

溶融金属浸透法による PCS 系 SiC 繊維強化 プリフォームワイヤの強度に与えるマトリッ クス Al 合金の影響

今井義一*・田中 義和*²・市川 宏*³・石川敏功*⁴

Influence of Aluminum Alloy Matrices on the Strength of SiC_{PCS} Fiber Reinforced Preform Wires by Liquid Metal Infiltration

Yoshikazu IMAI, Yoshikazu TANAKA, Hiroshi ICHIKAWA and Toshikatsu ISHIKAWA

Synopsis:

Recently, SiC fiber from polycarbosilane (SiC_{PCS}) reinforced pure Al "proform wires" with high tensile strength have been developed by means of the continuous liquid metal infiltration method.

In this paper, using this method compatibilities of the fiber and various Al alloys as the matrices were investigated. The matrices used were Al based binary alloys contained each 5wt% of Si, Cu and Mg, and practical Al alloys such as A2024, A5052, A6061 and A7075. No wire with high strength was obtained in any matrix.

The results observed were precipitation of crystal Si on the surface of the SiC fiber in Al-5Si, Al-CuAl₂ eutectic crystals coupling fibers in Al-5Cu, and diffusion layer of Mg into the fiber in Al-5Mg. They were considered to be the reasons of degradation of wire tensile strength. And also in the case of practical Al alloys similar tendencies were recognized.

From the experimental results, Al-3Cu-2Ni alloy was originally designed, and contact time of fiber and molten matrix during the infiltration were shortened. The tensile strength of the wire obtained was about 1.0GPa (at V_f 0.4) near the wire strength of pure Al matrix.

Consequently, it is concluded that compatibilities of SiC_{PCS} fiber and Al alloys could be improved by adopting optimum processing variables and alloy compositions.

Key words: silicon carbide fiber; SiC_{PCS}/Al alloy; preform wire; composite material; fiber reinforced metal; liquid metal infiltration; tensile strength of composite.

1. 緒 言

有機けい素重合体のポリカルボシラン (Polycarbosilane) から製造される炭化けい素繊維¹⁾²⁾ (NICALON[®], 以下 PCS 系 SiC 繊維と表記する。また図や表の中では SiC_{PCS} として示した) は、高比強度、高比弾性率で、耐熱性に優れ³⁾、また金属との濡れ性も比較的良い⁴⁾ ことから金属を強化するための強化繊維として期待されている⁵⁾。

最近 PCS 系 SiC 繊維を Al の溶湯中を連続的に通し複合化させる溶融金属浸透法によって、単純複合則にはば見合う高強度のプリフォームワイヤを著者らは開発した^{6)~8)}。

そこで本研究は、この新しい連続溶融金属浸透法により Al 合金系をマトリックスとして PCS 系 SiC 繊維強化プリフォームワイヤの製造における問題点を抽出し、製造条件の適正化の指針を探り、繊維の強度を十分に発揮できるようにすることを目的として行った。

2. 実験方法

2.1 素材

プリフォームワイヤの作製に使用した PCS 系 SiC 繊維は、平均繊維径が 14 μm で、500 本が束ねられたヤーン状で供給されたもので、その平均引張強度は 2.80 GPa である⁹⁾。

本研究ではマトリックス金属として Al 基二元合金お

平成元年 3 月 3 日受付 (Received Mar. 3, 1989)

* 日本カーボン(株)研究所 (Research Laboratory, Nippon Carbon Co. Ltd., 1-1 Shinurashima-cho Kanagawa-ku Yokohama 221)

*² 日本カーボン(株)複合材料センター (Composite Materials Center, Nippon Carbon Co. Ltd.)

*³ 日本カーボン(株)研究所 工博 (Research Laboratory, Nippon Carbon Co. Ltd.)

*⁴ 日本カーボン(株) 工博 (Nippon Carbon Co. Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of Al alloys used as matrices (wt%).

Al alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Sn	Al
A1050	0.06	0.08	0.01	0.01	0.02	0.01	0.03	0.02	0.02	0.01	Bal.
A2024	0.29	0.27	4.33	0.69	1.69	0.03	0.08	0.05	0.01	0.02	Bal.
A5052	0.21	0.23	0.01	0.04	2.52	0.19	0.04	0.03	0.02	0.02	Bal.
A6061	0.65	0.41	0.32	0.06	1.02	0.17	0.09	0.06	0.01	0.02	Bal.
A7075	0.23	0.26	1.71	0.11	2.51	0.28	5.73	0.06	0.02	0.02	Bal.
AL-01	0.05	0.15	2.83	0.24	0.02	0.01	0.03	0.15	1.92	0.03	Bal.

よび Table 1 に示す 5 種類の Al 基実用合金を用いた。なお、比較のために純 Al マトリックスも用いた。

実用 Al 合金は多元系であるが、それらの合金をそのまま用いると、繊維に対する各元素の影響が交錯すると考えられる。そこでまず各合金添加元素の影響を個別に検討するために、実用 Al 合金において主たる添加元素の Si, Cu, Mg をそれぞれ個別に添加した Al 基二元合金を用いた。実用合金は種類により各元素の添加量が異なり、一般的には 1 wt% 未満から数 wt% の範囲である。本研究では、各添加元素の影響を見るために、添加量を 1~12 wt% 変化させて実験を行った。また元素の違いによる差は、5 wt% 合金で比較した。マトリックスとして用いた実用合金は、脆性や高強度材料よりも、延性があり高破壊仕事の材料がよいと報告されている¹⁰⁾ こと、および用途分野と目される航空機などに汎用されていることから、A2024 (Al-Cu 系), A5052 (Al-Mg 系), A6061 (Al-Si-Mg 系) および A7075 (Al-Zn-Mg 系) を用いた。また、Table 1 中の AL-01 は、Al 基二元合金と実用合金の結果を踏まえて添加元素および添加量を設計し、独自に調整した合金である (詳細は 3.6 節)。

2.2 複合材料プリフォームワイヤの作製

PCS 系 SiC 繊維と Al および Al 合金を複合化してプリフォームワイヤを作製する方法については先報¹¹⁾ で報告したので省略する。製法の概要は、原料繊維の集束剤を除去し、繊維を開織した状態で Al 合金溶湯を浸透複合化したのち、ノズルを通して引き出すものである。溶湯温度は各合金の液相線温度より約 50 K 高い温度とし、通糸の走行速度は約 0.01~0.1 m/s の範囲で行った。なお繊維の溶湯との接触時間については、溶湯との接触 (複合化) 開始時点と、溶湯の凝固時点を正確に把握することは難しいがそれぞれおよそ 20~2 s である。

2.3 プリフォームワイヤおよび抽出繊維の強度

得られたワイヤおよびワイヤからの抽出繊維の強度の変化等を比較検討した。一部のワイヤについては、添加元素の繊維に与える影響を際立たせるために、窒素ガス雰囲気中 973 K で 144 ks の高温長時間の加熱処理を施した。作製されたままの、および加熱処理後のワイヤの引張強度はインストロン型の引張試験機を用い、また抽

出繊維の強度はテンシロン引張試験機を用いて室温で測定した。測定条件は先報と同様である。引張強度の図表への表示においては、いずれのワイヤも繊維体積率 V_f が 0.4 前後であったので、比較のために $V_f 0.40$ に換算して表示した。ワイヤ中の繊維の抽出は 5 N の HCl に約 5 ks 浸漬後、十分洗浄して行った。ただし、繊維表面に析出物のあった Al-5Si ワイヤについては、さらに 10% NaOH 中に約 50 ks 浸漬し析出物を溶出後洗浄して抽出繊維を得た。なお原料繊維の SiC 繊維が、これらの抽出処理において強度変化しないことはあらかじめ確認してある。

2.4 破断面および抽出繊維の観察他

ワイヤの複合化状態を調べるために引張試験後のワイヤ破断面を走査型電子顕微鏡 (SEM) および電子線微小部分 X 線分析装置 (EPMA) で観察した。抽出繊維の表面観察も SEM にて行った。また、抽出繊維表面の析出物の同定は粉末法の X 線回折で行った。

3. 実験結果および考察

3.1 Al 二元合金マトリックス

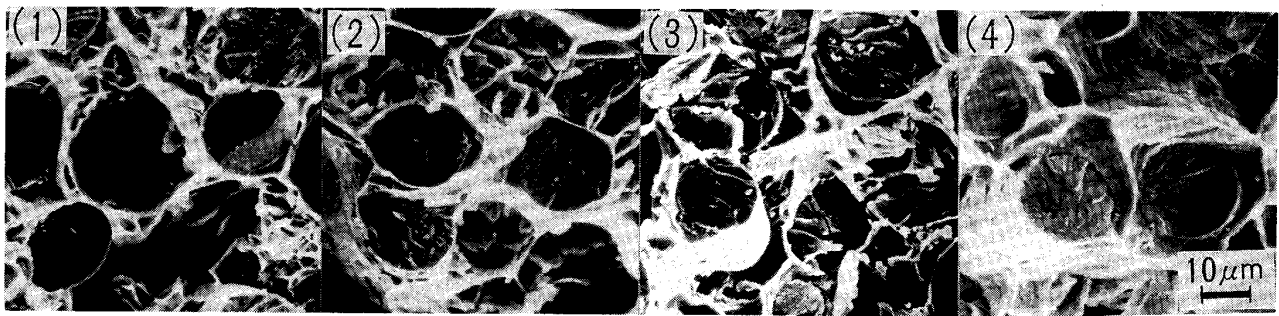
(1) 作製したままのワイヤ

Table 2 には、Al-5wt% Si, Al-5wt% Cu, Al-5wt%Mg および純 Al をマトリックスとして作製したプリフォームワイヤおよび抽出繊維の引張強度を示す。また、Photo. 1 にはワイヤの引張試験後の破面を示す。ワイヤ中の単繊維の破面は、Al-5Cu, Al-5Mg および純 Al の場合は凹凸の鋭い放射状を呈しているのに対し、Al-5Si では鏡面状の様子を呈して破壊しているものが多く、破壊の様相が異なるように思われる。

Photo. 2 に上記 4 種のワイヤから抽出した単繊維の表面を示す。Table 2 で抽出繊維の強度レベルが 1.98

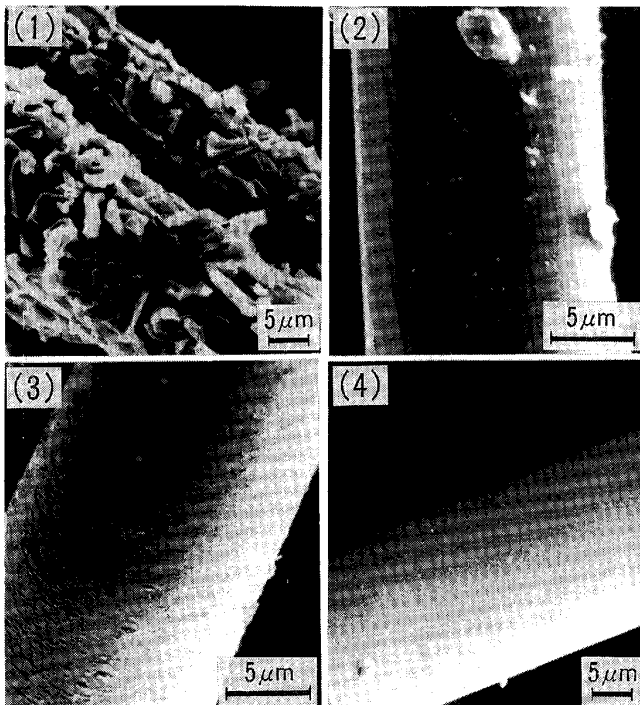
Table 2. Tensile strength of preform wires and the extracted fibers (GPa).

Matrices	Preform wires	Extracted fibers
Al-5Si	0.34	0.97
Al-5Cu	0.63	2.15
Al-5Mg	0.27	1.98
Pure Al	0.91	2.44



(1) Al-5wt%Si (2) Al-5wt%Cu (3) Al-5wt%Mg (4) Pure Al

Photo. 1. SEM photographs of preform wire fractural surfaces of various matrices.



(1) Al-5wt%Si (2) Al-5wt%Cu (3) Al-5wt%Mg (4) Pure Al

Photo. 2. SEM photographs of extracted fiber surfaces from preform wires of various matrices.

~2.44 GPa と本実験の範囲内では大きな強度の得られた Al-5Cu, Al-5Mg および純 Al の場合には, Photo. 1 のワイヤ破面でも類似した破面を示している. これに対し Al-5Si の場合は Table 2 のように抽出繊維の強度も 0.97 GPa と他のものよりも小さく, Photo. 1 に見られるように破面も鏡面状の様子であり, さらに Photo. 2 の抽出繊維の表面には塩酸不溶性のものが突起するように析出している.

(2) 加熱処理後のワイヤ

上記 4 種のプリフォームワイヤを 973 K で 144 ks の高温長時間曝露の加熱処理によって界面反応を故意に進

めたワイヤはいずれも引張強度は 0.1~0.2 GPa であり, 加熱処理前の (すなわち作製されたままの) ワイヤの引張強度に比べ大きく低下していた. なお, 試験したすべてのワイヤは, 加熱処理後では抽出繊維は抽出時に短く破断してしまい極めて強度が低いと思われ引張試験を行うことができなかった.

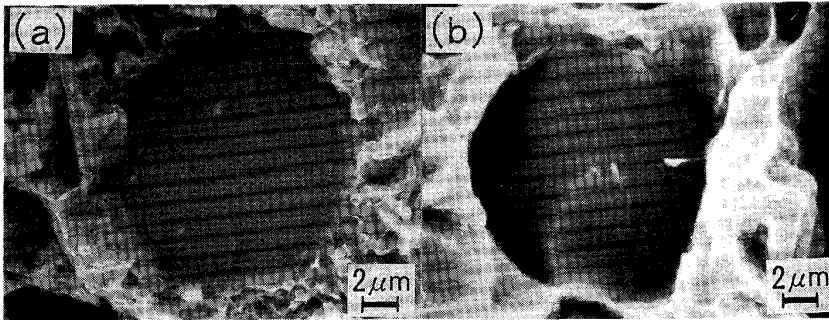
Photo. 3 に Al-5Si と Al-5Mg のワイヤの破面を示すが, 破面に見られる単繊維の破断面はともに鏡面状で脆性破壊であることを示す破面形態である. またこれらの抽出繊維の表面は, いずれのマトリックスの場合も原料繊維の平滑な表面とは異なり, 侵食もしくは析出物の付着が見られた. Al-5Cu および純 Al では小さな侵食が散在していた. Photo. 4 には Al-5Si, Al-5Cu および Al-5Mg の場合を示す. Al-5Mg では全面的に一樣に侵食されている. 一方, Al-5Si では作製されたままのワイヤでも見られた析出物が繊維表面を覆うようにいっそう密に析出している.

以上のように添加元素が異なると作製されたままのワイヤでも, 加熱処理後のワイヤでもワイヤの破面形態および繊維の破面や表面形態が異なることがわかった. これが添加元素と繊維との反応によるものなのか, それとも合金としての凝固における析出などの挙動によるものなのかは本実験の範囲内では不明であるが, 合金の種類によって繊維に与える影響が異なり, それが原因でワイヤの強度は純 Al のプリフォームワイヤの引張強度と比べて低下したものと考えられる.

そこで, 複合化後に繊維強度を低下させず, かつ繊維強度を十分に発揮させてワイヤ強度を向上させるための指針を添加元素ごとに探った.

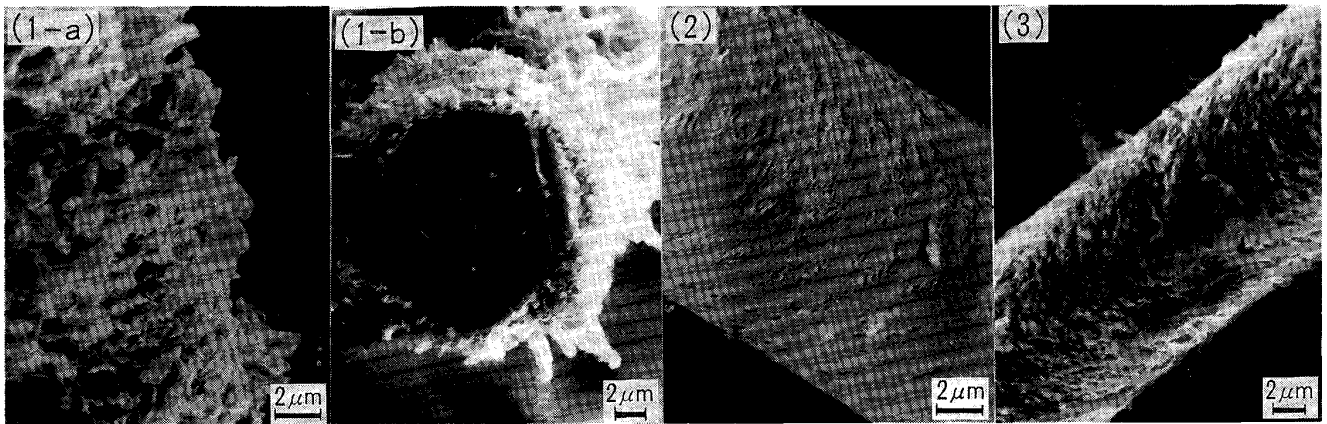
3.2 Al-Si 系マトリックス

Photo. 2 (1) の作製したままの Al-5Si プリフォームワイヤから抽出した繊維の表面に見られた析出物を X線回折で同定した. 結果は, 結晶 Si のピークが明らか



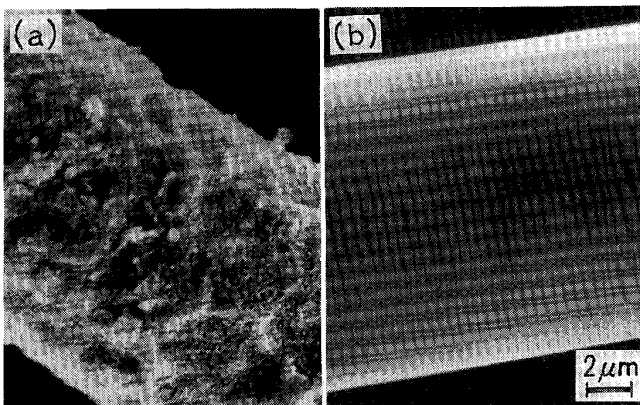
(a)Al-5wt%Si (b)Al-5wt%Mg

Photo. 3. SEM photographs of preform wire fractural surfaces of various matrices after heat exposure.



(1-a) and (1-b)Al-5wt%Si (2)Al-5wt%Cu (3)Al-5wt%Mg

Photo. 4. SEM photographs of extracted fiber surfaces from preform wires of various matrices after heat exposure.



(a)After heat exposure (b)As-produced

Photo. 5. SEM photographs of extracted fiber surfaces from preform wires of Al-5wt%Si matrix.

に検出された。このことから、Photo. 2 (1) および Photo. 4(1-a) と 4(1-b) の突起様の析出物は結晶 Si とわかる。この Si を溶解除去して繊維を抽出した。加熱処理により多量に Si が析出していた繊維の表面は、析出 Si を取り除くと Photo. 5 (a) にみられるように、

繊維の表面全体が激しく侵食されて著しく荒れていた。このことは単に Si の析出だけではなく、繊維とマトリックスとの反応を示すものである。しかしながら Photo. 5 (b) は、作製したままの Al-5Si ワイヤの抽出繊維すなわち前掲 Photo. 2 (1) の結晶 Si を完全に溶解除去したもので、その繊維表面には侵食を思わせるような損傷の痕跡は認められない。作製されたままのワイヤでは、溶湯による侵食はなく、Si の析出が起こったのみと考えられる。したがって Al-5Si の場合、繊維表面の反応による繊維劣化はもとより考えられるが、Table 2 に示す低強度からこの析出 Si もまたワイヤ強度の低下原因と考えられる。

そこで、この析出 Si の析出度合いを変化させてその影響を調べるために、ワイヤ作製時の繊維束の走行速度を変化させた。得られたワイヤの引張強度を Fig. 1 に示した。強度の向上はあるものの、顕著な上昇ではなく、その値もあまり高くはない。このことは、作製されたままのワイヤの強度低下の原因は、繊維の反応劣化ではなく、結晶 Si の繊維表面への析出が原因と想定される。ついで、Si の添加量を 1~12 wt% と変化させてワイヤ

を作製した。Fig. 2 からわかるように、Si 添加量が少量でもワイヤ強度の低下がみられた。

3.3 Al-Cu 系マトリックス

Al-5Cu のプリフォームワイヤを加熱処理したのち抽出繊維の表面には、Photo. 4 (2) にみられるように、侵食部が散在していた。Photo. 6 はその加熱処理後のワイヤ破断面から抽出した単繊維の破面の一例である。

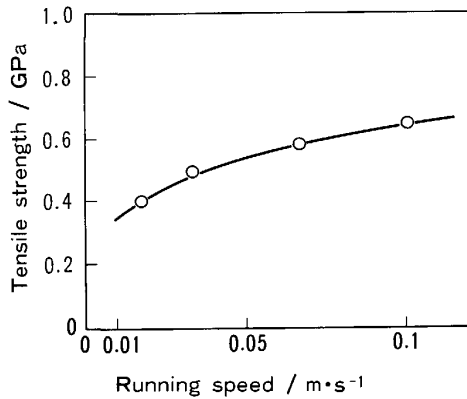
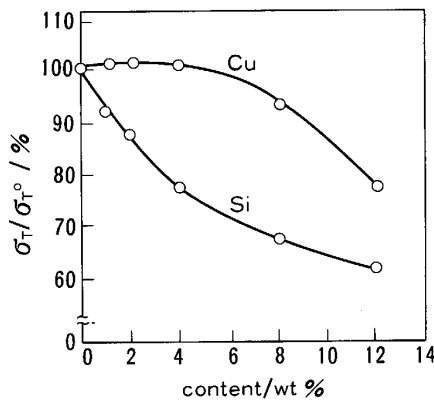


Fig. 1. Effect of running speed on tensile strength of preform wire with Al-5Si (V_f 0.40).



σ_T^0 : Tensile strength of pure Al matrix wires
 σ_T : Tensile strength of Al alloy matrix wires

Fig. 2. Relationship between preform wire tensile strength and added elements contents in matrix (V_f 0.40).

破面に走る放射状の破壊軌跡から繊維の破壊の起点とおぼしきところには、Photo. 4 (2) の侵食部と思われる欠陥が認められる。すなわち、侵食部は繊維にノッチを加えたと同様の影響を与え、破壊の起点となり強度を低下させた原因と考えられる。それゆえ、作製されたままの Al-5Cu ワイヤの抽出繊維には繊維表面に侵食部がみられなかったため、強度が高かったものと理解される。にもかかわらず、ワイヤ強度は 0.63 GPa と高くなく、ROM 比も約 70% で高率ではなかった。すなわち、ワイヤ中の繊維は高強度を維持しているのに、別の要因が働いてワイヤ強度を低下させたと考えられる。

Fig. 2 には Al-Cu 系ワイヤにおいて Cu の添加量を 1~12 wt% の範囲で変化させたワイヤの引張強度も示してある。Cu 添加量が少量の時はワイヤの強度低下は認

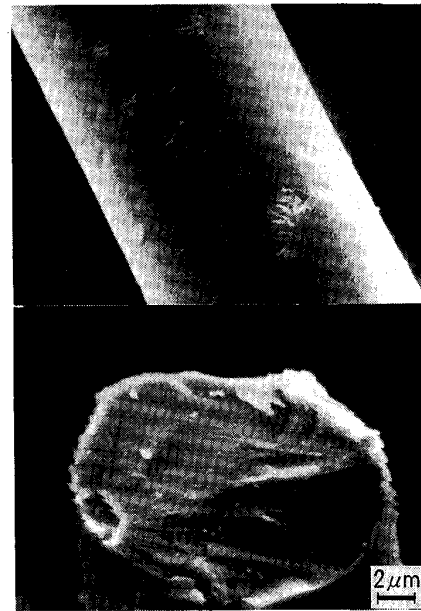
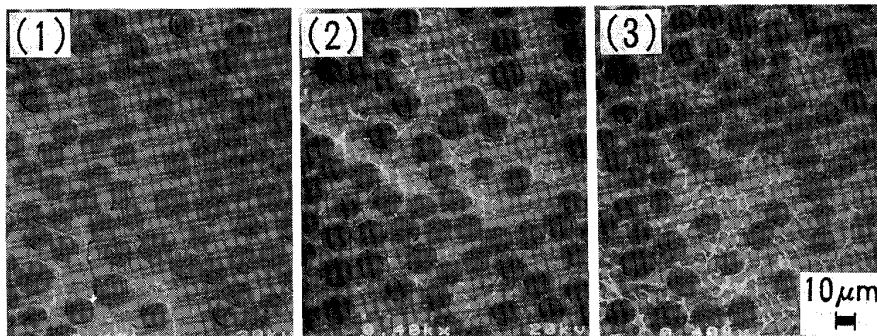


Photo. 6. SEM photographs of surface and fracture cross section of extracted fiber from preform wire of Al-5wt%Cu matrix after heat exposure.



(1) Al-1wt%Cu (2) Al-4wt%Cu
 (3) Al-12wt%Cu

Photo. 7. SEM photographs of preform wire cross sections of various Cu contents.

められないが、Cu が数 wt% 以上になると強度は顕著に低下している。Photo. 7 には、Cu 添加量が 1, 4 および 12 wt% の時のワイヤの断面を示す。Cu の増量につれてマトリックス中には白色にみえる相がしだいに増えている。繊維の表面に析出した白色部は脆性な Al-CuAl₂ 共晶相で、Cu 添加量が 4 wt% 以下では小さいが、さらに添加量を増すとしだいに大きくなり繊維と繊維の間を連結するように見受けられる。

3.4 Al-Mg 系マトリックス

Photo. 3 (b) には、Al-5Mg のプリフォームワイヤの加熱処理後の引張試験後の単繊維の破面を示した。繊維破面は脆性的な鏡面状を示し、また断面の Photo. 8 にみられるように、繊維内部の最外層にはほぼ均一な幅の環状の界面層がみられ、Mg が集中して存在していた。このことからマトリックス中の Mg が繊維の表面から内部に向けて一様に拡散して生じた界面反応層であると考える。

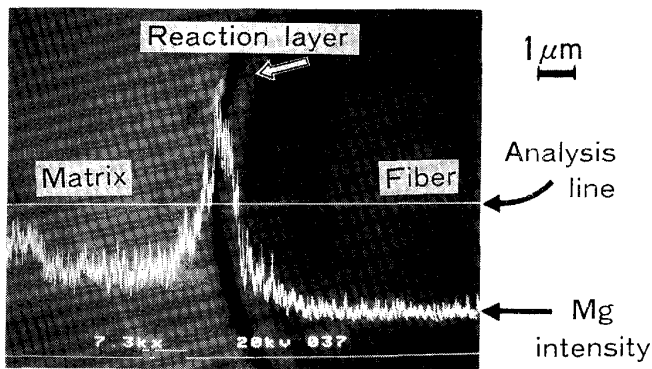


Photo. 8. EPMA photograph of preform wire cross section of Al-5wt%Mg matrix after heat exposure. Line analysis means Mg intensity in reaction layer.

3.5 実用合金マトリックス

Fig. 3 は A2024, A5052, A6061, A7075 の実用合金および新たに調製した Al-Cu-Ni 系合金 (AL-01) を用い、走行速度を変えて作製したプリフォームワイヤの引張強度を示す。図から Al-Si-Mg 系の A6061 はもっとも低強度 (0.01 m/s で 0.21 GPa, 0.06 m/s で 0.32 GPa) で、かつ走行速度を大きくしてもその強度は徐々にしか向上しない。これに対し他の 3 種の合金の場合は走行速度を大きくするとワイヤの強度は顕著に増加し、走行速度 0.06 m/s 以上でいずれの場合も飽和する傾向を示す。ただし、そのワイヤ強度は合金種によって相異し、Al-Mg 系の A5052 は 0.85 GPa と高強度だが、Al-Zn-Mg 系の A7075 では 0.65 GPa と強度が下がり、Al-Cu 系の A2024 ではさらに低く 0.50 GPa であった。

Photo. 9 には、走行速度 8.3×10^{-2} m/s で作製した上記 4 種の実用合金のプリフォームワイヤの引張破面を示す。いずれも繊維の破面は放射状の様子を呈し、良好

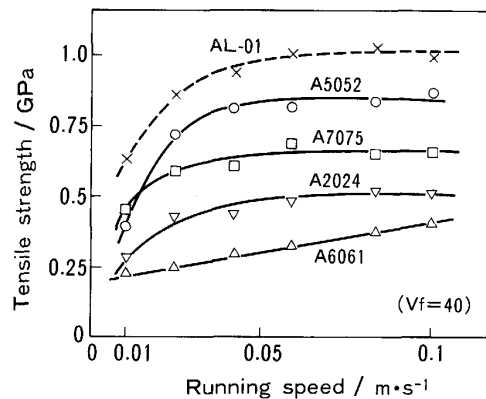
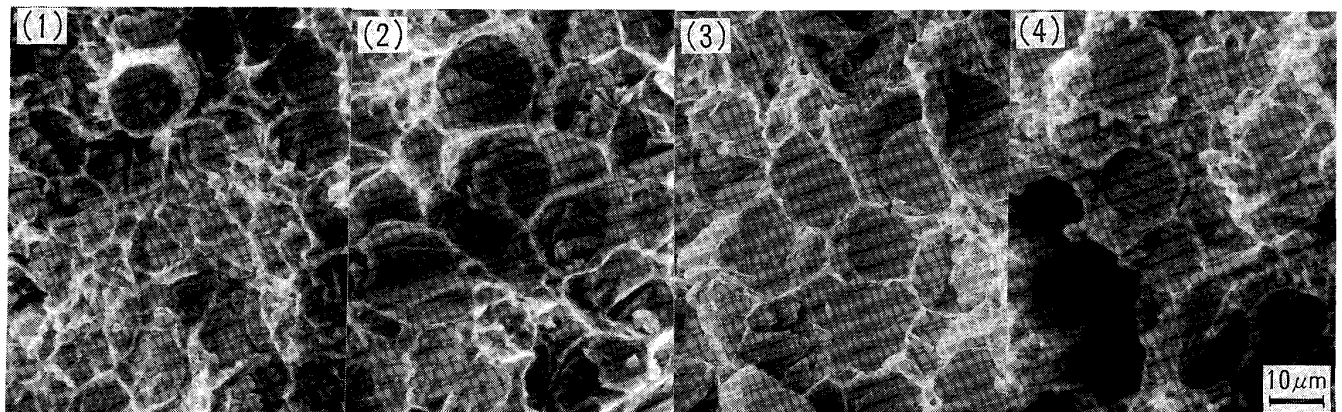
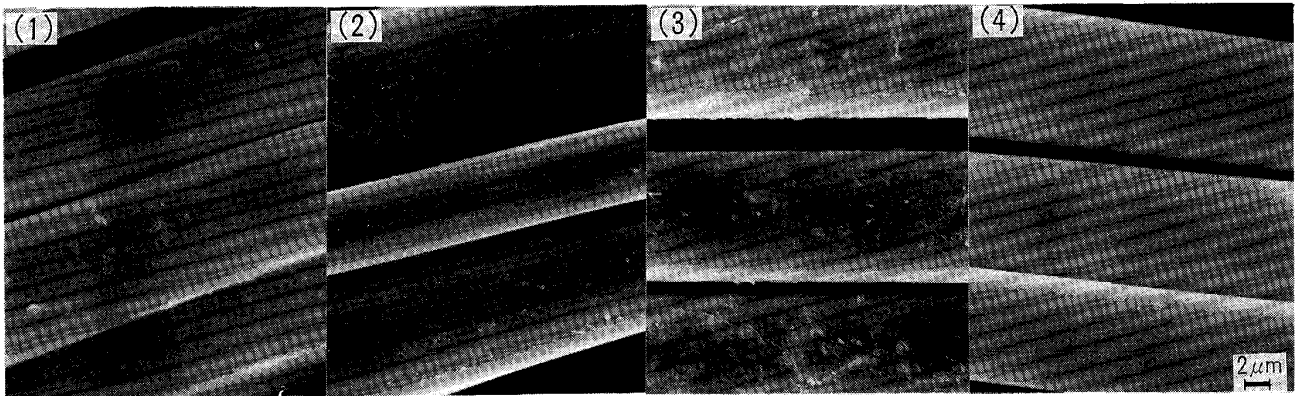


Fig. 3. Effect of running speed on preform wire tensile strength of various matrices. AL-01 means an originally designed alloy (Al-3Cu-2Ni).



(1) A2024 (2) A5052 (3) A6061 (4) A7075

Photo. 9. SEM photographs of preform wire fractural surfaces of various practical Al alloys matrices.



(1)A2024 (2)A5052 (3)A6061 (4)A7075

Photo. 10. SEM photographs of extracted fiber surfaces from preform wires of various practical Al alloys matrices.

Table 3. Tensile strength of preform wires with Al alloy matrices and the extracted fibers (GPa).

Matrices	Preform wires	Extracted fibers
A2024	0.52	2.03
A5052	0.84	2.25
A6061	0.37	1.41
A7075	0.65	2.12
AL-01	1.03	2.52

な破壊形態を示している。またそれらワイヤの抽出繊維の表面を Photo. 10 に示す。A2024, A5052 および A7075 は、侵食部も見当たらず、おおむね平滑で良好な表面状態である。A6061 だけは Photo. 10 (3) にみられるように結晶 Si と思われる析出物が小さいながら多数析出している。Table 3 には、これら抽出繊維の引張強度を示した。表面に結晶 Si の析出物の見られた A6061 は、1.4 GPa と繊維強度が低く原料繊維に比し半減していたが、他は 2.0 GPa 以上の強度を維持していた。

3・6 Al-Cu-Ni 系合金マトリックス

新たに調整した Al-3Cu-2Ni 合金(AL-01)をマトリックスとしてプリフォームワイヤを作製した。その合金組成上の狙いは、低強度を示した A2024 をベースとして設計したもので、繊維表面への結晶 Si の析出を避けるために Si を添加せず、Al-CuAl₂ 共晶相の架橋を形成しない範囲の Cu 添加量とし、Mg の拡散による界面反応層の生成を危惧して Mg を添加せずにその代わり Ni を添加するというものである。[Ni 添加の効果については別報¹²⁾にて詳しく報告する予定である。その要点は、マトリックス中に微細な Al₃Ni の繊維が晶出してマトリックスが強化されることにある]

この結果 AL-01 プリフォームワイヤの強度および強度に与える走行速度の影響は、Fig. 3 にみられるように、

ベースとした A2024 の強度を大幅に上回り、純 Al に匹敵する高強度であった。この結果は、上記の組成設計の狙いが妥当であったことを表していると考ええる。

4. 総合考察

4・1 Al 二元合金マトリックス

Al 二元合金をマトリックスとして、Si, Cu, Mg の添加元素の挙動を調べた結果は、添加元素の種類によって異なっていた。

(1) Si 添加の場合

繊維表面に結晶 Si の形で析出し、このために繊維やワイヤの強度を大きく低下させる。これは、繊維表面に脆性な Si があるとそこに応力が集中して破壊に繋がるためであると考えられる。なお、VIALA ら¹³⁾¹⁴⁾の言う SiC 繊維の SiC, SiO_xC_y および SiO₂ の Al による還元反応で Si が Al 中へ溶出してしまうための強度低下は、加熱処理のような行きすぎた条件の場合に起こる挙動と思われる。

過度な加熱処理によって界面反応を進めると繊維は激しく侵食され、強化効果を失うほどに極端に劣化する。この界面反応を走行速度の高速化などの製造条件の改善によって抑制し得たとしても、上述の結晶 Si の析出による強度低下は十分には防げなかった。したがって、高強度プリフォームワイヤを作製するためには、含 Si マトリックスは好ましくない。なお繊維と析出 Si の界面挙動の詳細は今後の検討課題である。また、Si の影響に関する小原らの結果¹⁵⁾との違いの理由は明確ではないが、おそらく扱われた試験温度、時間および糸質の違いなどに起因するものと思われる。

(2) Cu 添加の場合

過度の界面反応による繊維へのノッチ的な侵食は強度

低下をもたらすが、製造条件の適正化により強度低下を阻止できる可能性がある。ただし、その添加量が数%以上になると、脆性な Al-CuAl₂ の共晶相が増量し繊維と繊維との間を連結するように晶出して、応力分散能を欠き強度を低下させる。したがって、この連結を生じない少量の添加量たとえば 4 wt% 未満にして、かつ製造条件の適正化により高強度プリフォームワイヤは可能となる。

(3) Mg 添加の場合

過度の界面反応では Mg が繊維の内部へ拡散して繊維を劣化させるが、条件適正化によりこの拡散反応は抑制し得る可能性がある。

4.2 実用合金マトリックス

実用合金をマトリックスとした場合、ワイヤの強度は合金により相違を示し、A5052 > A7075 > A2024 > A6061 の順に低下した。このうち含 Si 系の A6061 は他の 3 種とは異なり、繊維と溶湯との接触時間の短縮を図っても著しい強度の向上は認められなかった。これに対し他の 3 種は著しい強度の向上をみ、特に Al-Mg 系の A5052 は顕著であった。また強度的には不十分な Al-Cu 系の A2024 は Cu 含量が 4.3 wt% であり、強度低下をきたす Al-CuAl₂ による繊維同士の連結を形成する添加量だったためと考えられる。

実用合金は多元系であり添加元素の影響が交錯するので精確なことは言い切れないが、概括的には前述の Al 二元合金で得られた知見と矛盾するものではなかった。

なお、多元系の合金における精確な反応機構や破壊機構の詳細な解析は今後の研究課題と言えよう。

4.3 Al-Cu-Ni 系合金マトリックス

上記の結果を踏まえて、新たに設計した Al-3Cu-2Ni のワイヤでは、Fig. 3 にみられるように、ワイヤ引張強度が 1.0 GPa と純 Al マトリックスのワイヤに近い高強度を得、上述の結果をもとにした組成設計が妥当であり、繊維強度を十分に発揮したものと思われる。

5. 結 論

溶融金属浸透法によって、プリフォームワイヤを作製し、PCS 系 SiC 繊維の Al 合金への適合性を調べ、繊維の強度を十分に発揮させてワイヤを高強度化するための改善を図った。その結果、以下のことが明らかになった。

(1) Al 基二元合金において Si, Cu, Mg の各 5 wt% の合金添加元素により、繊維およびワイヤの強度に与え

る影響が異なるとともに、純 Al マトリックスの場合のワイヤより 30~70% の低強度であった。①Si では結晶 Si の繊維表面への析出、②Cu では繊維間を連結する共晶 Al-CuAl₂ の晶出、③Mg では繊維内部への Mg の拡散が観察され、これが強度低下の原因と推定された。また、ワイヤの高温長時間の加熱処理においていずれの場合も繊維に与えるダメージが大きいことから、複合化条件の適否が重要な鍵であることが明らかとなった。これを踏まえて条件の適正化を図り、溶湯との接触時間の短縮や添加元素含量の加減により改善できることを知った。ついで A2024 などの実用合金においても、上記の Al 二元合金で得られた知見と矛盾しない傾向を確認した。

(2) 上記(1)の結果をもとに設計した Al-3Cu-2Ni 合金では、溶湯との接触時間を短縮した条件で引張強度が約 1.0 GPa (V_f 0.40) と、純 Al の場合に近い高強度のプリフォームワイヤを作製でき、繊維強度を十分に発揮できることを実証し得た。

以上のことから、適切な製造条件や合金組成を採用することにより、PCS 系 SiC 繊維の Al 合金との適合性は改善できる可能性があるものと考えられる。

文 献

- 1) S. YAJIMA, K. OKAMURA, J. HAYASHI and M. OMORI: *J. Am. Ceram. Soc.*, **59** (1976), p. 324
- 2) 石川敏功, 佐々木英規: 炭化ケイ素材料 (岡村清人監修) (1985), p. 125 [CMC]
- 3) T. MATH, N. L. HECHT, D. E. MCCULLUM, J. R. HOENIGMAN, H. M. KIM, A. P. KATZ and H. A. LIPSITT: *J. Mater. Sci.*, **19** (1984), p. 1191
- 4) 葛西靖正, 斎藤 誠, 浅田千秋: 日本複合材料学会誌, **5** (1979), p. 56
- 5) Y. MINODA: *Proc. Japan-U. S. CCM-III* (1986), p. 475
- 6) A. KOHYAMA, N. IGATA, Y. IMAI and T. ISHIKAWA: *Proc. 5th Intl. Conf. on Compos. Mater. ICCM-V* (1985), p. 609
- 7) T. ISHIKAWA: *Proc. IUPAC CHEMRAWN VI, World Conf. on Advanced Mater.* (1987) T21
- 8) Y. IMAI, H. ICHIKAWA and T. ISHIKAWA: *Proc. 20th Inter. SAMPE Tech. Conf.* (1988), p. 1
- 9) T. ISHIKAWA and T. NAGAOKI: *Recent Carbon Technology* (1983), p. 348 [JEC Press Inc.]
- 10) E. NAKATA, Y. KAGAWA, H. TERAOKA and M. KOMORI: *Proc. 26th Jpn. Congr. Mater. Res.* (1983), p. 119
- 11) 今井義一, 田中義和, 市川 宏, 石川敏功: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1555
- 12) 今井義一, 田中義和, 市川 宏, 石川敏功: 日本金属学会誌, **53** (1988), p. 1068
- 13) J. C. VIALA, F. BOSSELET, P. FORTIER and J. BOUIX: *Proc. ICCM-VI & ECCM-II* (1987), p. 2146
- 14) 砥綿真一, 山田銃一: 日本金属学会誌, **47** (1983), p. 159
- 15) 小原嗣朗, 武藤範雄: 日本金属学会誌, **45** (1981), p. 411