PCS 系 SiC 繊維強化 Al プリフォームワイヤの Ni 添加による高温強度の改善

今 井 義 一* 田 中 義 和**
市 川 宏* 石 川 敏 功***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 10 (1989), pp. 1068-1076

Improvement of High Temperature Strength of SiC_{PCS} Fiber Reinforced Aluminium Preform Wires by Ni Addition

Yoshikazu Imai*, Yoshikazu Tanaka**,
Hiroshi Ichikawa* and Toshikatsu Ishikawa***

Although MMC is generally expected as a high temperature, structural material of the tensile strength of the SiC_{PCS}/pure Al preform wires shows a decrease about 10% at a high temperature of 723 K. Compared with its room-temperature tensile strength.

For the purpose of increasing the high temperature tensile strength, a Ni-added Al-base binary alloy, which is unidirectionally solidified eutectic alloy, was used as the matrix. Ni contents tested were from 0.5 to 9.2 mass%. When the Ni content was 5.7 mass%, which was the eutectic point, the preform wire with best performance was obtained. The SiC_{PCS}/Al-5.7 mass%Ni preform wire was 1.69 GPa in tensile strength both at room temperature and at 723 K. In the matrix, Al-Al₃Ni eutectic phases containing very fine fibrous Al₃Ni were observed.

It was considered that the effect of Ni additions made the matrix an “*in-situ*” composite, prevented high temperature softening and maintained the matrix strength sufficient for stress dispersion. As the result, we have considered that a high tensile strength of SiC_{PCS}/Al-5.7 mass%Ni preform wires may be maintained even at high temperatures.

(Received June 19, 1989)

Keywords: silicon carbide fiber, Al-Al₃Ni eutectic alloy, preform wire, composite material, fiber reinforced metal, liquid metal infiltration, ultimate tensile strength of composite

I. 緒 言

製造がむずかしいとされている FRM を容易に製造するために、また既存の直接的製法ではできない形状などの製造のために、既に複合化された中間素材(プリフォーム材)を用いて形状化する謂わば間接的な FRM 製造法が志向されるようになった。本報告で取り扱うプリフォーム材は、PCS (Polycarbosilane) 系炭化けい素連続繊維⁽¹⁾⁻⁽³⁾(ニロン^R, 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。)で強化した純 Al のワイヤ状の複合材料は、“プリフォームワイヤ”と呼ばれ、FRM 成形用の有用な中間素材である⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。このプリフォーム・ワイヤは、連続溶融金属浸透法によって適切な条件下で製造された場合、優れた機械的特性を発揮する。たとえば、繊維体積率 V_f が 0.53 の場合、室温での引張強さが 1.56 GPa, 723 K での引張強さが 1.34 GPa と高強度が得られ

ている⁽⁷⁾。しかしながら、上記のごとく 723 K (450°C) においては約 10% の強度低下が見られる。ところで、FRM は一般に高温での利用が期待されているので、この強度低下を抑制し、一層の熱的安定性を向上させることが期待される。

本報では、マトリックスに Ni を添加することによりマトリックス中に微細な繊維状の Al-Al₃Ni 共晶相を晶出させることによって、プリフォームワイヤの高温特性を改善することができ、723 K においても室温での高強度を低下させることなく維持し得たので報告する。また、内部組織の観察からこの高温特性向上のメカニズムを明らかにしたので報告する。

II. 実 験 方 法

1. 素 材

実験に用いた強化繊維は、平均繊維直径が約 12 μm の

* 日本カーボン(株)研究所 (R & D Laboratory, Nippon Carbon Co., Ltd., Yokohama)

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

*** 日本カーボン(株)本社 (Nippon Carbon Co., Ltd., Tokyo)

Table 1 Typical properties of continuous silicon carbide fiber.

Property	Value
Filament diameter	12 μm
Filament/Yarn	250
Tex	70 g/km
Cross section	Round
Density	$2.55 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$
Ultimate tensile strength	2.5~3.0 GPa
Tensile modulus	180~200 GPa
Maximum useable temperature	1500 K
Coefficient of thermal expansion	$3.1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$

単繊維を250本束ねてつくったヤーン状のPCS系SiC連続繊維⁽⁸⁾⁽⁹⁾で、その代表的特性をTable 1に示す。本実験で用いた繊維の平均引張強さは3.0 GPaである。

マトリックスには、市販の工業用純Al地金(A-1050, 純度99.50%)を用い、またAl-Ni系合金の場合にはこれに市販のAl-20 mass%Ni母合金の所定量を溶融混合して調整した。本実験では、Ni添加の影響を見るためにNi添加量を0.5~9.2 wt%の範囲で変化させた7種類のAl-Ni系合金を用いた。

2. 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は、著者らが開発した連続的な溶融金属浸透法(Liquid metal infiltration method)で行った。その詳細については先報⁽⁷⁾で報告したので省略する。その製造の概念図をFig. 1に示す。製法の概要は、原料繊維の集束剤を除去し、マトリックス金属の溶湯中を通糸させながら、繊維を開繊した状態でAl合金溶湯を浸透複合化したのち、ノズルを通して引抜いて作製するものである。溶湯温度は各合金の液相線温度より約20 K高い温度とした。ところで、溶湯温度はなるべく低温が好ましいものの、マトリックス種とワイヤ作製時の操作性から制

約があり、溶融温度(液相線)+20°Cの溶湯温度は製法上限界に近い低温と言える。また、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。

3. 試験方法

得られたプリフォームワイヤについて、ワイヤの室温および高温引張強さを測定し、その破断面や内部組織の観察を行った。また、一部のワイヤについてはワイヤから抽出した繊維の表面観察も行った。

(1) プリフォームワイヤの室温引張試験

プリフォームワイヤの室温での引張試験はインストロン型の引張試験機を用いて行った。試料長さは150 mm, ゲージ長さは60 mmとして、クロスヘッド速度は $1.67 \times 10^{-4} \text{ m/s}$ とした。したがって歪み速度は $2.78 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である。

(2) プリフォームワイヤの高温保持引張試験

高温におけるプリフォームワイヤの引張強さを測定するために、試料プリフォームワイヤの中央部を加熱炉を用いて部分的に所定の温度に加熱した状態で引張試験を行った。この部分加熱方式を採用したのは、試料ワイヤのチャック部でのすべりや破断を防ぐために配慮したものである。

高温保持引張試験の装置の外観および概念図をFig. 2に示す。引張試験にはインストロン型の試験機を用い、加熱には内径10 mm, 長さ100 mmのステンレス製炉芯管を備えた赤外線加熱炉を用いた。なお、均熱長は $723 \pm 5 \text{ K}$ で10 mmである。試料ワイヤの測温は、Fig. 2に見るようにシース型熱電対の先端部を試料ワイヤの中央部に位置させ、極細タンタル線でワイヤと結んで行った。

高温保持引張試験条件としては、試料プリフォームワイヤ長さは200 mm, チャック間距離120 mm, チャックエア圧力14.7 MPa, クロスヘッド速度 $1.67 \times 10^{-4} \text{ m/s}$, 大気中で行った。試験温度は、623 K, 723 K, 823 Kおよび室温(293 K)の4点である。保持時間は、予備実験の結果から300 sとした。測定本数は各温度条件で10本とし、長尺なプリフォームワイヤを長さ200 mmずつに切断した多数本の中から、温度-時間条件の1条件につき10本ずつランダムサンプリングして用意した。

なお、高温での強度低下の原因を明らかにするために、723 K-300 s保持後、引張試験を行わずに、室温に戻して室温大気中で引張試験を行った。

(3) 引張破断面および内部組織の観察

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

Fig. 1 Schematic diagram of fabrication process of SiC_{PCS}/Al preform wires.

Fig. 2 Experimental apparatus of high temperature testing for preform wires. (Appearance of the test apparatus. Schematic figure of the heating part.)

の破断面を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。また、ワイヤの内部組織を調べるために、ワイヤ断面をSEMおよび電子線微小部分X線分析装置(EPMA)を用いて観察と元素分析を行った。なお、共晶相のAl-Al₃Ni相をエッチングして観察するために、エッチング液としてFuss混合液(40%HF 7.5 cm³, 1.19%HCl 25 cm³, 1.40%HNO₃ 8 cm³, dist. H₂O 1000 cm³)を用いた。

(4) 共晶相 Al-Al₃Ni の同定

マトリックスに晶出したAl-Al₃Ni共晶相の同定は、上記EPMAおよび粉末法のX線回折で行った。

III. 実験結果

1. Ni含有量と室温引張強さ

0.5~9.2 mass%のNiを含有する7種類のAl-Ni合金をマトリックスとしたプリフォームワイヤを作製し、室温における引張強さを測定した。Fig. 3にNi添加量に対する室温での引張強さの関係を示した。Fig. 3からわかるよう

Fig. 3 Effect of Ni contents on room-temperature ultimate tensile strength of SiC_{PCS}/Al-Ni preform wires.

に、もっとも高い引張強さを示したのは、Al₃Niの共晶点組成の5.7 mass%Niの近傍であり、共晶点から外れるにつれて強度は低下する傾向が見られる。この共晶組成のプリフォームワイヤはVf0.50で1.69 GPaと高い室温引張強さを示した。

2. 高温引張強さ特性

Ni含有量の異なる7種のプリフォームワイヤの723 Kにおける高温引張強さを測定した。室温における各組成のワイヤの引張強さを100と規格化した時の723 Kの引張強さを高温ワイヤ強度維持率として、Fig. 4にその結果を示す。Fig. 4からわかるように、Ni添加量が多くなるとともに高温ワイヤ強度維持率は向上し、5.7 mass%NiのAl-Al₃Ni共晶点付近では約100%と高い維持率を示した。さらに添加量を増加すると維持率は低下する傾向を示した。

またFig. 5には、Al-5.7 mass%Ni系ワイヤの室温お

Fig. 4 Effect of Ni contents on retention of high-temperature ultimate tensile strength of SiC_{PCS}/Al-Ni preform wires.

Fig. 5 Changes of ultimate tensile strength of SiC_{PCS}/Al-5.7 mass%Ni and SiC_{PCS}/pure Al preform wires with tensile testing temperature.

および高温の引張強さを示した。なお比較として純 Al マトリックスのプリフォームワイヤのデータ⁽⁷⁾も併記した。最高値を示した Al-5.7 mass%Ni の共晶組成ワイヤの 723 K での引張強さは、 $V_f 0.50$ で 1.69 GPa であり、これは同ワイヤの室温引張強さ 1.69 GPa と等しく、高温でも強度低下を示さなかった。なお、高温引張試験で繊維の反応劣化などが無かったことを確認するために、引張試験時と同一条件の熱処理を与えたのち、すなわち 723 K-300 s 保持後、室温に戻して室温引張試験を行った。Fig. 6 はその結果であり、ワイヤ強度の変化は認められなかった。

Fig. 6 Comparison of preform wire ultimate tensile strengths for the tested heat conditions. (A) at room temperature (original). (B) at high temperature (723 K). (C) at room temperature after heat exposure of 723 K-300 s.

3. Al-5.7Ni ワイヤの破断面観察

Al-5.7 mass%Ni プリフォームワイヤの室温引張破面を Fig. 7 に、また浅くエッチングした断面の SEM 写真の一

Fig. 7 SEM photograph of tensile fracture surface of SiC_{PCS}/Al-5.7 mass%Ni preform wire.

例を Fig. 8 に示す。これらの観察を通じて、繊維の密集度が高いにもかかわらず繊維間へのマトリックスの含浸は十分であり、未含浸によるポイドやデンドライト状の凝固引け巣は認められなかった。また、ワイヤ破面の凹凸や繊維の pull-out (引抜け) 状態および単繊維の破面の鋭い形態などからもワイヤの複合化は良好に思われた。

Fig. 8 からワイヤ断面のマトリックスには、初晶 Al 相を囲むように、Ni をほとんど固溶しない Al 相と Al₃Ni 相の 2 相混合共晶組織が明瞭に認められる。Al-Al₃Ni 共晶相中の Al₃Ni 相は微細に晶出している。なお、Al₃Ni の同定は、Fig. 9 の X 線回折結果と Fig. 10 の EPMA による元素分析結果から行ったものである。なお、室温および 723 K における引張試験後の破面形態は繊維の pull-out など室温のそれと比較して同様であった。さらに念のため、両者の抽出糸を SEM 観察したがいずれも繊維表面は平滑で、界面反応によって侵食された形跡などの変化は認められなかった。

Fig. 8 SEM photograph of etched section of SiC_{PCS}/Al-5.7 mass%Ni preform wire.

Fig. 9 X-ray diffraction charts for preform wires of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ (A) and $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{pure Al}$ (B).

Fig. 10 X-ray map of different elements present in the matrix of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ preform wire by EPMA.

4. Al-Al₃Ni 共晶相の微細組織

マトリックスの内部で Al-Al₃Ni 共晶相がどのような組織構造になっているかを調べるために、断面を浅くあるいは深くエッチングして SEM で観察した。Al₃Ni 相よりも溶解しやすい Al 相を選択的に溶解することによって、深部の Al₃Ni 相を露出させて内部の微細組織を観察した。

(1) Al-Al₃Ni 共晶相

Fig. 11 は、Al-5.7 mass%Ni の共晶組成をマトリックスとしたワイヤの横断面および縦断面の SEM 写真である。Al-Al₃Ni 共晶相が PCS 系 SiC 繊維間に密に晶出しているのが見られる。さらに深くエッチングし、その一部を拡大

して観察したものが、Fig. 12 および Fig. 13 である。Fig. 12 はワイヤの横断面、Fig. 13 はワイヤの縦断面すなわち PCS 系 SiC 繊維方向に平行な面の SEM 写真である。

Fig. 12 および Fig. 13 からわかるように、エッチングによって露出して見えるのは Al₃Ni 相で、極めて微細な繊維状を呈している。なお、Al₃Ni 繊維の間隙は共晶の Al 相であったが、溶解されて空隙となったものである。また、板状に見えるのはエッチングで溶出し切れずに残った初晶 Al 相であり、また大きな空孔に見えるのはその溶出跡である。

(2) Al₃Ni 繊維

Fig. 14 は、ワイヤ中の初晶 Al 相と共晶の Al を溶出し

Fig. 11 SEM photograph of deeply etched section of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ preform wire. (1) transverse section, (2) longitudinal section.

Fig. 12 SEM photographs of the deeply etched section of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ preform wire. Microstructure of $\text{Al-Al}_3\text{Ni}$ eutectic phase in the matrix is observed.

- (1) Al_3Ni phase is at right angles to the SiC_{PCS} fiber surface.
- (2) Al_3Ni phase is parallel to the SiC_{PCS} fiber surface.

て Al_3Ni 相のみを抽出したものの SEM 写真である。Fig. 14 および Fig. 12 と 13 から Al_3Ni 繊維の晶出方向は、いずれも局所的には整列性をもって生成しているが、全体的には特定の方向性が見出しにくく、かなり密な 3 次元的組織を形成しているように見える。さらに注意深く晶出形態を観察すると、 Al_3Ni 繊維どうしは、平行に生成した隣接の繊維と不規則な連結(枝分れ)を持ちつつ面状に生成している。これら面状のものどうしは Al 相を介して積み重なって団塊状の小集団(domain)を形成しているように見える。また、この小集団の周辺端部も Al 相を介在にして、隣の小集団の端部へと連なっているように観察される。

IV. 考 察

1. Ni 含有量と室温引張強さ

Fig. 3 に示される Ni の添加効果については、後述するように $\text{Al-Al}_3\text{Ni}$ 共晶相の構造組織による効果が勿論考えられるが、マトリックスの溶湯温度もプリフォームワイヤ強度に与える影響の一因と考えられる。溶湯温度は各組成ともその熔融温度(液相線)+20 K として作製した。状態図的にも共晶点から遠のくにつれて熔融温度は高くなっていくので、熔融温度(液相線)が高くなれば、プリフォーム・ワイヤ作製時の溶湯温度を高くせざるを得ず、繊維/マトリックスの界面反応による繊維強度低下の抑制には好ましくない。

Fig. 13 SEM photographs of deeply etched section in parallel with fiber direction of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ preform wire. Microstructure of $\text{Al-Al}_3\text{Ni}$ eutectic phase in the matrix is observed.

Fig. 3 および溶湯温度のワイヤ引張強さに与える影響についての予備実験の結果と Fig. 4 からワイヤの引張強さに対する Ni 含有量と溶湯温度との関係を Fig. 15 にまとめた。Fig. 4 および Fig. 15 からわかるように、溶湯温度の与える影響はあるものの、今回の作製温度範囲 933~1003 K ではその影響は Ni 添加量の影響と比べて小さい。したがって試作プリフォームワイヤの強度向上の主因は、Ni 含有量すなわち $\text{Al-Al}_3\text{Ni}$ 共晶相に起因するところが大いと考えられた。

すなわち、このプリフォームワイヤの構造は言わば、繊維マルチ強化構造と言い得るもので、マトリックス自身は

Fig. 14 SEM photographs of very fine fibrous Al_3Ni extracted from $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-5.7 mass\%Ni}$ preform wires. Solidified directions of Al_3Ni fibers are seemed to be partially unidirectional.

Fig. 15 Effect of Ni contents and infiltrating temperature on ultimate tensile strength of $\text{SiC}_{\text{PCS}}/\text{Al-Ni}$ preform wires.

繊維状の Al_3Ni 相による一種の繊維強化型の複合材料を成しており、加えて PCS 系 SiC 繊維によっても強化されているからである。要するにマトリックスの強度が増加するため、これと PCS 系 SiC 繊維とを複合化して作ったプリフォームワイヤの強度は純 Al 系のそれに比較し向上したものと考えられる。

2. 高温引張強さ特性

Fig. 6 から、純 Al マトリックスのプリフォームワイヤでは 723 K でのワイヤ強度低下率が約 10% であるのに対し、この共晶組成プリフォームワイヤでは強度低下が認められなかったことから、高温特性の向上のためにも、Ni 添加による Al- Al_3Ni 共晶合金マトリックスは極めて有効であると言え得る。723 K の高温引張強度における共晶相の機能については、 Al_3Ni 相が高温でも比較的安定で且つ塑性変形は殆どしないと言われている⁽¹⁰⁾ことから、マトリックスの高温軟化の阻止に有効に機能することは容易に理解できる。

これが 723 K でのワイヤ引張強さを高く維持し得た要因であると考えられた。そして、Fig. 4 の結果から、Al- Al_3Ni 共晶相が増加するにつれてマトリックスの高温での軟化が一層阻止されるようになり、共晶組成付近ではその効果が十分に大きく、マトリックスが応力分散・伝播に足るだけの十分な強度を保持し得たためと考える。その結果、室温での引張強さと同様に高温においても、プリフォームワイヤに加えられた応力が多繊維束の一部に応力集中して早期破断することなく、繊維全体に応力を分散し、繊維強度を十分に発揮させ得たことによって、室温時と同様の優れた引張強さを示したものと考える。

3. Al- Al_3Ni 共晶相の微細組織

Fig. 13 および Fig. 14 から、共晶相中の Al_3Ni 繊維の直径はおよそ $0.05 \mu\text{m}$ 前後と極めて微細である。

一般に、凝固速度(固相の側から見れば成長速度) R と第 2 相(この場合は Al_3Ni 相)の相間隔 λ との間には、次の関係式が成立するとされている。

$$\lambda^2 R = \text{Const.} \quad (1)$$

一般に $\eta=2\sim 3$ とされるが、第 2 相が Al_3Ni 相の場合、 $\eta=2$ すなわち、

$$\lambda^2 R = \text{Const.} \quad (2)$$

と提唱されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。

そこで、本研究結果と文献値⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾とをプロットして作図してみた。Fig. 16 がそれで、 $\eta=2$ の時のそれらとよい合致をみた。したがって、本試作ワイヤの場合も式(2)が当てはまることが分かった。本プリフォーム・ワイヤの場合はワイヤ径が約 0.3 mm と細径なので冷却効果が大きく、一般的な方向性凝固共晶合金の場合よりも急速な凝固速度が採れるために、相間隔が小さくすなわち微細な Al_3Ni になったものと考えられる。それゆえ、高温での塑性拘

Fig. 16 Relationship between Al_3Ni phase interval and conglomeration velocity.

束の働きも一段と大きくなると期待される。なお、マトリックスが共晶点組織にもかかわらず、初晶の $\alpha\text{-Al}$ 相が見られるのは、凝固速度が非常に大きかったために共晶点がずれたものと思われる。この点の詳細な検討は今後の課題である。

ところで、Al-5.7 mass%Ni 合金は本来方向性凝固共晶合金(Directionally Solidified Eutectic Alloy)であるのに、上述のごとく晶出方位が全体的に乱れているのは、凝固速度が非常に大きいため、また Fig. 11 にみられるようにワイヤ中にマトリックスと熱伝導性の異なる PCS 系 SiC 繊維が不規則に散在しているために冷却方向(凝固方向)が乱れたことに起因すると考える。

4. Al- Al_3Ni 共晶相の機能

Fig. 12, Fig. 13 および Fig. 14 の観察から、Al-Ni 系のプリフォームワイヤのマトリックス中には、PCS 系 SiC 単繊維どうしの間隙に無数の微細な繊維状の Al_3Ni が 3 次的に分散しており、その間隙を Al 相が埋めていると言える。また Al_3Ni 相は、PCS 系 SiC 繊維どうしを直接的に連結しているわけではない。注意して観察すると、特に Fig. 13 からわかるように、 Al_3Ni 繊維が PCS 系 SiC 繊維表面に接触していることはなく、PCS 系 SiC 繊維の表面が薄い Al 相で覆われている。このような構造は応力分散に有効に機能すると思われる。仮に、引張応力によってワイヤ中の一部の PCS 系 SiC 単繊維が切断しても、この Al 相が緩衝層のように働くため、その破断衝撃が Al_3Ni 相を経由して直ちに近傍の PCS 系 SiC 繊維に伝達されてワイヤ全体を瞬間的な破壊(Catastrophic fracture)に導くことはない。応力の伝播・分散がうまく働き、繊維強度を十分に発揮させてワイヤ強度を高め、適当な Pull-out を伴う健全な破断面を呈することになると考えられる。

V. 結 論

本研究は、熔融金属浸透法によって PCS 系 SiC 繊維で

マトリックスの Al を強化したブリフォームワイヤ(FRM 成形用中間素材)の材料開発において、純 Al マトリックスの場合にみられる高温 (723 K) での約 10% の引張強さの低下の対策としてマトリックスに Ni を添加し、高温での強度維持を図った結果つぎの結論を得た。

(1) SiC_{PCS}/純 Al ブリフォームワイヤの高温 (723 K) 引張強さの低下の原因は、繊維とマトリックス金属の界面反応によるものではなく、マトリックスの軟化による応力分散・伝達能の低下に起因するものと考えた。これを抑制するためにはマトリックスの耐熱性を向上させることが必要であり、Ni 添加の Al-Ni 系マトリックスが効果的であると認められた。SiC_{PCS}/5.7 mass%Ni ブリフォームワイヤでは、 V_f 0.50 の時、室温、高温とも引張強さが 1.69 GPa であり、高温での強度低下のない高強度のワイヤに改善し得た。

(2) SiC_{PCS}/5.7 mass%Ni ブリフォームワイヤの内部組織の観察の結果、マトリックスは、“*in-situ*” 方向性凝固共晶合金の Al-Al₃Ni の共晶組織を示していた。Al₃Ni は直径約 0.05 μ m 前後の微細な繊維状で、相間隔が約 0.1 μ m で晶出していた。この Al₃Ni 繊維は PCS 系 SiC 繊維間のマトリックス中に 3 次的に緻密に配位していた。なお、PCS 系 SiC 繊維は Al₃Ni 繊維とは密着することなく、極く薄い Al の層で覆われていた。

(3) 以上のことから、ブリフォームワイヤの高温強度の向上における Ni 添加の働きは、微細な繊維状の Al₃Ni をマトリックス中に晶出することによって高温でのマトリックスの軟化を防ぎ、応力分散に足るだけの強度を保持したためであると考えられた。

本研究は、通産省工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、(財)次世代金属・複合材料研究開発協会が委託を受けた「複合材料の研究開発」の一環として行なわれたものである。

文 献

- (1) S. Yajima, K. Okamura, J. Hayashi and M. Omori: J. Amer. Ceram. Soc., **59**(1976), 324.
- (2) T. Ishikawa and T. Nagaoki: *Recent Carbon Technology including Carbon and SiC Fibers*, JEC Press Inc., (1983), 348.
- (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), 1191.
- (4) G. Simon and A. R. Bunsell: J. Mater. Sci., **19**(1984), 3649.
- (5) Y. Minoda: Proc. Japan-U. S. CCM-III, Tokyo, (1986), 475.
- (6) E. Tanikawa, S. Takeyama and T. Sakakibara: Proc. Japan-U. S. CCM-IV, Washington, (1988).
- (7) 今井義一, 田中義一, 市川 宏, 石川敏功: 鉄と鋼, **75**(1989), 1555.
- (8) 石川敏功, 佐々木英規: 炭化ケイ素材料(岡村清人監修), CMC, (1985), 125.
- (9) 市川 宏, 早瀬登久治, 永田陽一, 寺西春夫, 石川敏功: 材料, **36**(1987), 840.
- (10) B. Cantor and G. A. Chadwick: J. Material Science, **10**(1975), 578.
- (11) R. W. Hertzberg: *Fiber Composite Materials*, ASM, Metals Park, Ohio, (1965), 77.
- (12) A. Hellawell: Metals and Materials, **1**(1967), 361.
- (13) F. D. Lemkey, M. J. Salkind, F. D. George, B. J. Bayles and J. A. Ford: Chemical Engineering Progress, **62**(1966), No. 3 March.
- (14) J. D. Livingston, H. E. Cline, E. E. Koch and R. R. Russell: Acta Met., **18**(1970), 399.