

技術資料

金屬基複合材料의 鑄造技術

박인민\*, 신광선\*\*, 윤의박\*\*\*

Casting Technology in Metal-base Composite

I.M. Park\*, K.S. Shin\*\*, E.P. Yoon\*\*\*

序論

金屬과 SiC와 같은 세라믹強化材를 複合化한 高剛性, 高強度, 輕量의 金屬基 複合材料에 대한 開發研究는 1960年代의 NASA에서의 宇宙航空用材料開發에서부터 精力的으로 계속되어 왔다.

約20年間의 研究開發에도 불구하고, space shuttle tube 材로 適用되고 있는 B섬유強化Al복합재료外에는 宇宙航空用 혹은 商用材料로서 大量生産되지 못했던 主 理由는 他材料와의 價格 경쟁 때문이었다. B섬유強化Al복합재료의 例에서도 알 수 있듯이 價格이 비싼 CVD製法の B섬유強化材에다 單層Al박판과의 튜브壓延과 HIP의 2단계의 값비싼 工程으로 나뉘지는 製法 때문이었다.

1980年代부터는 보다 값싼 強化材의 開發과 實際形狀에 가까운 製品生産技術, 간단하고 신속한 工程開發에 역점이 두어지게 되었다.<sup>1)</sup> 그래서 粉末冶金法의 工程等에 비해 간단하고 大量生産에 應할 수 있는 鑄造技術에 의한 複合材料生産이 最近 本格的으로 開發適用되고 있다.

複合材料의 鑄造技術은, 세라믹強化材의 予備型(Preform)上에 금속용탕을 加壓침투鑄造시키는 方法과, 세라믹強化材를 용융, 혹은 반응용상태의 금속용탕에 添加하여 교반鑄造하는 方法으로 크게 大別할 수 있다. 이 두 工程의 經濟性은 용탕의 粘度에 크게 의존하는데, 金屬용탕의 粘度는 물과 비슷한 정도로 他 예폭시, 유리等の 용탕에 비해 粘度가

낮아 高分子基복합재료의 製法으로서 보다는 鑄造時 加壓力이 적어도 되는 유리한 입장에 있다.<sup>3)</sup>

1983年, 日Toyota社에서는 디젤엔진用 피스톤 ring 材로서, 低密度短섬유알루미나 強化Al복합재료의 實用化에 처음으로 성공했다.<sup>4)</sup> 이 材料는 마모성이 不足한 Al피스톤 Ring材의 대체材로서, 마모성은 鑄鐵과 비슷하지만 鑄鐵보다 熱安定性이 우수하여 高温強度 및 熱的安定性이 增加된 것이다.

1987年 美Dural社에서는 SiC에 適切한 表面處理와 予備處理를 行해, 금속용탕에다 直接교반鑄造해 SiC를 均一分散시킨 SiC強化Al복합재료의 生産에 成功함으로서 宇宙航空材에 局限되지 않는 自動車用等 商用材料로서 大量生産의 길을 열고 있다.<sup>5)</sup>

本資料에서는, Al基복합材料를 中心으로 金屬基複合材料의 鑄造技術의 原理와 最近의 進歩에 對해 報告한다.

1. 鑄造技術의 理論的 背景

約20年間의 複合材料製造技術의 開發에도 불구하고 鑄造方法이 크게 發展하지 못한 것은, (1) 금속용탕과 세라믹強化材와의 젖음성(wettability)문제, (2) 세라믹強化材가 均一分布하지 않는 偏析문제, (3) 鑄造時의 가스等に 의한 氣孔殘存문제 등의 難點이 指摘되어 왔기 때문이다.

금속용탕과 세라믹의 젖음성은 세라믹板上에 용탕을 떨어뜨렸을 때의 接觸각으로 평가되어 진다 (그림1). 固體의 表面에너지를  $\gamma_{sv}$ , 液體의 表面에너지를  $\gamma_{lv}$ , 固液界面에너지를  $\gamma_{sl}$ 이라면, 다음과 같은 Young-Dupre의 기본式으로 관계되어 진다.

$$\gamma_{sv} - \gamma_{sl} = \gamma_{lv} \cos\theta \dots \dots \dots \textcircled{1}$$

\* 부산대학교 부교수  
\*\* 아리조나주립대 조교수  
\*\*\* 한양대학교 교수

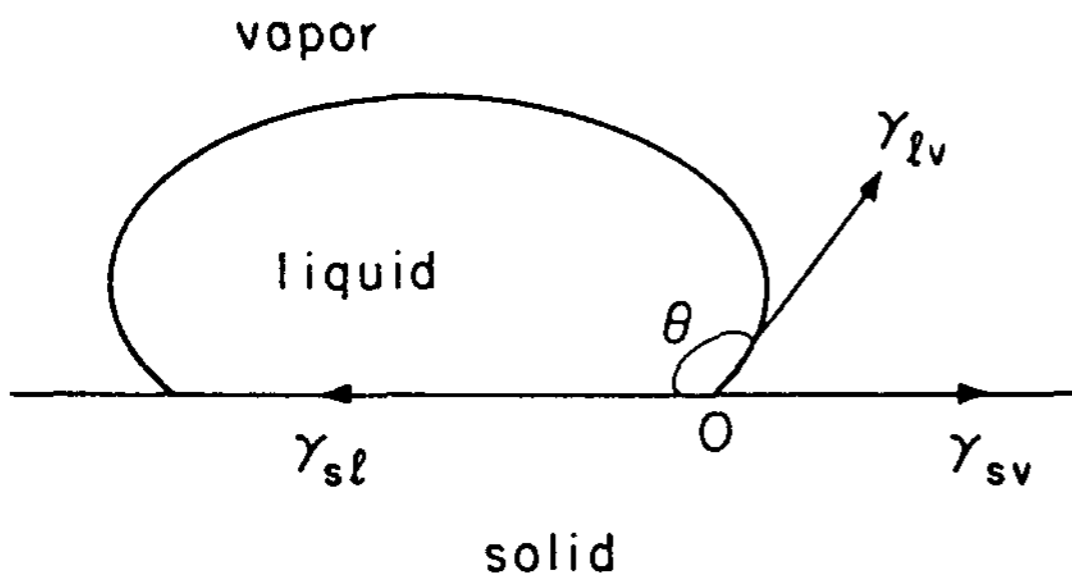


그림1 접촉각과 界面에너지

熱力學的으로  $\gamma_{sv} > \gamma_{sl}$ 이면 自發的으로 wet되고,  $\gamma_{sv} < \gamma_{sl}$ 이면 自發的으로 wet되지 않고 용탕加壓침투時 다음과 같은 最低加壓力  $P_m$ 이 필요시 된다.<sup>6)</sup>

$$P_m = \frac{\Delta V_f(\gamma_{sl} - \gamma_{sv})}{df(1 - V_f)} \dots\dots\dots ②$$

여기서  $df$ 는 強化材의 直徑,  $V_f$ 는 強化材의 體積比이고, 원통형섬유의 경우는  $\Delta = 4$ 이고, 球形粒子의 경우는  $\Delta = 6$ 이다.

固相과 液相의 結合력을 나타내는 吸着일(work of adhesion)은 다음과 같이 定義된다.

$$W_a = \gamma_{lv} + \gamma_{sv} - \gamma_{sl} \dots\dots\dots ③$$

①式과 ③式에서  $W_a = \gamma_{lv}(1 + \cos\theta)$ 로 表現되어 접촉각과 液體의 表面에너지로 固液相의 結合력을 알 수 있다.

金屬과 세라믹強化材와의 젖음성에 關한 研究를 簡略해 보면 다음과 같다.

- 1) 세라믹強化材의 生成熱이 클수록, 즉 原子間 結合이 強한 安定된 세라믹일수록 금속용탕과 相互作用이 적어 흡착일이 적고 젖음성이 부족하다.<sup>7)</sup>
- 2) 접촉각은 세라믹強化材의 化學當論的組成에 의존한다.<sup>8)</sup>
- 3) 價電子濃度(valence electron concentration)가 增加할수록 세라믹의 安定性이 低下되어 접촉각이 감소한다.<sup>9)</sup>
- 4) 界面反應은 흡착일을 一般적으로 증가시킨다.
- 5) 용탕온도가 증가할수록, 용탕處理時間이 길수록 一般적으로 접촉각이 감소한다.<sup>7,10)</sup> 그러나, 4)와 5)의 조건은 後述하겠지만, 界面反應에 의한 強化材 特性의 劣化로 기계적特性이 低下하므로 유의해야 한다.

Al용탕과 세라믹의 접촉각 측정結果例를 표1에 나타낸다.<sup>11)</sup> 실제 Al용탕은 산화물生成경향이 強해서 900℃의 경우 산소分壓을  $10^{-37}$  Torr以下로 유지

표1 . Al 용탕과 세라믹強化材와의 접촉각 측정例

Ceramic phase	Temp. (°C)	Angle (°)	Vacuum (Torr)
SiC	900	150	$2.7 \times 10^{-4}$
	1100	34	$1-5 \times 10^{-5}$
	1100	42	$2.7 \times 10^{-4}$
B <sub>4</sub> C	900	135	$10^{-5}-10^{-6}$
	1100	20	$10^{-5}-10^{-6}$
	1100	119	$1-5 \times 10^{-5}$
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	900	90	$2-6 \times 10^{-5}$
	900	120	$10^{-5}$
	1100	70	$2-6 \times 10^{-5}$
	1100	80	$10^{-4}$
	1100	83	$10^{-5}$
TiB <sub>2</sub>	900	37	$2 \times 10^{-7}$
	900	98	-
TiN	900	~ 0	$2 \times 10^{-7}$
	900	135	$1-5 \times 10^{-5}$

하지 않으면 산화물生成을 피할수 없고, 또 측정결과가 時間依存性을 보여 界面化學反應도 피할수 없는 입장이라 精確한 접촉각이 아님은 주지해야 할 사실이다.

젖음성向上을 위해선 ①式에서 알수 있듯이,  $\gamma_{sv}$ 의 增加,  $\gamma_{sl}$ 의 低下가 要求된다.  $\gamma_{lv}$ 의 低下로 젖음성向上을 시키는 것은 非습윤系에서는 피할수 있으나, 精確히 얘기하면  $(\gamma_{sv} - \gamma_{sl})$ 의 變化없이  $\theta$ 가 變化可能하므로 이 논리는 올바르지 못하다.<sup>9)</sup>

금속용탕과 세라믹強化材와의 젖음성을 向上시키기 위해 適用되는 技術은 다음과 같다.

1) 強化材의 予備處理

세라믹強化材의 表面에 吸着되어 있는 산소等を 제거해서 表面化學組成을 調節함으로서  $\gamma_{sv}$ 를 增加시키려는 處理이다.

例로, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, graphite 粒子를 適切히 予熱處理하면 強化材表面에 吸着된 가스가 脫着됨에 기인해서 젖음성이 向上됨을 들수 있다.<sup>12,13)</sup>

2) 金屬基地의 化學組成調節

이 方法은 용탕과 強化材와의 界面反應을 어느정도 촉진시키려는 意圖과 산화물층의 化學組成을 改造해 젖음성向上을 시키려는 意圖로 大別된다.

前者의 例로, SiC 및 알루미늄섬유강화 複合材料의 製造時 Al용탕에의 Li의 添加,<sup>14,15)</sup> C섬유강화Al材의 製造時 용탕에의 Ta, Hf, Cr, Zr의 添可,<sup>16,17)</sup> C粒子強化Al材의 製造時 Si의 添加<sup>18)</sup>等を 들 수 있다.

後者의 例로, 大部分의 모든 強化材에 대해서 有效한 Mg의 Al용탕에의 添加,<sup>19)</sup> C強化材에 有效한 Li의 添加<sup>20)</sup>等을 들 수 있다. Li, Mg, Ca의 添加는 습윤-非습윤의 천이溫度를 저하시키고, <sup>21)22)</sup> Be는 反對效果를 보이는 것이 指摘되고 있다.<sup>20)</sup>

3) 強化材의 表面處理

젖음성向上을 위해 Al合金系의 경우, 強化材에의 Ni,Cu等의 金屬表面處理가 有效하다.<sup>23)-23)</sup>그림2는 C 함유의 Ni表面處理가 젖음성向上에 기여함을 잘 보여주고 있다. Al용탕에로의 graphite 浸滴이 Ni處理 없이는 접촉각  $\theta=157^\circ$ 이고 자유에너지變化( $\Delta G$ )가 浸滴각도 增加에 따라 增加해서 wet가 어려우나, Ni處理時는  $\theta=60^\circ$ 로 어느정도의 침적각도까지는  $\Delta G < 0$ 로 상당히 젖음성이 向上됨을 알 수 있다.<sup>13)</sup>

表面處理層은 금속용탕의 oxide층과 Al의 flux劑인  $K_2ZrF_6$ 의 얇은 층으로 둘러싸인 함유強化材의 表層과 活性反應을 보이면서 oxide層을 파괴한다.

알루미나粒子強化Al複合材의 製造時 行하는 MgO 表面處理는 또 다른 例로,<sup>27)</sup> 界面化學反應과 金屬의 산화물층의 파괴로 젖음성을 向上시키는 方法이다.

界面反應성은 前述의 Li, Mg添加가 界面에서 spinel을 形成하면서 젖음성向上에 기여하는 例와 같이 有效하게 作用한다. 그러나 必要以上の 界面化學反應은, 代表的例로 Al/G系에서  $Al_4C_3$  生成에 따른

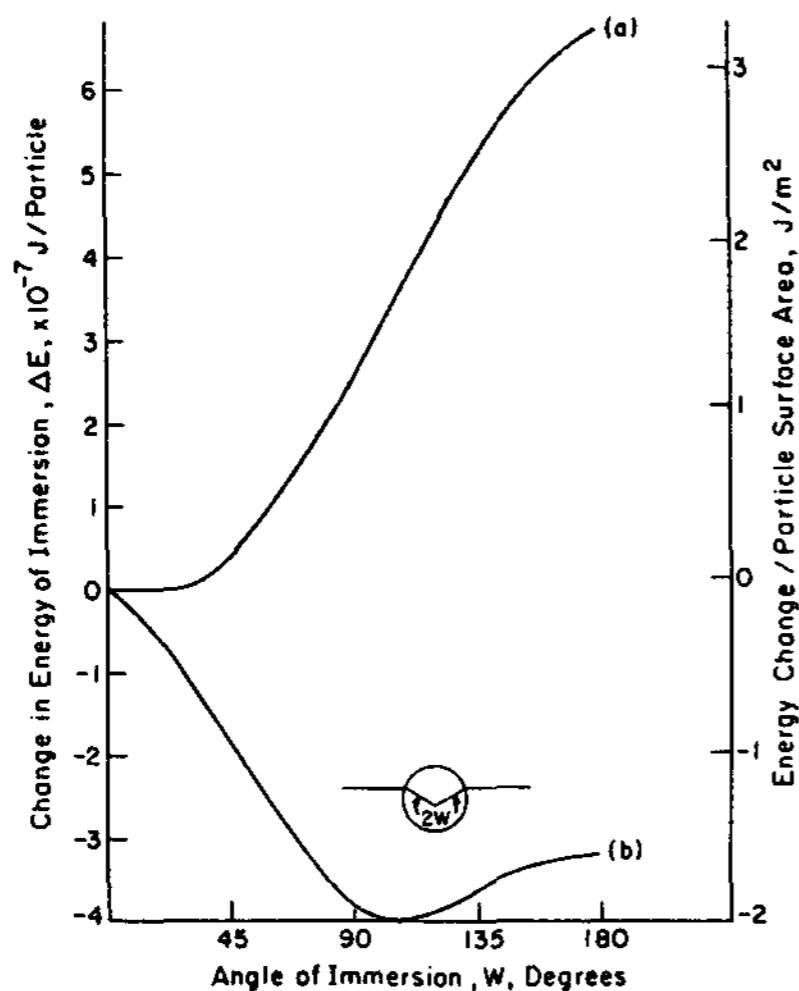


그림2. Al 용탕에의 graphite 粒子 침적時의 全 자유에너지 變化(左) 및 粒子表面積當의 자유에너지 變化(右)의 計算值  
(a) 無處理 graphite  $\theta=157^\circ$   
(b) Ni 表面處理 graphite  $\theta=60^\circ$

複合材料의 特性低下를 들 수 있듯이,<sup>20)28)29)</sup> 機械的性質을 현저히 低下시키므로 유의해야 한다. 또한 界面反應中에서도 予備型제작時의 silica系의 結合材와의 反應도 고려되어야 한다.<sup>30)</sup>

심한 界面化學反應을 나타내는 경우는 그 방지책으로, 용탕온도의 低下, 빠른 冷却速度, 용탕處理時間의 단축이 要求되고, 이 點에서는 용탕단조法이 특히 有效하다. 또 다른 방지책으로 CVD法等에 의한 不活性層表面處理도 실시되고 있다.<sup>25)31)</sup>

鑄造時의 다른 問題點으로 強化材의 不均一偏析 문제를 들 수 있다.

予備型에의 용탕加壓침투方法의 適用時에는 不充分的 젖음성때문에 金屬의 channelling이 생겨 세라믹의 複合強化效果를 充分히 얻지 못하는 部分이 생긴다. 實際 金屬 channelling을 적게하기 위해 強化材의 體積比를 함유의 경우 50-60%까지, 粒子의 경우 30%까지 增加시키는 方法이 있으나, 이는 複合材料의 強度調節等의 유연성을 없게 할 뿐 아니라 強化材-強化材의 접촉을 增加시켜 燒結되는 경우까지도 있고 해서, 應力集中에 의한 橫軸方向의 機械的強度를 현저히 低下시킨다.<sup>32)33)34)</sup> 방지책으로, SiC함유에 SiC粒子 및 whisker를 表面上에 處理해서 함유分離效果를 피하는 方法도 대두되고 있다.<sup>35)</sup>

強化材가 粒子形態의 경우, 成長하는 dendrite前方에 밀려 "particle pushing"效果<sup>11)13)</sup>를 보이면서 粒子가 없는 領域이 생기고 interdendritic 領域에 強化粒子가 集中分布하여 낮은 破壞靱성과 延성을 나타내는 事實에 유의해야한다.

알루미나함유強化Al-4Cu 合金系의 最近研究에 의하면,<sup>36)</sup> 核生成이 強化材사이에서 시작되어 dendrite 成長이 強化材쪽으로 向하기 때문에 함유界面 近方に 溶質이 농축되는 현상을 報告하고 있다. 이 現象은 예견컨대 함유자체가 不均一核生成장소로 쉽게되어 強化材사이로 dendrite가 成長될 것 같은 推測과는 反對로, 分配係數 k가 1以下인 경우 金屬基地와 強化材의 界面에 溶質 및 2次相의 농축可能性을 잘 說明하고 있다.

結晶粒의 크기는, 통상, 核生成速度와 용탕流動 (fluid flow)에 의한 結晶粒의 複寫에 의해 決定된다. 核生成速度는 冷却速度와 不均一核生成장소의 存在에 의존하지만, 複合材料의 경우는, 上述의 例와 같이 大部分의 強化材가 不均一核生成장소로 作用하지않아, SiC,  $Al_2O_3$ , C함유강화Al복합材에서는 함유보다 큰 結晶粒을 나타냄이 報告되고 있다.<sup>37)38)</sup> 複

合材料의 結晶粒微細化의 한 方法으로, 液相線溫度로 保持된 予備型에로의 鑄造處理로, 이는 鑄 鑄의 熱交換으로 鑄 鑄近方에 固相이 形成되어 鑄 鑄크기의 微細結晶粒을 얻을수 있음이 報告되어 있다.<sup>37)39)40)</sup>

용탕流動에 따른 結晶粒複寫作用에 對해서는 아직 報告된 내용이 없는 실정이다.

複合材料의 鑄造時의 또 다른 問題點은 氣孔殘存 問題이다.

予備型에로의 不充分한 용탕침투 혹은 교반주조時의 가스吸入에 따른 氣孔문제는 쉽게 解決되지않아 5%미만의 氣孔殘存을 報告한 研究結果가 많은 實情이다. 용탕급탕에 따른 氣孔문제는 기본적으로 押湯쪽으로 높은 溫度句配를 가지게 하는 指向性凝固法과 높은 加壓力으로 氣孔을 제거시키는 용탕단조法이 有効하다. 또 종래의 輕合金의 脫H<sub>2</sub>, O<sub>2</sub>法으로 適用되고 있는 N<sub>2</sub>, O<sub>2</sub>, 眞空의 분위기조절이 有効하다. 이러한 脫氣孔處理에도 불구하고 殘存하는 氣孔은 壓延, 押出等의 後加工工程에서 제거되고 있다.

## 2. Al基複合材料의 製造

### 2.1. 強化材와 Al基地合金

Al合金의 代表的 非連續強化材의 例를 표2에 나타낸다.<sup>41)</sup> 粒子強化材의 경우는 硬度, 耐마모성, 압축強度의 向上을 위해 사용되는 경우가 대부분이고, 鑄 鑄強化材의 경우는 強化材에 荷重을 분담시켜 剛性, 引張強度의 向上을 꾀하는 것이 일반적이다.

Graphite粒子的 경우, Ni等金屬表面處理와 강한 교반으로 높은 體積比로 복합재료를 제조할수도 있으나, 일반적으로 10%以下로 添加되고 있고, 세라믹粒子的 경우는 보다 높은 體積比의 複合材料製造에 成功하고 있다.

短鑄 鑄, whisker強化材는 길이對直徑 比를 임계길이(lc)以上으로 크게해주면 鑄 鑄에서 荷重이 전달되어 強化를 增加시킬수 있다.<sup>38)-42)</sup>

Al基地合金으로는, 2024, 2219, 6061, 7090, 7091合金이 주로 사용되어 왔고, 주조법의 발전에 따라 4000系合金도 사용되고 있다. 基地合金의 特性例를 표 3에 나타낸다.<sup>47)</sup>

強化材는 Al용탕에 直接添加해서 使用되거나, 통상 適當한 結合劑를 첨가해서 압축成形한 氣孔率이 60~80%인 予備型의 형태로 사용된다.<sup>43)</sup>

표2. 非連續세라믹 強化材의 特性

	Size l(mm) d(um)	Density (gcm-3)	UTS (GPa)	E (GPa)
<u>particulate</u>				
Graphite	40-250	1.6-2.2	20	910
SiC	15-340	3.2	3	480
Si3N4	46	3.2	3-6	360
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	40-340	3.97	8	460
<u>short fiber</u>				
Carbon T300	2.5(l) 7.8(d)	1.75	3.45	230
SiC Nicalon	1-6	2.55	3	195
	10-15			
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> FP	3-6	3.96	1.7	880
	15-25			
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> Saffil	0.1-1 1-5	3.3	2	300
<u>whisker</u>				
SiC Tokai	50-200 0.1-1	3.2	3-14	400-700
SiC Arco	50 cyl 0.2-1 hex	3.2	13	700
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100 2	3.97	15	2275

표3. Al 基地 合金의 特性

property	Al matrix alloys			
	1100	2024	6061	7075
Solidus (°C)	643	554	582	477
Liquidus (°C)	657	649	652	635
Density (gcm-3)	2.71	2.75	2.70	2.80
E (msi)	10.0	10.2	10.0	10.3
E/P (msi)	3.69	3.71	3.70	3.68
YS (ksi)	5.0	14.0	8.0	15.0
YS at T6 (ksi)		48.0	40.0	73.0

鑄造時의 鑄 鑄성向上과 均一分散을 위해, 強化材에는, 前述과 같이, 適當한 豫熱과 表面處理가 필요하고, 金屬용탕에는 合金元素가 添加된다.

### 2.2. 鑄造技術

#### 1) 용탕가압침투법

複合材料의 加壓鑄造技術은 용탕단조, 低加壓용탕침투法, 진공가압주조법等으로 나눌수 있거나, 기본적으로 強化材와 용탕과의 젖음성을 向上시키고 가스결함을 적게 하기 위해 加壓하는 기술이다.

용탕단조 (squeeze casting) 方法은 용탕을 金型속으로 鍛造하는 方法으로, 그 技術自體는 새로운 것이 되지못한다. 熱力學的으로 용탕단조를 行하면, 斷熱壓縮에 의한 용탕용점의 增加, 凝固溫度의 상승 등의 現象이 일어난다. 그보다 實際중요한 것이, 急冷凝固와 加壓(50~100MPa)에 따라 微細組織을 얻을수 있고, 氣孔수축공等의 鑄造결함을 低下시켜 우수한 鑄造材質을 얻을 수 있는 點이다.<sup>48)49)</sup> 이 方法은 이밖에도 신속, 大量生産에 應할수 있는 長點이 있고, 종래의 鑄造장치를 利用해서 複合재료를 製造할 수 있는 利點도 있어 크게 期待되는 方法이다.

前述한 바와 같이,  $\gamma_{sv} > \gamma_{sl}$ 이면 加壓없이도 完全 wet가 可能하다. 이 경우를 "wicking"이라고 부르는데, wicking이 가능한 TiB處理의 C섬유강화Al합금의 제조의 특별한 例도 있긴 하지만,<sup>50)</sup> 일반적으로 金屬基複合材料의 경우 wicking은 어렵다. 통상,  $\gamma_{sv} < \gamma_{sl}$ 이고, 용탕의 粘性때문에 予備型上에의 용탕침투는 加壓이 必要하다. 15MPa정도의 加壓이 適用된다면, 종래의 金型鑄造機로 복잡한 形狀의 제품까지 鑄造可能하다. 이의 成功事例도 報告되고 있어,<sup>51)</sup> 앞으로 보다 경제적인 低壓力의 용탕침투法의 發展이 期待된다.

#### 2) 機械的 용탕교반법

용탕에의 強化材의 均一分散添加는 용탕과 強化材의 比重差, 젖음성의 不足等으로 어려움이 따른다. 일반적으로, 粒子徑이 클수록, 용탕의 粘性이 클수록, 또 용탕의 界面張力이 작을수록 均一分散을 얻기 쉽고, 強化材의 添加速度를 느리게, 교반速度를 빠르게 해주는 것이 有利하다.

용탕의 粘性增加는 용탕과 強化材와의 比重差에 따른 부유 또는 침강을 억제시키는 데, 이를 利用한 것이 compocasting 方法이다.<sup>13)18)52)</sup> 이는 固相線과 液相線의 中間溫度領域, 즉 半용융狀態에서 強化材를 添加교반하여 鑄造하는 것으로, 初相의 dendrite 形成을 저지하면서 固相率70%까지도 流動性을 가지게 할 수 있는 方法이다.

가스주입法은 粒子를 가스와 함께 同時에 주입添加하는 方法으로, 粒子의 體積比 增加에 따른 용탕

의 粘性低下로 脫가스가 어려워지는 短點이 있다.

Vortex法은 鑄型表面中心으로 粒子가 集中되기 쉽고, 이는 slag과 粒子의 응집으로 均一分散을 얻기 힘들게 하고 가스제거가 어려운 단점이 지적되고 있다.

초음파교반법은 均一分散과 젖음성을 增加시키나 大量生産에는 이르지 못하고 있다.

機械的교반方法의 가장 큰 문제점으로, 교반에 따른 가스吸入과 氣孔殘存문제로 2단계工程으로 液相혹은 固相狀態에서 加壓해서 이들을 제거할 필요가 있다.<sup>53)</sup>

美Dural社의 例에서 알수 있듯이, 適切한 後소성加工處理로서 氣孔을 완전히 제거시켜야 한다.

### 3. 結言

金屬基複合材料는, 저렴한 強化材의 開發과 製造工程의 經濟化로, 宇宙航空用材料에 局限되지 않는 自動車내연기관用材料等의 用途로서 大量生産의 길을 활짝 열고있다. 他材料와의 가격경쟁面에서 보면, 長섬유강화複合材보다는 粒子혹은 短섬유強化複合材의 展望이 훨씬 밝다. B섬유강화Al합금을 제외한 金屬基複合材料의 開發은, 高分子基複合材料에 비해 15年前의 技術水準이고, 특히 鑄造技術은 初期단계이지만, 앞으로의 技術보완으로, 高剛性, 高強度, 높은 내마모성의 複合材料의 大量生産이 크게 期待된다고 하겠다.

### 參考文獻

1. K.K.Chawla, Composite Materials-Science and Engineering, Springer-Verlag, New York, 1987
2. M.R.Piggott, Load Bearing Fibre Composites, Chapter 9, Pergamon, 1980
3. A. Mortensen, J.A.Cornie and M.C.Flemings, J. of Metals, 1988, Feb., p12
4. T.Donomoto, N.Miura, K.Funatani and N.Miyake, SAE Technical Paper No. 83052, Detroit, MI, 1983
5. D.M. Schuster, M.Skibo and F.Yep, J. of Metals, Nov., 1987, p60
6. A.Mortensen and J.A.Cornie, Met. Trans. 18A, June, 1987, p1160
7. H.H.Hausner, "Modern Developments in Powder Metallurgy", vol. 4, Plenum Press, 1971, p327

8. G.V.Samsonov, A.D.Panasyuk and G.K.Kozina, *Sov. Powder Metall.Mat. Ceram.*, 1968, p874
9. L.Ramqvist et al, *J.Phys.Chem, Solids*, 30, 1969, p1835
10. J.J.Brennan and J.A.Pask, *J.Amer.Ceram.Soc.*, 51, 1968, p569
11. K.C.Russel, J.A.Cornie and S.Y.Oh, *Proc. Conf., New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p61
12. A.Banergi, P.K.Rohatgi and W.Reif, *Metall.* 38, 7, 1984, p656
13. P.K.Rohatgi, R.Asthana and S.Das, *Int. Met. Rev.*, 31, 3, 1986, p69
14. F.Dlanney, L.Frozen and A.Deryttere, *J. of Mat. Sci.* 22, 1987, p1
15. W.H.Hunt, *Proc. Conf. New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p3
16. K.Kuniya et al, *U.S.Patent*, 3,817,834, 1975
17. R.V.Sara, *U.S.Patent*, 4,347,083, 1982 or 4,402,744, 1983
18. B.P.Krishnan, M.K.Scurappa and P.K.Rohatgi, *J.of Mat. Sci.*, 16, 1981, p1209
19. Y.Kimura et al, *J. of Mat. Sci.*, 19, 1984, p3107
20. J.P. Rocher et al, *Mem, Rev. Met.* Feb., 1986, p69
21. N.Mori et al, *J. of Japan I.M.*, 47, 1983, p1132
22. T.Donomoto et al, *U.S.Patent*, 4,419,389, 1983
23. T.W.Chou, A.Kelly and A.Okura, *Composites*, 16, 3, 1985, p187
24. B.K.Chen, T. Ma and Y.S.Wu, *Proceedings of the 5th ICCM, San Diego 1985*, TMS-AIME, p709
25. P.Bracke, H.Schurmans and J.Verhoest, *Inorganic Fibres and Composite Materials*, Pergamon, 1984
26. J.P.Rocher, J.M. Quenniset and R.Naslain, *J. of Mat. Sci. Letters*, 4, 1985, p1527
27. N.I. Abdul-Lattef et al, *J. of Mat. Sci. Letters*, 4, 1985, p385
28. M.Vedula and R.A.Qeeney, *Proc. Conf., New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p227
29. B.Maruyama and L.Rabenberg, *Proc. Conf., New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p233
30. J.W.Dinwoodie and I.Horsfal, *Proceedings of the 6th ICCM, London*, 1987, p2390
31. A.Miyase and K.Piekarski, *J. of Mat. Sci.*, 16, 1981, p251
32. F.A.Girot, L.Albingre, J.M.Quenniset and R.Naslain, *J.of Metals*, Nov., 1987, p18
33. M.A.Bayoumi and M.Suery, *Proceedings of the 6th ICCM, London*, 1987, p2481
34. T.Erturk, J.A.Cornie and R.G.Dixon, *Proc. Conf., New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p239
35. S.Towata, H.Ikuno and S.Yamada, *Proceedings of the 6th ICCM, London*, 1987, p2412
36. M.N.Gungor, J.A.Cornie and M.C.Flemings, *Proc. Conf., New Orleans*, 1986, TMS-AIME, p121
37. L.J.Masur, A.Mortensen, J.A.Cornie and M.C.Flemings, *Proceedings of the 6th ICCM, London*, 1987, p2320
38. A.Mortensen, M.N.Gungor, J.A.Cornie and M.C.Flemings, *J. of Metals*, March, 1986, p30
39. T.W.Clyne, M.G.Bader, G.R.Capplemand and P.A. Hubert, *J. of Mat. Sci.*, 20,1985, p85
40. T.W.Clyne, *Met. Trans.* 18A, 1987, p1519
41. F.A.Girot, J.M.Quenniset and R.Naslain, *Compo. Sci. Tech.*, 30, 1987, p155
42. C.R.Crowe, R.A.Gray and D.F.Hassen, *Proceedings of the 5th ICCM, San Diego*, 1985, TMS-AIME, p843
43. R.J.Arsenault, *Mat. Sci. Eng.*, 64, 1984, p171
44. T.G.Nieh and D.J.Chellman, *Scripta Met.*, 18, 1984, p925
45. S.Das, T.K.Dan, S.V.Prasad and P.K.Rohatgi, *J.Mat. Sci. Letters*, 5,1986, p562
46. D.L.MacDanel, *Met, Trans.*, 16A, 1985, p1105
47. J.A.Lee and D.L.Mykkanen, *Metal and Polymer Matrix Composites*, 1987, Noyes Data Corporation
48. Y.Nishida et al, *B of Japan I.M.*, 19, 1980, 12, p895
49. C.Williams and K.M.Fisher, *Soolidification Technology in the Foundry and Casthouse*, The Metals Soc., 1983, p137
50. W.C.Harrigan and R.H.Flowers, *Failure Modes in Composites 4th*, AIME, 1977, p319
51. H.Fukunaga, S.Komatsu and Y.Kanoh, *B. of Jpn. Soc. Mech. Eng.*, 26, 1983, p1814
52. R.Mehrabian, R.G.Riek and M.C.Flemings, *Met. Trans.* 5, 1974, p1899
53. F.Girot, J.M.Quenniset, R.Naslain, B.Coutand and T.Macke, *Proceedings of the 6th ICCM, London*, 1987, p2330