Si 含量对 Al-*X*Si 合金表面 PEO 陶瓷层形成过程及性能的影响

王 萍，周立果，李建平，郭永春，杨 忠，王建利

(西安工业大学，陕西 西安 710021)

摘 要：研究了 Si 含量对铸造 Al-*X*Si 合金表面 PEO 陶瓷层形成过程及隔热性能和硬度的影响。采用 SEM、XRD 和 EDS 对陶瓷层微观结构和物相进行了分析，并运用自制的隔热温差测量装置和维氏显微硬度仪对其隔热性能及硬度进行了测试。结果表明：在等离子体电解氧化初期，硅原子以及第二相 Al_3CuNi 都会阻碍微弧放电，抑制铝氧化膜的形成，降低膜层的致密性；随着基体中硅含量的升高，Al-*X*Si 合金内初生硅、共晶硅含量增多，出现硅颗粒的堆积现象，等离子体放电越困难，涂层的生长速率降低，陶瓷层中 α-Al_2O_3 及 SiO_2 的含量随之升高，隔热温度也随之升高，硬度下降。

关键词：铸造 Al-Si 合金；Si 含量；等离子体电解氧化；陶瓷层；隔热性能；硬度

中图法分类号：TG174.451 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)02-0521-09

铝硅合金因具有良好的压铸性能、较高的比强度、较低的热膨胀系数、良好的导热性能等独有的优势，而经常被作为压铸材料，应用于汽车、军用发动机等领域[1,2]。在其应用领域中，需要其具备抗高温氧化、耐高温、隔热等性能，这就需要在铝硅合金表面制备一层热防护涂层[3]。

等离子体电解氧化（plasma electrolysis oxidation, PEO）也称微弧氧化(micro arc oxidation, MAO)，是阀金属及其合金材料的一种表面处理技术[4]。它利用等离子体放电瞬间产生的高温高压以及烧结作用，直接在金属表面原位生长陶瓷层，与基体形成冶金结合，可显著提高基体合金的耐磨、耐蚀、耐热冲击及隔热等性能[5-7]。但有研究表明[8]，铸态铝硅合金中的 Si 阻碍 PEO 过程中 Al 和 O 反应，导致其 PEO 处理难以实现，并且在界面处易形成缺陷，严重影响陶瓷层的整体性能[9]；Wang 和 Nie 等人[10]发现在对铝硅合金进行 PEO 处理过程中，在合金的富 Si 区有 Al-Si-O 化合物生成，由于该化合物的熔点比氧化铝低，因而会在 Al-Si-O 复合相上产生多孔状结构，使形成的涂层的强度和粘附力下降，这都大大限制了高 Si 含量的铝合金在各个领域的应用范围。

近年来，Wang 等[11,12]发现在 Al-12%Si 合金表面等离子体电解氧化陶瓷层的形成过程的初始阶段，在铝和硅相上形成阳极氧化膜，然后铝和硅相之间的界面上出现等离子体放电现象，在其表面形成并覆盖一层 Al-Si-O 化合物，最后在含 Si 区域表面形成一层表面形貌更粗糙的陶瓷层。I. J. Hwang 等[9]在电解液中加入 NH_4VO_3，在高硅铝合金表面制得了一层形貌均匀的致密膜层。王萍等[13,14]通过在电解液中添加 ZrO_2 纳米颗粒，抑制了 Si 对 PEO 成膜的阻碍作用，在铸造铝硅合金表面制得一层热防护及耐热冲击性能优异的陶瓷涂层。目前对铝合金的 PEO 研究主要集中在低硅铝合金表面，对于 Si 含量对 PEO 陶瓷层形成过程及性能的影响的研究还很少[15, 16]。本实验采用硅酸盐溶液体系电解液，在 3 种不同 Si 含量的铸造铝硅合金上制备 PEO 陶瓷层，研究 Si 含量对 PEO 陶瓷层形成过程及性能的影响，为在铝硅合金表面制得一层均匀，热防护性能良好的 PEO 陶瓷层提供理论依据。

1 实 验

实验基体材料选用铝硅系活塞合金，试样尺寸为 30 mm×20 mm×10 mm。用砂纸依次粗磨、精磨，至 1000#砂纸。用去离子水清洗，吹干后，放入预先配制好的电解液中进行 PEO 处理。电解液采用硅酸盐体系，使用长安大学研制的 10 kW 微弧氧化电源对 3 种不同 Si 含量 (质量分数, 下同) (Al-12%, 18%，25%Si)

收稿日期：2017-02-18

基金项目：国家自然科学基金（51401155, 51771140）；陕西省自然科学基础研究计划(2015JQ5175)；国家重点基础研究发展计划(2012CB619602-3, 2012CB619606-2)

作者简介：王 萍，女，1979 年生，博士，副教授，西安工业大学材料与化工学院，陕西 西安 710021，电话：029-83208080，E-mail: wangping0402@sina.com

的铸造铝硅合金进行 PEO 处理，电流密度 8 A/dm^2，频率为 500 Hz，占空比为 20%。

对抛光处理后的铝硅合金基体用 NIKON300 型金相显微镜观察铝硅合金基体组织。分别采用 FEI quanta 400 型环境扫描电镜和 XRD-6000 型 X 射线衍射仪对不同氧化时间的陶瓷层的微观形貌、元素分布及相组成进行分析。采用 TT260 膜层测厚仪对涂层厚度进行测量(精度 0.1 μm)，用精度为 0.01 mm 的螺旋测微计测定氧化前后块状样品同一部位尺寸的变化，从而计算出陶瓷膜相对于原始样品表面向外生长尺寸的增加部分(h_{out})，再根据膜总厚度确定氧化膜向基体内生长厚度(h_{int})。h，h_{int}，h_{out} 的关系如图 1 所示，并采用隔热温度测量装置评价膜层的隔热性能，用 500MVD^{TM} 数显维氏显微硬度仪测量膜层的硬度。

2　结果与讨论

2.1　Si 含量对铝硅合金金相显微组织的影响

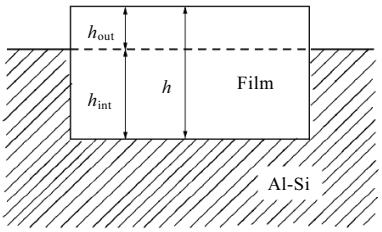


图 1　微弧氧化过程中样品的尺寸变化示意图

Fig.1　Schematic diagram of the dimension change of sample in the process of microarc oxidation

图 2 为不同硅含量铝合金的金相显微组织。由图 2 可看出，铝硅合金的铸态显微组织主要为 α 固溶体、共晶硅和大块初晶硅组成。共晶硅呈短条状分布，初晶硅呈灰色块状分布其间。此外，还存在金属间化合物强化相，如 Al_2Cu、Mg_2Si、Al_2CuMg、Al_3CuNi 等热强相。

对于过共晶合金，随着硅含量的增加，硅相的数量增多、尺寸逐渐增大。由 Al-Si 二元相图知，因为过共晶合金的结晶温度范围变宽，即晶核的生长时间延长，从而导致初晶硅随合金中硅含量的增加而增大。其次，Al-12%Si、Al-18%Si、Al-25%Si 的基体金相组织有明显的区别。随着硅含量的增加，初生硅增多，出现硅颗粒的堆积现象，如图 2c 所示。无论是共晶铝硅合金中针状共晶硅，还是过共晶铝硅合金中的粗大块状初生硅，都严重割裂了基体，不利于铝硅合金 PEO 陶瓷层的生长及其性能。

2.2　Si 含量对 PEO 陶瓷层形成过程的影响

2.2.1　不同 Si 含量铝合金在不同氧化阶段的微观形貌

图 3、4、5 分别是不同硅含量铝合金在不同氧化时间下的表面形貌。由图 3b、图 4b 可知，1 min 起弧时，在局部区域已经开始形成直径不到 1 μm 的等离子体放电微孔和大小不等的不连续熔融产物沉积在微孔周围，这是样品表面产生微小火花放电所造成的。由图 4c 可知，1 min 20 s 时，局部区域大小不等的不连续熔融产物增多，尺寸变大，这些沉积物聚集扩散，从而形成早期的微弧氧化陶瓷层。由图 3c、图 5c 可

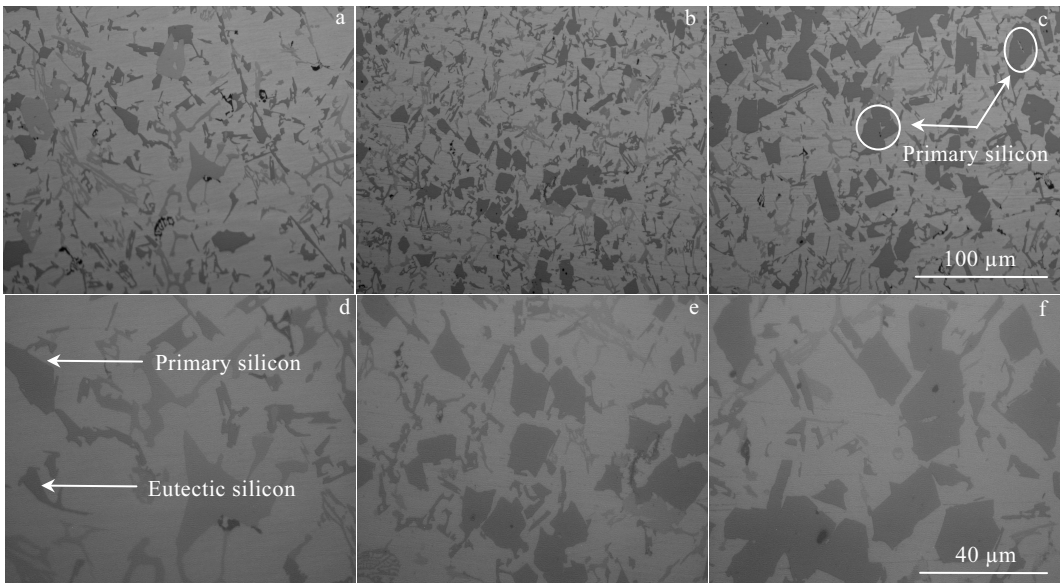


图 2　不同硅含量铝合金的金相显微组织

Fig.2　Microstructures of Al alloy with different silicon contents: (a, d) 12%Si; (b, e) 18%Si; (c, f) 25%Si

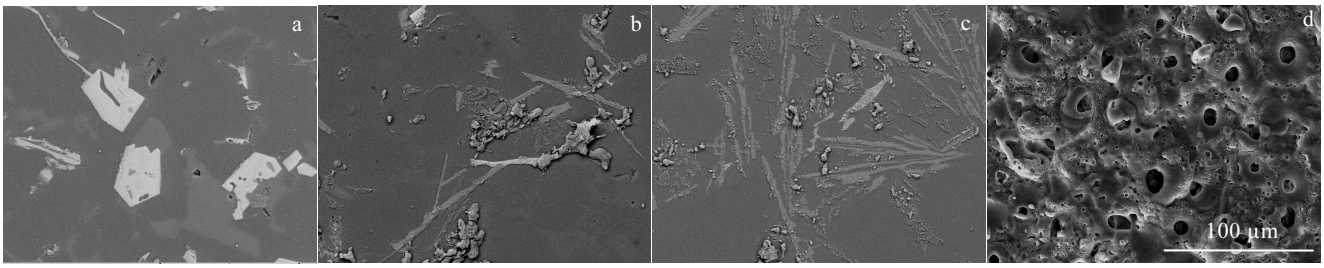


图 3　Al-12Si 合金在不同微弧氧化时间下的表面形貌

Fig.3　Surface morphologies of Al-12Si alloy by MAD for different time: (a) 30 s, (b) 1 min, (c) 2 min, and (d) 30 min

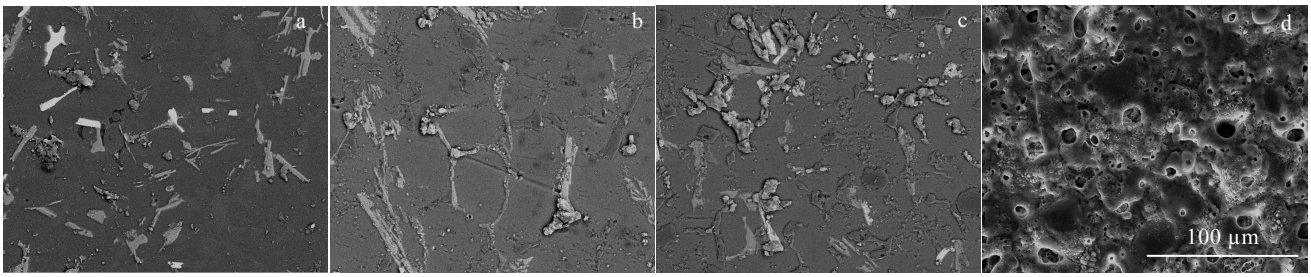


图 4　Al-18Si 合金在不同微弧氧化时间下的表面形貌

Fig.4　Surface morphologies of Al-18Si alloy by MAO for different time: (a) 30 s, (b) 1 min, (c) 1 min 20 s and (d) 30 min

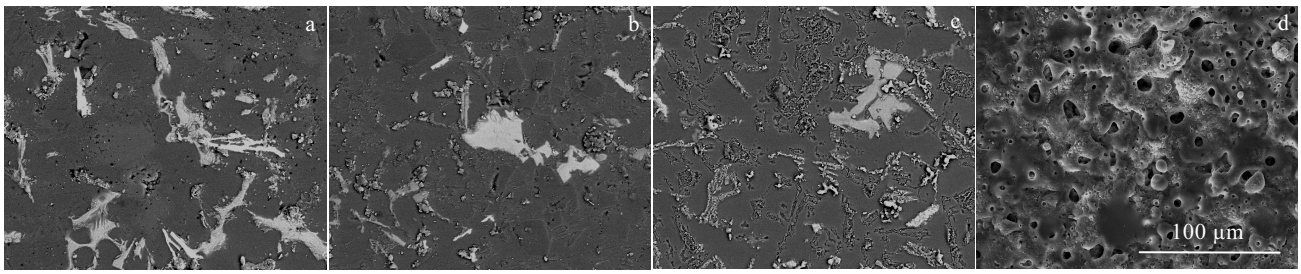


图 5　Al-25Si 合金在不同微弧氧化时间下的表面形貌

Fig.5　Surface morphologies of Al-25Si alloy by MAO for different time: (a) 30 s, (b) 45 s, (c) 2 min, and (d) 30 min

知，氧化 2 min 后，表面陶瓷氧化物颗粒逐渐增多，新生成的熔融氧化物与已生成的陶瓷氧化物颗粒烧融连接，逐渐形成微孔及熔融产物分布均匀的连续的陶瓷膜层。由图 3d、图 4d、图 5d 可知，30 min 时，陶瓷氧化物颗粒不断烧结长大，互相重叠连接，最后完全覆盖试样表面，形成完整的陶瓷氧化膜。由此可知，Si 含量对 Al-Si 合金不同氧化阶段的微观形貌无明显的影响。

2.2.2　不同 Si 含量铝合金在不同氧化阶段的 EDS 分析

图 6 是不同 Si 含量铝合金在氧化 1 min 左右时（即试样表面刚发生等离子体放电时）的表面形貌及 EDS 分析结果。由图 6 可以明显看出，反应是在针状共晶硅、粗大块状初生硅以及晶界处优先起弧，附近有少量硅含量较高的氧化物生成。这说明在 PEO 氧化初期，硅原子优先与氧发生反应，在试样表面形成氧化物，阻碍了铝与氧的结合，抑制了铝氧化膜的形成，降低膜层的致密性[17]。

2.2.3　Al-12Si 合金 PEO 陶瓷层生长曲线

图 7 是 Al-12Si 合金微弧氧化膜层厚度、向内生长厚度、向外生长厚度（以下分别简称为 h、h_{int}、h_{out}）随氧化时间的变化曲线。由图 7 可看出，在反应 2 min 内，涂层的总厚度增长较快，接近于线性增长，尤其是在 1 min 后，厚度显著增加。这是因为等离子体放电区的局部高温使 Si 颗粒熔化并发生氧化，Al-Si 合

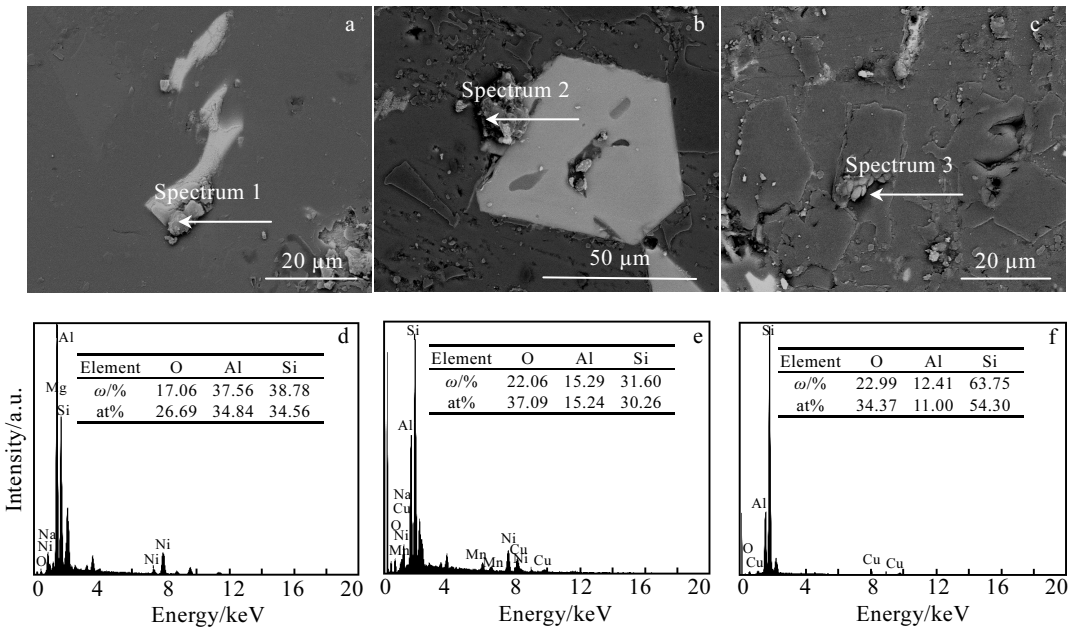


图 6　不同硅含量铝合金氧化 1 min 时涂层的表面形貌及 EDS 分析结果

Fig.6　Surface morphologies (a, b, c) and EDS results (d, e, f) of the coatings on aluminum alloy with different silicon contents after oxidation for 1 min: (a, d) Al-12Si; (b, e) Al-18Si; (c, f) Al-25Si

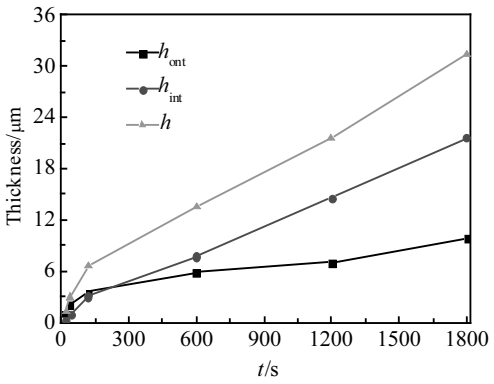


图 7　Al-12Si 合金 PEO 陶瓷层生长曲线

Fig.7　Growth curves of PEO ceramic layer on Al-12Si alloy

金 PEO 陶瓷层厚度也逐渐增加。比较图中 h_{int} 和 h_{out} 曲线可以看出，从 1 min 之后，膜层生长速率开始增大，h_{out}，h_{int} 均快速增加。从理论而言，氧化膜相对于原始表面向外生长速度比向基体内生长的速率稍微大一些，在初始氧化过程中，膜层以向外生长为主，$h_{int}<h_{out}$。但在图中该规律并不十分明显，其原因在于 Si 元素含量较高，Al-Si 合金中的 Si 颗粒阻碍了初始氧化铝膜的生长，破坏膜层的完整性[18]。

由此可知，Al-Si 合金基材中的Si元素对膜生长的影响主要表现在氧化初期，它阻碍了初始氧化铝膜的生长。这是因为合金中的Si在电解液中被腐蚀形成的凹坑，增大了试样的表面积，降低了试样表面实际的电流密度，但膜层达到一定厚度后，它的影响减小[15]。

2.3　不同 Si 含量的 PEO 陶瓷层的微观形貌及 EDS 分析

2.3.1　不同 Si 含量的 PEO 陶瓷层的微观形貌

图 8 为不同硅含量 PEO 陶瓷层的 SEM 表面和截面形貌。从图 8a、8b、8c 可以看出，涂层表面放电微孔分布均匀，微孔周围是喷射沉积的熔融氧化物。反应开始时，在较低的外加电压下，膜层表面会发生击穿放电，弧光点处的能量大；随着反应的进行，膜层的厚度不断增大，击穿放电反应总发生在膜层表面缺陷多的部位，击穿后产生的高温使部分颗粒熔化，然后随等离子微弧游走，在电解液的冷却作用下，熔化微区重新迅速凝固后形成多孔状氧化层。通电 30 min，表面出现喷射状放电孔，微孔周围为大小均一熔融颗粒，表面形成很多小凸起，这与反应过程所观察到的均匀分布的弧光一致。从理论上来说，陶瓷层封闭的微孔对其隔热性能的提高有很大帮助。

从图 8d、8e、8f 中可以看出，随着基体硅含量的增加，涂层的厚度降低，且随着硅含量的增大，微孔增大，25%硅含量的涂层中部分封闭的微孔已形成贯穿孔。这是由于硅的电导率较小，基体中硅含量升高的同时，基体的电导率减小，基体较低的电导率在 PEO 过程中阻碍微弧放电的产生，影响陶瓷层的沉积，因而高硅铝合金表面 PEO 陶瓷层的生长速率较低，且涂层较疏松，致密度较低。

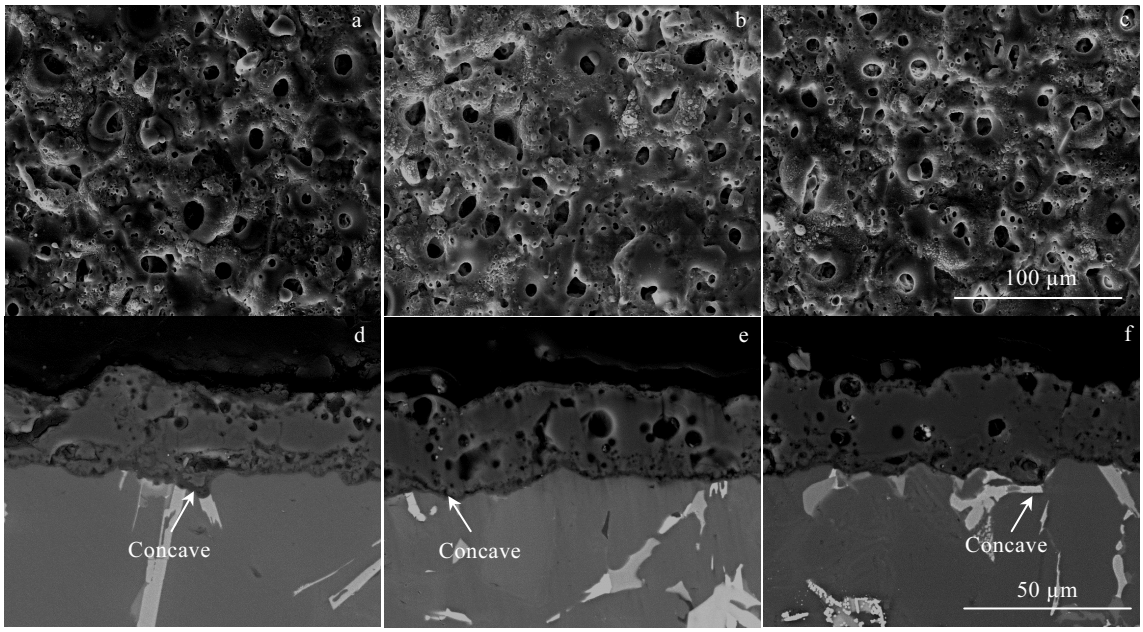


图 8　不同 Si 含量 PEO 陶瓷层的表面及截面形貌

Fig.8　Surface (a~c) and cross-section (d~f) morphologies of PEO ceramic layer with different Si contents: (a, d) 12%Si; (b, e) 18%Si; (c, f) 25%Si

从图 8d、8e、8f 中也可以明显地看到，在第二相处的基体组织融化得比较严重，形成了一个明显的凹面。说明第二相对微弧放电有阻碍作用，在微弧放电过程中，由于第二相的阻碍作用引起能量局部聚集，从而导致第二相处基体熔化严重，形成凹面，阻碍陶瓷层的生长，根据文献[17]，此处的第二相是 Al_3CuNi。由图 8d、8e、8f 还可知，陶瓷层靠近界面的膜层中没有大的微孔，陶瓷层表面大的微孔含量较高，陶瓷层内部较为致密。

2.3.2　不同 Si 含量的 PEO 陶瓷层的 EDS 分析

图 9 为不同 Si 含量的 PEO 陶瓷层中 Al、Si、O 元素质量分数随硅含量的变化曲线。由图 9 可知，随着硅含量的增多，Al 在涂层中的质量分数逐渐减少；Si 在涂层中的质量分数先减小后增大，这是因为 Al-18%Si 合金中含有少量稀土元素 Ce，Ce 的富集在一定程度上抑制了 Si 相的长大，阻碍初生 Si 和共晶 Si 的长大，减小了硅对陶瓷层生长的阻碍作用[15]；O 在涂层中的质量分数逐渐增大。

图 10、11、12 是不同硅含量（12%、18%、25%）铝合金陶瓷涂层的的截面元素线扫描。由图 10、11、12 中 b、c、d 可看出：铝在膜层中分布比较均匀，在膜基界面含量非常少；而硅在膜层表面和膜基界面含量很高，在膜层中央含量低，由此可以推测，在发生 PEO 反应时，硅原子向外扩散，在合金基体的表面形成氧化物，从而抑制了初始氧化铝膜的生长，进而抑制膜层的生长[19]，硅在膜基界面处形成较多的氧化物，阻碍了PEO陶瓷层的形成，膜层表面较多的硅的氧化物构成涂层表面的疏松层；总体来说，氧元素在陶瓷层内具有相同的分布趋势，均匀地分布于膜层当中。

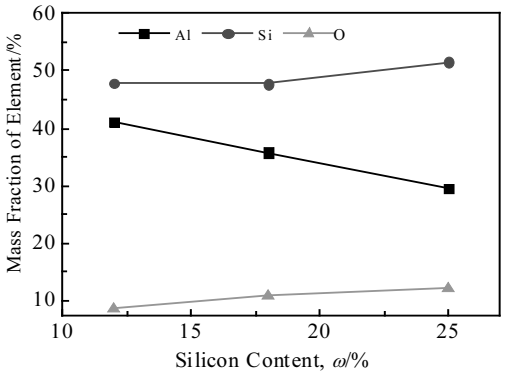


图 9　不同 Si 含量的 PEO 陶瓷层中 Al、Si、O 元素质量分数随硅含量的变化曲线

Fig.9　Change curves of mass fraction of Al, Si, O with silicon content in PEO ceramic layer with different Si contents

2.4　不同 Si 含量对 PEO 陶瓷层物相的影响

图13是不同硅含量（12%、18%、25%）铝合金陶瓷涂层的XRD图谱。通过XRD分析可知：铝合金PEO陶瓷膜层主要由α-Al_2O_3、γ-Al_2O_3、一定量的SiO_2以及

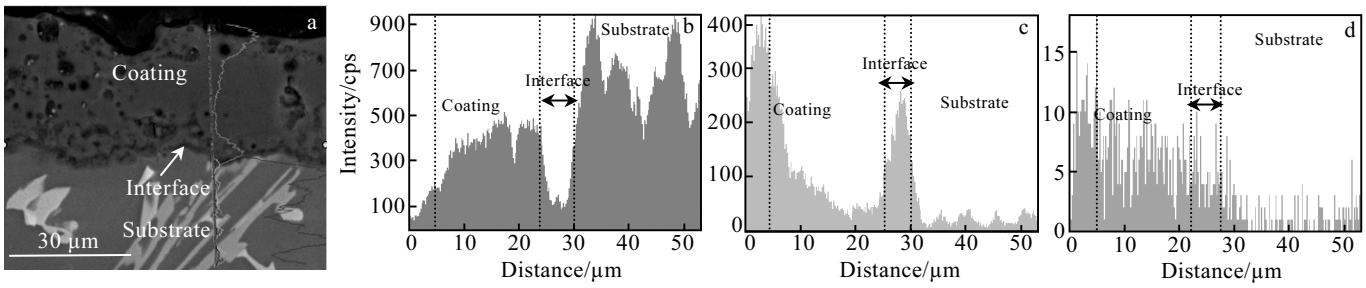


图 10　Al-12%Si 合金陶瓷涂层的截面元素线扫描

Fig.10　Cross-sectional morphology (a) and element line scanning of ceramic layer of Al-12%Si alloy: (b) Al, (c) Si, and (d) O

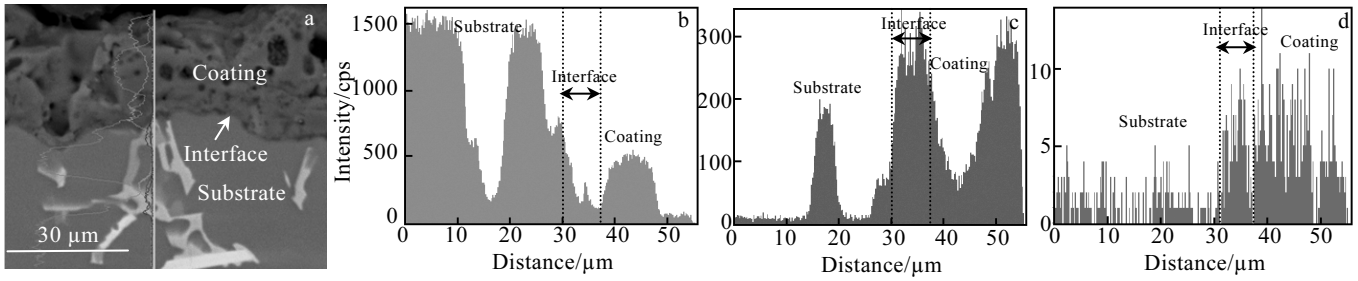


图 11　Al-18%Si 合金陶瓷涂层的截面元素线扫描

Fig.11　Cross-sectional morphology (a) and element line scanning of ceramic layer of Al-18% Si alloy: (b) Al, (c) Si, and (d) O

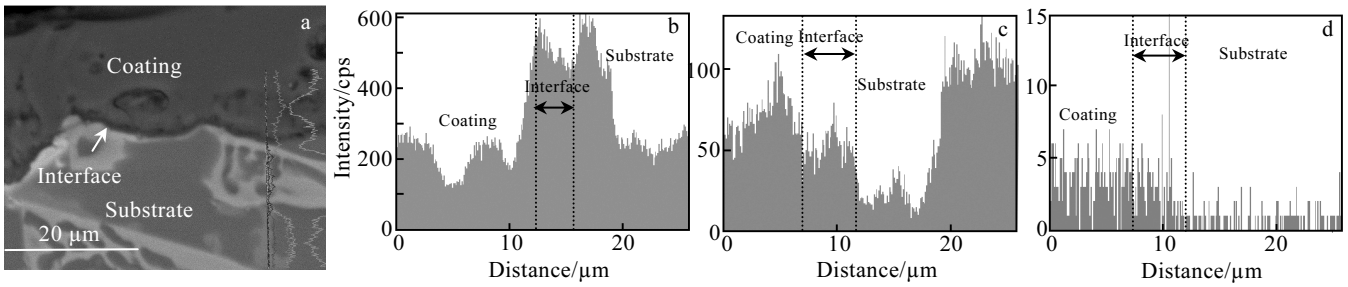


图 12　Al-25%Si 合金陶瓷涂层的截面元素线扫描

Fig.12 Cross-sectional morphology (a) and element line scanning of ceramic layer of Al-25% Si alloy: (b) Al, (c) Si, and (d) O

一定量的非晶相组成。由于在PEO放电过程中，铝合金基体表面的微区熔融，铝原子具有很高的能量，其与电解液中吸附在铝合金基体表面的氧原子，在相对温度很低的电解液中结合并快速冷却，生成Al_2O_3沉积在基体表面上。图中出现γ-Al_2O_3衍射峰，这是因为γ-Al_2O_3是低温稳定相，在等离子体微弧放电反应过程中优先生成。随着反应进行，电解液温度升高，在高温高压下，逐渐有α-Al_2O_3生成。温度升高到一定范围内，少量的γ-Al_2O_3也会转化为α-Al_2O_3，在这些过程中会有其他杂质相、非晶相生成。膜层中有较多的α-Al_2O_3，这是本工艺条件下氧化膜致密性好、硬度较高的主要原因。由于膜层中含有一定比例γ-Al_2O_3，这使得所形成的氧化物陶瓷膜具有一定的韧性[15,20]。铝合金含有一定量的硅元素，硅在微弧氧化后生成SiO_2，随着硅含量增大，涂层表面形成的SiO_2和含硅氧化物增多，在Al-18%Si和Al-25%Si合金中，由于含Si量高，在高温下膜层中容易出现大量Al_2O_3与SiO_2形成的物质结构，比如少量莫来石（$3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$）、硅线石（$Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$）。

2.5　不同 Si 含量对 PEO 陶瓷层厚度的影响

图14是Al-12Si、Al-18Si、Al-25Si铝合金在相同制备工艺下通电30 min后涂层厚度变化曲线。由图14可知，随着基体硅含量的升高，相同条件下制备的陶瓷

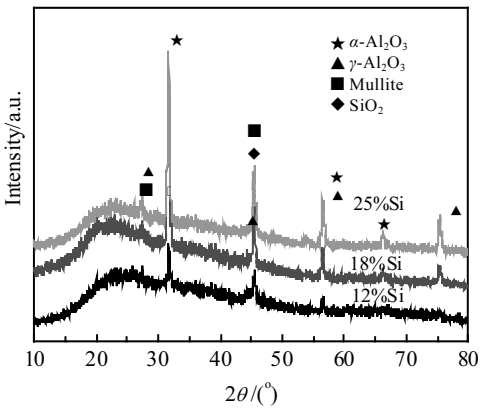


图 13　不同硅含量铝合金陶瓷涂层的 XRD 图谱

Fig.13　XRD patterns of ceramic coatings of Al alloy with different silicon contents

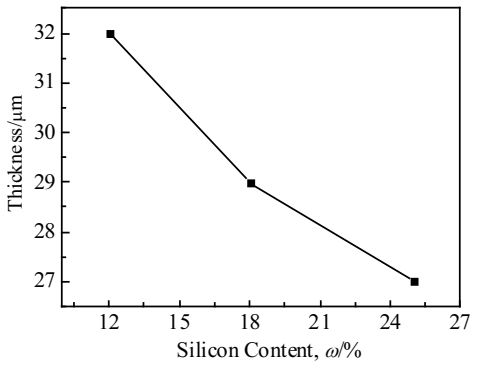


图 14　铝合金陶瓷层厚度随硅含量的变化曲线

Fig.14　Change curve of thickness of ceramic layer of aluminum alloy vs silicon contents

层的厚度减小。这是由于基体内硅含量增加，初生硅增多，试样表面等离子体放电越困难，因而高硅含量铝合金基体 PEO 涂层生长速率较低。此外，有相关文献报道[21]称，被电解液溶解的硅还会抑制铝与氧的相互作用，这也是导致高硅铸铝合金更难获得较大厚度 PEO 陶瓷膜的一个重要原因。

2.6　不同 Si 含量对 PEO 陶瓷层隔热性能的影响

图 15a、15b、15c 是不同硅含量基体试样陶瓷涂层隔热温度的变化曲线。由此可绘制不同硅含量铝合金制得的陶瓷涂层隔热温度的变化图，如图 15d 所示。从图 15d 可知，随着硅含量的升高，涂层的隔热温度也随之升高。一方面是因为随着基体硅含量的升高，涂层中二氧化硅的含量也随之升高，SiO_2 的导热系数为 1.6 W/(m·K)，Al 的导热系数为 230 W/(m·K)，说明硅具有良好的耐热性能[20]，此外，生成的其他含硅的杂质相对陶瓷层的隔热也有一定的贡献；另一方面，由高硅铝合金所制备的陶瓷层表面形貌图看出，膜层表面封闭的孔洞较多，有均匀分布的微孔，这些孔洞和微孔限制了声子的平均自由程，增加对声子的散射和反射作用，大大降低热流的传输速度，从而进一步提高了陶瓷层整体的隔热性能[21]。

2.7　不同 Si 含量对 PEO 陶瓷层硬度的影响

图 16 是不同硅含量（12%、18%、25%）基体试样陶瓷涂层的维氏硬度变化曲线。由图可知，随硅含量增大，涂层硬度呈减小趋势。这是因为涂层表面形成较多的二氧化硅和其他氧化物，涂层表面易疏松，硬度下降。陶瓷层中 α-Al_2O_3 的生成又可极大地提高硬度，使得它在力学与耐磨行为上类似于硬质合金[19]。微弧氧化膜层的性能不仅与合金成分，氧化工艺有关，而且与基体的微观组织特别是第二相的数量、大小、分布有着密不可分的联系。

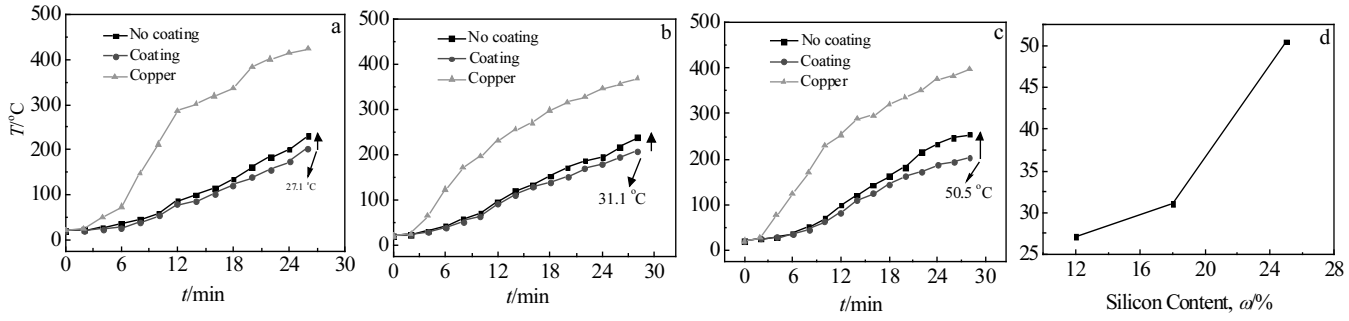


图 15　不同硅含量铝合金陶瓷涂层隔热温度变化曲线及其随硅含量变化曲线

Fig.15　Heat insulation temperature curves of ceramic coatings of Al alloys with different Si contents: (a) 12%Si, (b) 18%Si, (c) 25%Si, and (d) insulation temperature vs Si contents

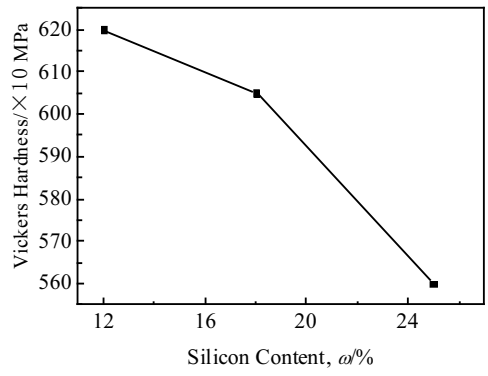


图 16　不同硅含量铝合金陶瓷层维氏硬度变化曲线

Fig.16　Microhardness curve of ceramic layer of Al alloy with different silicon contents

3 结　论

1) 随着硅含量的增加，Al-*X*Si 合金内初生硅、共晶硅含量增多，出现硅颗粒的堆积现象。

2) 粗大块状初生硅严重割裂了基体，阻碍等离子体放电，使等离子体放电电压提高；第二相 Al_3CuNi 的阻碍作用引起能量局部聚集，从而导致第二相处基体熔化严重，形成凹面，阻碍陶瓷层的生长。

3) 随着硅含量的增大，放电微孔直径增大，陶瓷层致密度降低。

4) 陶瓷层的相组成均为 α-$A1_2O_3$、γ-$A1_2O_3$、SiO_2，还含有少量莫来石等。随着 Si 含量的提高，陶瓷层中二氧化硅及含硅杂质的含量也随之升高。

5) 随着硅含量的升高，陶瓷层厚度下降，涂层的隔热温度随之升高，但由此涂层表面随之愈发疏松，硬度下降。

参考文献　References

[1] Cho K T, Yoo S, Lim K M *et al*. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2011, 509: 265

[2] Kong Fanxiao(孔凡校) . *Study on Hypereutectic Al-Si Piston Alloy*(过 共 晶 Al-Si 活 塞 合 金 研 究)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2007

[3] Curran J A, Clyne T W. *Surface & Coatings Technology*[J], 2005,199:177

[4] Luo Shengjie(罗胜杰), Zhou Hanhui(周汉辉), Chen Jinhua(陈金华) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(3): 491

[5] He Jie, Cai Quanzhu, Luo Hanhua *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 471(1-2): 395

[6] Jiang Bailing(蒋百灵), Zhang Xianfeng(张先锋). *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2005, 25(2): 97

[7] Chang Ying(常　鹰), Li Xibin(李溪滨), Chen Yanlin(陈艳林). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2007, 32(6): 50

[8] Xu Fangtao, Xia Yuan, Li Guang. *Applied Surface Science*[J], 2009, 255: 9531

[9] Hwang I J, Hwang D Y, Kim Y M *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 504: 527

[10] Wang Lin, Nie Xiao. *Thin Solid Films* [J], 2006, 494(1): 211

[11] Wang Ping, Li Jianping, Guo Yongchun *et al*. *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science*[J], 2014, 29(5): 1044

[12] Wang Ping, Li Jianping, Guo Yongchun. *Surface Engineering* [J], 2016, 32(6): 428

[13] Wang Ping, Li Jianping, Guo Yongchun *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 703

[14] Wang Ping, Li Jianping, Guo Yongchun *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 682: 357

[15] Yerokhin A L, Shatrov A, Samsonov V *et al*. *Surface and Coatings Technology*[J], 2005, 199: 150

[16] Han Yong(憨　勇), Xu Kewei(徐可为). *Journal of Inorganic Materials*(无机材料学报)[J], 2001, 16: 951

[17] Li Yunguo(李云国). *The Study of Elevated-Temperature Strengthening Phases of Al-Si-Cu-Ni-Mg Piston Alloys* (Al-Si-Cu-Ni-Mg 系活塞合金高温强化相的研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2011

[18] Krishtal M M. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 2004, 46(9-10): 377

[19] Xue Wenbin(薛文斌), Deng Zhiwei(邓志威), Lai Yongchun (来永春) *et al*. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 1997, 11(2):102

[20] Wang Xiaojun(王晓军), Liu Xiangdong(刘向东), Liu Yongzhen(刘永珍) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S3): 612

[21] Mou Rende(牟仁德). *Investigation of Thermal Insulation Effect on Thermal Barrier Coatings*(热障涂层隔热性能研究) [D]. Beijing: Beijing Institute of Aeronautical Materials, 2007

Effect of Si Content on the Formation Process and Properties of PEO Ceramic Coating on the Surface of Al-*X*Si Alloy

Wang Ping, Zhou Liguo, Li Jianping, Guo Yongchun, Yang Zhong, Wang Jianli
(Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

Abstract: The influence of Si content on the formation process and properties of PEO ceramic coating on the surface of Al-*X*Si alloy was studied. SEM, XRD and EDS were used to analyze the microstructure and phase of the ceramic layer, and the heat insulation performance and the hardness were tested by the thermal insulation temperature measuring device and the 500MVD^{TM} digital display. The results show that in the early plasma electrolytic oxidation, silicon atom and a second phase Al_3CuNi hinder micro-arc discharge and inhibit the formation of an aluminum oxide film, and then reduce the density of the film. With the increase of silicon content, the contents of primary silicon and eutectic silicon increase in Al-*X*Si alloy. Stacking phenomena of silicon particles appear, which leads to difficulties in plasma discharge. With the increase of silicon content in the substrate, the contents of α-Al_2O_3 and SiO_2 in the ceramic layer increase. The growth rate and hardness of the coating decrease, while the heat insulation temperature increases.

Key words: cast Al-Si alloy; Si content; plasma electrolytic oxidation; ceramic coating; heat insulation performance; hardness

---

Corresponding author: Wang Ping, Ph. D., Associate Professor, School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, P. R. China, Tel: 0086-29-83208080, E-mail: wangping0402@sina.com