先进材料制备。E-mail: 283509362@qq.com

通讯作者:

周鹏飞, 男, 博士。电话: 18861991861, E-mail: zpfjsyc@126.com

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

02-0180-07

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); 校级自然科学基金项目(ygy2204)。

收稿日期:

2023-08-14 收到初稿,

2023-12-15 收到修订稿。

铸造Al-Si合金具有密度低、耐蚀性好以及铸造性能好等优点被广泛应用于汽车制造业^[1-4]。为了获得更高的强度及韧性, 工业应用中Al-Si合金通常加入Mg或者Cu, 例如A356、A319等。Mg元素通常有固溶强化和析出强化的作用, 但容易形成铸造缺陷^[2]; 另外, 在较高温度下Al-Si-Mg合金中的析出相易粗化^[5-7]。Cu通常会形成 $\theta'-Al_2Cu$ 强化相以及对Al-Fe-Si相有一定的变质作用^[6]。相比Al-Si-Mg合金, Al-Si-Cu合金具有更高的高温强度, 但热裂倾向高并更易晶间腐蚀^[8-11]。因此, 通过协同添加Cu和Mg来提高铸造Al-Si合金的综合性能^[10]。一般随着Cu和Mg含量的提高, 铸造Al-Si-Cu-Mg合金的强度提高但伸长率下降^[12-16]。与Al-Si-Mg和Al-Si-Cu合金不同, Al-Si-Cu-Mg合金的强化析出相可能有 β'' 、 $\theta'-Al_2Cu$ 或者 $Q'-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 相, 其中富Cu相或者富Mg相的种类以及体积分数取决于热处理制度、Cu含量以及Cu/Mg比^[17-19]。调整热处理工艺以及合金成分, 可以获得的不同的性能范, 因此, 需要进行更多综合性的工作来表征此类合金的性能。本文研究的目的是评估Cu含量以及Cu/Mg比对Al-9Si-xCu-yMg合金组织、析出行为以及力学性能的影响。

1 试验材料与方法

为了阐明Cu含量和Cu/Mg比对Al-9Si-xCu-yMg合金组织演变和性能的影响, 试验设计了四种不同的合金。合金编号及名义成分如表1。合金原材料有纯Al

表1 合金化学成分表

Table 1 Chemical composition of the experimental alloys

$w_B/\%$

合金	Cu/Mg	设计成分					实测成分					
		Si	Cu	Mg	Fe	Sr	Si	Cu	Mg	Fe	Sr	Al
A	2	9	1	0.5	0.10	0.03	9.12	1.02	0.51	0.11	0.026	余量
B	1	9	1	1	0.10	0.03	9.07	0.99	1.01	0.09	0.031	余量
C	4	9	2	0.5	0.10	0.03	8.96	2.03	0.48	0.10	0.028	余量
D	4	9	4	1	0.10	0.03	9.04	3.97	1.03	0.12	0.027	余量

(99.9%, 如无特殊说明, 均为质量分数), Al-20%Si, 纯Cu丝, 纯Mg锭, Al-10%Sr等。将配置好的纯Al和Al-20%Si合金置入石墨坩埚中, 将井式电阻炉升温至780℃; 待合金全部熔化后, 放入Cu丝并搅拌静置30 min; 待温度降至730℃时, 加入纯Mg并搅拌, 静置10 min; 再加入3%Al-10Sr搅拌并静置5 min; 然后升温至750℃, 加入2% C_2Cl_6 除气并扒渣, 静置10 min; 在700℃时, 浇铸至尺寸为100 mm×20 mm×200 mm的水冷铜模中, 组织观察及拉伸试样都取之浇铸试块的中心部位。采用SPECTROLAB M12光谱仪测试合金的化学成分, 见表1。

试样在SX-G16103型箱式电阻炉中进行T6热处理, 试样采用480℃下保温6 h, 再升温至530℃保温4 h, 然后水淬(水温20℃)的热处理工艺, 固溶试样在室温下放置24 h后, 进行175℃下10 h的时效处理, 最后空冷。

利用Nova NanoSEM450扫描电镜进行组织观察和成分分析, 试样经过标准研磨及抛光后在0.5%HF中腐蚀2 s。采用截线法和Image-Pro Plus金相分析软件对二次枝晶臂间距进行测量, 选取10张相同倍数的铸态组织图, 每张图中测试50个二次枝晶臂间距后求其平均值作为二次枝晶臂间距。

利用Ultima IV型多功能X射线衍射仪(XRD)测试合金的相组成, 测试步长为0.02°, 扫描速率20°/min, 扫描范围10°~90°(2 θ), 测试选用的靶材为铜靶(Cu, $K\alpha$, $\lambda=0.154\ 059\ 8\ \text{nm}$)。

利用差示扫描量热仪(Differential Scanning Calorimetry, DSC, Netzsch 204f1)分析合金凝固行为以及确定合金固溶处理温度。差示扫描量热实验采用 Al_2O_3 坩埚(样品坩埚和参比坩埚), 每次试验样品质量约为30 mg, 升温速率5 K/min。

拉伸试验在CSS-2202型电子拉伸试验机上进行, 加载的速率为0.1 mm/s。拉伸试样为矩形截面试样, 截面尺寸为3 mm×4 mm, 标距为20 mm, 在试验前剔除不合格试样, 每个数据点至少有5根合格拉伸试样, 抗

拉强度和断裂伸长率试验结果均为5个试样的平均值。

透射电镜(TEM)试样使用精密切割机在拉伸试样中间位置截取厚度300~400 μm 的薄片, 经过标准研磨至厚度为60 μm , 并冲成直径为3 μm 的圆片, 进行双喷电解抛光(并穿孔), 最后离子减薄, 双喷电解液为: 30vol.%硝酸+70vol.%乙醇, 温度维持在-20~-15℃。离子(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。所有TEM试样的观察都沿着 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 轴方向采样, 采用TEM明场, 取 $[001]_{Al}$ 方向相邻5副图统计可视区域析出相的数量 n ; 在与 $[001]_{Al}$ 垂直的 $[100]_{Al}$ 和 $[010]_{Al}$ 的方向统计500个析出相的长度并求平均长度 l , 统计60副HRTEM图中析出相横截面平均面积 A_{cs} , 最后根据析出相体积分数 $F_v=nlA_{cs}$ 求得析出相的体积分数。

2 试验结果

2.1 铸态组织

图1是合金组织背散射扫描电子图。从图中可以看出, 所研究合金都包含 α -Al枝晶, 共晶Si以及中间化合物, 其中右上角白色方框是对应的放大图。利用Image ProPlus6.0软件测得四种合金的二次枝晶臂间距分别为17.8 μm 、16.6 μm 、14.2 μm 和12.3 μm 。Cu含量以及Cu/Mg比对共晶Si和中间化合物的形成有一定影响, 经统计, 随着Cu含量的增加, 共晶Si所占百分比在不断下降, 分别为13.7、12.9、12.5和12.2。而中间化合物的百分比分别为0.8、3.8、5.2和4.8, 图中标注的中间化合物EDS成分分析如表2。从图1a可以看出, 合金A铸态组织中有少量亮白色带状化合物, 如图中黄色圆圈所示。EDS结果分析表明这种化合物含22.31Cu、2.21Mg、3.50Si、71.98Al(at.%), 和文献中 $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 类似^[6, 19]。当Mg从0.5增加至1.0时, 降低了Cu/Mg比(合金B), 组织中亮白色带状化合物增多, 均匀分布在共晶Si周边, 如图1b所示, 对图

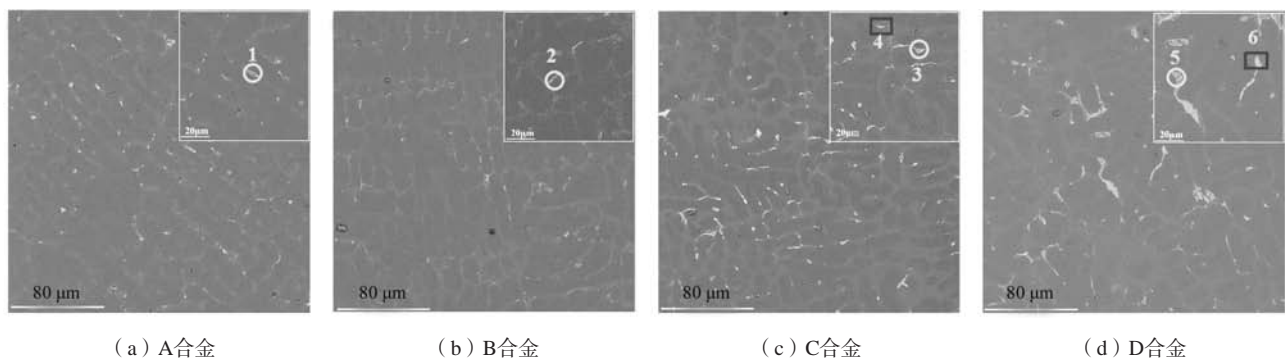


图1 铸态SEM-BSE图

Fig. 1 The SEM-BSE images of as-cast alloys

表2 化合物EDS成分结果
Table 2 The results of EDS compounds

序号	原子分数/%			
	Al	Si	Mg	Cu
1	71.98	3.50	2.21	22.31
2	72.24	11.50	6.27	9.98
3	70.30	2.47	2.65	24.57
4	70.50			29.50
5	73.37	5.93	4.88	15.81
6	70.82			29.18

中黄色圆圈标注的亮白色带状化合物进行EDS分析, 结果为9.98Cu、6.27Mg、11.50Si和72.24Al (at.%), 同样与Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相近^[14]。当Cu含量增加, 提高Cu/Mg比(合金C), 组织中亮白色中间化合物明显增多, 且呈带状及长块状, 如图1c中黄色圆圈及红色方框所示, 对其进行EDS分析, 黄色圆圈中带状EDS分析结果为24.57Cu、2.65Mg、2.47Si和70.30Al (at.%)。红色方框中实心块状化合物EDS分析结果为29.50Cu, 70.50Al (at.%) , 分别对应着Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆^[11]和 θ -Al₂Cu^[20]。若同时增加Cu和Mg的含量, 但保持Cu/Mg比不变(合金D), 和C合金相比, 化合物数量有所下降且变的更加粗大, 相应的图1d中黄色圆圈中带状EDS分析结果为15.81Cu、4.88Mg、5.93Si和73.37Al (at.%)。红色方框中实心块状化合物EDS分析结果为29.18Cu、70.82Al (at.%) , 分别对应着Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆和 θ -Al₂Cu^[21-22]。

图2是铸态合金的XRD衍射图谱。A合金中包含 α -Al, Si以及少量的Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆。结合EDS分析结果, 图1a中亮白色带状化合物为Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆。在B合金中亮白色带状Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆析出增多, 这表明在不改变Cu含量的前提下, 通过增加Mg含量来降低Cu/

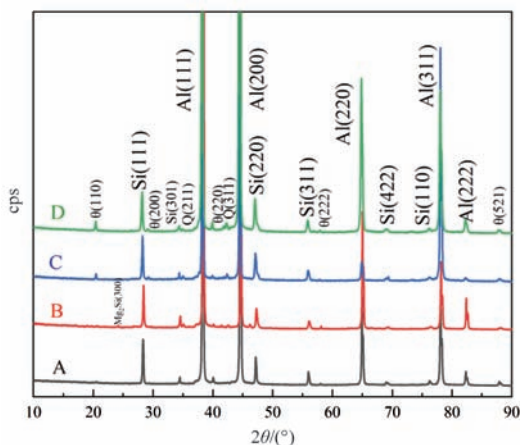


图2 合金铸态XRD衍射图谱
Fig. 2 XRD patterns of the as-cast alloys

Mg比会促进Q相的形成, 同时XRD结果显示B合金有少量Mg₂Si相析出。和B合金不同的是, 增加Cu含量来提高Cu/Mg比能促进Q相和 θ 相的析出, 合金C中的Q相和 θ 相峰明显增强。若不改变Cu/Mg比, 但Cu含量和Mg含量同时增加, 同样会促进Q相和 θ 相的形成。可以看出 θ (110)和 θ (220)衍射峰显著增强。因此, 可以推断Al-Si-Cu-Mg系列合金的相组成与Cu/Mg比密切相关, 同时各相的组成由Cu和Mg的含量决定。

2.2 凝固过程

图3是铸态合金降温DSC曲线(5 K/min)以分析合金凝固过程。图中P1和P2峰分别对应 θ 相和Q相的析出, 特别指出的是B合金中P2峰对应的是Mg₂Si的析出温度, P3峰对应的是Al-Si共晶反应, P4峰对应的 α -Al转变。因此, 合金的凝固过程是, 先析出 α -Al, 随后发生Al-Si共晶反应, 随着温度的降低, 剩余液相通过三元共晶反应形成Q相, 因此Q相分布在共晶Si周边, 在更低温度时, 多余的Cu则形成 θ -Al₂Cu。但在B合金中由于Cu/Mg比较低, 共晶反应后, 析出了Mg₂Si相^[11, 15, 20]。

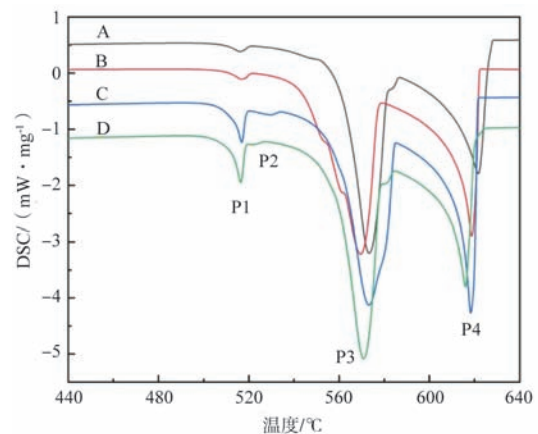


图3 铸态合金降温DSC曲线
Fig. 3 DSC curves of the as cast alloys

热力学计算结果表明, 每增加1wt.%Mg, 液相线温度和共晶转变温度会线性增加3.5~7 °C^[11]。表3是基于DSC曲线的不同析出相对应的析出温度。由于是非平衡凝固, 相比A合金, 合金B中Mg增加了0.5%, 合金的液相线温度和共晶反应温度变化不大。当Cu含量从1%增加至4%, 液相线和共晶反应温度均有所下降。Cu含量及Cu/Mg比的改变并没有改变 θ 相的析出温度, 但Cu/Mg比的增加降低了Q相的析出温度, Q相的成分随着Cu含量以及Cu/Mg比的不同也在不停的变化。随着Cu含量以及Cu/Mg的增加, 形成的四元共晶体中Cu含量增加, 根据Al-Cu二元共晶相图可知, Cu含量在亚共晶范围内(<30.6%)增加时, 初生析出相温度不断下

表3 不同析出相析出温度
Table 3 Precipitation temperature of different precipitates

合金	液相线 (P4)/°C	共晶点 (P3)/°C	Q相 (P2)/°C	θ相 (P1)/°C
A	620.71	572.33	541.84	516.19
B	619.84	571.93	551.85 (Mg ₂ Si)	516.74
C	617.24	570.78	530.06	516.88
D	614.37	569.27	527.27	516.19

降，因此四元共晶体的析出温度也在不断下降^[22]。

2.3 T6 态组织

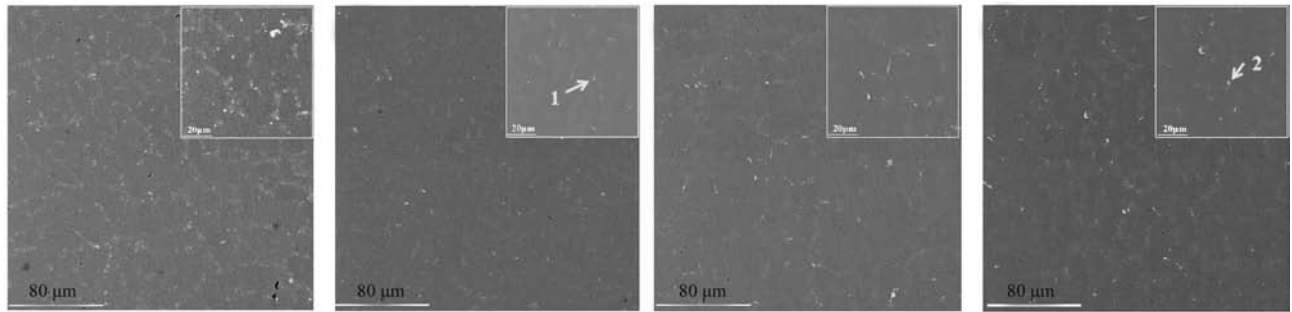
热处理对Al-Si-Cu-Mg合金组织演变影响较大^[1, 15, 17]。图4是经过固溶和时效处理后合金的背散射扫描电镜图。和铸态组织(图1)相比,经过固溶处理后部分第二相溶入α-Al基体中。从图4中可以看出,仍有部分亮白色中间化合物未溶解,例如,低Cu/Mg比的B合金和高Cu含量的D合金中有较多的第二相未溶解。经EDS分析, B合金中亮白色化合物成分为16.10Si、11.16Cu、3.40Mg和69.34Al(at.%) ; D合金中亮白色化合物成分为5.24Si、17.33Cu、1.98Mg和75.44Al(at.%) ,这与Q相成分相近,EDS统计结果如表4。

表4 化合物EDS成分结果
Table 4 The results of EDS compounds at. %

序号	Al	Si	Mg	Cu
1	69.34	16.10	3.40	11.16
2	75.44	5.24	1.98	17.33

图5是时效合金TEM明场相及相应的傅里叶转换图。尽管所有合金的热处理制度相同,但析出相种类并不一样。合金A中析出相呈针状,如图5a,这些析出相类似GP-1区或者β''-Mg₂Si的先驱相^[22]。随着Mg含量的增加,析出相转变为β''-Mg₂Si相,如图5b。但β'-Mg₂Si相比β''-Mg₂Si相更稳定,通常在过时效的Al-Mg-Si合金中形成^[22],这表明Mg含量的增加加速了析出相的析出。

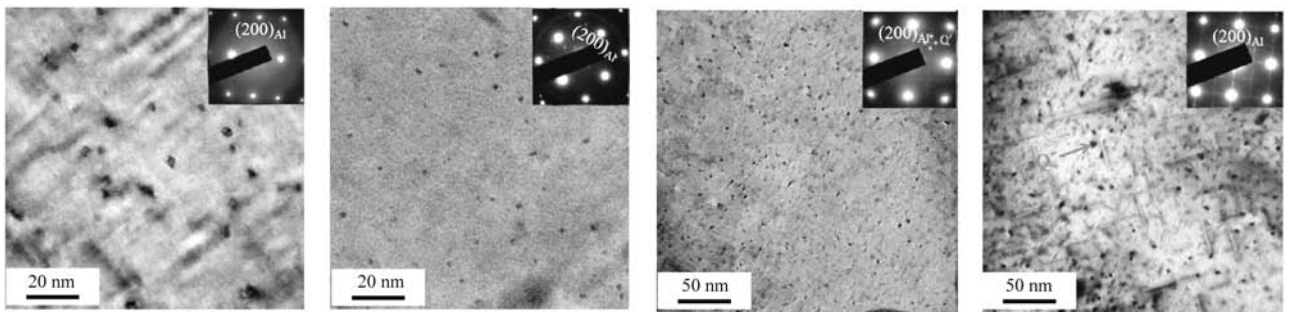
Cu含量以及Cu/Mg比增加时,合金中的析出相也随着发生转变。如图5c,组织中存在β''-Mg₂Si相和Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相,β''-Mg₂Si相呈椭圆状,而Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相呈板条状,其长度约3 nm^[23-25],其体积分数约2.3%。当继续增加Cu和Mg的含量,而不改变Cu/Mg比时,组织出现薄板状θ'-Al₂Cu相并伴随着少量的Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相,如图5d。研究表明,θ'-Al₂Cu相的析出能显著提高铝合金的硬度和强度^[10, 24]。从图5d中可以看出,Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相有粗化的趋势(长



(a) A合金 (b) B合金 (c) C合金 (d) D合金

图4 T6态SEM-BSE图

Fig. 4 The SEM-BSE images of alloys after T6 heat treatment



(a) A合金 (b) B合金 (c) C合金 (d) D合金

图5 合金时效态TEM明场相及相应的选区衍射花样

Fig. 5 Bright-field TEM image with corresponding SAED pattern of aged alloy

度约35 nm), θ' -Al₂Cu相和Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相的体积分数分别约为4.2%和1.5%。因此,非常明显,尽管C合金和D合金中的Cu/Mg比相同,但增加Cu和Mg的含量会促进 θ' -Al₂Cu相的析出。基于以上组织观察,可以推断Al-Si-Cu-Mg合金的时效析出序列不仅与Cu含量有关还与Cu/Mg比相关,低Cu/Mg比时趋向于析出 β'' -Mg₂Si相,高Cu/Mg比则趋向于析出 θ' -Al₂Cu相和Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相。

2.4 力学性能

随着Mg、Cu含量的增加,Al-Si-Cu-Mg合金的强度上升,但伸长率下降^[13]。图6是合金时效态的应力-应变曲线,除C合金外,合金的强度均随Cu/Mg的增加而提高。对比A和B合金,Mg含量增加,合金屈服强度下降。C合金中Cu含量及Cu/Mg比适中,其伸长率最高。

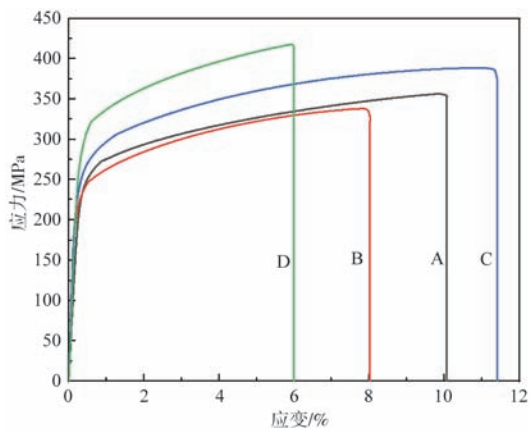


图6 合金T6态应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of alloys after T6 temper

表5列出了时效态下合金的抗拉强度、屈服强度以及断后伸长率。当Cu含量相同时(A和B合金),增加Mg含量,降低了Cu/Mg比,其强度和伸长率均下降;而当Mg含量相同,增加Cu含量,Cu/Mg比提高,其强

表5 合金T6态拉伸性能
Table 5 Tensile properties of the alloys after T6 temper

合金	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
A	356.5 ± 4.1	263.2 ± 5.5	10.2 ± 0.4
B	338.3 ± 7.6	251.6 ± 6.4	8.1 ± 0.6
C	389.3 ± 5.2	297.5 ± 3.7	11.4 ± 0.5
D	416.2 ± 9.8	330.3 ± 13.9	6.0 ± 1.2

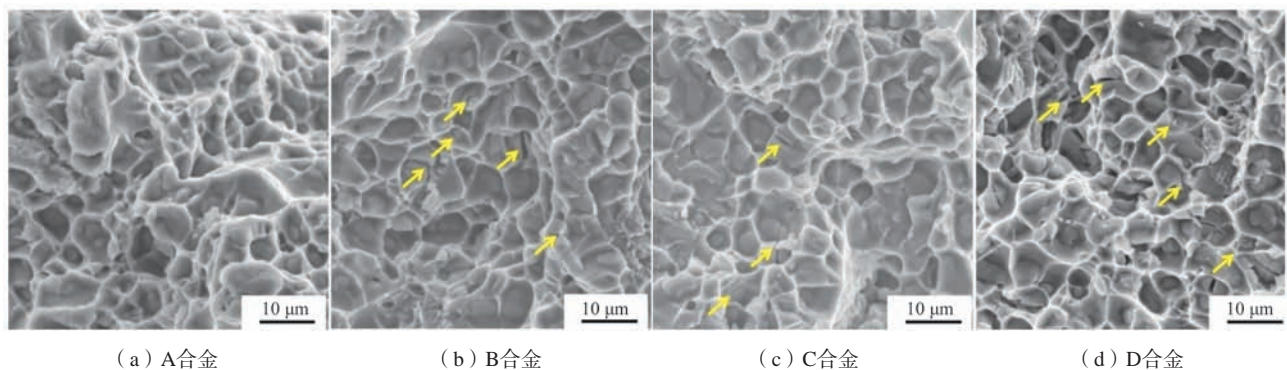
度和伸长率均提高。但尽管B和D合金中Mg含量相同,Cu含量增加和Cu/Mg比增加仅提高了合金的强度,但伸长率下降。因此,Al-Si-Cu-Mg合金的力学性能不仅取决于Cu/Mg比,还与Cu和Mg的含量相关。

合金强度和韧性随Cu含量和Cu/Mg比的变化原因可能与未溶解的初生相、析出相以及固溶强化有关。在B和D合金中,存在许多未溶解的初生相。这些未溶解的中间化合物易引起应力集中,成为微裂纹的起源,因此它们的伸长率较低。

另外,时效后在 α -Al基体中形成的析出相同样会影响强度和韧性。与A合金相比,高Mg含量和低Cu/Mg比导致B合金的过时效和 β'' -Mg₂Si析出相的形成,降低了析出硬化效果,导致在塑性变形阶段流变应力最低。随着Cu含量以及Cu/Mg比的增加,Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相和 θ' -Al₂Cu相析出,提高了合金硬化效果。如表3所示,合金C和D的强度提高比较明显。但随着Cu含量的增加, θ' -Al₂Cu相析出增多,同时会使Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相更加粗大,导致D合金伸长率下降。

如图5所示,由于C合金中Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相比较细小,因此其硬化速率高并且均匀塑性变形时间长,表现出优异的综合性能。因此,通过调控Cu含量、Cu/Mg比以及适当的热处理,可以使得Al-Si-Cu-Mg合金达到较高的强度和韧性。

根据以上性能分析结果可知,Mg含量对合金塑性影响较大,而随着Cu含量的增加,合金韧性也呈下降趋势。图7是四种合金T6态拉伸断口形貌。从图中



(a) A合金

(b) B合金

(c) C合金

(d) D合金

图7 合金T6态拉伸断口形貌

Fig. 7 Fracture surface of alloys after T6 temper

可观察到,所有合金中均有韧窝,但随着Cu含量及Cu/Mg比的增加,断口形貌中出现了二次裂纹,如图7b-d所示。当Mg含量较高时,合金B中的二次裂纹开口较大,如图7b;保持Mg含量不变,继续增加Cu含量,如图7d,合金中二次裂纹更多,并且撕裂脊更加明显,这说明合金的塑性在下降。这是由于Mg和Cu元素的增加,一方面基体中固溶的Mg和Cu原子更多,固溶强化效果更好,但由于Mg在Al基体中固溶度有限0.5%~0.6%,Cu在铝中的固溶度(4.9%)比Mg高的多,所以固溶强化更多来源Cu的作用;另一方面,Mg和Cu元素增加,合金析出更多的纳米强化相(见图5),这进一步强化了基体,从而使合金强度提高,但伸长率下降。可见,随着Cu含量及Cu/Mg比的增加,合金由韧性断裂逐步往准解理断裂转变。

3 结论

(1) Al-Si-Cu-Mg合金铸态组织可能包含 α -Al、共晶Si、 Mg_2Si 、Q相和 θ 相,这与Cu含量和Cu/Mg比有关。Cu/Mg比低时易析出 Mg_2Si 相;Cu/Mg比高时,倾向于析出Q相和 θ 相;当Cu/Mg比相同时,同时增加Cu和Mg的含量也会促进Q相和 θ 相的析出。

(2) Cu含量以及Cu/Mg比会影响热处理过程中初生相的溶解及析出相的形成,从而影响合金的强度和韧性。Cu含量及Cu/Mg比低时,倾向于析出 β 相的先驱相;而Cu/Mg比高时,则倾向于析出Q相和 θ 相的先驱相;但当Cu含量和Mg含量均高时,则析出大量的 θ' 相并且Q'粗化。

(3) C合金中未溶解的初生相最少并且Q'相非常细小,综合力学性能最佳,其抗拉强度、屈服强度、断后伸长率分别为:389.3 MPa,297.5 MPa和11.4%。

参考文献:

- [1] 熊俊杰,冯志军,李宇飞,等.高性能Al-Si-Cu-Mg铸造合金成分和热处理工艺设计[J].铸造,2023,72(6):680-687.
- [2] 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]. Journal of Materials Science and Technology, 2021, 76(17):76-85.
- [3] 刘强,庞小兰. Ce-La添加量对汽车用Al-Si-Cu-Mg-Ni合金组织与力学性能的影响[J].热加工工艺,2023,96(3):1-4.
- [4] 李雪科,钱伟涛,孙克明,等. Al-Si-Cu-Ni-Mg合金凝固组织调控及对高温拉伸性能的影响[J].铸造,2023,72(5):545-552.
- [5] WANG D, ZHANG X, XU S, et al. Improvement of mechanical properties in micro-alloying Al-Si-Mg-Zn cast alloy [J]. Materials Letters, 2021, 283: 128810.
- [6] ZHU X, DONG X, BLAKE P, et al. Improvement in as-cast strength of high pressure die-cast Al-Si-Cu-Mg alloys by synergistic effect of Q-Al₃Cu₂Mg₆Si₆ and θ -Al₂Cu phases [J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 802: 140612.
- [7] 李云翔,夏凯,方诗杰.新型压铸用高强Al-Si-Mg-Cu合金的组织及力学性能[J].特种铸造及有色合金,2023,43(2):267-271.
- [8] 闫春雷,田明生,沈利,等.电磁能对半连续铸造Al-Si-Cu-Mg合金微观组织与成分偏析的影响[J].稀有金属,2023,47(2):203-209.
- [9] 崔晓明,孟闯,石博,等. Al-Si-Mg-Sc铸造合金微观组织演变及其细化变质机制[J].稀有金属材料与工程,2022,51(7):2529-2535.
- [10] 范卫忠,黄建良,闫俊,等.挤压铸造高强韧Al-Si-Cu-Mg合金组织性能研究[J].特种铸造及有色合金,2022,42(4):513-516.
- [11] 陈安柱,周鹏飞,陆从相.高Mg含量对Al-Si-Cu-Mg合金凝固过程和组织演变的影响[J].铸造,2022,71(3):315-322.
- [12] ZHANG J Y, ZUO L J, FENG J, et al. Effect of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of AlSiCuNiMg alloy produced by different casting technologies [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(7):1717-1730.
- [13] YU H, CHANG L, YANG H, et al. Effects of cooling rate and heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg-Ni alloy [J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2014, 34(5):115-116.
- [14] 唐玲,夏鹏举,李文虎. Si、Mg添加量对Al-Mg-Si合金的显微组织和 Mg_2Si 相形貌的影响[J].有色金属工程,2022,12(2):24-30.
- [15] 宋跃文,侯击波,毛红奎,等.基于DSC分析的Al-7Si-1.5Cu-0.5Mg合金热处理工艺研究[J].热加工工艺,2022,51(8):139-142.
- [16] SONG S Y, GAO D L, FENG C, et al. Effects of thermal exposure on the mechanical properties and microstructure stability of an Al-Cu-Mg-Ag alloy [J]. Advanced Materials Research, 2012, 554: 675-678.
- [17] JEON J G, SHIN J H, SHIN S E, et al. Recrystallized fine grains induced by nanoparticles in Al-Si-Mg-Cu-based alloy sheets [J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 791: 139791.
- [18] CAI Q, MENDIS C L, WANG S, et al. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of die-cast Al-Cu-Si-Mg alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 881: 160559.
- [19] LIU Fei, ZHENG Huiting, JIANG Yuanhang, et al. Effect of Low Cu content and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high-vacuum die-cast AlSiMgMn alloys [J]. The Minerals, Metals & Materials Society, 2023, 75(4):1345-1356.
- [20] CAO C, CHEN D, FANG X, et al. Effects of Cu addition on the microstructure and properties of the Al-Mn-Fe-Si alloy [J]. Journal of

- Alloys and Compounds, 2020, 834: 155175.
- [21] BARHOUMI H, SOUISSI S, AMAR M B, et al. Influence of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of squeeze cast AlSi₃Cu₃ alloys [J]. International Journal of Microstructure and Materials Properties, 2015, 10 (5/6) : DOI10.1504.
- [22] SUNDE, JONAS K M, CALIN D H. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al-Mg-Si (-Cu) alloys [J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110087.
- [23] ABEDI K, EMAMY M. The effect of Fe, Mn and Sr on the microstructure and tensile properties of A356-10% SiC composite [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 3733-3740.
- [24] LIN B, LI H, XU R, et al. Thermal exposure of Al-Si-Cu-Mn-Fe alloys and its contribution to high temperature mechanical properties [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9 (2) : 1856-1865.
- [25] BEROUAL S, BOUMERZOUG Z, PAILLARD 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 and Compounds, 2019, 784: 1026-1035.

Effects of Cu Content and Cu/Mg Ratio on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloys

GU Qi, ZHOU Peng-fei

(School of Intelligent Manufacturing, Yancheng Polytechnic College, Yancheng 224005, Jiangsu, China)

Abstract:

The microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with different Cu contents and Cu/Mg ratios were investigated. The results showed that the Mg₂Si, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ and θ-Al₂Cu intermetallic phases formed in the as-cast Al-Si-Cu-Mg alloys depending on the Cu content and the Cu/Mg ratio. The Mg₂Si was formed in the relatively low Cu/Mg ratio of alloy, while high Cu/Mg ratio promotes the formation of Q-phase and θ-phase. With the same Cu/Mg ratio, the high content of Cu and Mg elements simultaneously enhances the formation of Q-phase and θ-phase. Microstructural observation from the T6 tempered alloys revealed that the Cu content and the Cu/Mg ratio control the dissolution of primary intermetallic phases and the formation of precipitates, thus affecting the strength and the ductility. It was indicated that by controlling the Cu and the Cu/Mg ratio, the Al-9Si-2Cu-0.5Mg aged alloy with few primary compounds and a large number of fine Q' precipitates exhibits high strength and acceptable ductility.

Key words:

Al-Si-Cu-Mg; Cu content; Cu/Mg ratio; microstructure; mechanical properties