



Al-Si 合金力学行为对 Si 相形貌敏感性的差异

蒋 伟, 胡恺琪, 朱向镇, 武玉英, 刘相法

(山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061)

摘 要: 采用宏观硬度、力学拉伸、室温及高温摩擦磨损、扫描电镜等测试分析方法, 研究 Al-Si 合金经不同变质处理使 Si 相形貌不同时, 各项力学性能的变化情况。结果表明: 近共晶 Al-13Si 合金经 Sr 变质处理后拉伸性能优于 P 变质处理, 拉伸强度相比提高 23%, 室温耐磨性也较 P 变质的好; 但高温耐磨性相反, P 变质处理后合金高温摩擦因数曲线变化更加平稳; 两种变质处理后合金硬度值均在 62~65HBW 之间, 表明硬度对 Si 相形貌变化不敏感。过共晶 Al-25Si 合金经 Al-P 合金细化处理后, 拉伸强度提高 53%; 室温磨损量降低, 尤其是高载荷条件下, 高温摩擦因数曲线变化更稳定, 室温和高温耐磨性均得到明显改善; 但硬度值仍保持在 77HBW 左右不变。

关键词: Al-Si 合金; 变质处理; Si 相形貌; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

近共晶和过共晶 Al-Si 系多元合金以其质轻、强度高、热膨胀系数低以及耐磨性和导热性好等优异表现, 成为制造活塞、汽缸等汽车零部件的理想材料^[1-2], 然而粗大板块状的初晶 Si 相和针片状的共晶 Si 相形貌被认为是限制其力学性能的主要因素^[3-4]。为满足实际使用性能需求, 工业上主要采用细化变质处理来解决此问题。

P 和 Sr 变质处理可分别有效改善 Al-Si 合金中初晶 Si 相、共晶 Si 相形貌, 从而使合金力学性能特别是拉伸性能得到提高, 国内外已有诸多研究报道^[5-7]。然而对相同成分合金, 特别是 P 或 Sr 变质都可以获得良好组织的合金, 究竟是细化初晶 Si 相还是变质共晶 Si 相更利于强度等力学性能的提高, 这一问题还未见系统研究。不仅如此, 活塞、汽缸等零部件不但要考虑强度, 硬度、耐磨性特别是高温耐磨性也是重要的力学性能指标。目前高硅 Al-Si 合金的耐磨性研究较少, 高温条件下的研究更少^[8], 并且 Al-Si 合金的摩擦磨损行为与 Si 相形貌、尺寸、分布间的关系一直存在意见分歧^[9], 如 LIU 等^[10]和孙淑红等^[11]均发现 Sr 或 P 变质处理后合金的耐磨性明显改善, 但 CLEGG 等^[12]和杨子润等^[8]却发现 P 变质处理对合金室温耐磨性并没有明显影响。同样地, 变质处理对 Al-Si 合金硬度的影响也未达成一致结论^[2,13]。因此, 有必要系统研究 Al-Si 合金力学性能(如硬度、强度和耐磨性)

随 Si 相形貌、尺寸及分布变化的规律, 为工业生产提供参考。

本文作者为排除其他合金化元素的影响, 以近共晶 Al-13Si 和过共晶 Al-25Si 二元合金为对象, 通过 P、Sr 变质处理 Al-13Si 合金, P 细化 Al-25Si 合金获得不同组织形态, 研究不同 Si 相形貌和组织形态条件下的力学行为变化。

1 实验

1.1 试验原料

试验所用的原料为纯度为 99.7%(质量分数, 下同)的工业纯铝锭、纯度为 99.9%的高纯硅, 变质剂采用山东吕美熔体技术有限公司生产的 Al-3P 和 Al-10Sr 中间合金。

1.2 试验工艺流程

将铝锭在中频感应炉中熔化, 升温至 750 °C 左右时按所需比例加入高纯硅, 待熔体完全混合均匀后加入 0.6% C₂Cl₆ 精炼剂进行除气除渣, 然后将温度重新升至 750 °C 左右进行浇注配制成所需的 Al-13Si、Al-25Si 二元合金。将配制成 Al-13Si 或 Al-25Si 合金重熔后升至一定温度后转移至井式电阻炉中进行变质

处理(具体工艺参数见表1),最后在铸铁模具中进行浇注。组织试样取自试棒中心,采用0.4%HF溶液(体积分数)腐蚀后在JSM-6610LV型扫描电镜下观察组织形貌。

表1 Al-13Si和Al-25Si合金变质处理工艺参数

Table 1 Modification process parameters of Al-13Si and Al-25Si alloys

Sample No.	Alloy composition	Modifier	Holding temperature/°C	Holding time/min
1	Al-13Si	0.5%Al-3P	750	30
2	Al-13Si	0.4%Al-10Sr	750	15
3	Al-25Si	—	850	—
4	Al-25Si	0.8%Al-3P	850	30

1.3 性能测试

1) 宏观硬度测试:宏观硬度试验在HBS-3000型数显硬度计上进行,每个试样取10次数据的平均值作为结果。

2) 拉伸试验:拉伸试验在CMT4204型微机电子万能试验机上进行。标准拉伸试样尺寸见文献[14],每个试样加工4个拉伸试棒进行测试,取其平均值作为结果。试验结束后在扫描电镜下观察断口形貌。

3) 耐磨性测试:耐磨性测试分为室温和高温测试两部分,均为干摩擦。室温耐磨试验在MM200型摩擦磨损试验机上进行,磨损方式为环-块式。标准试样尺寸为10 mm×10 mm×50 mm,试验载荷分别为

60、90、120和150 N,转速为200 r/min,时间为40 min,对磨材料为45号钢。每隔10 min取下试样超声清洗,并测量磨损质量损失,以磨损质量损失表示磨损量。试验结束后在扫描电镜下观察其磨损表面。高温耐磨试验在HT-1000型高温摩擦磨损试验机上进行,磨损方式为球-盘式。试验载荷为5 N,时间为40 min,温度300 °C,对磨材料为GCr15,电机频率5 Hz,摩擦半径4 mm,通过分析摩擦因数变化来判定耐磨性好坏。

2 结果与讨论

2.1 不同变质处理对Al-Si合金组织形貌的影响

图1所示为经不同变质处理后Al-13Si和Al-25Si合金的组织形貌变化,其中图1(a)和(b)所示分别为试样1和2的组织形貌。可以看出,Al-13Si合金经P、Sr不同变质处理后获得了完全不同Si相形貌和组织形态。经P变质处理后,初晶Si相呈块状,尺寸约为15 μm,共晶Si相呈针片状形貌;经Sr变质处理后,初晶Si相消失,共晶Si相呈珊瑚状,α(Al)枝晶发达。

图1(c)和(d)所示分别为试样3和4的组织形貌。对比可以发现,未经细化的Al-25Si合金中初晶Si相多呈粗大的不规则板片状,内部存在孔洞,平均尺寸约在200 μm左右;加P细化后初晶Si尺寸达到20 μm左右,细化效果较好,几乎所有初晶Si都已经成多边形块状分布。

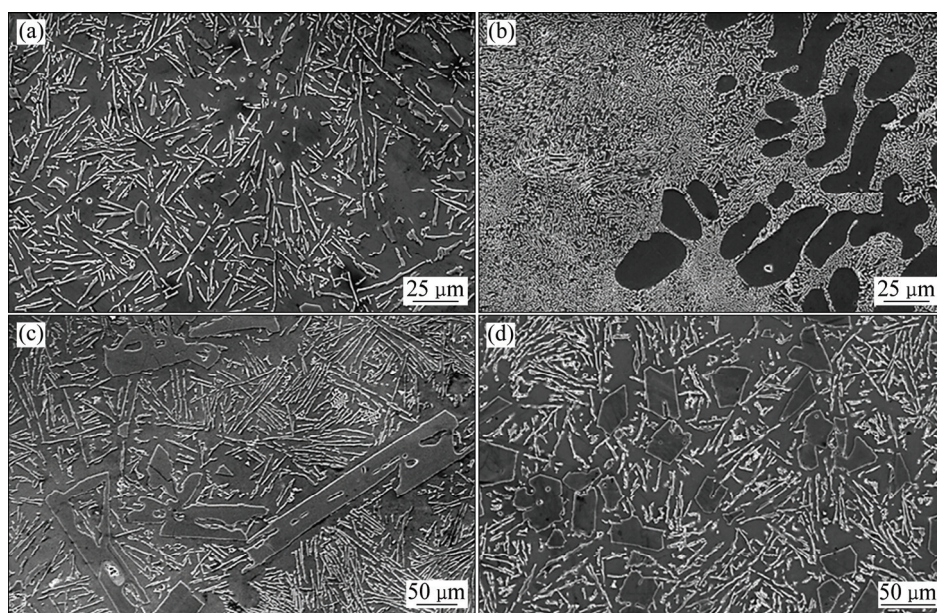


图1 不同试样显微组织形貌

Fig. 1 Microstructures and morphologies of different samples: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

2.2 变质处理方法对 Al-Si 合金力学性能的影响

2.2.1 Al-Si 合金的硬度

图 2(a)所示为不同试样的硬度值。结果表明:近共晶 Al-13Si 合金经 P、Sr 两种不同变质处理工艺使组织形态和 Si 相形貌完全不同时,硬度值均在 62~65HBW 范围内,几乎没有变化。同样地,过共晶 Al-25Si 合金经 P 细化使初晶 Si 相尺寸明显减小,分布更加均匀时,硬度值保持在 77HBW 左右,依然没有明显变化。因此推测 Al-Si 合金的硬度与初晶 Si 相、共晶组织的形态、尺寸、分布关系不大。为验证此结论,又研究对比了 Al-16Si、Al-18Si、Al-20Si、Al-22Si 合金经 P 细化前后硬度值的大小,结果如图 2(b)所示,发现与上述结论一致。因此,Al-Si 二元合金的硬度对 Si 相形貌变化不敏感,主要取决于 Si 相的体积分数。

这可以类比于 Fe-C 合金,其渗碳体和 Al-Si 合金中 Si 相具有一个共同点,均属于硬脆相,这类硬脆相的含量对合金硬度的影响占主导作用,硬脆相越多,硬度就越高。这是因为硬度在微观反映的是原子键合力的强弱,即组成相的影响最显著。但 Si 相与渗碳体不同的是, Si 在铝基体中的固溶度极低,不存在固溶强化作用,也就没有时效硬化现象。并且从变质处理角度来看,细化变质主要改善了 Si 相尖锐的棱角对基

体的割裂作用,有利于提高强度,但对基体硬度的影响是微弱的,即便有一定程度的影响在毫米级别的压痕下也会大大弱化^[15],远没有细化 $\alpha(\text{Al})$ 效果明显,因此细化变质处理对提高合金整体硬度贡献不大。综上,不同组织形貌条件下 Al-Si 合金的硬度变化不大,主要取决于 Si 相的含量。

2.2.2 Al-Si 合金的拉伸性能

图 3 和图 4 所示分别为试样 1~4 的拉伸性能数据和拉伸断口形貌图。试样 1~2 的拉伸性能数据表明: Sr 变质 Al-13Si 合金后拉伸强度明显高于 P 变质处理的,相比提高了 23%左右,伸长率也由 1.03%提高至 3.48%。拉伸断口形貌(见图 4(a), (b))也很好反映了这一点: P 变质处理后合金断口存在着大量的解理面和撕裂棱台,少量的韧窝(见图 4 中白色圆圈标记),断裂方式为准解理断裂;而 Sr 变质处理后断口形貌呈现大量细小密集的韧窝,是典型的韧性断裂,合金在断裂前可以承受较大的塑性变形,合金的塑性提高,因此强度和伸长率均明显提高。

分析其主要原因为: Sr 变质处理后, Si 相全部成为珊瑚状的共晶 Si, 初晶 Si 相和长针状的共晶 Si 相消失,不再有尖锐的棱角引起应力集中,珊瑚状的共晶 Si 与基体界面关系得到显著改善,结合强度明显提高,从而显著改善了合金的拉伸性能。这也是趋于理想化的 Al-Si 合金组织状态,即最大限度细化变质使初晶 Si 和共晶 Si 相最终达到团球化的理想组织^[16],虽然试样 1 初晶 Si 相被细化但最终并没有达到团球化的状态,不能完全消除对基体的破坏作用。从 P 变质处理后的断口形貌还可以观察到 Si 相内部或 Si 相与基体界面处存在着微裂纹,表明微裂纹源容易在初晶 Si 相附近萌生。推断其断裂过程中,由于基体的不均匀塑性变形导致在 Si 相和基体界面处引起应力集中,

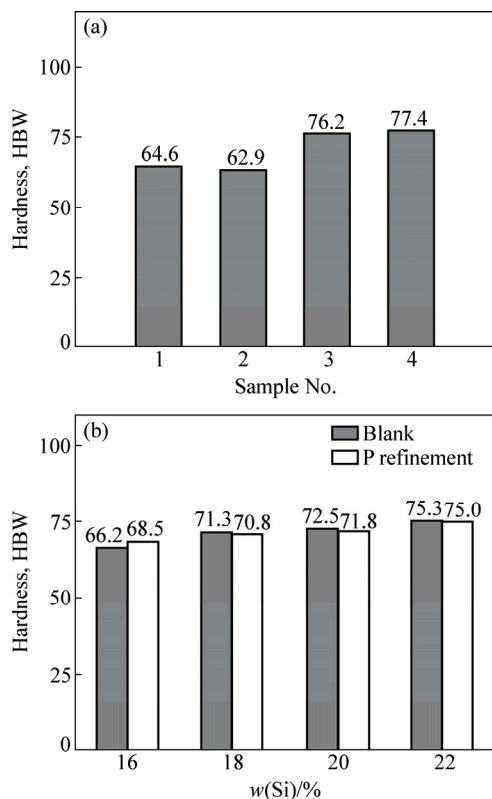


图 2 Al-Si 合金经不同变质处理后硬度值的变化

Fig. 2 Brinell hardness values of different samples (a) and hypereutectic Al-Si alloys with different Si contents (b)

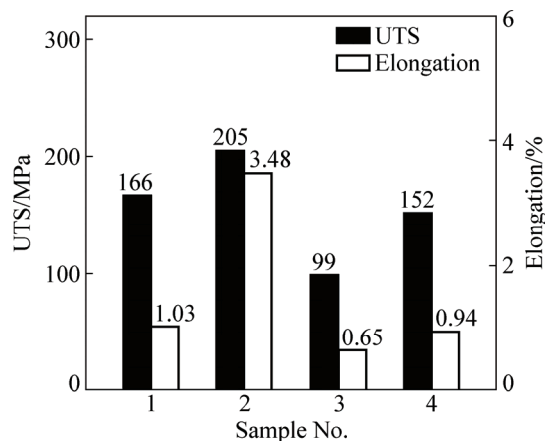


图 3 不同试样的拉伸性能

Fig. 3 Tensile properties of different samples

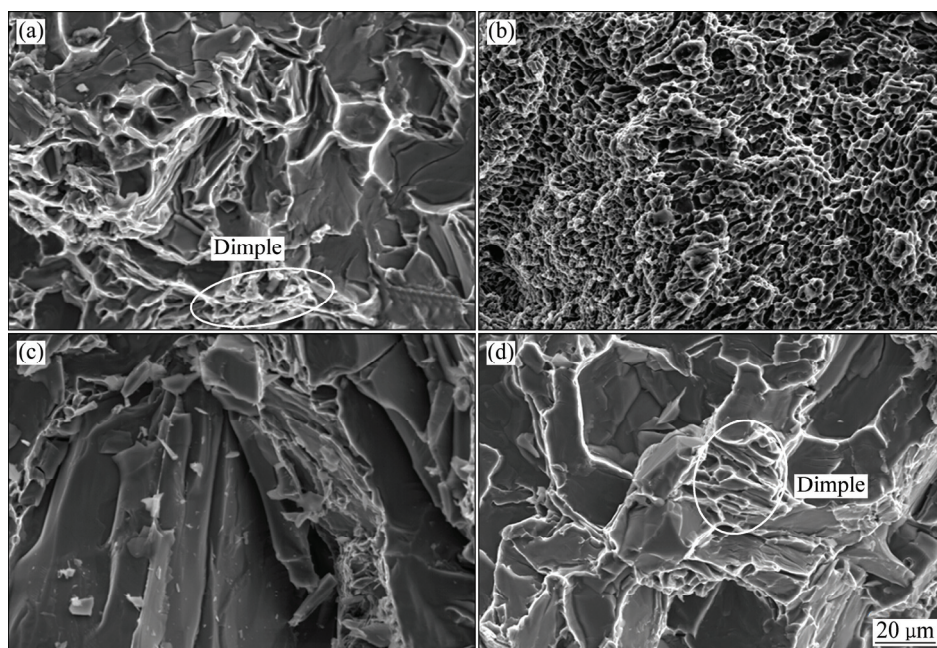


图4 不同试样拉伸断口形貌

Fig. 4 Fracture morphologies of different samples: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

为释放应力集中, 界面处形成微裂纹。随着拉伸应力的逐渐增大, 微裂纹不断发生扩展形成二次裂纹, 这些二次裂纹在扩展过程中相遇连接, 直到合金最终发生断裂。根据这一现象可知, 初晶 Si 与基体界面在拉伸过程中属于受力薄弱环节。而试样 1 中 P 变质会诱导一部分 Si 原子以初晶 Si 相的形式析出, 使合金中初晶 Si 相数量增多, 这在一定程度上使微裂纹萌生和连接的几率提升。这也是 P 变质合金的拉伸性能不如 Sr 变质处理的一个可能原因。

试样 4 经 P 细化处理后初晶 Si 相尺寸明显减小, 边角钝化, 对基体的割裂作用明显减轻, 提高了微裂纹萌生的吸收能量, 断口形貌(见图 4(c), (d))也表现出从解理断裂到准解理断裂的特征, 因此拉伸强度明显提高, 相比未变质时提高 53% 左右。而试样 3 和 4 的拉伸强度均低于试样 1 和 2 的强度是因为硅含量较高使合金变脆, 韧性变差, 强度降低。通常需要结合其他一些手段如加入合金化元素、热处理等来大幅度提升强度。但总的来说, P 细化处理过共晶 Al-Si 合金能够有效提高拉伸性能, 而 Sr 变质处理对近共晶 Al-Si 合金拉伸性能的提升效果显著。

2.2.3 Al-Si 合金的耐磨性

由于汽缸、活塞等在高温环境下工作, 因此分别研究了室温和高温条件下 Al-Si 合金耐磨性的变化。图 5 和图 6 所示分别为室温下试样 1~4 磨损量曲线和磨损表面形貌。

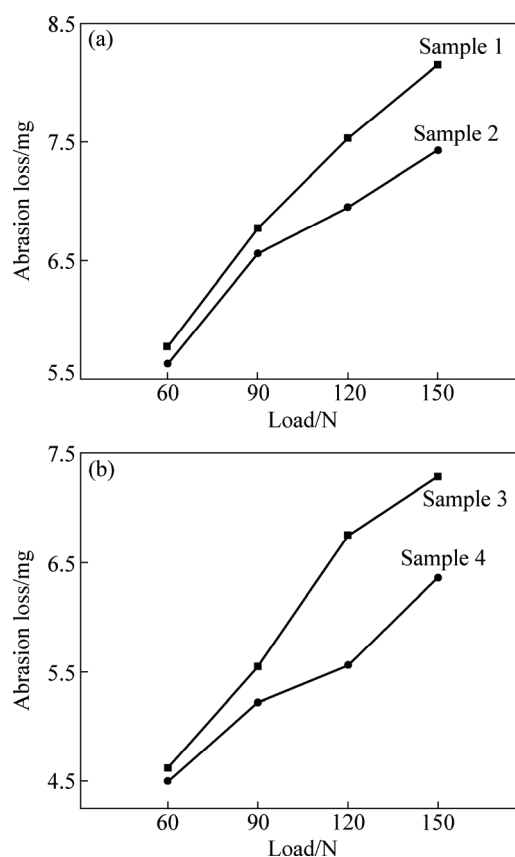


图5 不同试样在不同载荷条件下室温磨损量变化曲线

Fig. 5 Abrasion loss curves of sample 1, 2 (a) and sample 3, 4 (b) at room temperature under different load conditions

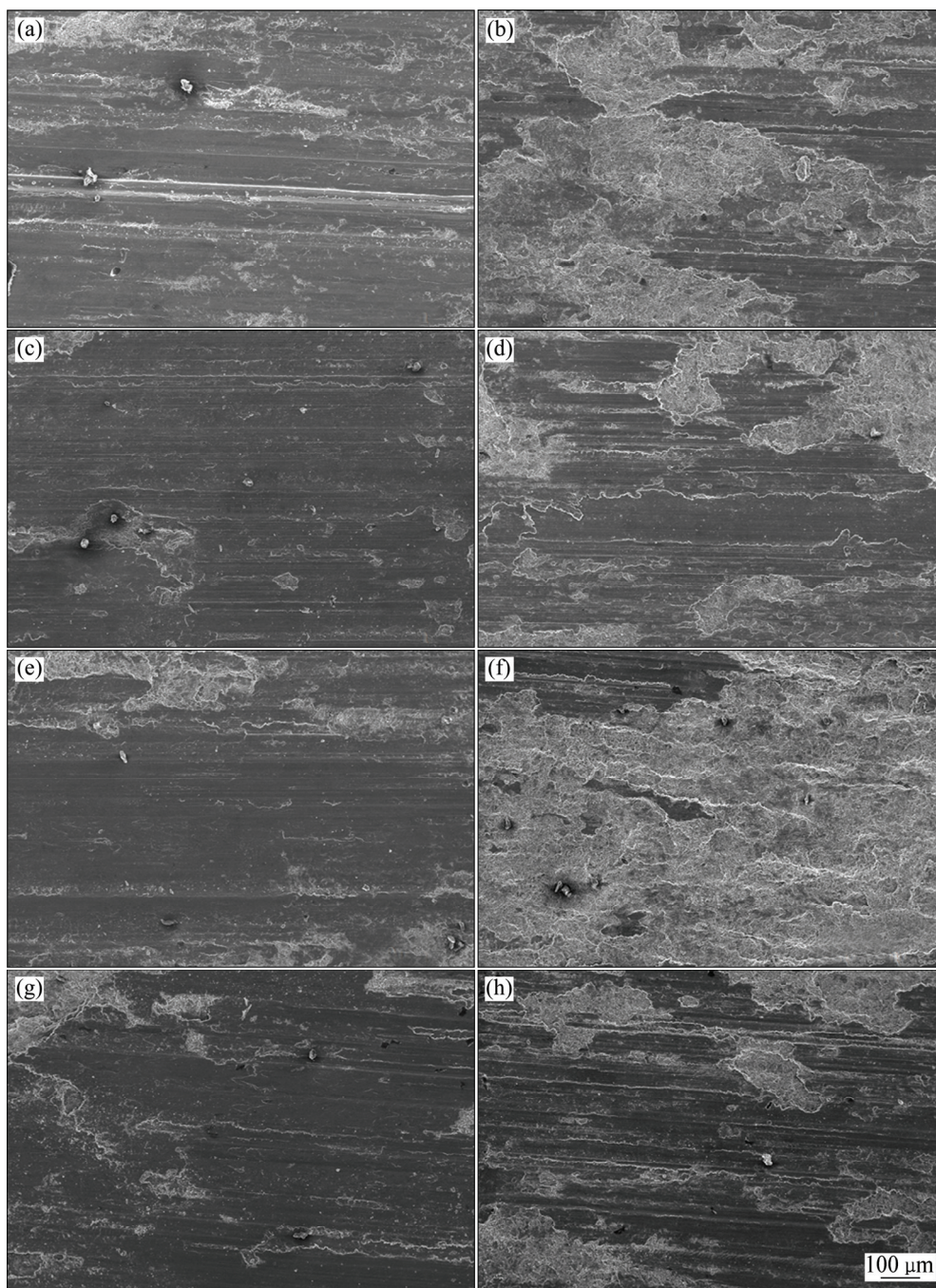


图 6 不同载荷条件下不同试样室温磨损表面形貌

Fig. 6 Worn surface morphologies of different samples at room temperature under different load conditions: (a) Sample 1, 60 N; (b) Sample 1, 120 N; (c) Sample 2, 60 N; (d) Sample 2, 120 N; (e) Sample 3, 60 N; (f) Sample 3, 120 N; (g) Sample 4, 60 N; (h) Sample 4, 120 N

首先对比 Al-25Si 合金经 P 细化处理前后磨损量和磨损表面形貌的变化。就磨损曲线(见图 5(b))整体变化趋势而言, 无论何种载荷条件下, P 细化后试样的磨损量均低于细化前的, 表明细化处理对 Al-25Si 合金的耐磨性具有一定的改善作用。但在低载荷条件下(60 和 90 N), 细化前后磨损量十分接近, 耐磨性的

改善并不明显; 高载荷条件下(120 和 150 N 时), 细化后磨损量明显减少, 耐磨性提升效果显著。这说明在不同载荷条件下, 合金耐磨性对 Si 相形貌变化的敏感程度不同。观察其不同载荷条件下磨损表面形貌, 如图 6(e)~(f)所示。发现未细化的 Al-25Si 合金在载荷为 60 N 时, 磨损表面存在轻微的剥层和犁沟; 当载荷为

120 N 时, 磨损表面出现了大面积的层片状的剥落坑, 为典型的粘着磨损。细化后的 Al-25Si 合金在载荷为 60N 时的磨损表面形貌与未细化时类似, 表明二者耐磨性差异不大。但载荷为 120 N 时, 磨损表面为较浅的剥层和明显的犁沟, 没有严重的剥落坑, 磨损机制主要为磨粒磨损, 耐磨性得到明显改善。磨损表面形貌与磨损量曲线变化一致。

研究表明^[17], 过共晶 Al-Si 合金的磨损本质在于当合金受到的磨损应力超过 $\alpha(\text{Al})$ 基体的屈服强度或硅颗粒与基体的结合强度时, 合金表面和亚表面发生 $\alpha(\text{Al})$ 基体开裂、硅颗粒与基体分离、硅颗粒破碎等现象, 从而造成材料的磨损。由 2.1 和 2.2.2 节可知, P 细化后初晶 Si 相主要有以下 3 点变化: 1) 形貌变得规整, 大大减轻了对基体的割裂作用; 2) 与基体结合强度明显提高, 因而在剥落前可以承受更高的磨损应力; 3) 原本粗大初晶 Si 相中的孔洞、裂纹等缺陷消失, 提高了初晶 Si 相自身抵抗断裂的能力。这些变化明显使上述造成材料磨损的几种现象发生的概率大大降低, 因此细化处理后合金的耐磨性得到提高。其中, 第二点变化对合金耐磨性的影响随载荷变化最为敏感, 因为一旦硅颗粒从基体上剥落, 便很可能在磨损界面发生相对滑动, 磨损表面将受到剪切、犁皱或切削, 从而加速合金的磨损。低载荷时, 虽然未细化的初晶 Si 相与基体结合强度低, 但合金受到的磨损应力仍未超过或略超过该结合强度, 此时棱角尖锐的大块初晶 Si 相和细化后的初晶 Si 相同样可以起到较好的支撑和承受载荷的作用, 此时合金与基体的结合强度这一影响因素并不突出, 合金的耐磨性主要和硬度值等因素有关, 因此细化前后耐磨性的差异并不大。随载荷的不断升高, 合金受到的磨损应力也不断变大, 此时合金与基体的结合强度就起到了主导作用, 未细化的初晶 Si 相极易剥落, 加速磨损, 同时使支撑点数量减少。而细化后的初晶 Si 相剥落的几率大大降低, 而且磨屑相对细小致密, 这样在磨损界面处形成的机械混合层可以有效避免基体与摩擦副的直接接触, 降低磨损^[18]。

观察试样 1, 2 的磨损曲线(见图 5(a))和磨损表面形貌(见图 6(a)~(d))也发现了类似规律, 即低载荷条件下耐磨性差异不大, 而高载荷条件下二者耐磨性区别明显。结果表明, Sr 变质处理后 Al-13Si 合金的耐磨性优于 P 变质处理。根据对试样 3, 4 耐磨性的分析已知, 硬度一定时, 强度对合金耐磨性的影响显著, 尤其是高载荷条件下。而 Sr 变质处理后 Al-13Si 合金的强度、伸长率均明显优于 P 变质处理的, 因此可以预见 Sr 变质处理后合金耐磨性更好。为了更加形象地

解释 Sr 变质和 P 变质处理对合金耐磨性的影响, 绘制了两种变质条件下不同 Si 相形貌对耐磨性影响的示意图, 如图 7 所示。可以看出, 短杆状或蠕虫球状的共晶 Si 相相比块状初晶 Si 相, Si 相与基体间的结合界面关系得到改善, Si 相剥落的几率降低。并且短杆状或蠕虫球状的共晶 Si 相在合金内部实际是呈珊瑚状形貌, 这种珊瑚状共晶 Si 能牢固地嵌在基体中, 对基体具有钉扎作用, 有效增加了基体抵抗变形的能力。因此, Sr 变质处理相比 P 处理能进一步改善合金的室温耐磨性。

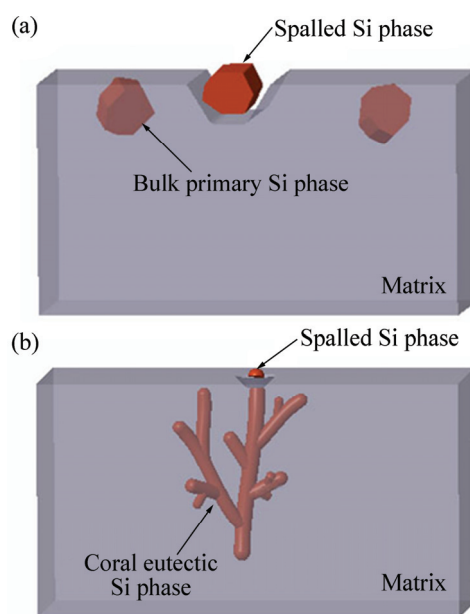


图 7 不同 Si 相形貌对耐磨性影响的示意图

Fig. 7 Schematic diagrams for effect of different Si phase morphologies on wear resistance: (a) Bulk primary Si phase; (b) Coral eutectic Si phase

图 8 所示为高温(300 °C)条件下, 试样 1~4 的摩擦磨损曲线。首先可以发现各试样的平均摩擦因数分别为 0.683、0.640、0.676 和 0.634, 摩擦因数并没有随硅含量和组织形态的变化而变化。REDDY 等^[19]已证明在一定压力范围内, 摩擦因数对硅含量、压力和速度等因素都不敏感。因此本作者主要从摩擦因数的稳定性来判断耐磨性的好坏。

首先对比试样 1, 2, 观察发现二者的摩擦因数在摩擦初始阶段都迅速升高并在一段时间内达到峰值, 接着迅速降低, 最后试样 2 的摩擦因数在一个范围内波动, 摩擦因数趋于平稳。试样 2 达到峰值的时间少于试样 1, 但当试样 2 摩擦因数下降后并没有稳定在一个范围内波动, 随着时间的增加摩擦因数变化幅度

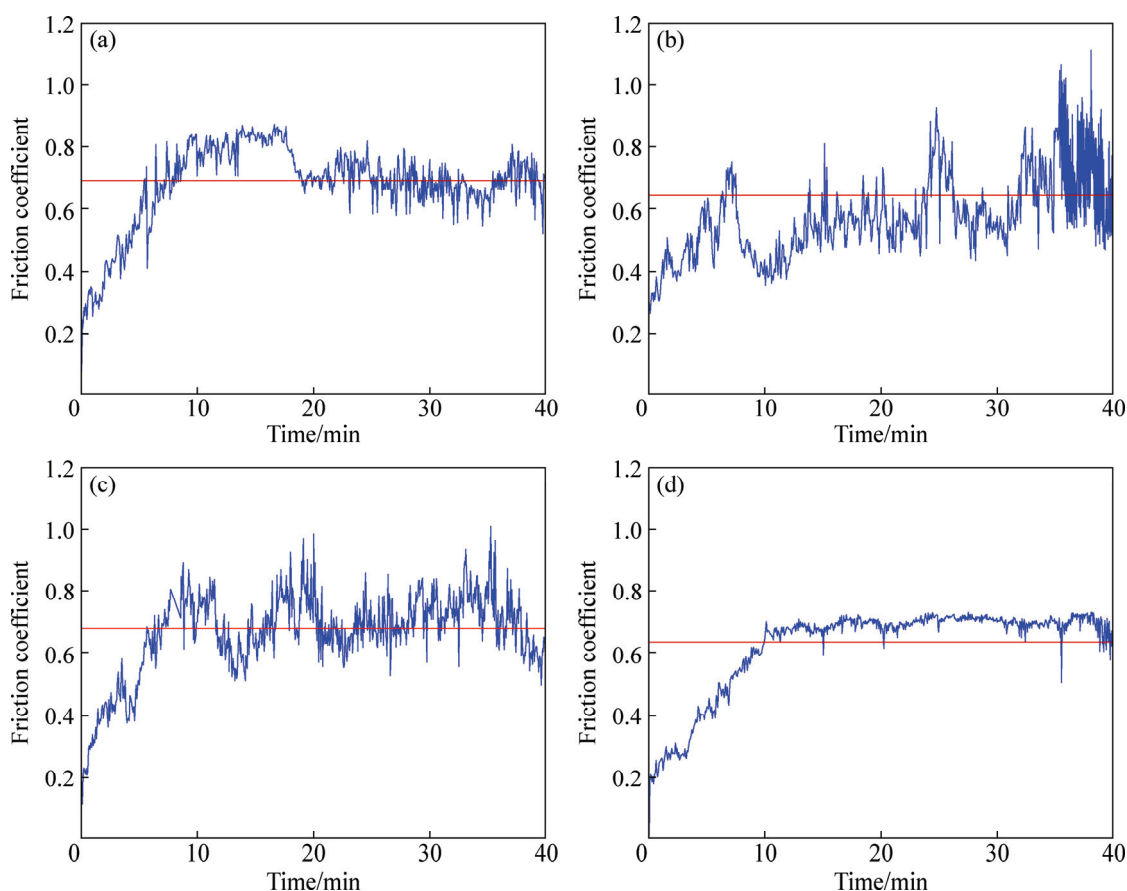


图 8 不同试样高温摩擦因数曲线

Fig. 8 Friction coefficient curves of different samples: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

更大, 出现多次峰值并且都超过了第一个峰值。二者初始阶段过程一致是因为该过程为摩擦表面相互作用阶段, 也可以称为“跑合”阶段。试样 2 的“跑合”时间短于试样 1 的原因可能是因为珊瑚状的共晶 Si 细小且弥散分布, 对磨球与其相互作用时通过性较好, 而试样 2 最后摩擦因数不稳定的原因是 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶在高温时的影响变得明显, 在没有硅质点的支撑下大面积的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶变得软化, 因此在硬的共晶组织与软的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶之间摩擦时摩擦因数变化很大, 随时间延长, 摩擦界面温度越高, 软化作用也就更加显著, 摩擦因数波动更加剧烈。

DWIVEDI 等^[20]也认为摩擦界面温度较高时, 热软化性是影响材料磨损性能的主导因素, 材料的热软化性可能会使其表面不能传递载荷, 即稳定的表面可以有有效的传递载荷并降低磨损。武玉英等^[21]研究发现, 在 300~400 °C 温度区间, P 变质处理后的共晶 Al-Si 合金线膨胀系数曲线变化比 Sr 变质处理后的平缓很多, 并且 P 变质后线膨胀系数比明显低于 Sr 变质的。这说明 P 变质析出的细小初晶 Si 相有利于提高合金的高温稳定性。以上两项研究间接反映了 P 变质处理相

比 Sr 变质处理更利于提高合金的高温耐磨性, 与试验结果吻合较好。

对比试样 3 和 4, 明显可以看到试样 4 的摩擦因数相对十分稳定, 表明初晶 Si 相的细化对过共晶 Al-Si 合金的高温耐磨性有着十分重要的作用。初晶 Si 相细化后, 对于 Si 相自身以及和基体间结合关系均有明显改善, 上述已有详细描述, 不再赘述。不仅如此, 有文献^[16]归纳出了初晶 Si 相平均尺寸与高温(300 °C)拉伸强度间的关系式, 关系式表明 Si 相尺寸越细小, 合金高温强度越高, 因而合金的高温耐磨性也相应提高。此外, 初晶 Si 相分布变得更加均匀, 在宏观上表现为硬度的均匀性, 从而使摩擦因数曲线变化平稳。以上因素都使 P 细化处理的 Al-25Si 合金具有更加优越的耐磨性, 并且对摩擦副也是十分有利的。

3 结论

1) Al-13Si 合金在 P、Sr 两种不同变质处理条件下使组织形貌完全不同时, 硬度值维持在 62~65HBW 范

围内,表明硬度对 Si 相形貌变化不敏感; Sr 变质处理后合金基体与 Si 相界面结合关系得到显著改善,拉伸强度达到 205 MPa,相比 P 变质处理提升 23%左右,伸长率由 1.03%提高至 3.48%;合金的室温耐磨性也较 P 变质的好,尤其是在高载荷条件下;但 P 变质处理使合金高温稳定性更好,合金的高温摩擦因数曲线变化更稳定,耐磨性更佳。

2) Al-25Si 合金初晶 Si 经 P 细化后,硬度值和未细化时相比几乎不变,均保持在 77HBW 左右,同样表现出对 Si 相形貌变化的不敏感性;合金拉伸强度达到 152 MPa,比未细化时提高 53%,伸长率由 0.65%提高至 0.94%;合金的室温及高温耐磨性都得到了明显改善,室温磨损量减少,尤其是高载荷条件下,高温摩擦因数曲线变化更加平稳。

REFERENCES

- [1] WU Y N, ZHANG J F, LIAO H C, LI G Y, WU Y P. Development of high performance near eutectic Al-Si-Mg alloy profile by micro alloying with Ti[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 660: 141–147.
- [2] LIU G L, SI N C, SUN S C, WU Q F. Effects of grain refining and modification on mechanical properties and microstructures of Al-7.5Si-4Cu cast alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(4): 946–953.
- [3] EIKEN J, APEL M, LIANG S M, SCHMID-FETZER R. Impact of P and Sr on solidification sequence and morphology of hypoeutectic Al-Si alloys: Combined thermodynamic computation and phase-field simulation[J]. *Acta Materialia*, 2015, 98: 152–163.
- [4] SUN J F, ZHANG L, WU G H, LIU W C, HU Z H, CHEN A T. Refinement of primary Si in Al-20%Si alloy by MRB through phosphorus additions[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 485–491.
- [5] 何克准, 于福晓, 赵大志, 左良. 磷变质对 Al-17.5Si-4.5Cu-1Zn-0.7Mg-0.5Ni 变形合金初晶硅形貌与室温拉伸性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(11): 2081–2087.
HE Ke-zhun, YU Fu-xiao, ZHAO Da-zhi, ZUO Liang. Effects of phosphorus modification on morphology of primary silicon particles and mechanical properties of wrought Al-17.5Si-4.5Cu-1Zn-0.7Mg-0.5Ni alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(11): 2081–2087.
- [6] WANG T M, ZHENG Y P, CHEN Z N, ZHAO Y F, KANG H J. Effects of Sr on the microstructure and mechanical properties of in situ TiB₂ reinforced A356 composite[J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 185–193.
- [7] FARAHANY S, OURDJINI A, BAKHSHESHI-RAD H R. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of an Al-Si-Cu-Zn-X (X=Bi, Sb, Sr) die cast alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(1): 28–38.
- [8] 杨子润, 庞绍平, 孙瑜, 宋娟. 变质及合金化对过共晶 Al-20%Si 合金组织及磨损性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(5): 1217–1225.
YANG Zi-run, PANG Shao-ping, SUN Yu, SONG Juan. Effect of modification and alloying on microstructure and wear properties of hypereutectic Al-20%Si alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(5): 1217–1225.
- [9] XU C L, YANG Y F, WANG H Y, JIANG Q C. Effects of modification and heat-treatment on the abrasive wear behavior of hypereutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2007, 42(15): 6331–6338.
- [10] LIU G, LI G D, CAI A H, CHEN Z K. The influence of strontium addition on wear properties of Al-20wt%Si alloys under dry reciprocating sliding condition[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(1): 121–126.
- [11] 孙淑红, 张家涛, 彭著刚, 王凯, 樊刚. 变质处理及成分对大过共晶 Al-Si 合金耐磨性的影响[J]. *云南冶金*, 2005, 33(6): 36–37.
SUN Shu-hong, ZHANG Jia-tao, PENG Zhu-gang, WANG Kai, FAN Gang. Influences of complex modifications and component on wear resistance of hyper-eutectic Al-Si alloy[J]. *Yunnan Metallurgy*, 2005, 33(6): 36–37.
- [12] CLEGG A J, DAS A A. Wear of a hypereutectic aluminium-silicon alloy[J]. *Wear*, 1977, 43(3): 367–373.
- [13] 廖成伟, 陈欢, 罗成志, 陈建春, 潘春旭. 新型 Al-Ti-B-Sr 复合中间合金线材的制备及其应用[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(8): 2026–2034.
LIAO Cheng-wei, CHEN Huan, LUO Cheng-zhi, CHEN Jian-chun, PAN Chun-xun. Preparation and application of novel Al-Ti-B-Sr composite master alloy wire[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(8): 2026–2034.
- [14] GAO T, ZHANG Y R, LIU X F. Complex modification effect by ZrAlSi intermetallic and element Sr on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 589: 25–28.
- [15] 王宇, 陈刚, 费黄霞. 浇注温度对亚共晶 Al-Si 合金组织和硬度的影响[J]. *热加工工艺*, 2006, 35(9): 14–16.
WANG Yu, CHEN Gang, FEI Huang-xia. Effects of pouring temperature on microstructure and hardness of hypoeutectic Al-Si alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2006, 35(9): 14–16.
- [16] 陈俊桃. 高硅 Al-Si 合金的变质及性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2011: 1–53.
CHEN Jun-tao. Study on the modification and properties of Al-Si alloys with high silicon levels[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011: 1–53.
- [17] 杨颖, 王宇鑫, 张瑜, 王华钰, 严彪. 过共晶铝硅合金耐磨性能的研究进展[J]. *金属功能材料*, 2011, 18(4): 72–76.

- YANG Ying, WANG Yu-xin, ZHANG Yu, WANG Hua-yu, YAN Biao. Development of wear resistance of hypereutectic Al-Si alloy[J]. *Metallic Functional Materials*, 2011, 18(4): 72–76.
- [18] 周海滨, 姚萍屏, 肖叶龙, 张忠义, 陈凌寒, 贡太敏, 赵 林, 左晓婷. SiC 颗粒强化铜基粉末冶金摩擦材料的表面形貌特征及磨损机理[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(9): 2272–2279.
- ZHOU Hai-bin, YAO Ping-ping, XIAO Ye-long, ZHANG Zhong-yi, CHEN Ling-han, GONG Tai-min, ZHAO Lin, ZUO Xiao-ting. Topographical characteristics and wear mechanism of copper-based powder metallurgy friction materials reinforced by SiC particle[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(9): 2272–2279.
- [19] REDDY A S, BAI B N P, MURTHY K S S, BISWAS S K. Wear and seizure of binary Al-Si alloys[J]. *Wear*, 1994, 171(1): 115–127.
- [20] DWIVEDI D K, ARJUN T S, THAKUR P, VAIDYA H, SINGH K. Sliding wear and friction behavior of Al-18%Si-0.5%Mg alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 152(3): 323–328.
- [21] 武玉英, 刘相法, 戴 勇, 姜炳刚, 边秀房. 硅相形态及含量对 Al-Si 合金线膨胀系数的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(5): 688–692.
- WU Yu-ying, LIU Xiang-fa, DAI Yong, JIANG Bing-gang, BIAN Xiu-fang. Influence of morphology and content of silicon phase on CTE of Al-Si alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(5): 688–692.

Difference in sensitivity of mechanical behaviors for Al-Si alloys to Si phase morphologies

JIANG Wei, HU Kai-qi, ZHU Xiang-zhen, WU Yu-ying, LIU Xiang-fa

(Key Laboratory of Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials,
Ministry of Education, Shandong University, Ji'nan 250061, China)

Abstract: The difference in sensitivity of mechanical behaviors to the Si phase morphologies of Al-Si alloys prepared by different modification treatments was investigated by macro hardness test, tensile test, wear test and scanning electron microscopy. The results show that both of the ultimate tensile strength (UTS) and wear resistance at room temperature for Al-13Si alloy with Sr modification are superior to those of P modification; while the performance of wear resistance at high temperature is just the reverse, the variation of friction coefficient is more stable with P modification; the hardness keeps in the range of 62–65HBW, which indicates hardness is insensitive to the change of Si phase morphologies. Besides, the UTS of Al-25Si alloy increases by 53% after being refined by Al-P master alloy; wear resistances at room and high temperature are improved obviously due to lower abrasion loss and more stable friction coefficient curve, respectively; but the hardness is still 77HBW.

Key words: Al-Si alloy; modification treatment; Si phase morphology; mechanical property

Foundation item: Project(51271101) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2012CB825702) supported by the National Basic Research Program of China

Received date: 2015-11-10; **Accepted date:** 2016-06-28

Corresponding author: LIU Xiang-fa; Tel: +86-531-88392006; E-mail: xfliu@sdu.edu.cn

(编辑 王 超)