

Si 含量对 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金组织和性能的影响

韩 杨, 相志磊, 陈子勇

(北京工业大学, 北京 100124)

摘要: 采用搅拌铸造工艺制备不同Si含量合金, 旨在揭示Si含量对Al-Si-Cu-Ni-Mg合金微观组织、力学性能和耐磨性的影响。结果表明, 随着Si含量升高, 合金中共晶Si长径比和平均长度先升高后降低, Si含量为16wt.%合金的长径比和平均长度最大, 分别为8.8 μm 、24.1 μm 。经过520 $^{\circ}\text{C}/6\text{ h}$ 固溶+180 $^{\circ}\text{C}/5\text{ h}$ 时效处理后, 共晶Si形貌由纤维状变为球状, 初晶Si棱角钝化。合金中共晶Si长径比和平均长度均有明显降低, 保持与铸态合金相同的变化趋势; Si含量为16wt.%合金的长径比和平均长度分别为3.5 μm 、12.4 μm , 初晶Si尺寸没有明显变化。随着Si含量的升高, 铸态合金拉伸性能逐渐降低, 宏观硬度逐渐上升。经过T6热处理后, 合金的拉伸性能和宏观硬度有了明显提升, 保持与铸态合金相同的变化趋势, 随着Si含量的升高, 合金磨损失重减少, 耐磨性得到改善。Si含量为16wt.%的合金磨损失重最少, 耐磨性最好; 继续增加Si含量时, 合金耐磨性降低。

关键词: Al-Si合金; Si含量; 微观组织; 耐磨性; 力学性能

Al-Si合金密度小, 具有优异的铸造性能、导热性能以及力学性能, 在汽车领域应用广泛^[1-4]。近年来, 我国的发动机活塞材料经历了从亚共晶铝硅合金到共晶铝硅合金的变化过程, 目前国内汽车铝合金活塞以共晶Al-Si合金为主, 常见牌号有ZL108, ZL109等^[5]。然而, 随着汽车发动机性能要求的不断提高, 共晶型Al-Si合金热膨胀系数大, 耐热耐磨性不足等缺点突出, 越来越难以满足高标准的使用性能要求。因此, 急需新的高强铝合金材料来代替共晶铝硅合金作为汽车发动机活塞的合金材料。

随着Si含量的提高, Al-Si合金组织中初晶Si体积率逐渐增加, 合金耐磨性能迅速提高, 因此, 过共晶Al-Si合金具有较高的耐磨性能, 非常适合于制备耐磨材料^[6-7]。同时, Si的线膨胀系数只有Al的三分之一, 因此过共晶Al-Si合金具有较低的热膨胀系数, 能够适应较高温度的工作环境。

Si含量的升高对Al-Si合金的硬度、耐磨性有提升作用, 低Si的Al-Si合金中, 中间相的种类和数量是决定合金耐磨性的重要因素^[8]。随着合金中Si含量的增加, 组织中初晶Si和共晶Si的体积分数增加, 合金的磨损性能逐渐与Si相的数量相关联。Teng等人研究了随着铝合金中Si含量的增加对耐磨性能的影响, 在载荷不变的条件下, Si含量越高的合金, 其耐磨性越好^[9]。Lasa等将共晶及过共晶铸造 Al-Si-Cu-Mg合金的盘销式磨损行为与复合材料刹车盘进行了对比, 发现当转盘速度较低时, 合金的成分和成形方式是影响其磨损行为的主要因素; 而当转盘速度较高时, 耐磨性较好的合金Si含量较高, 且Si颗粒的尺寸也相对较大^[10]。Lozano等人研究了铸造 Al-13.5Si-2.5Cu (wt.%)合金的滑动摩擦磨损行为, 结果表明, 合金在干滑动摩擦磨损时的主要耐磨相为初晶Si相, 其机理以磨粒磨损为主^[11]。吴奇研究了不同Si含量对超声振动制备轨道车辆用铝合金的耐磨性能的影响, 随着Si含量的增大, 铝合金硬度先增大后减小, 磨损量先减小后增大; 当Si含量为12%时, 铝合金磨损量最小为

作者简介:

韩 杨 (1997-), 男, 硕士, 主要研究方向为高强耐热 TiB₂ 增强铝基复合材料及其在轨道交通的应用。
E-mail: 17732718601@163.com

中图分类号: TG146.2;
TG113

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2024)
06-0779-09

收稿日期:

2023-09-04 收到初稿,
2023-12-02 收到修订稿。

25.9 mg^[12]。然而, Al-Si-Cu-Ni-Mg合金耐磨性及拉伸性能的综合性能匹配的研究较少。研究不同Si含量对合金组织和性能的影响具有重要意义。本文通过对不同Si含量合金的显微组织、硬度、拉伸性能和耐磨性进行研究,为制备高性能汽车发动机活塞合金提供数据和理论支撑。

1 试验材料与方法

1.1 材料制备

本文采用搅拌铸造工艺制备不同Si含量的Al-Si-Cu-Ni-Mg合金(成分设计如表1所示)。将原材料(高纯Al、纯Mg、Al-30Si、Al-50Cu、Al-20Ni、Al-10Mn、Al-10Ti、Al-10Sr,质量分数)于石墨坩锅中加热至780℃进行熔化。通过六氯乙烷除渣、除气后,加入Al-10Sr变质处理。匀速搅拌15 min后进行金属型浇注得到合金铸锭。热处理后的合金样品用于组织形貌和力学性能表征,热处理工艺为:固溶520℃/6 h(60~80℃水淬)+单级时效180℃/5 h。

表1 不同试样的化学成分

Table 1 Chemical composition of different specimens

试样	$w_B/\%$							
	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Ti	Sr	Al
1 [#]	8	2	2	0.5	0.2	0.1	0.06	余量
2 [#]	12	2	2	0.5	0.2	0.1	0.06	余量
3 [#]	16	2	2	0.5	0.2	0.1	0.06	余量
4 [#]	20	2	2	0.5	0.2	0.1	0.06	余量

1.2 表征部分

试样经过粗磨、细磨和抛光后,用Keller试剂腐蚀20~30 s,扫描电子显微镜(SEM, QUANTA FEG 650)观察其微观结构。每个试样选择5张放大倍数为1 000倍的显微组织照片,使用Image Pro Plus软件统计Al-Si合金中共晶硅的长径比及初晶硅的尺寸。为了解合金经过耐磨性测试后的磨损机理,使用SEM观察磨损后试样的表面。

使用HBRV-187.5型电动布洛维硬度计进行宏观硬度的测试,载荷为100 kgf,保荷5 s,读取7个读数,去掉最大值和最小值,将剩余数据取平均值作为洛氏硬度值。

采用CMT 5504 GL型电子万能试验机对合金的力学性能进行测试。拉伸试样按照国标GB/T 228.1—2010规定加工,引伸计标距为25 mm,拉伸应变速率为 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,准室温拉伸试样如图1所示。

在MM-200型环块磨损试验机上进行摩擦磨损试验,如图2所示。试样尺寸为12 mm × 12 mm × 19 mm。

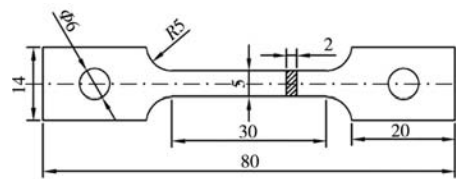


图1 拉伸试样示意图(单位: mm)

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen (unit: mm)

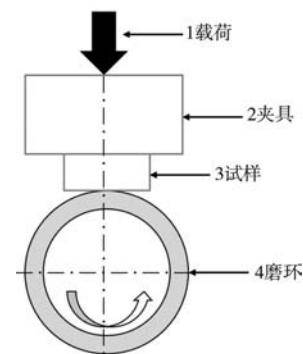


图2 磨损试验示意图:

Fig. 2 Schematic diagram of wear test

磨环材料为GCr15钢。测试负载为30 N,试验机转速为96 rpm,磨损时间为1 h,磨损后的试样用乙醇超声清洗后吹干,测量磨损前后的质量变化,使用BSA2245-CW分析天平称量HHCCI的质量,精度为0.1 mg。

2 结果与讨论

2.1 Si含量对合金微观组织的影响

图3是不同Si含量铸态合金的Si相形貌,从图中可以看出,8%Si含量合金组织中共晶Si沿晶界分布,形貌呈现出纤维状、珊瑚状。当Si含量为12%时,组织中共晶Si数量增多,仍沿晶界分布,在晶界处大量聚集,形貌为珊瑚状。当Si含量为16%时,组织中出现初晶Si,初晶Si在组织中分布均匀,形貌呈现出不规则的多边形状,经统计,初晶Si的尺寸为30~40 μm,组织中共晶Si形貌仍保留纤维状、珊瑚状的特点。当Si含量的提升至20%时,初晶Si的尺寸明显增大,块状初晶Si出现聚集的现象,尺寸为100 μm左右,组织中共晶Si的尺寸变小,形貌为珊瑚状。图4是不同Si含量铸态合金共晶Si的长径比和平均长度。从图中可以看出,随着Si含量的升高,共晶Si的长径比和平均长度先升高,后降低。Si含量为8%时,共晶Si的长径比为4.6,平均长度为4.1 μm; Si含量为12%时,共晶Si的长径比为6.8,平均长度为3.8 μm; Si含量为16%时,共晶Si的长径比为8.8,平均长度为24.1 μm; Si含量为20%时,共晶Si的长径比为8.2,平均长度为17.9 μm。图4说明了共晶Si的

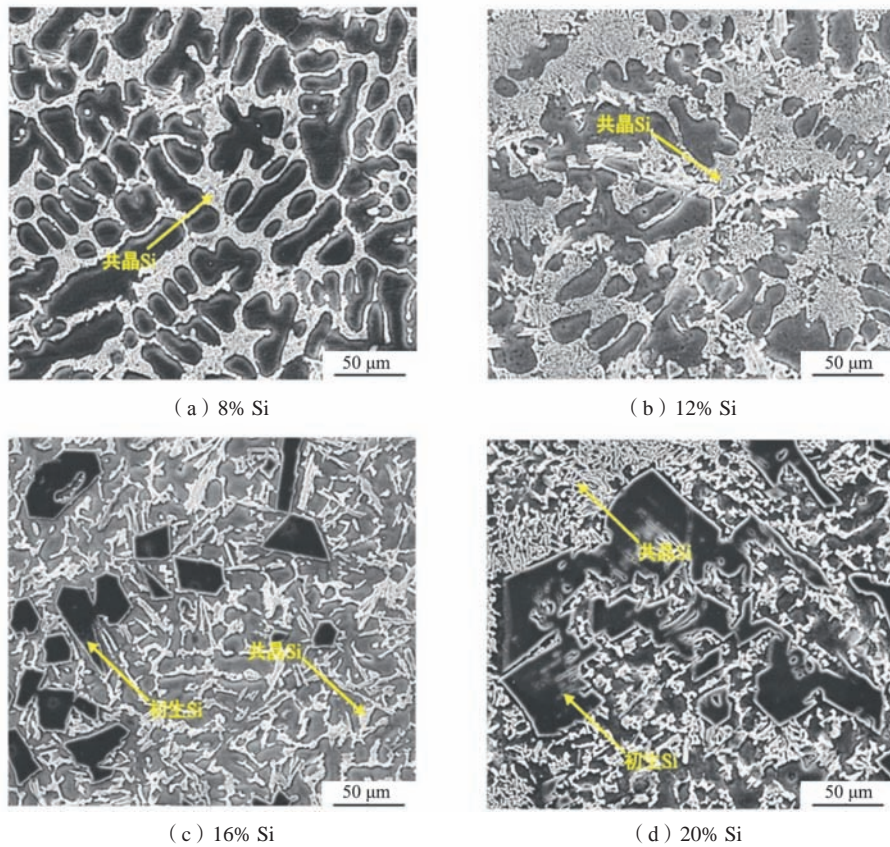


图3 不同Si含量铸态合金的组织

Fig. 3 Structure of cast alloys with different Si contents

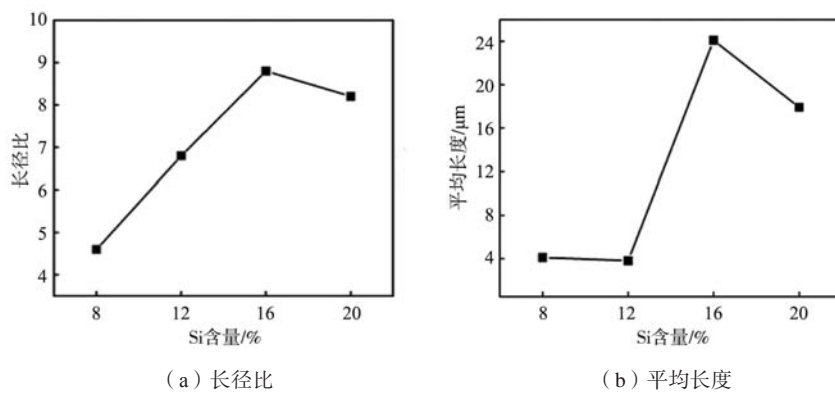


图4 不同Si含量铸态合金共晶Si的长径比和平均长度

Fig. 4 Length-to-diameter ratio and average length of eutectic Si in cast alloys with different Si contents

尺寸不会随着Si含量的升高而持续增大, 16%Si含量合金的共晶硅具有最大的长径比和平均长度。

图5是不同Si含量T6热处理态合金的Si相形貌, 从图中可以看出, 共晶Si的形貌由纤维状转变为球状、短棒状, 初晶Si的形貌变化不大, 相较于铸态合金棱角钝化。图6是不同Si含量T6热处理态合金共晶Si的长径比和平均长度。从图中可以看出, 随着Si含量的升高, 共晶Si的长径比和平均长度变化趋势与铸态合金相同。Si

含量为8%时, 共晶Si的长径比为1.8, 平均长度为5.1 μm; Si含量为12%时, 共晶Si的长径比为2.3, 平均长度为5.6 μm; Si含量为16%时, 共晶Si的长径比为3.5, 平均长度为12.4 μm; Si含量为20%时, 共晶Si的长径比为3.4, 平均长度为7.2 μm。16%Si含量合金的共晶硅仍具有最大的长径比和平均长度。通过对比铸态和T6热处理态合金的共晶Si和初晶Si的形貌, 可以发现, 热处理后共晶Si发生球化, 尺寸降低, 初晶Si棱角钝化, 但热

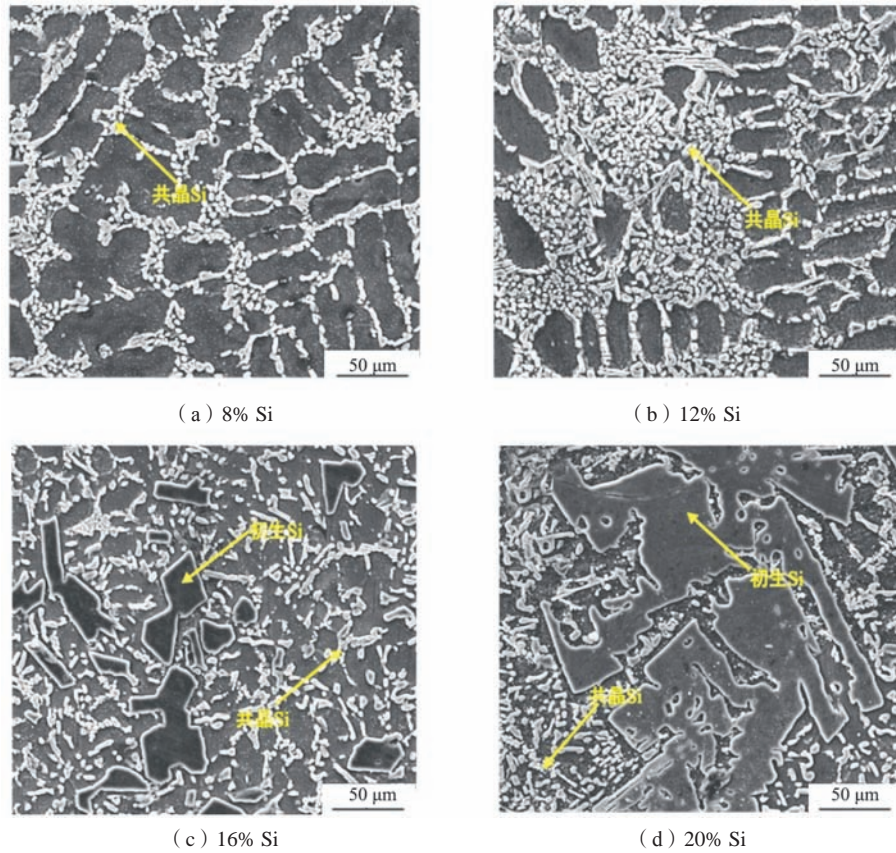


图5 不同Si含量热处理态合金的组织

Fig. 5 Structure of alloys in the heat-treated state with different Si contents

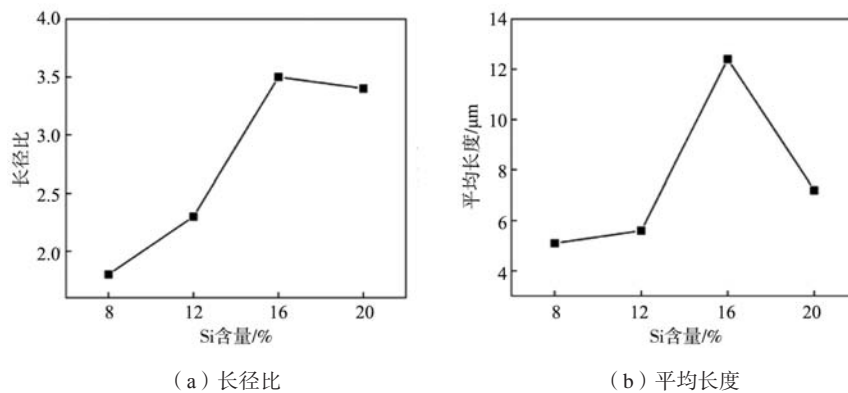


图6 不同Si含量热处理态合金共晶Si长径比和平均长度

Fig. 6 Eutectic Si aspect ratios and average lengths of heat-treated state alloys with different Si contents

处理并不能改变初晶Si的尺寸。

2.2 Si含量对合金宏观硬度及拉伸性能的影响

图7显示了不同Si含量铸态合金的宏观硬度，可以看出，随着Si含量的升高，合金的硬度逐渐增大。Si含量为8%时，合金的硬度为HRB 58.6；Si含量为12%时，合金的硬度为HRB 63.3；Si含量为16%时，硬度为HRB 66.0；Si含量为20%时，硬度为HRB 67.8。由于合

金中硬质的共晶Si和初晶Si均匀的分布于基体中，这使合金的宏观硬度明显提升。

图8为不同Si含量铸态合金的力学性能及应力应变曲线，可以看出，8%Si含量的合金的室温拉伸性能较好，抗拉强度和屈服强度分别为307 MPa、228 MPa，伸长率为2.26%。相比于8%Si含量的合金，12%Si含量合金的抗拉强度下降了2.6%，屈服强度提升了9.2%，伸长率下降了35.8%。16%Si含量合金的抗拉强度下

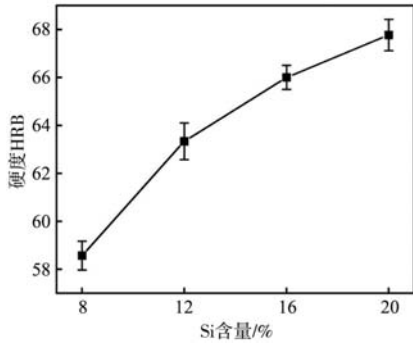


图7 不同Si含量铸态合金的硬度
Fig. 7 Hardness of cast alloys with different Si contents

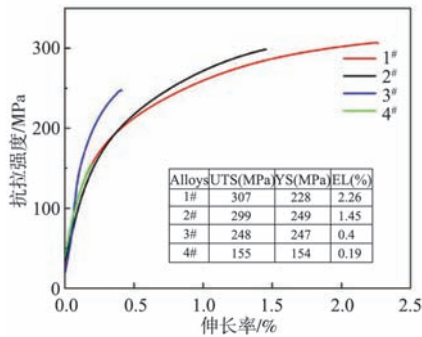


图8 不同Si含量铸态合金的应力应变曲线图
Fig. 8 Stress-strain curves of cast alloys with different Si contents

降了19.2%，屈服强度提升了8.3%，伸长率下降了82.3%。20%Si含量合金的抗拉强度下降了49.5%，屈服强度下降了32.5%，伸长率下降了91.6%。随着Si含量的提升，合金的抗拉强度，伸长率呈现出逐渐降低。当组织中出現初晶Si时，合金的伸长率明显下降，这主要是由于初晶Si棱角尖锐、尺寸粗大，在Si相尖端部分容易产生裂纹，割裂基体，使基体更加容易开裂，损害了Al-Si合金的强度及伸长率^[13]。

图9显示了不同Si含量T6热处理态合金的宏观硬

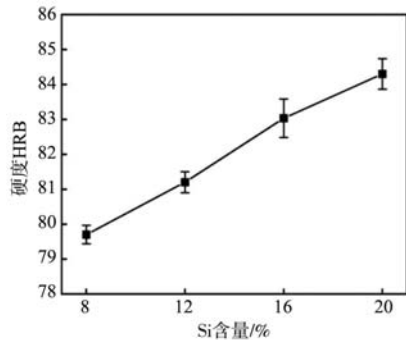


图9 不同Si含量热处理态合金的硬度
Fig. 9 Hardness of alloys in the heat-treated state with different Si contents

度。Si含量为8%时，合金的硬度为HRB 79.7；Si含量达到12%时，合金的硬度为HRB 81.2；Si含量为16%时，硬度为HRB 83.0；Si含量为20%时，硬度为HRB 84.3。相比于铸态合金，热处理态合金的硬度整体有了明显提升，变化趋势与铸态合金一致。硬度的整体提升是由于固溶处理使初生相固溶到 α -Al基体中形成过饱和固溶体，并在后续时效过程中细小而弥散析出。图10为不同Si含量T6热处理态合金的XRD图，热处理态合金的物相主要由Al基体、共晶Si及初晶Si、 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 以及 Al_3CuNi 组成。其中 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 、 Al_3CuNi 在时效过程中会从 α -Al中析出，这些析出相均匀分布在铝合金晶界处，对基体的硬度提升明显^[14-16]。

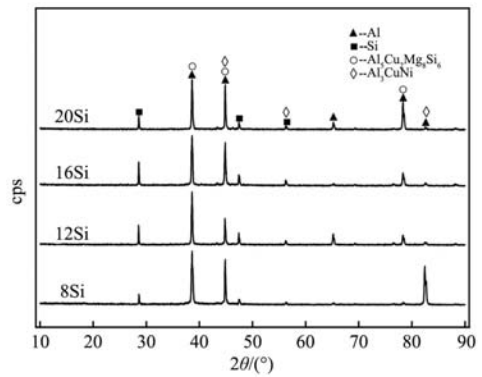


图10 不同Si含量热处理态合金的XRD图
Fig. 10 XRD patterns of alloys in heat-treated state with different Si contents

图11为不同Si含量T6热处理态合金的力学性能及应力应变曲线。从图中可以看出，相比于铸态合金，经过热处理之后合金的拉伸性能整体上有提升，变化趋势与铸态合金一致。拉伸性能的提升归因于固溶处理中 Al_3CuNi 、 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 等初生相的回溶和时效阶段纳米相的析出，这些纳米强化相能够起到阻碍

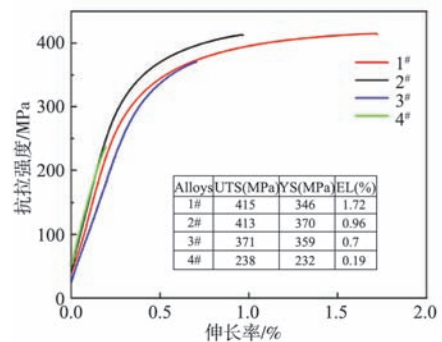


图11 不同Si含量热处理态合金的应力应变曲线图
Fig. 11 Stress-strain curves of alloys in heat-treated state with different Si contents

位错运动的作用，因而产生了析出强化的效果^[14-16]。16%Si含量合金的伸长率由0.4%提升到0.7%，这是因为初晶Si经过热处理后棱角钝化，在拉伸过程中对基体的割裂效果减弱所造成的。虽然20%Si含量合金的初晶Si棱角也发生钝化，但是由于初晶Si的尺寸过于粗大，所以对伸长率的改善作用并不明显。

2.3 Si含量对T6热处理态合金摩擦磨损性能的影响

不同Si含量T6热处理态合金经摩擦磨损试验后的磨损量如图12所示。从图中可以看出，随着Si含量的提升，合金的磨损量呈现出先减少后增加的趋势。当Si

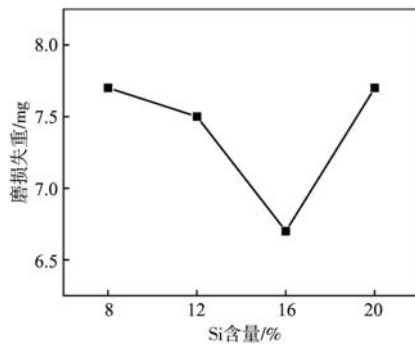


图12 不同Si含量热处理态合金的磨损量
Fig. 12 Wear of alloys in the heat-treated state with different Si contents

含量为8%时，材料的磨损失重为7.7 mg；Si含量为12%时，合金的磨损失重为7.5 mg；当Si含量增加到16%时，合金的磨损失重最小，为6.7 mg，相比于8%Si含量的合金，磨损失重降低了14.9%，表明该合金的耐磨性最好。继续增加Si含量，当Si含量为20%时，合金的磨损失重为7.7 mg，此时合金的耐磨性变差。虽然该合金具有最高的硬度，但是耐磨性并不仅仅跟硬度有关，初晶Si以及共晶Si颗粒的形态和轮廓尺寸也是影响其耐磨性能的关键因素^[17]。16%Si含量的合金中初晶硅的尺寸较小（30 μm），分散均匀，这使初晶Si对材料表面有良好的承载作用。而20%Si含量的合金中初晶Si的尺寸在100 μm以上，初晶Si较大的尺寸是导致材料的耐磨性较差的主要原因^[18]。

图13为不同Si含量热处理态合金的摩擦系数，从图片中可以看出，8%Si含量和16%Si含量合金的摩擦系数更为稳定，这说明在磨损过程中这两种合金表面承受的载荷较为均匀。而8%Si含量合金由于Si含量较低，导致宏观硬度较低，虽然摩擦系数较为稳定，但由于摩擦系数相较其他合金并没有明显减小，在磨损表面承受同等摩擦力的情况下，磨环的切削作用使得其磨损失重较大。

图14是不同Si含量合金磨损后的表面形貌，由图片可以看出，磨损后的试样表面部分区域出现层片状剥落，部分区域则较为平整。剥落的区域出现浅坑，

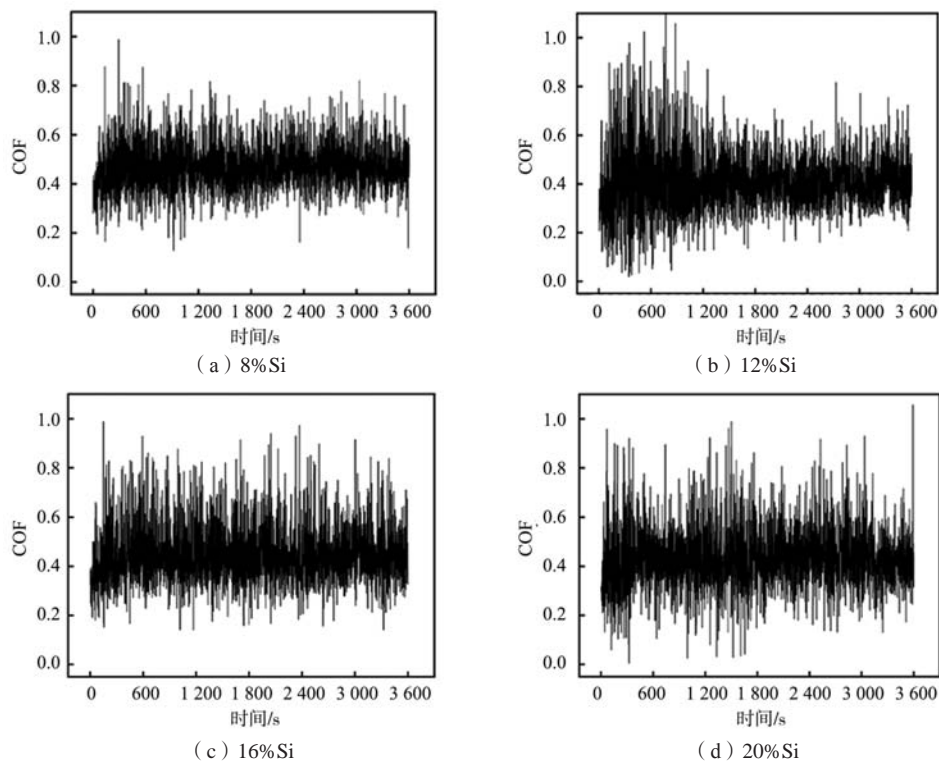


图13 不同Si含量热处理态合金的摩擦系数
Fig. 13 Friction coefficients of heat-treated state alloys with different Si contents

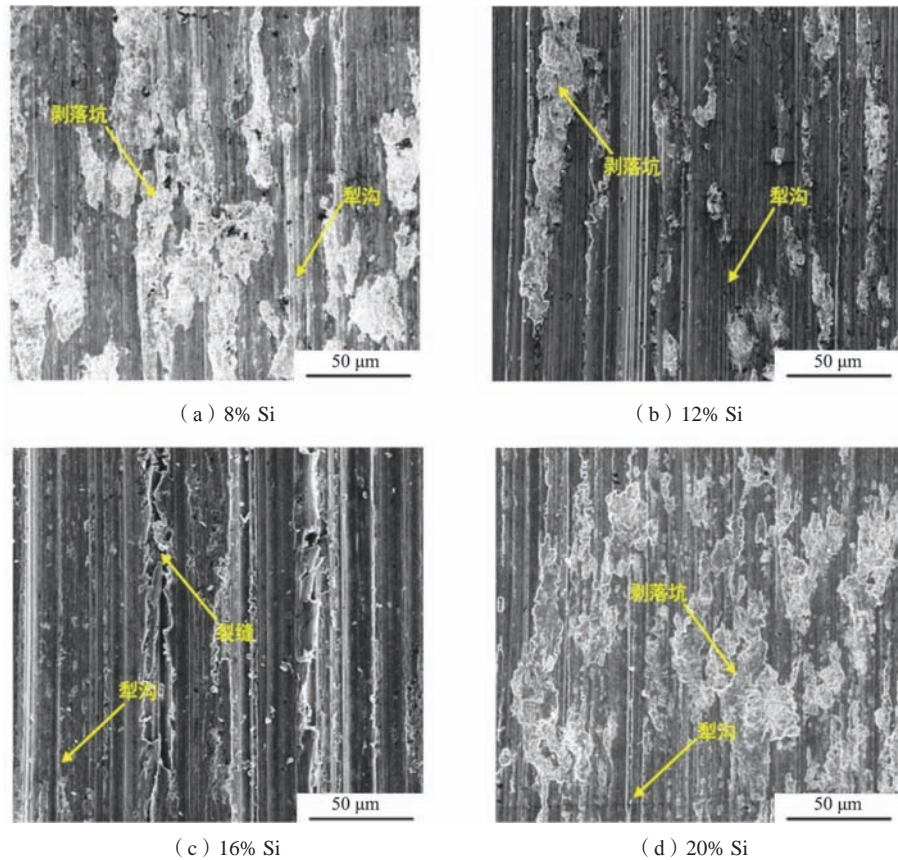


图14 不同Si含量热处理态合金的磨损表面

Fig. 14 Wear surfaces of heat-treated state alloys with different Si contents

表面整体起伏不平。层片状剥落所留下的浅坑的主要磨损形式为粘着磨损，在载荷的作用下，摩擦副接触面摩擦生热，热量聚集导致温度升高，加上铝合金基体硬度较低，熔点较低，磨损一段时间后引起基体软化变形，磨环和基体之间出现黏着和焊合的现象。试样表面中还有轻微的沿着磨损方向的犁沟或者划痕，这是由于硬质的共晶Si和初晶Si是整体嵌入合金中，部分Si相随着周围基体的磨损和转移，在磨环切向力的作用下，由于缺乏支撑会脱落。脱落的Si相充当了磨粒的作用，磨粒对试样表面会产生轻微的切削作用，因此磨损表面产生犁沟或划痕。

Si含量为8%时，试样表面主要为基体软化剥落留下的大量浅坑和硬质Si相切削产生的犁沟，其磨损以粘着磨损和磨粒磨损为主。这是因为铝合金Si含量较少，导致材料的硬度偏低，而时效阶段所产生的纳米强化相并不能起到承载作用，所以产生了较为严重的粘着磨损。Si含量为12%时，试样表面粘着磨损所产生的浅坑明显减少，由于Si含量的提高，共晶Si均匀分散在晶界处，提高了基体的承载作用，使基体的硬度有所上升，此时磨损机制以磨粒磨损和粘着磨损为主，共晶Si的含量的上升对耐磨性的提升作用明显。Si含量增加

到16%时，试样表面几乎看不到由粘着磨损所形成的浅坑，磨痕以硬质Si相磨粒磨损产生的犁沟为主，同时，磨损表面出现了较大的裂缝，这是因为初晶Si从基体中剥落形成的。由于合金中的Si相均匀地分布在基体中，尺寸较小的初晶Si起到良好的承载作用，使合金的耐磨性明显提高，磨损机制主要为磨粒磨损。当Si含量增加到20%，试样表面又开始出现大量的粘着磨损所形成的浅坑，此时的磨损机制主要为粘着磨损和磨粒磨损。在Si含量为20%的合金中，质量损失的增加归因于初晶Si的长大，粗大的初晶Si在磨损过程中会形成体积较大的磨粒，对于较大的磨粒，在磨损过程中，部分区域的载荷会由磨环和合金试样之间的磨粒承载，这导致在相同的施加载荷下，粗大初晶Si磨粒尖端上的接触应力高于细小初晶Si磨粒。因此，质量损失随着初晶Si颗粒尺寸的增加而增加是由于在磨损试验期间增加的穿透深度导致大量材料去除^[19]。图15为20%Si含量合金磨痕的另一侧，从图片可以看出，磨痕中出现比16%Si含量合金中尺寸更大的裂缝，这是大块初晶Si脱落所形成的，由于初晶Si的脱落，导致两侧较软的基体被磨环所切削。

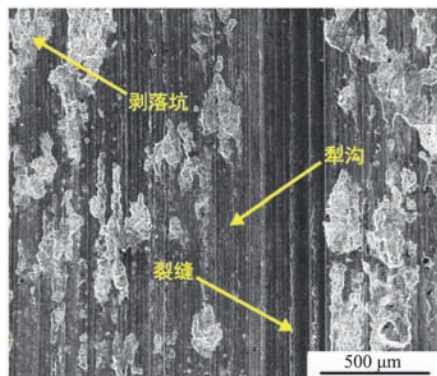


图15 20%Si含量热处理态合金的磨损表面

Fig. 15 Wear surfaces of alloys in the heat-treated state with 20% Si content

3 结论

本文研究了不同Si含量对Al-Si-Cu-Ni-Mg合金组织

和性能的影响，主要结论如下。

(1) Si含量对合金组织影响较大。随着合金中Si含量的升高，共晶Si长径比及平均长度增大，但在初晶Si出现时呈减小趋势；热处理可以有效球化共晶Si，明显减小其尺寸，然而对初晶Si尺寸改善不大，仅钝化了该相棱角。

(2) 随着合金中Si含量的升高，合金的力学性能逐渐降低，合金的硬度逐渐升高，当Si含量为16%时，合金的硬度为HRB 66.0，抗拉强度、屈服强度和伸长率为248 MPa、247 MPa和0.4%；经过T6热处理后，合金的力学性能及硬度有了明显提升，并保持与铸态合金相同的变化趋势。

(3) 16%Si含量合金具有优异的综合性能。其磨损损失重最小(6.7 mg)，经T6热处理后，16%Si含量合金的硬度、抗拉强度、屈服强度和伸长率为HRB 83.0、371 MPa、359 MPa和0.7%。

参考文献:

- [1] ANAND S, SRIVATSAN T S, WU Y, et al. Processing, microstructure and fracture behaviour of a spray atomized and deposited aluminum-silicon alloy [J]. Journal of Materials Science, 1997, 32: 2835-2848.
- [2] ZHOU J, DUSZCZYK J, KOREVAAR B M. As-spray-deposited structure of an Al-20Si-5Fe Osprey perform and its development during subsequent processing [J]. Journal of Materials Science, 1991, 26: 5275-5291.
- [3] 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.
- [4] 李艳霞, 李忠磊, 王倩, 等. Al-Si-P中间合金对Al-25%Si合金变质细化机理研究 [J]. 铸造, 2020, 69(1): 35-39.
- [5] 钱翰城, 吴奇峰, 赵建华, 等. 铸造亚共晶铝硅合金绿色化规划探讨 [J]. 特种铸造及有色合金, 2002(6): 1-4.
- [6] BAKER I, SUN Y, KENNEDY F E, et al. Dry sliding wear of eutectic Al-Si [J]. Journal of Materials Science, 2010, 45: 969-978.
- [7] LIM S C, GUPTA M, LENG Y F, et al. Wear of a spray-deposited hypereutectic aluminum-silicon alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 63: 865-870.
- [8] ALSHMRI F, ATKINSON H V, HAINSWORTH S V, et al. Dry sliding wear of aluminium-high silicon hypereutectic alloys [J]. Wear, 2014, 313(1-2): 106-116.
- [9] TENG J, LI H P, CHEN G. Wear mechanism for spray deposited Al-Si/SiCp composites under dry sliding condition [J]. Journal of Central South University, 2015, 22(8): 2875-2882.
- [10] LASA L, RODRIGUEZ-IBABE J M. Wear behaviour of eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu-Mg casting alloys tested against a composite brake pad [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 363(1-2): 193-202.
- [11] LOZANO D E, MERCADO-SOLIS R D, PEREZ A J, et al. Tribological behaviour of cast hypereutectic Al-Si-Cu alloy subjected to sliding wear [J]. Wear, 2009, 267: 545-549.
- [12] 吴奇. 超声振动下不同Si含量对轨道车辆用ADC12铝合金微观组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72(6): 702-708.
- [13] LI Runxia, LIU Lanji, ZHANG Lijun, et al. Effect of squeeze casting on microstructures and mechanical properties of hypereutectic Al-xSi alloys [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33: 404-410.
- [14] LANDER E S J, SEIFEDDINE S. Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 7402-7409.
- [15] 王群骄. 有色金属热处理技术 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2008.
- [16] 上海市机械工程学会热处理分科学会. 有色金属热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1983.
- [17] PRABHU VVKN. Review of microstructure evolution in hypereutectic Al-Si alloys and its effect on wear properties [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2013, 67(1): 1-18.

- [18] XU C L, YANG Y F, WANG H Y, et al. Effects of modification and heat-treatment on the abrasive wear behavior of hypereutectic Al-Si alloys [J]. Journal of Materials Science, 2007, 42: 6331–6338.
- [19] LIU G, LI G, ANHUI C, et al. The influence of strontium addition on wear properties of Al-20 wt% Si alloys under dry reciprocating sliding condition [J]. Materials and Design, 2011, 32: 121–126.

Effect of Si Content on the Organization and Properties of Al-Si-Cu-Ni-Mg Alloys

HAN Yang, XIANG Zhi-lei, CHEN Zi-yong
(Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract:

Different Si content alloys were prepared by stir casting process, aiming to reveal the effect of Si content on microstructure, mechanical properties and wear resistance of Al-Si-Cu-Ni-Mg. The results showed that with the increase of Si content, the aspect ratio and average length of eutectic Si firstly increase and then decrease, and the aspect ratio and average length of the alloy with Si content of 16 wt.% were the largest, which were 8.8 and 24.1 μm , respectively. After 520 $^{\circ}\text{C}$ /6 h solid solution+180 $^{\circ}\text{C}$ /5 h aging treatment, the morphology of the eutectic Si was changed from fibrous to spherical, and the angles of the incipient Si became smooth and rounded. Eutectic Si aspect ratio and average length of the alloy decreased significantly, keeping the same trend as that of the cast alloy, and the aspect ratio and average length of the alloy with Si content of 16wt.% were 3.5 and 12.4 μm , respectively, and there was no significant change in the size of incipient Si. The tensile properties of the as-cast alloys gradually decreased and the hardness gradually increased with increasing Si content. After T6 heat treatment, the tensile properties and hardness of the alloys were significantly improved, maintaining the same trend as the cast alloys. With the increase of Si content, the wear loss of the alloy decreases and the wear resistance is improved, the alloy with Si content of 16 wt.% has the least wear loss and the best wear resistance; the wear resistance of the alloy decreases when the Si content continues to increase.

Key words:

Al-Si alloys; Si content; microstructure; wear resistance; mechanical properties