

SiC ウィスカー強化 Al 合金複合材料の機械的性質に及ぼす HIP 固化成形温度の影響

森 本 啓 之*・大 内 権 一 郎*

Effects of HIP Consolidating Temperature on the Mechanical Properties of SiC Whisker Reinforced Aluminum Alloy Composites

Hiroyuki MORIMOTO and Ken-ichiro OHUCHI

Synopsis :

The effects of consolidating temperature on the strength, impact value, microstructure and fractograph of SiC whisker reinforced 6061 (1%Mg) and 5056 (5%Mg) composites were studied. The composites were fabricated with a powder metallurgical method using HIP. The optimum consolidating temperature was 625°C (semi-liquid region) for the 6061 composite and 500°C (solid region) for the 5056 composite. The quantitative analysis of Al_4C_3 using gas chromatography showed that the extent of the reaction between SiC whisker and Al was accelerated by the increase of Mg in the Al alloy. An examination of X-ray diffraction, SEM and EPMA revealed that in addition to Al_4C_3 , the reaction produced Si in the 6061 composite and Mg_2Si in the 5056 composite. The degradation of strength and impact value at a higher consolidating temperature was considered to be due to the presence of such coarse reaction products as Mg_2Si and Si, coarse Al-Fe (Cr, Mn)-Si precipitates and the decrease of the Mg solution content in the Al rather than because of the decrease of interfacial bonding strength and the damage of SiC whiskers.

Key words : composite material; whisker reinforced aluminum alloy composite; SiC whisker; powder metallurgy; consolidation; HIP; strength; interface reaction; reaction product.

1. 緒 言

近年、さまざまな繊維を強化材とした繊維強化 Al 合金複合材料が開発されているが、その中でも SiC ウィスカー強化 Al 合金複合材料（以下、 SiC_w/Al と略記する）は、軽量で剛性、強度が高く、耐熱性、耐摩耗性、熱的寸法安定性に優れると同時に、押出し、圧延、鍛造などの加工成形が可能な複合材料¹⁾として注目されている。

SiC_w/Al の代表的な製造法としては、粉末冶金法と溶湯含浸法がある。粉末冶金法によれば、溶湯含浸法と比較して、SiC ウィスカーの体積率を広範囲にわたって精度よく調整することが可能で²⁾、材料特性のばらつきが少なく、品質的にも優れる³⁾利点がある。しかし、このような優れた特性も、粉末を適切な条件で固化成形することで初めて可能になると考えられるが、粉末冶金法において、粉末の固化成形条件の SiC_w/Al の特性に及ぼす影響を検討した報告は見あたらない。

一方、Al 中に Mg を添加すると、Mg は SiC 粒子と

Al 溶湯との濡れ性を向上させる効果⁴⁾があると報告されている。このため、 SiC_w/Al を粉末冶金法で製造する場合においても、Mg は固化成形時の SiC ウィスカーと Al との界面反応状態に影響を及ぼす重要な元素と考えられる。本研究では、Mg 含有量の異なる 6061 (1% Mg) と 5056 (5% Mg) の 2 種類の Al 合金をマトリックスとした SiC_w/Al を、HIP を用いて粉末冶金法により作製し、機械的性質及びマイクロ組織に及ぼす固化成形温度条件の影響を明らかにすることを目的とした。

2. 実 験 方 法

使用した SiC ウィスカーはタテホ化学(株)製で、直径約 0.4 μm 、長さ約 14 μm の主に β 型の単結晶である。その化学組成を Table 1 に示す。不純物元素として酸素が含まれることから、SiC ウィスカー表面には微量の SiO_2 が存在すると推定される。Al 合金粉末は 6061 と 5056 の 2 種類で、窒素ガスアトマイズ法で作製し、350 メッシュ以下に分級して用いた。その化学組成を Table 2 に示す。5056 は溶解、アトマイズ時の成分変

昭和 63 年 12 月 15 日受付 (Received Dec. 15, 1988)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinocho Chuo-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical compositions of SiC whiskers (wt%).

Mg	Al	Ca	Cr	Fe	Co	O	H ₂ O	SiC
0.01	0.16	0.13	<0.01	0.05	<0.01	0.27	0.06	Bal.

Table 2. Chemical compositions of aluminum alloy powder (wt%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	O	Al
6061	0.57	0.32	0.31	0.052	1.06	0.21	0.01	0.078	Bal.
5056	0.28	0.20	0.064	0.070	4.27	0.063	0.02	0.063	Bal.

動で Mg が規格値よりやや低くなっている。

上記の SiC ウィスカーと Al 合金粉末を湿式混合し、得られた混合粉を軟鋼製の капсуルに充填して、500°C で 10 h 真空脱気した後、各種温度条件で HIP により固化成形し、70 φ×140 Lmm のピレットを作製した。SiC ウィスカーの体積率は 20% 一定とした。また、SiC ウィスカーの配向は 3次元ランダム配向である。固化成形条件は、SiC_W/6061 の場合マトリックスの Al 合金が固相、固液 2 相、液相となる 3 温度域で、それぞれ 550°C 1500 kgf/cm² 4 h, 625°C 1500 kgf/cm² 4 h, 660°C 1000 kgf/cm² 1 h とした。SiC_W/5056 の場合は同様にマトリックス Al 合金が固相温度域の 470°C 1500 kgf/cm² 2 h, 500°C 1500 kgf/cm² 2 h, 540°C 1500 kgf/cm² 4 h と、固液 2 相温度域の 600°C 1500 kgf/cm² 4 h とした。なお、6061 及び 5056 の固相線温度はそれぞれ 582°C, 568°C, 液相線温度は 652°C, 638°C である。

SiC_W/6061 は T6 処理状態、SiC_W/5056 は HIP 状態で、常温において引張り及びシャルピー衝撃試験を実施した。引張り試験片は平行部が 2T×8W×15Lmm の板状で、歪み量は試験片の両面に貼付した歪みゲージにより測定した。シャルピー衝撃試験には、靱性の低い工具鋼などで使用⁵⁾されるノッチ形状 10R の試験片を使用した。

また、SEM, TEM による反応生成相の組織観察、EDX による定性分析、EPMA による定量分析、X線回折による相同定を実施した。さらに試料を水酸化ナトリウム水溶液で分解し、発生した炭化水素量をガスクロマトグラフで測定してこれを換算することにより反応生成物の Al₄C₃ を定量した。Al 中の Al₄C₃ 定量法としては軽金属協会の規格⁶⁾があるが、本研究で用いた方法によっても同等の結果が得られることを事前に確認した。

3. 実験結果

3.1 機械的性質

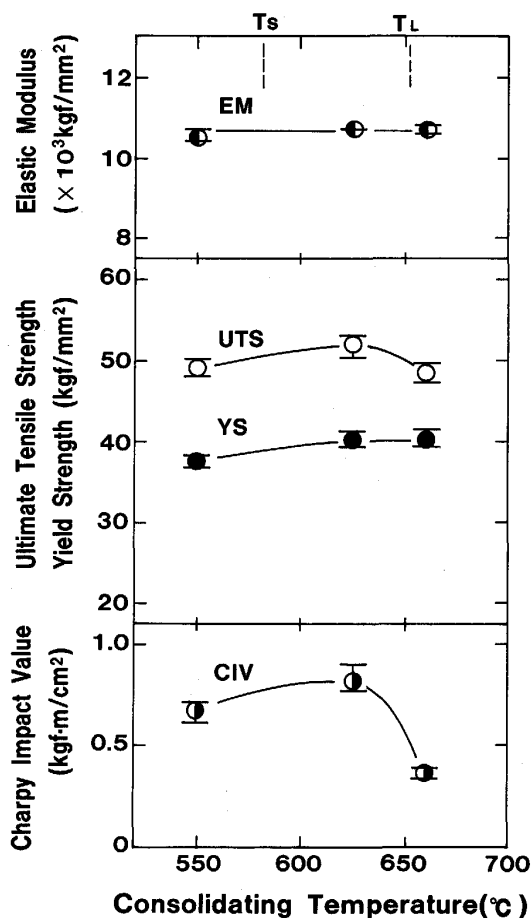
SiC_W/6061 の混合粉を 6061 の固相、固液 2 相、液相の各温度域で固化成形した場合の引張特性とシャルピー

衝撃値を Fig. 1 に示す。弾性率は固化成形温度によらず一定であるが、引張強度及び衝撃値は固液 2 相である 625°C で最も高くなった。また、液相の 660°C で固化成形した場合、0.2% 耐力は低下しないが、引張強度の低下と衝撃値の著しい低下が認められた。

マトリックスが 5056 の場合の結果を Fig. 2 に示す。固化成形温度は、固相で 3 条件及び固液 2 相で 1 条件である。弾性率は SiC_W/6061 の場合と同様、固化成形温度によらず一定であった。一方、引張強度、0.2% 耐力及び衝撃値は、SiC_W/6061 の場合と異なって固相の 500°C で最高となり、500°C 以上では固化成形温度の上昇と共に低下した。

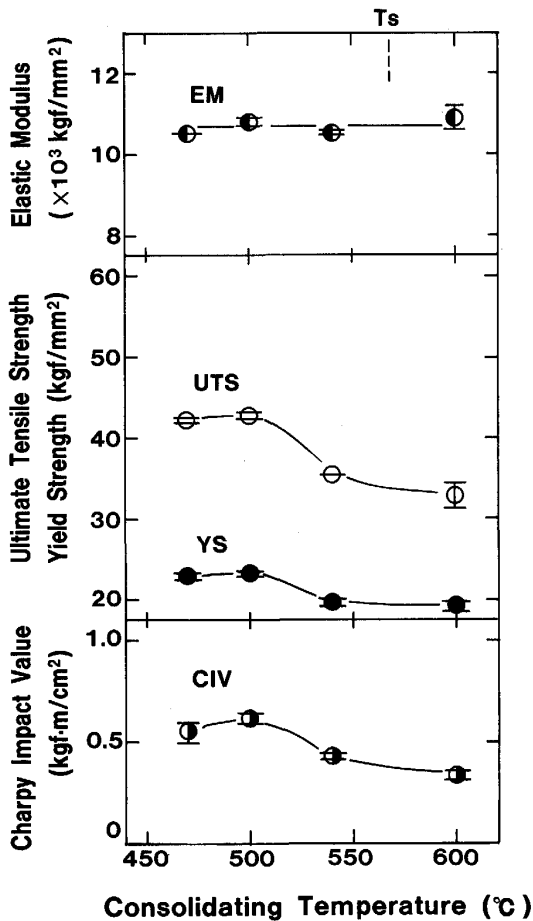
3.2 反応生成物

各温度で固化成形した SiC_W/6061 の反応生成物を調べるため、まず、X線回折を実施した。その結果は、Fig. 3 に示したように固液 2 相温度の 625°C 以下では反応生成物は認められないが、液相の 660°C 成形材では Si 及び Al₄C₃ の生成が認められた。そこで、この反



T_S: Solidus line temperature (582°C)
T_L: Liquidus line temperature (652°C)

Fig. 1. Relationships between consolidating temperature and mechanical properties for 20%SiC_W/6061-T6 composites.



T_S : Solidus line temperature (568°C)

Fig. 2. Relationships between consolidating temperature and mechanical properties for 20%SiC_w/5056 composites.

応生成物の形態を組織観察により調べた。Photo. 1 は 660°C 成形材の SEM 組織で、SiC ウィスカーの多い部分に 2-4 μm の塊状物が認められた。このような相は 625°C 以下での成形材中には認められないので反応生成物と考えられる。EDX 分析では Al と Si の存在を示しているが、反応生成物は SiC ウィスカーを核として生成するためその内部に SiC ウィスカーが共存しており、また、その大きさも小さいので EDX 分析の結果から Si か Al₄C₃ かは判定できない。しかし、0.1 μm 程度の領域の分析が可能なオージェ電子分光法で分析した結果、構成元素は大部分が Si で C 及び Al はほとんど含まれないので、この反応生成物は Si と考えられる。一方、Al₄C₃ は SEM 組織では判別できなかったが、SiC 焼結体と熔融 Al の反応ではその界面に生成することから、SiC ウィスカーと Al の場合も同様に界面に生成すると推定される。そこで、TEM による界面の観察を実施したが、Photo. 2 のように今回観察した倍率では、SiC ウィスカーと Al の界面には明確な反応生成相は認

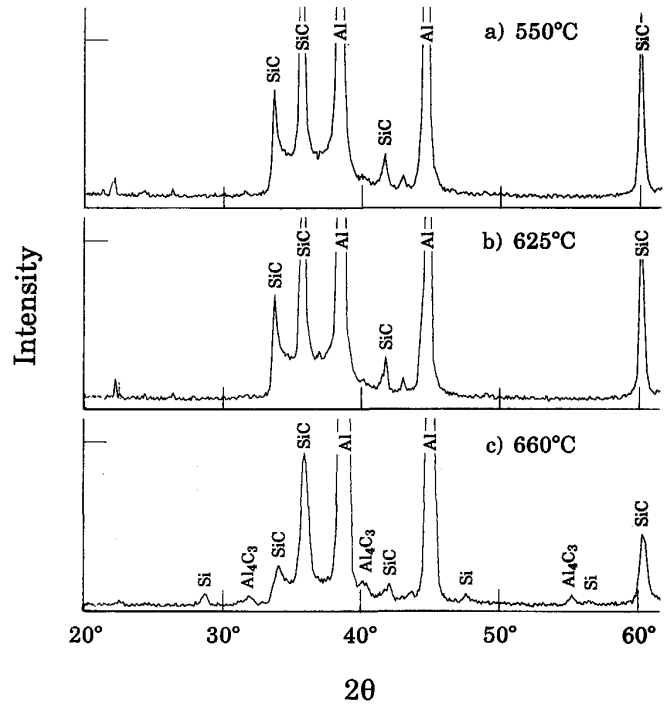


Fig. 3. X-ray diffraction profiles of 20% SiC_w/6061-T6 composites consolidated at indicated temperature using Cu-K_α radiation.

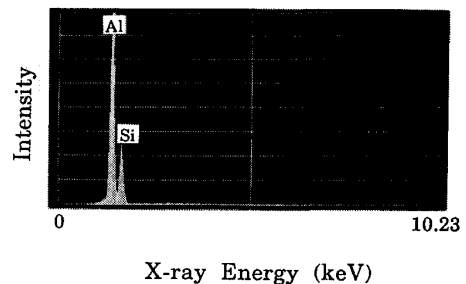
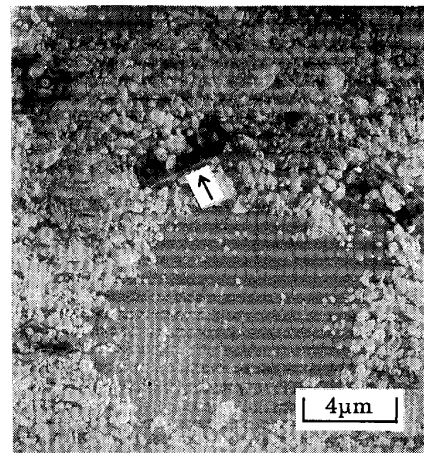


Photo. 1. SEM micrograph and EDX analysis of the reaction product observed in 20% SiC_w/6061-T6 composite consolidated at 660°C.

められなかった。界面の状態については、今後、高分解能電子顕微鏡などによる詳細な検討が必要である。



Photo. 2. TEM micrograph of 20%SiC_w/6061-T6 composite consolidated at 660°C.

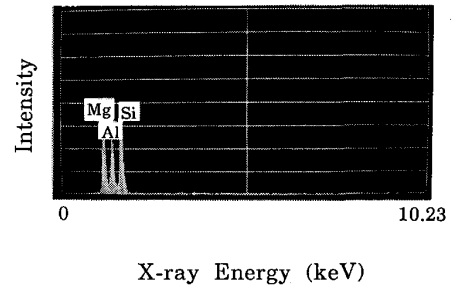
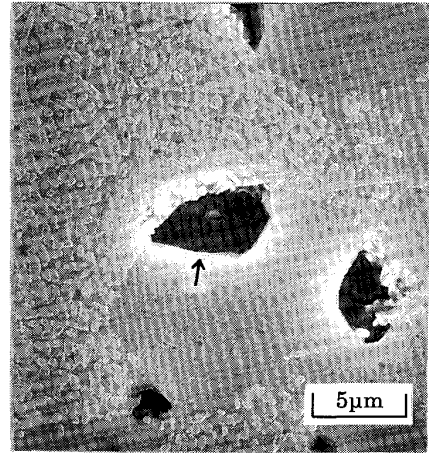


Photo. 3. SEM micrograph and EDX analysis of the reaction product observed in 20%SiC_w/5056 composite consolidated at 600°C.

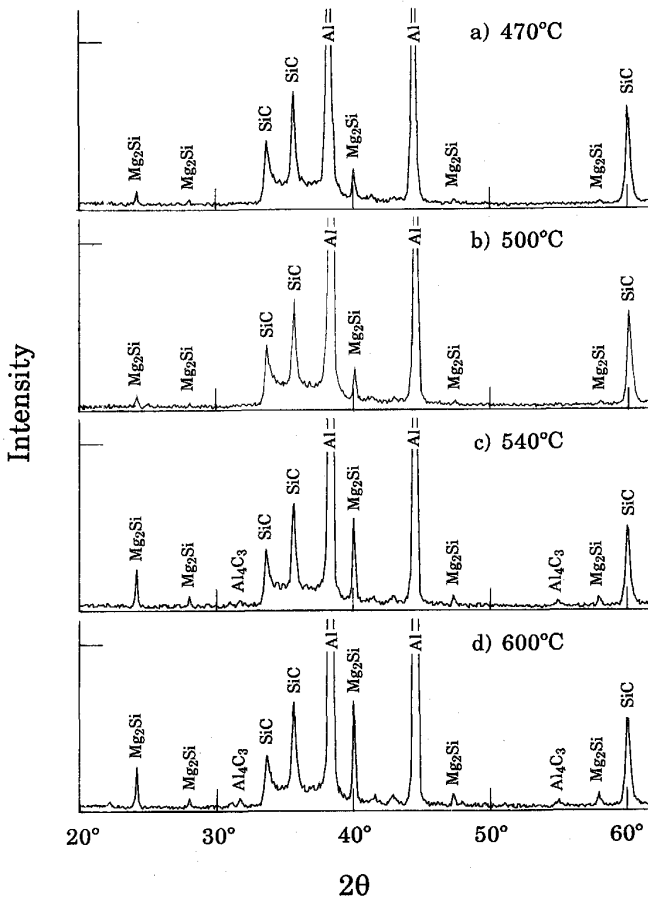


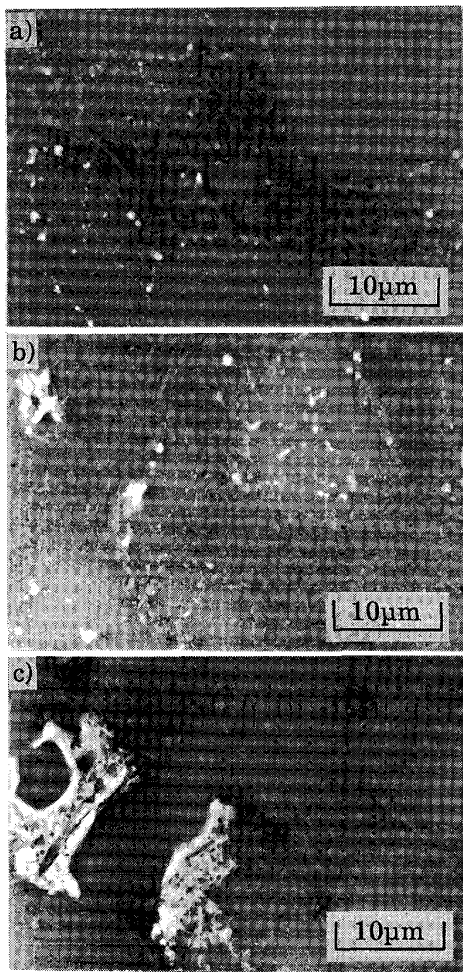
Fig. 4. X-ray diffraction profiles of 20% SiC_w/5056 composites consolidated at indicated temperature using Cu-K_α radiation.

同様に、SiC_w/5056 の反応生成物についても調べた。X線回折の結果、Fig. 4 に示したように反応生成物は SiC_w/6061 と異なり、Mg₂Si と Al₄C₃ であった。Al₄C₃ は固液 2 相温度のみならず固相温度の 540°C で

も生成が認められ、SiC ウィスカーと 5056 の反応が 6061 との反応に比較して進みやすいことを示している。また、Mg₂Si は 470°C でも認められ、固化成形温度の上昇と共に X線強度は強くなることから、反応量が増加している。600°C 成形材には Photo. 3 に示したように、5-10 μm の塊状物が SiC ウィスカーの多い部分と Al 部の境界の Al 部側に生成していた。この塊状物は EDX 分析より Mg と Si の化合物と推定され、また、EPMA 定量分析の結果、Mg69.2at%、Si30.8at% で Mg₂Si と同定できた。一方、EPMA 分析より C は認められないので、Al₄C₃ でないことは明らかである。この塊状 Mg₂Si は、470°C 成形材においても少量微細ではあるが存在し、X線回折結果とも一致した。

3.3 晶出物

固化成形温度による組織変化は、反応生成物の他に晶出物の形態にも見られる。Photo. 4 は晶出物を見やすくするため、SEM の反射電子線像により SiC_w/6061 を観察した結果である。白く見える相が Al-Fe (Cr, Mn)-Si 系の晶出物で、固化成形時の液相出現と共に粗大化している。固相温度では 0.6 μm 以下の粒状物が微細分散しているが、これは Al 粉末アトマイズ時にデンドライト境界に生成したものと推定される。固液 2 相温度では液相の出現によりデンドライト境界の粒状物は消失



a) 550°C b) 625°C c) 660°C

Photo. 4. SEM micrographs of 20%SiC_w/6061-T6 composites showing the size distribution difference of Al-Fe(Cr, Mn)-Si precipitates at various consolidating temperatures.

し、SiC ウィスカーの多い部分に 1-3 μm の粒状物が生成している。さらに、この晶出物は液相温度では 10-20 μm に粗大化した。

3.4 破面組織

固化成形温度条件による強度及び衝撃値の変化の原因について、破面組織観察により検討した。SiC_w/6061 の場合 550°C 成形材では約 3 μm のマイクロポアが認められ、また、SiC ウィスカーと Al の界面結合も十分ではないようで、これらが強度及び衝撃値の低下の原因と考えられる。液相の 660°C 成形材では、625°C 成形材に比べてディンプルは浅く小さく、全体的に脆性的な破面を呈している。さらに Photo. 5 のように、脆性的に破壊した粗大な約 20 μm の Al-Fe (Cr, Mn)-Si 系晶出物と約 5 μm の塊状 Si とが、破壊の起点部および伝播部全面にわたって多数見られた。660°C における衝撃値の著しい低下は、このような多数の脆い晶出物や反応生

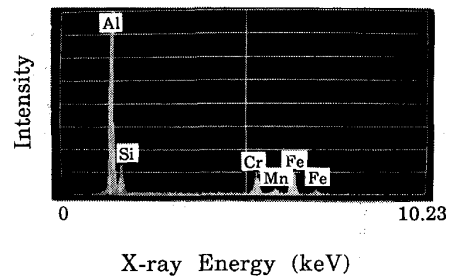
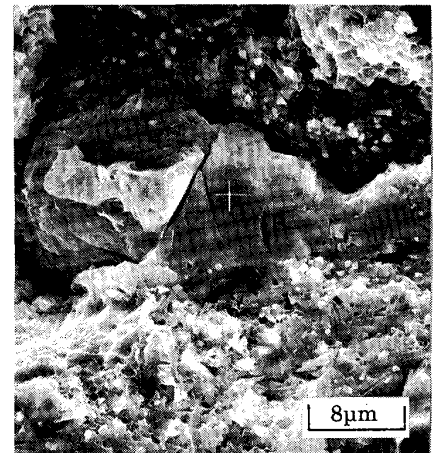


Photo. 5. SEM micrograph and EDX analysis of coarse Al-Fe(Cr, Mn)-Si precipitates observed in the fractured surface of 20%SiC_w/6061-T6 composite consolidated at 660°C.

成物としての Si の存在が主原因と考えられる。SiC_w/5056 の場合は、470°C 成形材においてもマイクロポアは認められなかった。600°C 成形材では Photo. 6 のように脆性的に破壊した Mg₂Si が破面全面に多数見られ、この反応生成物 Mg₂Si が強度及び衝撃値の低下をもたらしたと考えられる。

4. 考 察

固化成形温度条件を検討した結果、SiC_w/6061 は固液 2 相温度で有害なマイクロポア、反応生成物はなく引張強度及び衝撃値は最大となった。一方、SiC_w/5056 は固液 2 相温度では粗大な反応生成物が出るため、引張強度及び衝撃値は固相の 500°C で最大となった。マトリックス Al 合金の組成は、Table 2 のように Mg 量に差があり他の成分は同等とみてよい。従って、マトリックス Al 合金による最適固化成形温度条件の変化は Al 合金中の Mg 量の差によるものと考えられる。そこで、Mg 量が SiC ウィスカーと Al との反応に影響すると仮定し、Mg 量の差による反応量の差を比較するため、反応生成物の一つである Al₄C₃ 量を測定した。

Fig. 5 に固化成形温度による Al₄C₃ 生成量変化を SiC_w/6061 と SiC_w/5056 とで比較して示した。今回の

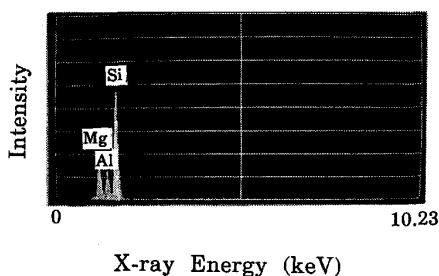
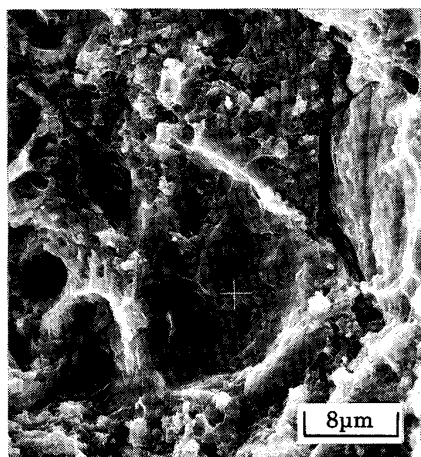
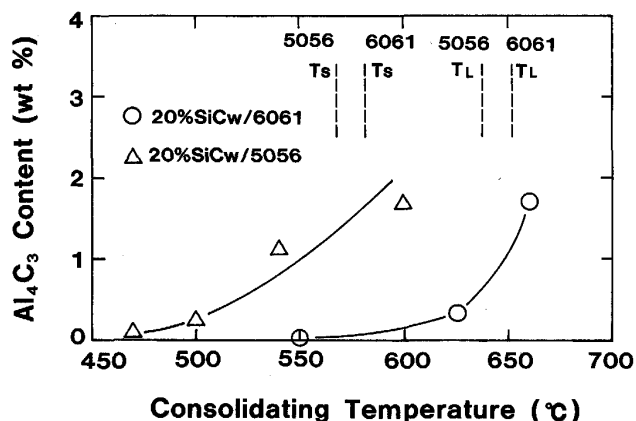
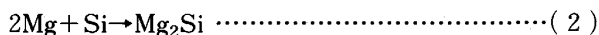


Photo. 6. SEM micrograph and EDX analysis of coarse Mg_2Si precipitates observed in the fractured surface of 20%SiC_w/5056 composite consolidated at 600°C.

成形では一部圧力と時間の条件が一定でないので、温度条件のみの変化として捉えることはできない。しかし、SiC_w/6061 の 550, 625°C 及び SiC_w/5056 の 540, 600°C は、圧力時間条件が一定であるのでそれぞれの比較は可能である。SiC_w/6061 の 550°C は、6061 の固相線温度 582°C より 32°C 低い温度で、SiC_w/5056 の 540°C は、5056 の固相線温度 568°C より 28°C 低い温度であり、反応を考える場合はほぼ同等の温度と見なせる。しかし、 Al_4C_3 生成量は SiC_w/6061 の場合 0.03% であるのに対して、SiC_w/5056 の場合は 1.1% で著しく多い。また、固液 2 相状態では液相量が温度と比例関係で増加すると仮定すると、SiC_w/6061 の 625°C では液相を 61% 含み、SiC_w/5056 の 600°C でもほぼ同等量の 46% を含む。しかし、 Al_4C_3 の生成量は、SiC_w/6061 の場合 0.33% であるのに対して、SiC_w/5056 の場合は 1.7% で著しく多い。以上のように Mg 量の多い 5056 は 6061 に比較して SiC ウィスカーと反応しやすいことが定量的にも明らかになった。

SiC_w/6061 及び SiC_w/5056 の反応は、ともにまず (1)式が進み引き続いて (2)式が進むと考えられる。



T_S: Solidus line temperature T_L: Liquidus line temperature
 Fig. 5. Relationships between consolidating temperature and Al_4C_3 content for 20% SiC_w/6061-T6 and 20%SiC_w/5056 composites.

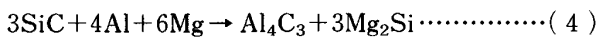
(1)式の反応の標準自由エネルギー変化は、例えば 550°C では 3 398 cal, 660°C では 3 462 cal⁸⁾ とともに正となり、反応は進まないはずである。しかし、本研究では反応が起きている。この理由は、実際の反応では Si は Al 中に溶解あるいは固溶しており標準状態ではないため、実際の反応においては Si の活量を考慮する必要がある⁷⁾ ことを示している。(1)式の反応が平衡状態にある場合 (3)式が成立する。

$$\Delta G^{\circ}_1 = -RT \ln \frac{a_{Al_4C_3} \cdot a_{Si}^3}{a_{SiC}^3 \cdot a_{Al}^4} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 ΔG°_1 は標準自由エネルギー変化、 a_{SiC} , a_{Al} , $a_{Al_4C_3}$, a_{Si} はそれぞれ SiC, Al, Al_4C_3 , Si の活量である。例えば、660°C では $\Delta G^{\circ}_1 = 3 462$ cal, また $a_{SiC} = 1$, $a_{Al} \approx 1$, $a_{Al_4C_3} = 1$ とおけるので平衡状態の a_{Si} は 0.537 と計算できる。従って、660°C では Si の活量が 0.537 以下の場合に (1)式の反応が進行することになり、SiC_w/6061 の 660°C ではこの条件を満足していると考えられる。SiC_w/6061 と SiC_w/5056 とで (1)式の反応量が異なる原因も、それぞれの合金における Si の活量の差によると考えられる。つまり、Al 中の Mg は Si の活量を下げる効果があり、Mg 量の多い SiC_w/5056 中では SiC_w/6061 に比べて Si の活量が小さくなっていると推定される。例えば (2)式の反応は Al 中の Mg が Si の活量を下げる可能性のあることを示す一例である。Si の活量が小さいと (1)式の反応の自由エネルギー変化はより小さくなって反応は進みやすくなり、その結果、Mg 量の多い SiC_w/5056 で Al_4C_3 の生成量が増加したと考えられる。

(2)式については、 Mg_2Si の標準生成自由エネルギー

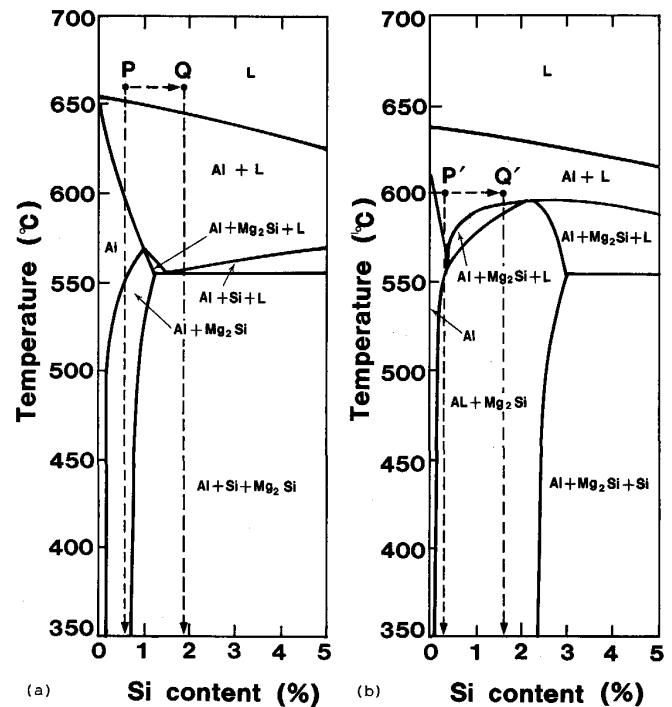
は十分低い (例えば, 550°C で $-15\,539\text{ cal}^8$) ので, 反応は容易に進む. しかし, 6061 と 5056 では Mg 量に差があるので Mg_2Si の生成量は異なる. 6061 の場合は Mg 1.08% の範囲でしか (2) 式は進み得ず, 反応前にそれに見合う Si 0.57% が存在するので, (1) 式より生成した余剰の Si はそのまま Si 単体で晶出あるいは析出する. 一方, 5056 の場合は Mg 量は 4.27% で十分高いので, (1) 式より生成した Si は (2) 式により Mg_2Si となって晶出あるいは析出する. つまり, $\text{SiC}_w/6061$ の主反応は (1) 式で, $\text{SiC}_w/5056$ の主反応は (4) 式と考えられる.



また, $\text{SiC}_w/6061$ の反応生成物は Si で, $\text{SiC}_w/5056$ の場合は Mg_2Si であったことは, Al-Mg-Si 平衡状態図からも確認できる. $\text{SiC}_w/6061$ を 660°C で成形すると Al_4C_3 が 1.7% 生成した. (1) 式より SiC の反応量は 1.42%, 生成 Si 量 0.995% と計算できる. SiC ウィスカー体積率 20% の複合材中の Al は 77.3% であるので, Al を 100% とした場合の Al 中 Si 量増加量は 1.29% となる. 元の Al 粉末中の Si 量は 0.57% であるので, 固化成形後はこれが 1.86% に増加していることになる. Fig. 6(a) は Al-Mg-Si 平衡状態図の 1% Mg における垂直断面図⁹⁾ で, Si 量の増加にともなう相変化を示している. この図より 1.86% Si では Si が生成することは明らかである. Si は SiC ウィスカー表面から溶出し, 凝固時に SiC ウィスカーを核に晶出した結果, SiC ウィスカーの多い部分で観察されたと考えられる.

$\text{SiC}_w/5056$ を 600°C で成形した場合の反応についても同様の計算をすると, 複合材中の 1.40% の SiC ウィスカーが反応して Al_4C_3 1.67% と Si 0.977% を生成する. Al を 100% とした場合の Al 中の Si 増加量を計算すると 1.25% となる. すなわち, 元の 5056Al 粉末中の Si 量は 0.28% であるので, 固化成形後にはこれが 1.53% に増加していることになる. 5056 の Mg 含有量は 4.27% であるので, 4% Mg における Al-Mg-Si 平衡状態図の垂直断面図⁹⁾ を参照すると, Fig. 6(b) のように Si が 1.53% に増加すると Mg_2Si が晶出することがわかる. Mg_2Si が SiC ウィスカーの多い部分と Al 部の境界に観察されるのは, SiC ウィスカーの多い部分で溶出した Si と, Al 部に多くある Mg が, それぞれ拡散して境界部で SiC ウィスカーを核に晶出したためと考えられる.

Fig. 7 に Al_4C_3 量と引張強度及び衝撃値の関係を示す. 引張強度, 衝撃値は Al_4C_3 量が 0.2-0.3% で最高



P, P' : Si content before consolidation
Q, Q' : Si content after consolidation

Fig. 6. Vertical sections at constant 1% (a) and 4% (b) Mg of phase equilibrium diagram in Al-Mg-Si system.

となった. Al_4C_3 量がそれ以下の場合, $\text{SiC}_w/6061$ ではミクロポアがあることは前述したが, $\text{SiC}_w/5056$ ではミクロポアは認められないので, Al_4C_3 量の少ないことが強度, 衝撃値をわずかに低下させていると推定される. 言い換えれば, SiC ウィスカーと Al の界面結合にはある程度の反応が必要ということかも知れない.

反応量増加にともなう衝撃値の低下は, 前述のとおり粗大な反応生成物や晶出物が原因である. 一方, 反応量増加にともなう強度の低下は 6061 材では小さいが, 5056 材ではそれに比べて大きい. これは, 6061 材では反応により Si が生成するだけで, T6 状態で析出強化に寄与する微細な Mg_2Si 量には変化はないが, 5056 材では反応により粗大な Mg_2Si が生成するため, 元来固溶強化に寄与していた Mg が減少する結果, 固溶強化量が減少し大きな強度低下をもたらしたと考えられる. 溶出した Si がすべて (2) 式より Mg_2Si になるとすると, 固溶 Mg 量は 2.16% 減少することになり, これによる強度低下は約 8 kgf/mm^2 ¹⁰⁾ と推定される. この値は本研究の強度低下約 10 kgf/mm^2 に近い.

一方, SiC ウィスカーと Al の界面状態の影響についても考慮する必要がある. Al_4C_3 生成量が 1.7% と最も多かった $\text{SiC}_w/6061$ の 660°C 固化成形材において,

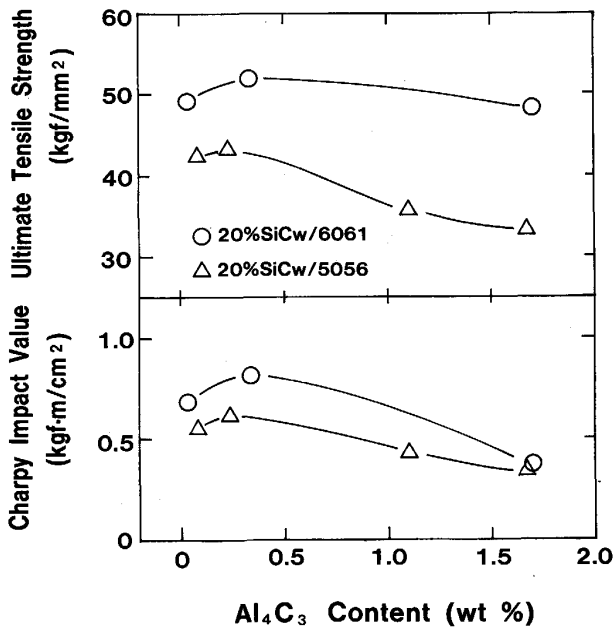


Fig. 7. Effect of Al_4C_3 content on ultimate tensile strength and Charpy impact value for 20% $SiC_w/6061-T6$ and 20% $SiC_w/5056$ composites.

現状ではその生成挙動は明らかでないが Al_4C_3 がすべて SiC ウィスカー表面に生成したと仮定してその生成層厚さを推定した。SiC ウィスカー及び Al_4C_3 の密度をそれぞれ 3.18 , 2.36 g/cm^3 とする。複合材料中の SiC ウィスカー 22.7% (体積率 20%) のうち 1.42% が反応するので、SiC ウィスカーの反応率は 6.26% である。SiC ウィスカーの直径を $0.4 \mu\text{m}^2$ とし、反応は両端面を除いた表面でおこると仮定すると、SiC ウィスカー表面の約 $0.006 \mu\text{m}$ が反応により溶出し、 Al_4C_3 は約 $0.01 \mu\text{m}$ 生成していると推定できる。これによる SiC ウィスカーの断面積減少は 6% 程度で、複合材料の強度に及ぼす影響は小さいと考えられる。また、この程度の厚さでは Photo. 3 のような TEM による Al_4C_3 相の判別は困難であろう。

繊維強化金属複合材料の場合、繊維とマトリックス金属の界面に生成した脆い反応生成物及び反応にともなう繊維の損傷が複合材の強度を低下させるとの報告^{11)~14)}が多い。しかし、本研究の場合は、TEM 観察により界面反応生成相 Al_4C_3 は認められず、SiC ウィスカーの損傷劣化も少ない。また、 Al_4C_3 がすべて界面に生成したと仮定しても、その厚さは極めて薄いことが試算された。従って、本研究の範囲では、界面反応生成相による界面結合力の低下や SiC ウィスカー損傷劣化が強度及び衝撃値に及ぼす影響は少なく、破面観察で見られたように、むしろ、 Mg_2Si や Si の粗大な反応生成物や粗大

な Al-Fe (Cr, Mn)-Si 系晶出物、また、反応にともなう Al 合金中の Mg の固溶量減少などの影響が大きいと考えられる。

5. 結 言

Mg 量の異なる 2 種類の Al 合金 6061 と 5056 をマトリックスとした SiC_w/Al を、HIP を用いた粉末冶金法により作製し、固化成形温度条件の機械的性質及びマイクロ組織に及ぼす影響を検討した結果、次の結論が得られた。

(1) $SiC_w/6061$ は固液 2 相温度の 625°C 、 $SiC_w/5056$ は固相温度の 500°C で、有害なマイクロポアや粗大な反応生成物はなく、強度及び衝撃値は最大となった。

(2) 反応生成物は、 Al_4C_3 の他に、 $SiC_w/6061$ では塊状 Si、 $SiC_w/5056$ では塊状 Mg_2Si であった。

(3) 5056 は 6061 に比較して SiC ウィスカーと反応しやすい。これは、Al 合金中の Mg が Si の活量を低下させ、SiC ウィスカーと Al の反応を促進したためと考えられる。

(4) 本研究の範囲では、高温固化成形時の強度および衝撃値の低下の原因は、 Al_4C_3 生成による界面結合力の低下や SiC ウィスカーの損傷劣化よりもむしろ、 Mg_2Si や Si の粗大な反応生成物や粗大な Al-Fe (Cr, Mn)-Si 系晶出物、また、反応にともなう Al 合金中の Mg の固溶量の減少が支配的と考えられる。

文 献

- 1) A. P. DIVECHA, S. G. FISHMAN and S. D. KARMARKAR: *J. Met.* (1981)9, p. 12
- 2) 森本啓之, 大内権一郎: *軽金属*, 38 (1988), p. 658
- 3) F. KLOUCEK and R. F. SINGER: 31st International SAMPE Symposium April (1986), p. 1701
- 4) 長 隆郎, 小橋 真: 第 75 回軽金属学会講演概要集 (1988), p. 44
- 5) 井上茂保: *鉄と鋼*, 73 (1987), p. 1461
- 6) 軽金属協会規格 LIS A07-1971
- 7) T. ISEKI, T. KAMEDA and T. MARUYAMA: *J. Mater. Sci.*, 19 (1984), p. 1692
- 8) I. BARIN and O. KNACKE: *Thermochemical Properties of Inorganic Substances* (1973) [Springer-Verlag, Berlin]
- 9) H. W. L. PHILLIPS: *Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminium Alloy Systems* (1959), p. 71 [The Institute of Metals, London]
- 10) K. R. V. HORN: *Aluminum*, 1 (1967), p. 196 [ASM]
- 11) S. J. BAKER and W. BONFIELD: *J. Mater. Sci.*, 13 (1978), p. 1329
- 12) 小原嗣郎, 武藤範雄: *日本金属学会誌*, 44 (1980), p. 271
- 13) 小原嗣郎, 武藤範雄: *日本金属学会誌*, 45 (1981), p. 411
- 14) 砥綿真一, 山田鉄一: *日本金属学会誌*, 47 (1983), p. 159