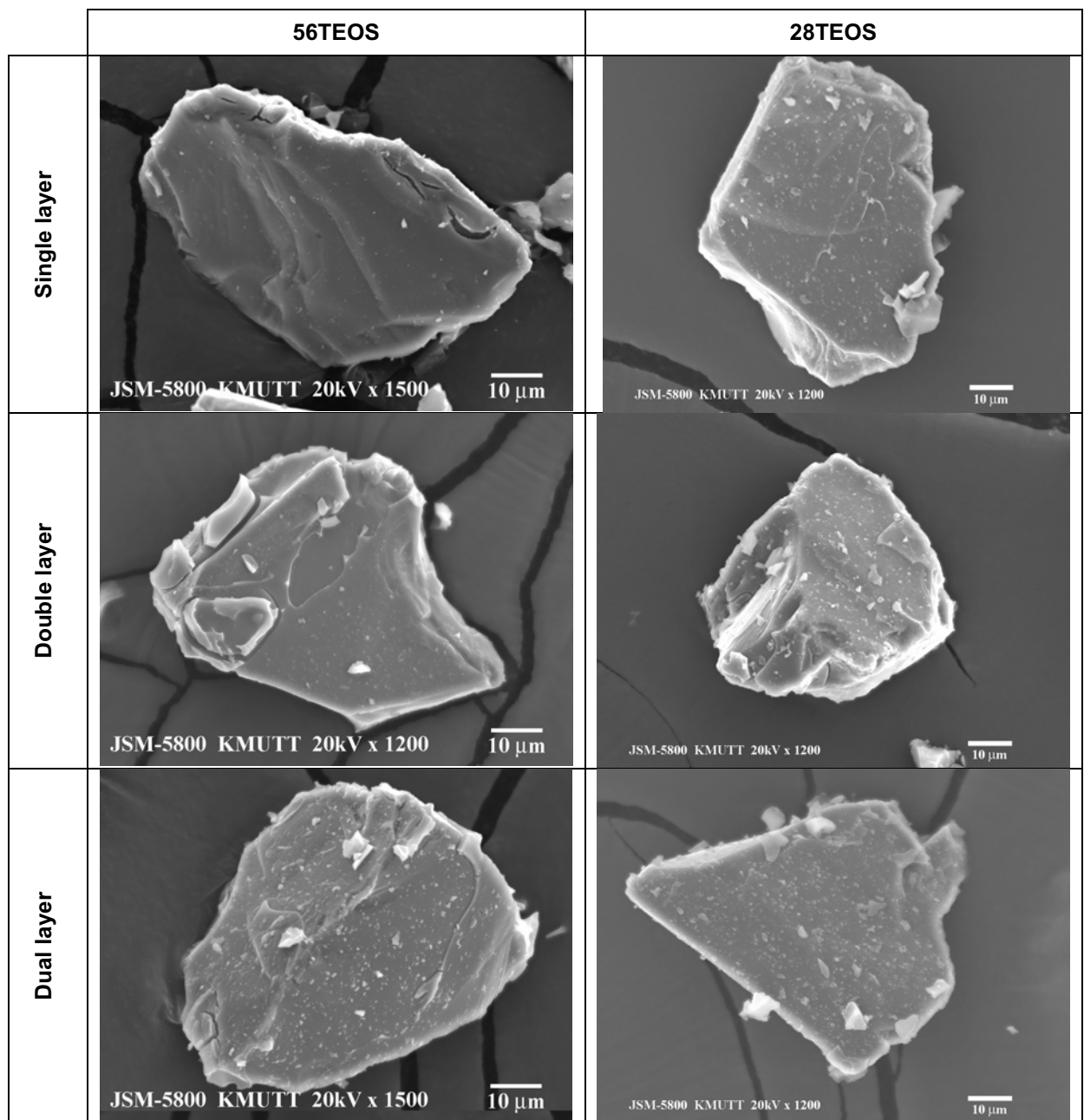
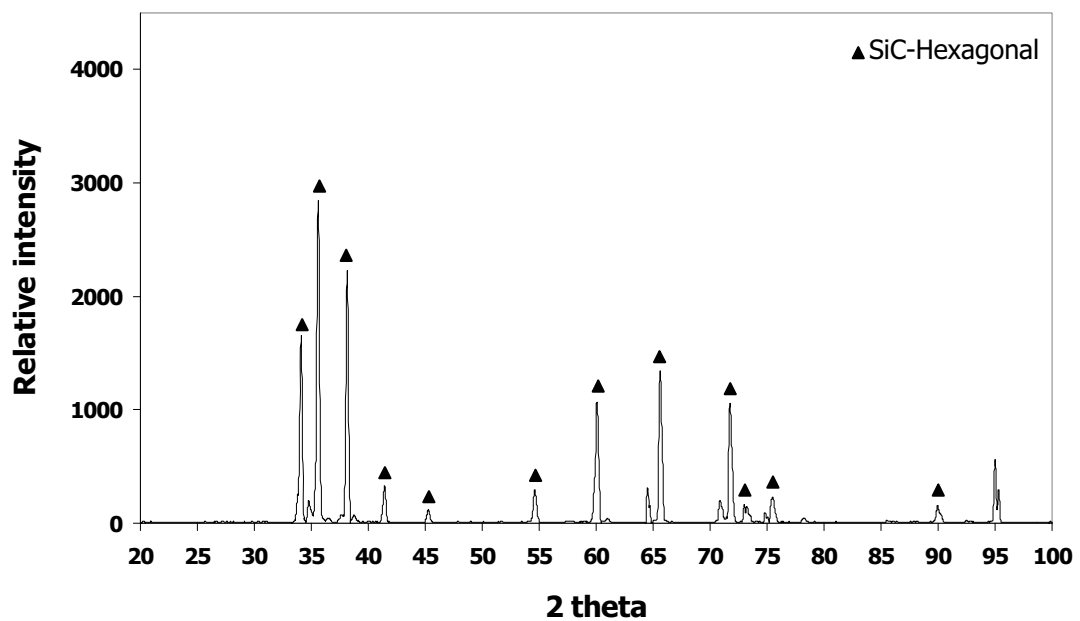
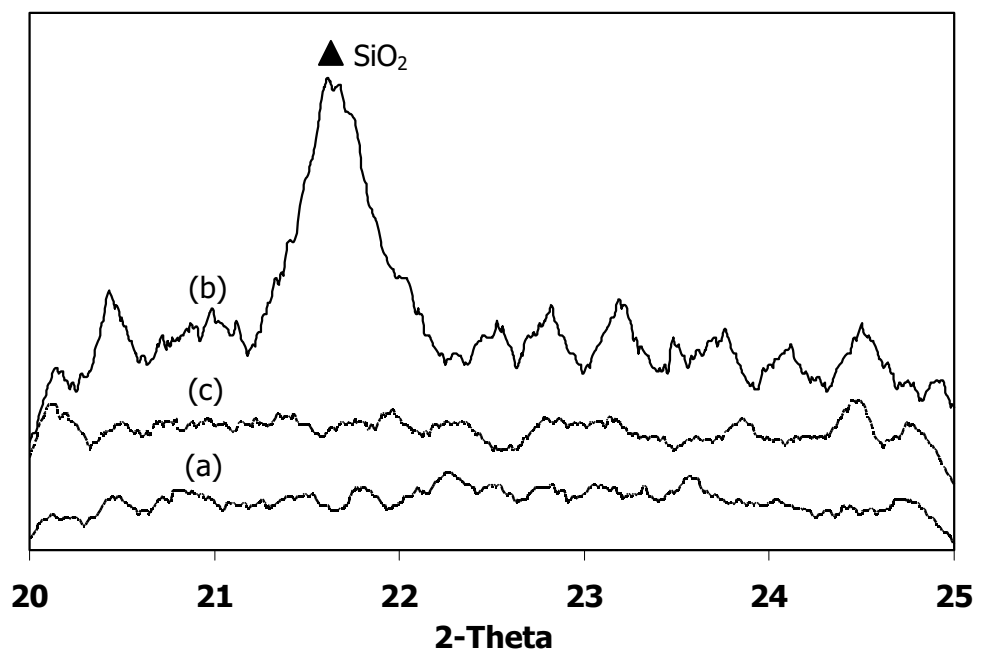




รูปที่ 13 ภาพ SEM ของอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำการเคลือบด้วยวิธี sol-gel



รูปที่ 14 X-ray diffraction pattern ของอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment



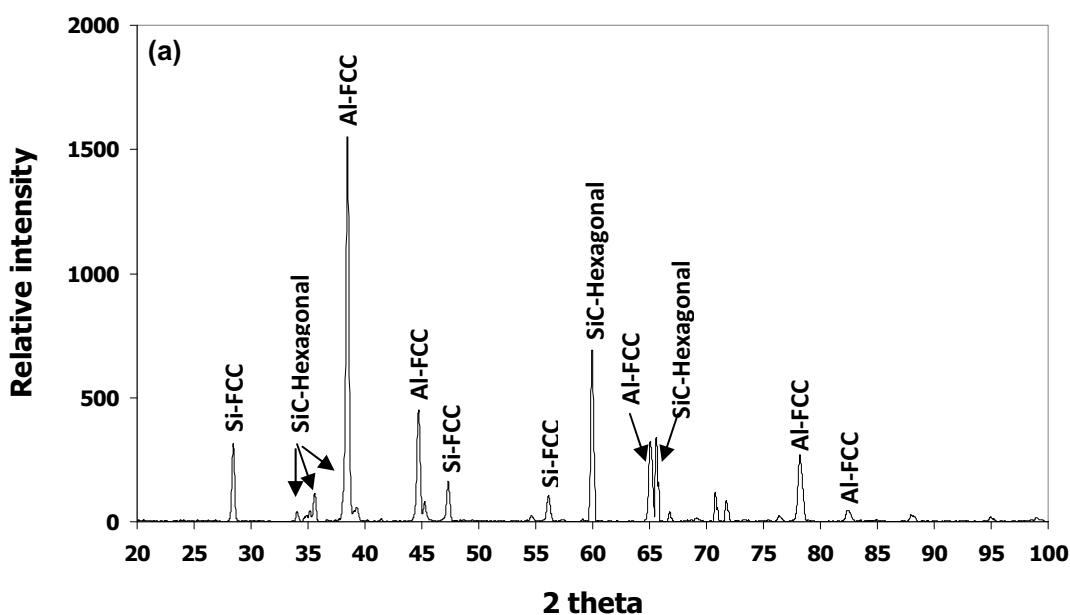
รูปที่ 15 X-ray diffraction pattern ของ (a) อนุภาค SiC ที่ไม่ได้ทำการเคลือบผิว (b) อนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment (c) อนุภาค SiC ที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยวิธี Sol-gel

จากทฤษฎีเบื้องต้นพบว่าอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment จะเกิดขึ้นบางๆ ของ  $\text{SiO}_2$  บนอนุภาค ในรูปแบบ amorphous silica และ  $\alpha$ -cristobalite<sup>22</sup> แต่ผล XRD ของอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment ในรูปที่ 14 ไม่ปรากฏตำแหน่งของ  $\text{SiO}_2$  ซึ่งเป็นไปได้ว่าความหนาและปริมาณของ  $\text{SiO}_2$  บนอนุภาค SiC น้อยมากจนทำให้ความเข้ม (intensity) ของ X-ray ต่ำมากเกินไปที่จะสังเกตได้

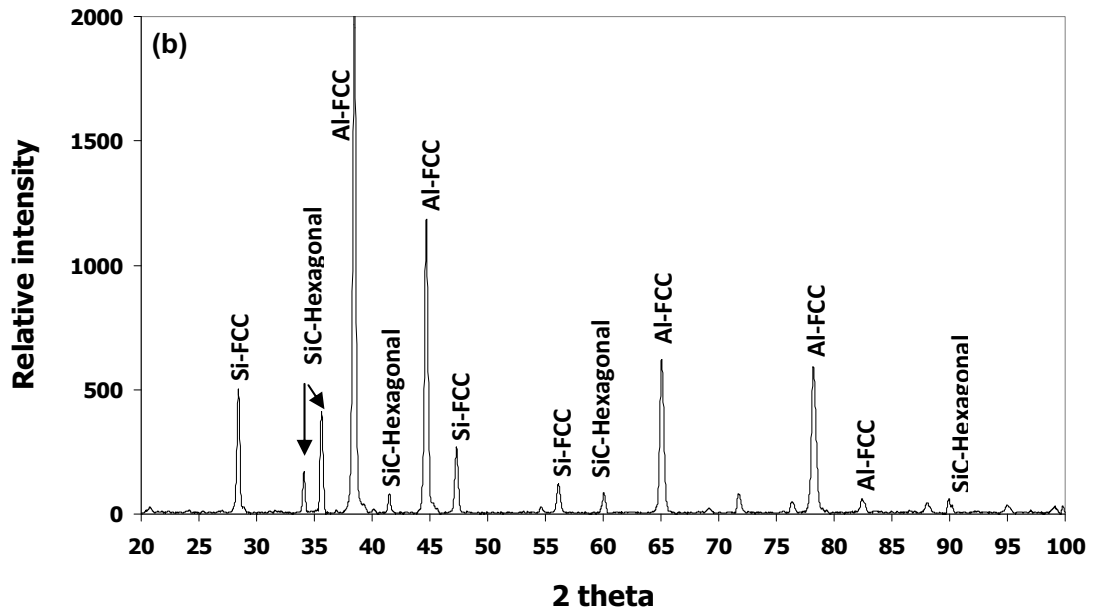
#### 4. การเกิดเฟส (Phase Formation) ระหว่างรอยต่อของอะลูมิเนียมและวัสดุเสริมแรง

จากการศึกษาเบื้องต้นพบว่าเมื่อทำการผลิตวัสดุคอมโพสิตโดยกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมผสมกับอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิวจะทำให้เกิด เฟส  $\text{Al}_4\text{C}_3$  บริเวณรอยต่อของอะลูมิเนียมผสมกับอนุภาค SiC ซึ่งเฟสนี้จะส่งผลเสียต่อสมบัติของชิ้นงาน เนื่องจากทำให้ชิ้นงานมีความเปราะ<sup>22</sup> ซึ่งวิธีหนึ่งที่ช่วยทำให้ไม่เกิดเฟส  $\text{Al}_4\text{C}_3$  คือการทำให้อนุภาค SiC เกิด  $\text{SiO}_2$  ที่ผิว

รูปที่ 16 แสดงผล XRD ของอะลูมิเนียมคอมโพสิตเปรียบเทียบกันระหว่างการเติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการทำ oxidation treatment และการเติมอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment ผลการวิเคราะห์พบว่า XRD ของอะลูมิเนียมคอมโพสิตทั้งสองไม่แตกต่างกัน และไม่ปรากฏเฟสของ  $\text{Al}_4\text{C}_3$  ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตในงานวิจัยนี้เติมอนุภาค SiC ที่อุณหภูมิประมาณ  $650^\circ\text{C}$  อุณหภูมินี้ต่ำกว่าอุณหภูมิเริ่มเกิดปฏิกิริยาระหว่างอะลูมิเนียมหลอมเหลวและอนุภาค SiC เป็นเฟส  $\text{Al}_4\text{C}_3$  ซึ่งเกิดที่อุณหภูมิประมาณ  $682^\circ\text{C}$ <sup>16</sup> ซึ่งเป็นข้อดีของการผลิตแบบกระบวนการหล่อแข็งที่สามารถป้องกันการเกิดเฟส  $\text{Al}_4\text{C}_3$  เนื่องจากมีอุณหภูมิการทำงานต่ำ



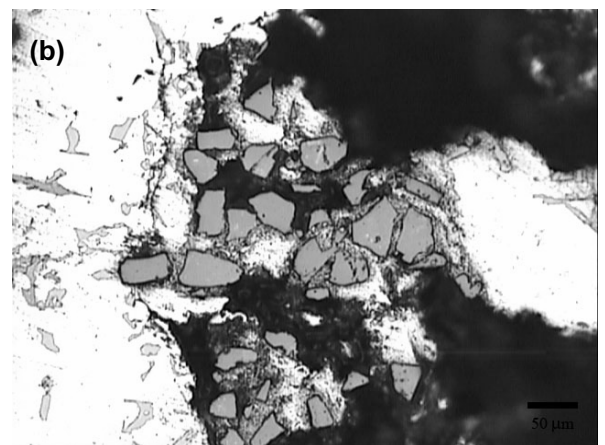
รูปที่ 16 X-ray diffraction pattern ของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติม (a) อนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการทำ oxidation treatment และ (b) อนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment



รูปที่ 16 X-ray diffraction pattern ของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติม (a) อนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการทำ oxidation treatment และ (b) อนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment (ต่อ)

##### 5. ความสามารถในการเปียก (Wettability) ระหว่างวัสดุเสริมแรงและอะลูมิเนียม

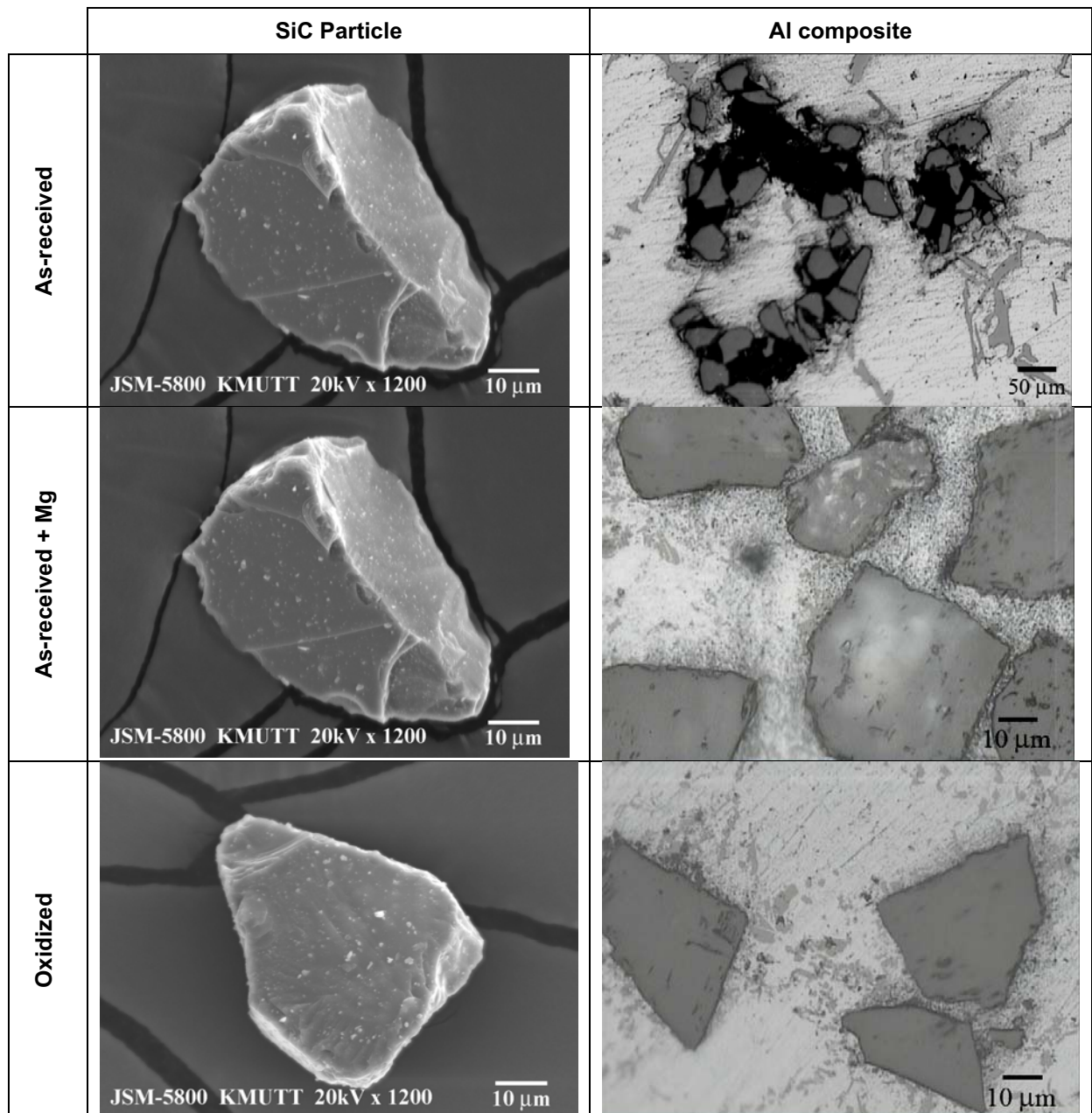
รูปที่ 17 แสดงภาพโครงสร้างอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว จากภาพ 17 (a) พบว่าอนุภาค SiC หลุดออกจากโครงสร้างพื้น ซึ่งเกิดขึ้นระหว่างการขัดหยาบและขัดละเอียด และ ภาพ 17 (b) แสดงให้เห็นช่องว่างขนาดใหญ่ระหว่างอนุภาค SiC และ โครงสร้างพื้น ซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากความสามารถในการเปียกของอนุภาค SiC และอะลูมิเนียมไม่ดี



รูปที่ 17 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว

เมื่อเติมอนุภาค SiC ลงในอะลูมิเนียมหลอมเหลว อนุภาค SiC เกิดการกระจายตัวโดยแรงกวนทางกล หลังจากหยุดการกวนอนุภาค SiC เกิดการลอยตัวขึ้นมาบนผิวของอะลูมิเนียมหลอมเหลวถึงแม้ว่าความหนาแน่นของอนุภาค SiC สูงกว่าอะลูมิเนียมหลอมเหลว แต่แรงตึงผิวที่สูง (surface tension) ของอะลูมิเนียมหลอมเหลว และ ความสามารถในการเปียกที่ต่ำระหว่างอะลูมิเนียมและอนุภาค SiC ทำให้

หลังจากอะลูมิเนียมเย็นตัวลงเกิดชั้นของอนุภาค SiC แยกตัวอยู่ด้านบนของชั้นงานหล่อ และอนุภาค SiC ภายในชั้นงานหล่อเกิดเป็นสองแบบคือมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอและอีกส่วนที่มีการกระจายตัวเป็นกลุ่มๆ ดังแสดงในรูปที่ 17 และ 18

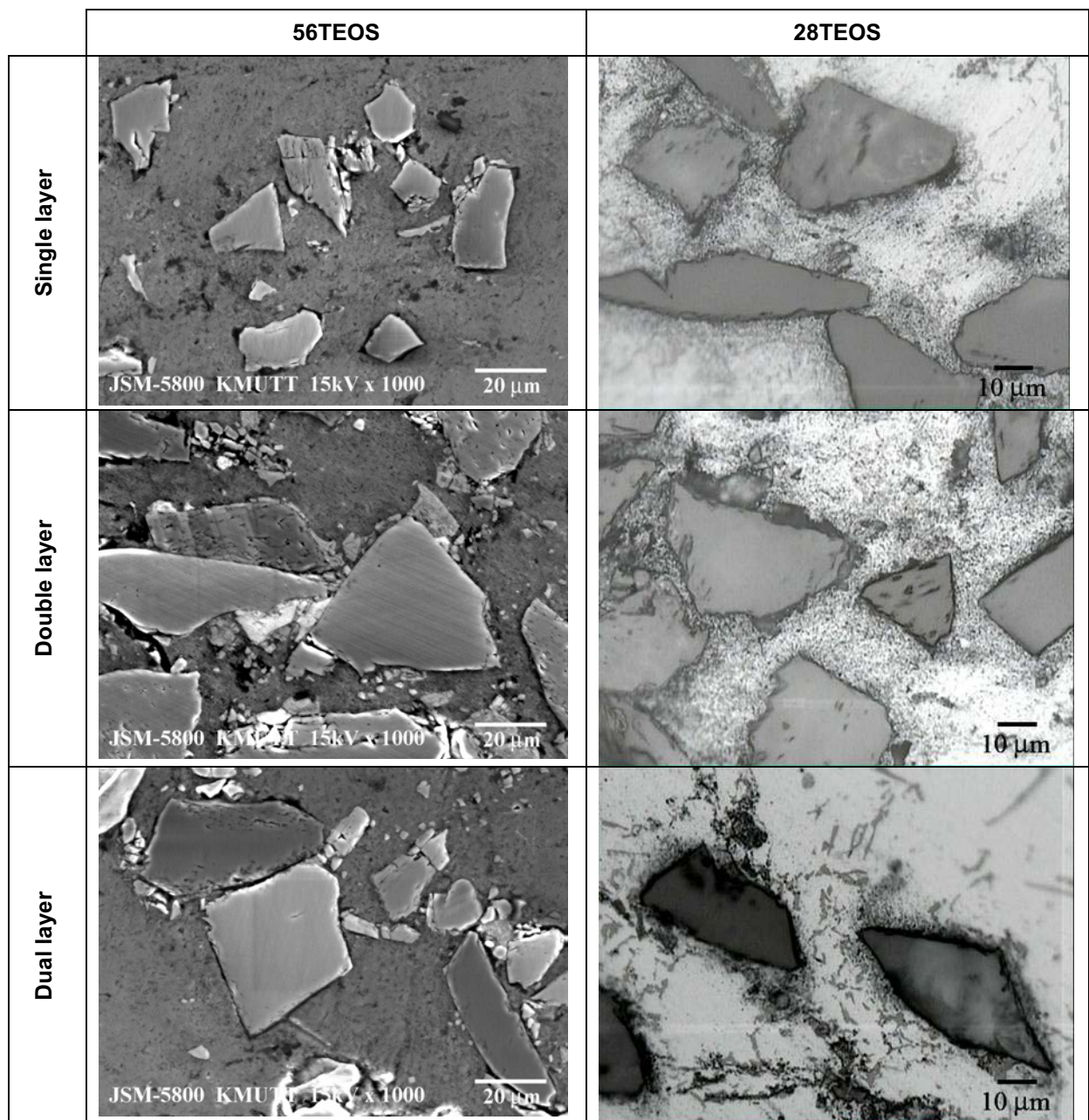


รูปที่ 18 โครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว อะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิวและเติมแมกนีเซียมร้อยละ 1 และ อะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment



ความสามารถในการเปื่อยระหว่างอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว และ อะลูมิเนียมเมื่อเติมแมกนีเซียมร้อยละ 1 แสดงในรูปที่ 18 พบว่าความสามารถในการเปื่อยดีขึ้นเห็นได้จากช่องว่างระหว่างอนุภาค SiC และ อะลูมิเนียมลดลง แมกนีเซียมที่เติมลงไปทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างอนุภาค SiC และ อะลูมิเนียมหลอมเหลว โดยเกิดเป็นเฟส spinel  $MgAl_2O_4$  ซึ่งสามารถตรวจพบได้เมื่อมีปริมาณแมกนีเซียมมากขึ้น ในงานวิจัยนี้เฟส  $MgAl_2O_4$  ไม่สามารถตรวจสอบได้จาก SEM หรือ XRD

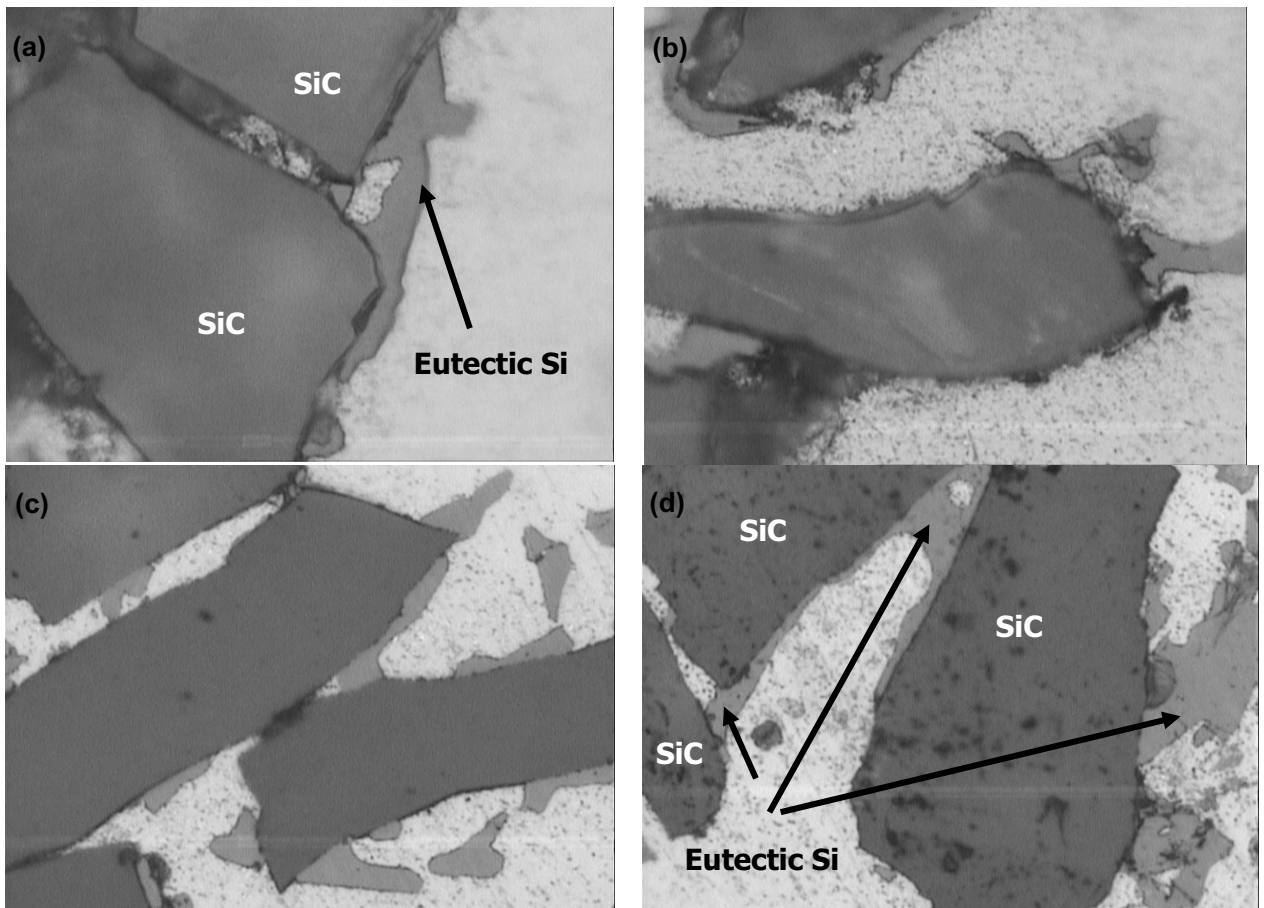
โครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ได้จากการเติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการทำ oxidation treatment พบว่าความสามารถในการเปื่อยดีขึ้นเช่นเดียวกับโครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว และ เติมนิกเกิลร้อยละ 1



รูปที่ 19 โครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC เคลือบผิวด้วยวิธี sol-gel

โครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ได้จากการเติมอนุภาค SiC ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธี sol-gel แสดงดังรูปที่ 19 พบว่าที่ส่วนผสม 56TEOS การยึดเกาะระหว่างอะลูมิเนียมและอนุภาค SiC ที่ทำ sol-gel ไม่ดี พบการแตกออกของชั้นเคลือบปนอยู่ในโครงสร้างพื้นของอะลูมิเนียม ทั้งนี้เนื่องมาจากผิวเคลือบที่ได้จากการทำ sol-gel มีรอยแตกอยู่ก่อน เมื่อนำมาเติมลงในอะลูมิเนียม แล้วทำการกวาดด้วยแรงทางกล ทำให้ผิวเคลือบแตกออกมาได้

เมื่อปรับส่วนผสมมาเป็น 28TEOS พบว่าได้ผิวเคลือบที่มีความหนาในระดับที่ไม่เกิดการแตกร้าว เมื่อนำไปทำการผสมเข้ากับอะลูมิเนียมหลอมเหลว พบว่าไม่มีการแตกออกของชั้นเคลือบปนในโครงสร้างพื้น การยึดเกาะระหว่างอะลูมิเนียมและอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ sol-gel ดีขึ้น แต่ยังไม่ดีเท่ากับการเติมแมงกานีสเข้ามาลงในอะลูมิเนียมหลอมเหลวซึ่งให้ผลการยึดเกาะเช่นเดียวกับชั้นงานที่เติมอนุภาคผงที่ผ่านการอบให้เกิด  $\text{SiO}_2$  ที่ผิว



รูปที่ 20 โครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว (a) – (b) และ อะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment (c) – (d)

รูปที่ 20 แสดงโครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ไม่ผ่านการเตรียมผิว และ อะลูมิเนียมคอมโพสิตที่เติมอนุภาค SiC ที่ผ่านการทำ oxidation treatment จากภาพแสดงให้เห็นเฟสซิลิกอนยูเทคติกปรากฏรอบอนุภาค SiC ซึ่งอนุภาค SiC ทำหน้าที่เป็นแหล่งของการเกิดนิวเคลียส

## 6. สรุปผลการวิจัย

- 6.1 การทำ oxidation treatment ช่วยในการปรับปรุงความสามารถในการเปียกระหว่างอนุภาค SiC และ อะลูมิเนียม ซึ่งให้ผลเช่นเดียวกับการการเติมแมกนีเซียมลงในอะลูมิเนียมหล่อเหลวโดยทำให้ ช่องว่างระหว่างอนุภาค SiC และอะลูมิเนียมลดน้อยลง
- 6.2 การทำการเคลือบผิวอนุภาค SiC ด้วยวิธี sol-gel ช่วยทำให้ความสามารถในการเปียกระหว่างอนุภาค SiC และ อะลูมิเนียมดีขึ้น ถ้ามีส่วนผสมของ sol-gel ที่เหมาะสม
- 6.3 อนุภาค SiC ทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดนิวเคลียสแบบ heterogeneous nucleation ให้กับซิลิกอน-ยูเทคติก
- 6.4 ข้อดีของกระบวนการโลหะกึ่งแข็งเมื่อเทียบกับงานหล่อทั่วไปคือการป้องกันการเกิดเฟส  $Al_4C_3$  ที่ ก่อให้เกิดอันตราย เนื่องจากอุณหภูมิในการทำงานต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาระหว่าง อะลูมิเนียมหล่อเหลวและอนุภาค SiC ที่จะทำให้เกิดเฟส  $Al_4C_3$

## Output

1. N. Poolthong, K. Poolsawat, H. Nomura and J.T.H. Pearce, "Enhancing Wettability of SiC in Semi-Solid A356 Aluminum Matrix Composites", Int. Journal of Cast Metals Research, V.21, No.1-3 (2008), pp.203 – 208.
2. N. Poolthong, K. Poolsawat, H. Nomura and J.T.H. Pearce, "Enhancing Wettability of SiC in Semi-Solid A356 Aluminum Matrix Composites", Proceedings of the 10<sup>th</sup> Asian Foundry Congress, Japan, 21-24 May 2008, pp.186-191.

## เอกสารอ้างอิง

- 
- <sup>1</sup> J. Lee, J. Ahn, J. Shim, Z. Shi, and H. Lee, Scripta Materialia, 1999, 41, 8, 895-900.
  - <sup>2</sup> R. Y. Lin, Key Engineering Materials, G. M. Newaz, H. Neber-Aeschbacher, F. H. Wohlbiel (Eds.), 104 – 107, 1995, 507
  - <sup>3</sup> J. Lee, S. Park, H. Seok, C. Oh, and H. Lee, Acta Mater. 1998, 46, 8, 2635-2643.
  - <sup>4</sup> Jae-Chul Lee, Ji-Young Byun, Sung-Bae Park and Ho-In Lee, Acta Mater., 1998, 46, 5, 1771-1780.



- 
- <sup>5</sup> Z. Shi, J.-M. Yang, J.C. Lee, Di Zang, H.I. Lee, and Renjie Wu, *Materials Science and Engineering A*, 2001, 303, 46-53.
- <sup>6</sup> V. Laurent, D. Chatain, N. Eustathopoulos, *Journal of Materials Science*, 1987, 22, 244-250.
- <sup>7</sup> P.L. Ratnaperkhi, J.M. Howe, *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42, 3, 811-823.
- <sup>8</sup> Z. Shi, S. Ochiai, M. Hojo, J. Lee, M. Gu, H. Lee, R. Wu, *Journal of Materials Science*, 2001, 36, 2441-2449.
- <sup>9</sup> V. Laurent, D. Chatanin, E. Eustathopoulos, *Mater. Sci. Eng. A*, 1991, 135, 89-94.
- <sup>10</sup> J. Hashim, L. Looney, M. S. J. Hashmi, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 119, 329-335.
- <sup>11</sup> V. Laurent, C. Rado, and N. Eustathopoulos, *Materials Science and Engineering A*, 1996, 205, 1-8.
- <sup>12</sup> B.C. Pai, Geetha Ramani, R.M. Pillai, and K.G. Satyanarayana, *J.Mater. Sci.*, 1995, 30, 8, 1903-1911..
- <sup>13</sup> M. Kobashi, T. Choh, *J. Mater. Sci.* 1993, 28, 684.
- <sup>14</sup> K. Sukumaran, S.G.K. Pillai, R. M. Pillai, V. S. Kelukutty, B. C. Pai, K. G. Satyanarayana, K.K. Ravikumar, *J. Mater. Sci.*, 1995, 30, 1469-1472.
- <sup>15</sup> Z.P. Luo, Y.G. Song, and S.Q. Zhang: *Scripta Materialia*, 2001, 45, 1183-1189.
- <sup>16</sup> A. Urena, M.D. Escalera and L. Gil: *J. Mater. Sci*, 2002, 37, 4633-4643.
- <sup>17</sup> M.C. Flemings: *Metall. Trans.*, 1991, 22B, 269-293
- <sup>18</sup> Properties and Selection: Non-ferrous Alloys and Special-purpose Materials, *ASM Handbook*, Vol.2, *ASM Handbook*, Vol.2, ASM International, 1992.
- <sup>19</sup> M. Rodriguez-Reyes, M.I. Pech-Chanul, J.C. Rendon-Angels and J. Lopez-Cuevas, *Composite Science and Technology*, 2006, 66, 1056-1062.
- <sup>20</sup> A. Pardo, M.C. Merino, J. Rams, S. Merino, F. Viejo, and M. Campo, *Oxidation of Metals*, 2005, 63: 215-227.
- <sup>21</sup> J. Ram, A. Urena, M.D. Lopez, A.J. Lopez, *Surface & Coatings Technology*, 2006, 201: 3715-3722.
- <sup>22</sup> A. Urena, E. E. Martinez, P. Rodrigo, and L. Gil, *Composite Science and Technology*, 2004, 64, 1843-1854.
- <sup>23</sup> W. Zhou and Z.M. Xu, *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, 63, 358-363.