

Si 对异步轧制 Cu/Al-Si 复合板界面组织及性能影响

刘国平, 王 平, 赵莹莹, 常东旭

(东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110004)

摘 要: 在异步速比为 1.7 的异步轧制工艺下冷轧制备 Cu/Al-Si 复合板, 不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 复合板在 400 °C 退火 30 min 后界面获得均匀厚度的金属间化合物。利用 OM、SEM、EPMA、XRD、拉伸试验机等设备分析发现: 复合板金属间化合物的厚度在 Si 含量为 8.66% 时最大; 随着 Si 含量的增加, 复合板的抗拉强度增大, 延伸率、剥离强度减小, 在 Si 含量为 4.84% 时综合拉伸性能最好, 抗拉强度和延伸率分别为 188.63 MPa、39.1%; Cu 侧的拉伸断口形貌主要呈山脊状, Al-Si 合金侧中心区域出现韧窝, 韧窝数量随 Si 含量增加而增加。

关键词: 异步轧制; Si 含量; 复合板; 力学性能; 界面化合物

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0223-06

冷轧制备 Cu/Al 复合材料具有生产成本低、易于实现自动化的优点, 广泛应用于电力器械、传热、航空等领域^[1-3]。对于冷轧制备 Cu/Al 复合材料的研究主要集中在复合机理、压下率、轧前热处理、轧后热处理、界面化合物及力学性能等方面^[1,4]。其中, 控制 Cu/Al 复合材料界面化合物生长以提高复合材料的综合性能一直是研究人员关注的重点。研究发现, 异步轧制制备 Cu/Al 复合材料^[5]、基体金属微合金化^[6]、在热处理过程中施加磁场^[7]等方式可以影响复合材料组元金属原子的扩散过程, 进而促进或抑制界面化合物的生长, 影响复合材料的综合力学性能。

异步轧制制备 Cu/Al 复合材料的研究较少, 而且主要集中在低异步速比 (小于 1.4)^[5,8,9], 对于大异步速比的研究则更少。在大异步速比下复合变形区可能变为全搓轧区, 不出现前、后滑区, 材料的剥离强度^[9]和拉伸性能^[8]随异步速比的增大而不断提高。基体金属微合金化作为研究控制金属界面化合物生长的一种有效方法, 通过在熔炼基体金属时添加微量合金元素^[6]或在结合界面覆上合金粉末^[10]的方式实现微合金化, 进而热处理过程中微合金元素影响基体金属原子的互扩散过程, 影响界面化合物的生长。Liu 等研究稀有金属元素 Nb 对真空热挤压制备的 Al₂O₃/Ti 层状复合材料元素扩散的影响规律^[6], 发现在 Ti 中添加的 Nb 原子会与基体金属层 Al₂O₃ 中 Al 原子反应生成 AlNb₂ 相, 这一相层的板状结构会“屏蔽”Al 原子和 O 原子向 Ti 中扩散过程, 从而达到减小中间扩散层厚

度的目的。宋群玲等^[10]研究 Si 粉微合金化对钢/铝复合材料界面的影响时发现在基体金属表面添加一定量 Si 粉能够延缓界面化合物的生成, 使中间化合物 Fe₂Al₅ 的扩散温度向高温区域迁移, 相比之下界面扩散层厚度减薄, 复合材料的综合力学性能提高。因此, 本实验研究大异步速比冷轧制备不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 合金复合板的显微组织与力学性能对于控制 Cu/Al 界面化合物生长的研究将具有重要的意义。

表征 Cu/Al 层状复合材料的力学性能指标有抗拉强度、延伸率、剥离强度、显微硬度等, 这些指标综合反映了复合材料的性能。但是, 当基体金属发生改变时, Cu/Al 层状复合材料的拉伸断裂过程、剥离性能及剥离面特征、显微硬度等必然会受到影响。Peng 等^[11,12]认为 Cu/Al 层状复合材料的剥离强度与界面化合物的形成及柯肯达尔孔洞有关, 界面化合物越多, 界面结合强度越高, 但随着柯肯达尔孔洞的形成, 界面结合强度呈减弱趋势。同时, 界面化合物之间的晶格畸变引起残余应力的释放及界面氧化物的分解也会削弱界面的结合强度^[13]。因此, 对于基体金属为 Al-Si 合金时, 界面结合强度的变化及相应的断裂方式、拉伸性能等方面则需要更为深入的研究。本实验在这一背景下以异步速比为 1.7 的异步冷轧复合制备 3 种不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 合金复合板, 借助金相显微镜、扫描电镜、电子探针、拉伸试验机等设备综合分析显微组织、拉伸性能及拉伸断口形貌、剥离强度及剥离面形貌等方面内容。

收稿日期: 2017-01-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51174058)

作者简介: 刘国平, 男, 1990 年生, 硕士, 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110004, 电话: 024-83681708, E-mail: guoping2020@163.com

1 实验

选用 Si 含量为 20% 的 Al-Si 合金作为中间合金, 与工业纯铝(1060)按一定比例重新配制熔炼成实验所需的 Al-Si 合金, 制成的 Al-Si 合金中 Si 含量分别为 1.82%、4.84%、8.66% (质量分数)。经均匀化退火、热轧减薄、轧后退火及裁剪工艺后获得尺寸为 110 mm × 25 mm × 0.75 mm 的 3 种不同 Si 含量的待复合 Al-Si 合金。另一待复合基体选用紫铜, 轧后退火工艺为 500 °C 保温 2 h, 尺寸为 120 mm × 25 mm × 0.75 mm, Al-Si 合金及紫铜的力学性能见表 1。冷轧复合前采用化学清理与机械清理相结合的方式分别对待复合金属表面进行清理, Al-Si 合金用 5% 的 NaOH 溶液碱洗后再用丙酮处理以去除油污, 紫铜用 15% 的 HCl 溶液酸洗后用丙酮清洗、烘干。使用直径为 0.25 mm 的不锈钢刷清理 Al-Si 合金及紫铜表面氧化层, 快速将两者叠放并置于异步轧机中轧制复合, 下辊线速度为 10 r/min, 是上辊的 1.7 倍, 即异步速比为 1.7, 轧制为单道次冷轧复合, 轧制压下率为 65%。复合板轧后放入电阻加热炉在 400 °C 保温 30 min。

采用 Leica 倒置式金相显微镜 (OM) 和 Scanss550 型扫描电子显微镜 (SEM) 进行显微组织及拉伸断口形貌观察, 借助 JXA-8530F 电子探针 (EPMA) 及 X' Pert Pro MPD-PW3040/60 X 射线衍射仪分别对剥离面形貌、成分和物相进行分析。沿轧制方向取拉伸试样和剥离试样, 设备均采用 SANSMT 5000 拉伸试验机, 拉伸试样标距为 12 mm, 应变速率为 $1.25 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 剥离试样尺寸为 30 mm × 10 mm, 应变速率为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 1 中显示了不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的显微组织, 观测发现: 不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 复合板在相同的热处理制度下界面生成厚度比较均匀的金属间化合物,

根据图片衬度的差异可以判定至少存在 2 种不同种类的金属间化合物, 这 2 种衬度不同的化合物层的厚度近似相等; Al-Si 合金中共晶 Si 仍然存在沿轧制方向的拉长形态, Si 含量越高, 原子扩散时遇到的扩散阻力越大, 越不容易扩散, 拉长态的共晶 Si 现象越明显; 借助 Image-Pro-Plus 软件测得 Si 含量从 1.82% 增加到 8.66% 的界面金属间化合物的厚度分别为 5.41, 5.84, 6.21 μm , 而且增加的厚度主要是在靠近铜基体的金属间化合物的厚度, 而靠近 Cu 侧的金属间化合物厚度则几乎与其他 Si 含量的情形保持一致, 可能原因是轧制复合变形过程中 Al-Si 合金与铜的相互啮合作用使基体铜的晶体取向是最有利于扩散的取向^[4], 在这种取向, 铝原子扩散所需激活能最低。另一方面, 在 Si 含量高的 Al-Si 合金基体中, 颗粒状的共晶 Si 周围基体存在大量缺陷, 畸变能大, 这些缺陷会作为元素快速扩散的通道, 加速铜原子向 Al-Si 合金基体扩散, 使得界面金属间化合物的厚度增加。

2.2 拉伸性能及拉伸断口形貌

图 2 为不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的抗拉强度和延伸率变化曲线。随着 Si 含量的增加, 复合板的抗拉强度增大, 延伸率逐渐减小。根据曲线的变化规律可以确定复合板的综合拉伸性能 (强塑积) 在 Si 含量为 4.84% 时最好, 抗拉强度和延伸率分别为 188.63 MPa、39.1%, 这要明显优于以前的研究者在相同情况下的 Cu/Al 复合材料的抗拉强度和延伸率^[5]。Cu/Al 复合材料在拉伸变形过程中的力学性能与基体材料的性能紧密相关, 当铜层、铝层及界面金属层的强度和塑性保持相近时, 拉伸过程保持整体变形, 界面对铜、铝层的变形会起到良好的应力传递和应变缓冲的作用^[6]。结合本实验结果, 随着 Si 含量的增加, Cu/Al 复合板的抗拉强度呈现递增趋势, 延伸率下降, 原因可以认为是, 轧制作用破碎共晶 Si 并使其在基体中均匀分布, 强化基体金属。另一方面, Al-Si 合金中靠近接触面的颗粒状共晶 Si 属于第二相不可变形的硬相颗粒, 在外界拉应力的作用下, 基体中位错不断运动, 当位错运动绕过颗粒实现增殖时, 根据奥罗万 (Orowan) 机制, 使位错通过颗粒所需的临界切应力^[7]为:

$$\Delta \tau = \frac{T}{b(d/2)} \quad (1)$$

式中: T 为位错的线张力, b 为柏氏矢量的模, d 为相邻颗粒的间距。当 Si 含量逐渐增加时, 意味着颗粒的平均距离 d 越小, 因此位错绕过颗粒运动所需的临界切应力增加, 强化效应增大, Al-Si 合金基体的强度逐渐与铜基体协调, 界面应力应变传递效果增强, 表现为复合

表 1 3 种 Al-Si 合金及紫铜的特点

Table 1 Characteristics of Al-Si alloys and copper

	Al-1.82%Si	Al-4.84%Si	Al-8.66%Si	Cu
Tensile strength/MPa	96	113	132	235
Elongation/%	33.8	32.2	27.7	51.5
Dimension/ mm^3		110×25×0.75		120×25×0.75

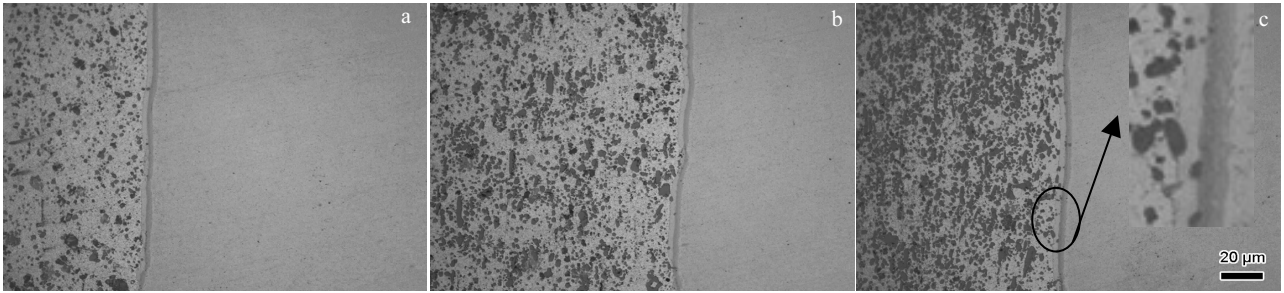


图 1 不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的显微组织

Fig.1 Microstructures of Cu/Al-Si alloy clads with different Si contents: (a) Cu/Al-1.82%Si, (b) Cu/Al-4.84%Si, and (c) Cu/Al-8.66%Si

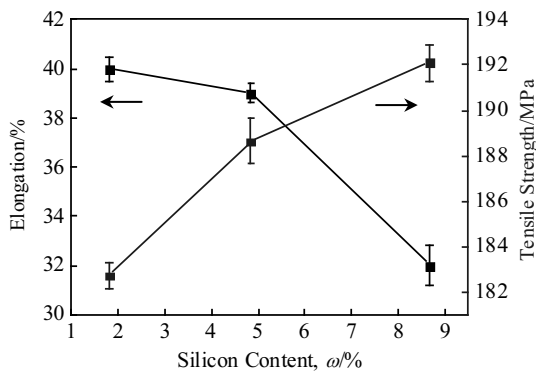


图 2 不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的拉伸性能

Fig.2 Tensile properties of Cu/Al-Si alloy clads with different Si contents

材料的抗拉强度的提高, 相应的延伸率下降。同时, 拉伸过程中脆硬的界面化合物间的剪切作用也会进一步强化复合材料的性能。

由图 3 不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 合金复合板拉伸断口形貌可知, 铜基体表现为韧性断裂方式, Si 含量为 1.82%和 4.84%时的铜基体呈山脊状, 比较光滑, 表明在拉伸过程中发生一定程度的剪切变形, 先发生颈缩, 再局部变细, 直至断裂; 当 Si 含量为 8.66%时, 山脊状形貌不明显, 出现抛物线状的韧窝, 并且在断面中心附近出现颗粒状析出物(见图 3c 中的箭头所示)。Al-Si 合金断口形貌则比较复杂, 在靠近分界面处形貌比较平整, 说明靠近界面处微观区域内发生较大的剪切变形, 中心区域部分则是出现韧窝状形貌, 且韧窝大小不一, 大韧窝附近聚集着一些小韧窝。同时, 随着 Si 含量的增加, 韧窝的数量逐渐增加, 尺寸平均大小降低, 主要是因为韧窝的形核点(即第二相 Si)逐渐增多。根据已有研究结果^[18], Cu/Al 复合材料的拉伸断裂过程是裂纹先在界面化合物中生核、扩展, 并逐渐延伸至 Al-Si 合金基体

(主要是晶界)。在轧制复合过程中, Al-Si 合金相对铜承受的变形程度更大, 加工硬化程度较铜要高, 塑性变形受到限制, 承受较高的三向压应力状态; 另一方面, 从裂纹尖端发出的位错不断在晶界处堆积, 位错密度增加, 增加应力场强度, Al-Si 合金的晶界处不稳定性增加, 容易在晶界处产生裂纹源。继续加载时, 裂纹数目增加, 从界面化合物扩展至 Al-Si 合金, 进而会在 Cu 侧产生局部塑性变形, 由于纯金属 Cu 组织比较均匀, 在 45° 方向形成剪切带。

2.3 剥离强度及剥离面形貌

图 4 为不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的剥离强度。图 4a 表明复合板的剥离强度随 Si 含量的增加而递减, 在 Si 含量为 1.82%~4.84%时界面的剥离强度下降速率最快, 这一现象可以从剥离力与位移关系曲线(图 4b)观测到。Cu/Al-Si 复合板的最低剥离强度为 1.08 N/mm, 仍然要稍高于纯 Cu/Al 复合材料^[15]在相同的热处理工艺下的剥离强度 0.9 N/mm。Cu/Al 层状复合材料的剥离强度是机械啮合、界面化合物、柯肯达尔孔洞、氧化物分解等过程共同作用的结果^[13], 当界面化合物的厚度超过 5 μm 后会破坏复合材料的力学性能^[19]。本实验下所测得的界面化合物的厚度均大于 5 μm, 因此, 界面化合物的增厚削弱复合材料的结合强度, 造成剥离强度的下降。

如图 5a 所示, 对复合板两剥离表面进行 XRD 分析, 结果表明, 在 Al-Si 合金侧, 除基体铝以外, 表层还能检测出一定的 Al₂Cu、Al₄Cu₉ 和 Si 的衍射峰, 这一结果证实了金相组织图 1 中的界面至少存在两种界面化合物。图 5b 显示结果表明在 Cu 侧上粘连的化合物主要是 Al₄Cu₉, 还有少量的 AlCu。因此, 可以判定界面化合物的种类主要是 Al₂Cu、AlCu、Al₄Cu₉, 这一结果与已有研究结果^[15,16]一致, 说明在 400 °C 保温 30 min 的铜铝金属间化合物主要是这 3 种化合物。因为铜的扩散速率要大于铝的扩散速率^[20], 元素在界面处会产生浓度梯度, 形成不同种的金属间化合物。Al₂Cu 和 Al₄Cu₉

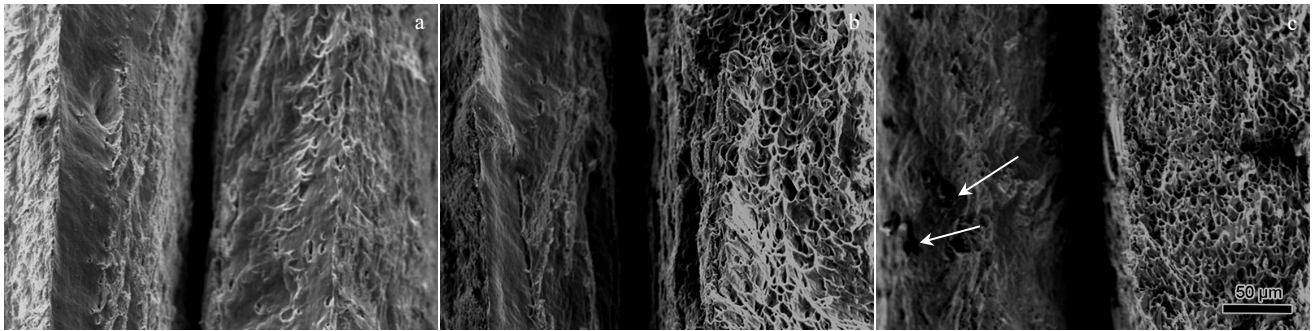


图 3 不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 合金复合板拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of Cu/Al-Si alloy clads with different Si contents: (a) Cu/Al-1.82%Si, (b) Cu/Al-4.84%Si, and (c) Cu/Al-8.66%Si

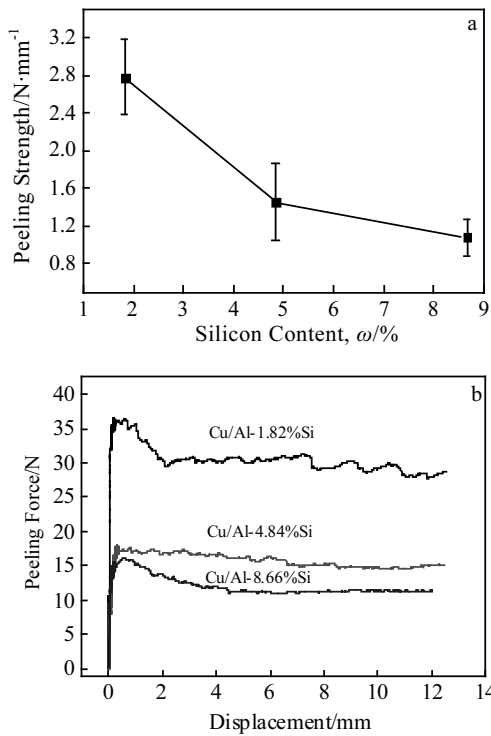


图 4 不同 Si 含量下 Cu/Al-Si 复合板的剥离强度

Fig.4 Peeling strength of Cu/Al-Si alloy clads with different Si content: (a) peeling strength vs. silicon content curve and (b) peeling force vs. displacement curves

的形成能^[21]分别为 0.78, 0.83 eV, 且 Al₂Cu 为四方晶体结构, 致密度大, Al₂Cu 会在界面首先形成, 然后生成 Al₄Cu₉及其他界面化合物。因此, Al₂Cu 和 Al₄Cu₉分别是靠近 Al-Si 合金侧、Cu 侧的化合物, 生长速度也快, 其形成厚度也大, 因而会出现较强的衍射峰。图 6 中显示了 Si 含量为 4.84%的 Cu/Al-Si 合金复合板的剥离断面形貌及相应的微区电子探针图, 可以看出几乎整个剥离

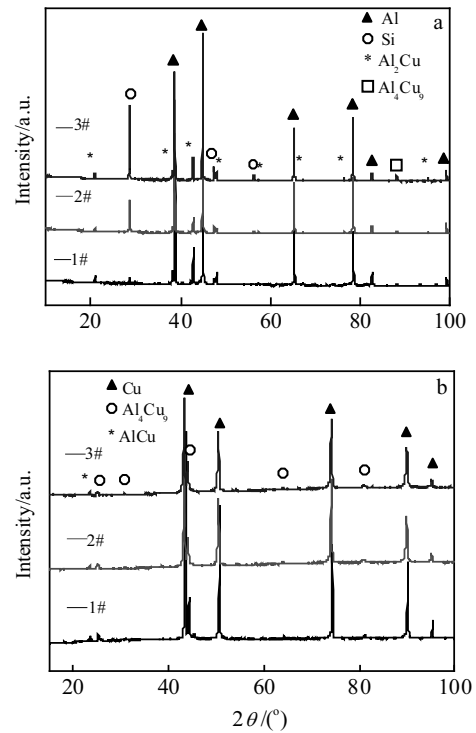


图 5 不同 Si 含量的 Cu/Al-Si 合金复合板剥离面物相分析

Fig.5 XRD patterns of peeled Cu/Al-Si alloy clads with different Si contents in Al-Si side (a) and Cu (b) (1#-Cu/Al-1.82% Si; 2#-Cu/Al-4.84% Si; 3#-Cu/Al-8.66% Si)

断裂表面都是界面化合物的解理断裂, 没有韧窝和加工硬化层出现, 而且这现象与 Chen 等人^[13]的研究结果相一致。因为 Al₂Cu 与 Al-Si 合金界面及 Al₄Cu₉与 Cu 界面的结合强度要高于 Al₂Cu 与 Al₄Cu₉界面, 所以, 裂纹主要在 Al₂Cu 和 Al₄Cu₉之间扩展延伸, 同时, 剥离过程中一些脆性化合物可能会剥落。从剥离力与位移曲线中可以看出, 曲线呈“之”字形, 这主要是

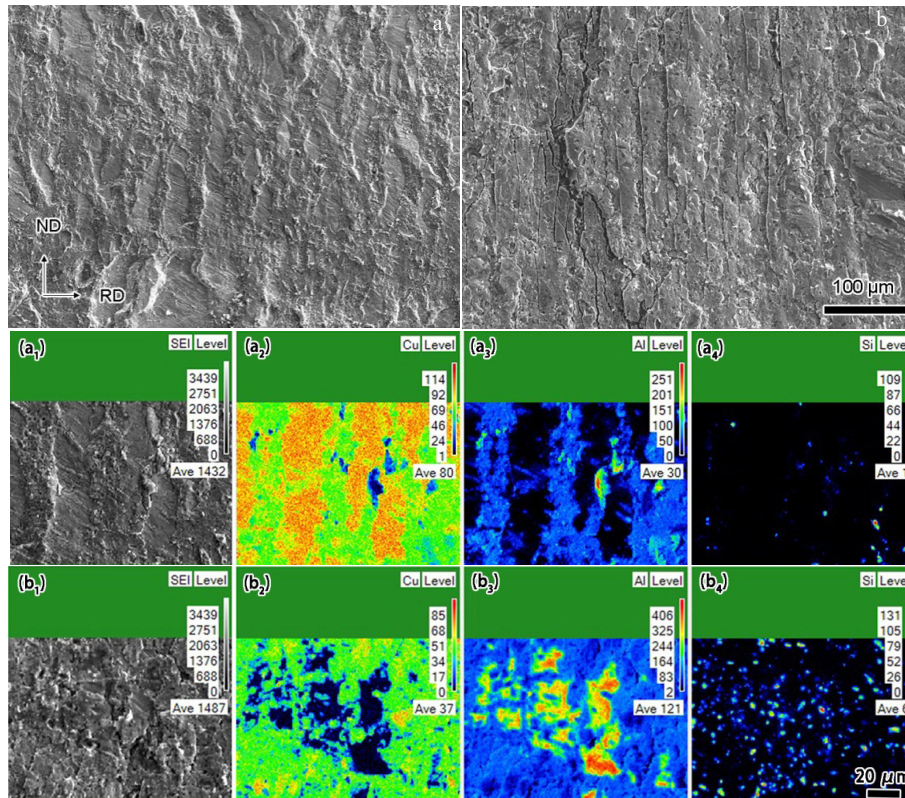


图 6 Cu/Al-4.84%Si 复合板剥离面形貌及微区电子探针图

Fig.6 Morphology and electron probe micro-analysis of peeled Cu/Al-4.84%Si alloy clads: SEM images of Cu side (a) and Al-4.84%Si alloy side (b); (a₁)~(a₄) for SE image of peeled Cu and corresponding EPMA image of element Cu, Al, Si, respectively; (b₁)~(b₄) for SE image of peeled Al-4.84%Si alloy and corresponding EPMA image of element Cu, Al, Si, respectively

剥离过程中裂纹的扩展作用形成的。对 Cu 侧剥离表层电子探针分析(6a₁~6a₄)，发现 Cu 侧残留的化合物 Cu 含量较高，结合 XRD 分析，可推断基体表层残留的平台状区域主要是 Al₄Cu₉，凸起的发散部分主要是 AlCu。Al-Si 合金的剥离断面出现垂直于轧制方向 (RD) 的裂纹，这些裂纹之间被分割的浮凸状的化合物^[22]主要是 Al₂Cu，且这与 XRD 检测结果相吻合。在局部放大图中的电子探针扫描发现(6b₁~6b₄)，Al-Si 合金剥离表面可能会有剥落的化合物露出的新鲜铝 (见 6b₃ 中的黄色区域)，并且在 Al₂Cu 表面会残留一些分散的 Cu 含量更高的其他化合物，可能是 AlCu 和 Al₄Cu₉，在 6b₂ 中显示的是浅黄色区域。同时，在 Cu 侧、Al-Si 合金表面均能检测到分散的共晶 Si，表明共晶 Si 在界面扩散中起到一定的作用，与前文分析相吻合；另一方面，硬相的共晶 Si 附近应力集中，可以是裂纹源，改变裂纹增殖方向和增殖路径，提高基体的拉伸强度。由于不同 Si 含量的情形剥离表面形貌类似，没有进行其他 2 组实验。

3 结 论

1) Si 含量为 8.66%时界面扩散层厚度要比其他低 Si 含量时要大，为 6.21 μm，而且增加的厚度主要是在靠近 Cu 侧的金属化合物的厚度，靠近 Cu 侧的金属化合物厚度则几乎与其他 Si 含量的情形保持一致。

2) 随着 Si 含量的增加，复合板的抗拉强度增大，但延伸率逐渐减小。复合板的综合拉伸性能在 Si 含量为 4.84%时最好，抗拉强度和延伸率分别为 188.63 MPa、39.1%。Cu 侧的拉伸断口形貌主要呈山脊状，Al-Si 合金侧中心区域出现韧窝，韧窝数量和大小随 Si 含量增加而增加。

3) Cu/Al-Si 合金复合板的剥离强度随 Si 含量的增加而递减，Cu 侧剥离断面主要残留平台状的 Al₄Cu₉ 和凸起的发散状 AlCu 化合物，Al-Si 合金侧主要出现垂直于轧制方向 (RD) 的被裂纹分割开的浮凸状的 Al₂Cu。

参考文献 References

[1] Jamaati R. Toroghinejad M R. *Mater Sci Technol*[J], 2011, 27(7):

- 1101
- [2] Uscinowicz R. *Compos B*[J], 2013, 55: 96
- [3] Kim I K, Hong S I. *Mater Des*[J], 2013, 47: 590
- [4] Jamaati R, Toroghinejad M R. *Mater Sci Eng*[J], 2010, A527(9): 2320
- [5] Li X B, Zu G Y, Wang P. *Mater Sci Eng*[J], 2013, A562: 96
- [6] Liu M, Wang Z, Wu J *et al.* *Mater Sci Eng*[J], 2015, A636: 263
- [7] Wang Q, Li D G, Wang K *et al.* *Scr Mater*[J], 2007, 56(6): 485
- [8] Yu H L, Lu C, Tieu K *et al.* *Sci Rep*[J], 2012, 2: 772
- [9] Li X B, Zu G Y, Ding M M *et al.* *Mater Sci Eng*[J], 2011, A529: 485
- [10] Song Qunling(宋群玲), Sun Yong(孙勇). *Trans Mater Heat Treat* (材料热处理学报) [J], 2012, 33(S): 15
- [11] Peng X K, Heness G, Yeung W Y. *J Mater Sci*[J], 1999, 34: 277
- [12] Peng X K, Wuhere R, Heness G *et al.* *J Mater Sci*[J], 1999, 34: 2029
- [13] Chen C Y, Chen H L, Hwang W S. *Mater Trans*[J], 2006, 47(4): 1232
- [14] Cao Bo(曹博). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Lanzhou: Lanzhou University, 2008
- [15] Li X B, Zu G Y, Wang P. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2015, 25(1): 36
- [16] Li X B, Zu G Y, Wang P. *Mater Sci Eng*[J], 2014, A612: 89
- [17] Hu Gengxiang(胡庚祥), Cai Xun(蔡殉), Rong Yonghuan(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science, the Third Edition*(材料科学基础, 第三版)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 109
- [18] Guo Y, Qiao G, Jian W *et al.* *Mater Sci Eng*[J], 2010, A527(20): 5234
- [19] Danesh M H, Karimi T A. *Mater Des*[J], 2003, 24(8): 617
- [20] Liu Teng(刘腾), Liu Ping(刘平), Wang Qudong(王渠东). *Mater Rev A* (材料导报 A)[J], 2013, 27(10): 1
- [21] Jiang H G, Dai J Y, Tong H Y *et al.* *J Appl Phys*[J], 1993, 74(10): 6165
- [22] Hang C J, Wang C Q, Mayer M *et al.* *Microelectron Reliab*[J], 2008, 48(3): 416

Silicon on Microstructure and Mechanical Properties of Asymmetric Roll Bonded Cu/Al-Si Alloy Clads

Liu Guoping, Wang Ping, Zhao Yingying, Chang Dongxu

(Key Laboratory of National Education Ministry for Electromagnetic Processing of Materials, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

Abstract: Cu/Al-Si alloy clads were cold roll bonded with a mismatch speed ratio of 1.7 at ambient temperature, and uniform intermetallic compounds (IMCs) were formed when these Cu/Al-Si alloy laminates with different silicon contents were annealed at 400 °C for 30 min. OM, SEM, EPMA, XRD, and tensile machine were used to analyze the effects of silicon content. Results show that the width of IMCs reaches the maximum at 8.66% (wt%) silicon content. With increase of silicon in Al-Si alloy, the tensile strength of laminated composites increases while elongation and peeling strength of composites drop down, and their comprehensive tensile properties reach the best at 4.84% with tensile strength and elongation of 188.63 MPa and 39.1%, respectively. Meanwhile, fracture morphology of Cu/Al-Si alloy laminates in Cu side is ridge-like, and structure of Al-Si alloy in center region is mainly of dimples; the more silicon content in Al-Si alloy, the more dimples appear.

Key words: asymmetric rolling; silicon content; clads; mechanical properties; intermetallic compounds

Corresponding author: Wang Ping, Ph. D., Professor, Key Laboratory of National Education Ministry for Electromagnetic Processing of Materials, Northeastern University, Shenyang 110004, P. R. China, Tel: 0086-24-83681708, E-mail: wping@epm.neu.edu.cn