SiC ウィスカ強化アルミニウム合金の引張・ねじり 組合せ応力下の室温・高温破壊特性*

駒井 謙治郎*¹, 箕 島 弘 二*¹, 吉田 元太郎*²

Fracture Behavior of SiC Whisker Reinforced Aluminum Alloy under Combined Tension/Torsion Loading at Room and Elevated Temperatures

Kenjiro KOMAI, Kohji MINOSHIMA and Gentaro YOSHIDA

This paper describes an investigation on the tensile and fatigue fracture behavior of an SiC whisker reinforced 6061 aluminum alloy fabricated by a squeeze casting process under combined tension/torsion loading at room and elevated temperatures. The tests were conducted under a load-controlled condition keeping a constant value of the combined stress ratio, $\alpha = \tau/\sigma$. Except for the elongation at failure, mechanical properties of the composite including fatigue strength were superior to those of an unreinforced 6061 alloy, not only under uniaxial loading, but also under combined tension/torsion loading. The static strength of the composite and the unreinforced matrix material showed good agreement with the Tsai-Hill failure criterion. Fatigue strength under $\alpha \leq 1$ was determined by maximum principal stress, whereas the strength under $\alpha > 1$ was determined by maximum equivalent stress. Fracture surfaces were closely examined with a scanning electron microscope, and the fracture mechanisms under combined tension/torsion loading were discussed.

Key Words: Composite Material, Fracture, Fatigue, Combined Stress, Tension/Torsion Loading, Elevated Temperature, Metal Matrix Composite, Whisker, Aluminum Matrix Composite, Fractography

1. 結 言

近年, 機械・構造物の軽量化, 高性能化の必要性が指摘され, 材料に対する要求もますます苛酷になっている。このような要求に応えるには, 従来の単一素材では困難であり, 新しい素材として複合材料が注目を集めている。金属を母材とする金属基複合材料の中でも, SiC ウィスカなどの短繊維で強化した複合材料は, 高い比強度, 比弾性率, 耐熱性, 耐摩耗性を有するとともに, 長繊維強化複合材料に比較して良好な加工性を有し, 種々の成形加工法が適用できることから, 近年特に注目を集めており⁽¹⁾, 強化機構⁽²⁾, 破壊特性⁽³⁾⁽⁴⁾, 疲労挙動^{(5)~(7)}, 耐環境性⁽⁵⁾⁽⁸⁾ 等多くの研究が行われている。しかしながら, 実用化を計る上で重要である, 高温環境下^{(9)~(11)} でしかも引張・ねじり組合せ応力下の破壊特性に関する研究はほとんど行われていない。

本研究は, SiC ウィスカ強化アルミニウム合金 (SiC_w/A 6061-T 6) とその母材 (A 6061-T 6) を用いて, 引張・ねじり組合せ応力下の静的試験と疲労試験を室温および高温 (200°C, 300°C) 下で行うとともに,

破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて観察した。これにより, ウィスカ強化材の組合せ応力下の静的・疲労破壊機構について特にフラクトグラフィの観点から検討を加えた。

2. 実 験 方 法

用いた材料はマトリックス母材である A 6061-T 6 押出し材, および溶湯鍛造法で製造した SiC ウィスカ (東海カーボン) を 22% 含有した SiC_w/A 6061-T 6 押出し材である。押出し比は両者とも 28 であり, 530°C-2 h 水冷, 175°C-8 h 空冷の T 6 熱処理を施した。表 1 に母材の蛍光 X 線分析による化学成分を示す。ウィスカはほぼ押出し方向に配向していたが, ミクロに見るとウィスカリッチ部分とマトリックスリッチ部分が観察された。しかしマクロなウィスカクラスタは観察されず, ウィスカの分散は比較的よい。ウィスカの直径は, 0.3 μm -2 μm , 平均値は約 1 μm , また, 押出し後のウィスカの長さは 2 μm -7 μm , 平均値は約 4 μm で

表 1 母材 (A 6061) の化学成分 (wt.%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.68	0.43	0.27	0.04	0.87	0.19	0.02	0.02	97.46

* 原稿受付 平成 5 年 8 月 25 日。

*¹ 正員, 京都大学工学部 (〒606-01 京都市左京区吉田本町)。

*² 学生員, 京都大学大学院。

ある。以後 A 6061-T 6 押出し材を母材, SiC_w/A 6061-T 6 押出し材をウィスカ強化材と呼ぶ。

これらの素材(直径 14 mm)より, 図 1 に示す丸棒平滑試験片を作成した。なお, 室温静的試験および一部の室温疲労試験には, 中央平行部長さ 20 mm のものを使用した。試験片は, 湿式エメリペーパーで 1500 番まで研磨後, ダイヤモンドペーストで最終仕上げを施した。用いた試験機は電気油圧式サーボ引張圧縮・ねじり疲労試験機(軸荷重容量: 100 kN, トルク容量: 1 kN・m)である。試験は室温と 200°C, 300°C で行った。高温下の実験は赤外線ゴールドイメージ炉を用いた。なお, 試験片中央部内部の温度を別途測定し, それを用いて温度を校正した。なお, 昇温速度は 0.5°C/s であり, 設定温度に達した後, 30 分間放置して試験を開始した。

試験としては, 静的試験と疲労試験を行った。静的試験は, 室温下および 200°C と 300°C の高温下で, 軸方向応力 σ とせん断応力 τ の組合せ応力比 $\alpha = \tau/\sigma$ が一定となるように荷重制御で行った。 α の値は 0- ∞ の範囲内の 5 通りである。応力負荷速度は, σ と τ のうちの値の大きいほうを, 0.8 MPa/s とした。疲労試験については, 室温および 200°C 下で, 上述の 5 通りの α に対して応力比 $R=0.1$, 応力繰返し速度 $f=1$ Hz (200°C では 2 Hz) の α = 一定の引張応力とねじり応力が同位相の疲労試験を行った。また, 高分解能電界放射型走査電子顕微鏡(日立, HFS-2)および熱電子放

射型走査電子顕微鏡(日本電子, JSM-5400 LV)により破面を詳細に観察した。

3. 実験結果および考察

3・1 引張・ねじり組合せ応力下の静的強度特性

表 2 に一軸引張応力(純引張, $\alpha=0$)下の機械的特性を示す。また, 図 2 に組合せ応力下の母材およびウィスカ強化材の室温および高温(200°C, 300°C)下の静的破壊強度を, 横軸に引張応力, 縦軸にねじり応力を取った σ - τ 平面上にプロットした結果を示す。図中の矢印は, 試験機の最大ねじれ角(約 $\pm 50^\circ$)の変位を与えても最終破壊が生じなかったことを示す。また, 実線は, 組合せ応力比 $\alpha=0$ (純引張)と ∞ (純ねじり)の実験結果をもとに決定した Tsai-Hill の破壊基準⁽¹²⁾である。

図より, 室温から 300°C の高温下の範囲で, α の値によらず, ウィスカ強化材のほうが母材より静的強度が大きく, 単軸引張応力下のみならず, 実用上重要である引張・ねじり組合せ応力下においてもウィスカによる強化は, 静的強度向上に有効である。この強度上昇効果は, 特に室温下で顕著である。しかし, 破断伸びはウィスカ強化材では母材より低下する(表 2)。また, 静的強度の実験点は, 温度によらず実線で示す Tsai-Hill の破壊基準に一致しており, 静的破壊強度は Tsai-Hill の破壊基準で決定されることがわかる。

図 3 に, 200°C と 300°C の強度を室温下の強度で正規化した正規化強度と温度の関係を示す。ウィスカ強化材の温度上昇に伴う強度低下は, α の値が大きいとき, すなわちねじり成分が多いとき, 母材の強度低下と同様の挙動を示すが, α が小さいとき, 温度にほぼ比例して強度が低下している。

ウィスカなどの短繊維で強化した場合の強化機構⁽²⁾としては,

図 1 試験片形状(試験片軸方向: 押出し方向)

図 2 静的破壊強度特性

表 2

(a) 純引張応力下の機械的性質(ウィスカ強化材)

Temperature	Tensile strength MPa	Elongation at break %	Elastic modulus GPa
RT	574	4.7	118
200°C	312	19.5	---
300°C	164	26.5	---

(b) 純引張応力下の機械的性質(母材)

Temperature	Tensile strength MPa	Elongation at break %	Elastic modulus GPa
RT	329	10.6	72.4
200°C	250	52.1	----
300°C	103	≥62	----

(a) ウィスカ強化材

(b) 母材

図 3 正規化強度と温度の関係

- (1) マトリックスと強化物の熱膨張率の相違に基づく転位生成による高転位密度
- (2) 高転位密度による小サブグレインサイズ化
- (3) 残留応力
- (4) 古典的な荷重分担
- (5) 分散強化機構

などが考えられているが、最近では特に強化物とマトリックスの熱膨張率の相違に基づくマトリックス中の高密度転位の重要性が指摘されている⁽²⁾⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。SiC ウィスカと Al マトリックスの界面強度は強く⁽¹⁵⁾、したがって界面せん断強度が理想的なものとして、界面強度をマトリックスの降伏応力の 50% (=149 MPa) と仮定する。次に、ウィスカの破断強度を 5.9~19.6 GPa⁽¹⁹⁾ として、臨界アスペクト比を計算するとその値は 20~60 であり、本材料のウィスカのアスペクト比のほうが小さいことを考慮して、最も単純なモデルである Kelly-Tyson の式を用いて室温下のウィスカ強化材の純引張応力下の強度を求めると、その値は約 450 MPa となる。

この値は、実験値 574 MPa と比べて小さい。すなわち、本ウィスカ強化材の場合も、室温下では繊維が荷重を分担する単純な理論による強化機構では説明でき

(a) アルミナ介在物

(b) ボイドと析出物(矢印:析出物ファセットの二次割れ; A はボイド)

図 4 ウィスカ強化材の静的試験における起点(室温, α=0)

ないようであり、Arsenault らの転位モデル⁽²⁾⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾などの他の強化要因が寄与しているものと考えられる。

一方、高温下ではウィスカによる強化の程度は室温下と比べると小さくなり、繊維の荷重分担モデルに近い強度を示すようになる。これは高温下でマトリックスの再結晶が生じて、室温の強化機構が抑制されたものと考えられるが、さらなる検討が必要である。

3.2 静的破面様相

3.2.1 純引張応力下の破面 ウィスカ強化材の室温下の引張破面はカップアンドコーン型であり、内部の起点からき裂が放射状に進展したことを示すラジアルマーキングが見られた。母材の場合も、大きなしほりを生じたことを除くと、巨視的な破面性状には母材とウィスカ強化材間に差は見られなかった。しかし、明確な起点は確認できなかった。

ウィスカ強化材の起点部の SEM 写真を図 4 に示すように、起点には大きさが数 10 μm の介在物 [図 4(a)] と、ボイドや析出物のファセット [図 4(b)]

(a) ディンプル(室温, $\alpha=0$)(b) 析出物の二次割れ(室温, $\alpha=0$)(c) ディンプル(300°C, $\alpha=0$)

図5 ウィスカ強化材の静的試験の破面

の2種類が観察された。図4(a)の介在物はEPMA分析の結果、 Al_2O_3 と同定されたが、これはプリフォーム成形時に混入したものと考えられる。図4(b)は、直径約5 μm のマトリックスの含浸が不十分なボイドであり、このようなボイドは室温・高温下の静的試験・疲労試験を問わず他の条件下の起点部にも観察されることが多かった。き裂伝播部ではウィスカを中心にしたディンプルが観察された[図5(a)]。ディンプルの大きさは、ほぼウィスカ間の距離に等しい。また、析出物ファセットの二次割れ[図5(b)]が破面の所々に観察された。EPMA分析によると、FeとAl-Siからなる析出物⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾であった。母材の場合も、破面はディンプル支配であったが、ウィスカ強化材との違いは母材のディンプルがウィスカ強化材のそれに比べて大きいことにある。

高温下では、強化材、母材を含め、室温と同様にカップアンドコーン型の破面であったが、ウィスカ強化材の場合を含めて、ラジアルマーキングは観察されず、起点が明瞭でない点が室温下のウィスカ強化材と異なった。破面を詳細に観察すると、凹凸の頂や底には直径約5 μm のマトリックスの含浸の不十分なボイドが観察された。高温下ではこのようなボイドから複数のき裂が同時に発生し、それらが合体して最終破壊もたらされるため、室温下のように単一の起点を定めることは困難であった。また、母材、ウィスカ強化材いずれも室温下に比べるとディンプルのサイズが大きくなった[図5(c)]。また、ウィスカ強化材では、一つのディンプルの底に複数のウィスカが観察される場合もあった。

室温と高温下の引張試験で得たディンプルのステレオ写真をもとに、ディンプル深さを求めた結果を図6に示す。図中、各温度のディンプル深さの最大値を破線で、また平均値を実線で示す。図より、母材のほうが

(a) ウィスカ強化材

(b) 母材

図6 ディンプル深さと温度の関係($\alpha=0$)

ウィスカ強化材よりディンプル深さははるかに大きいこと、温度の上昇とともに母材、ウィスカ強化材いずれもディンプル深さが大きくなり、表1に示した破断伸びの大小、すなわち延性の大小と対応していることがわかる。著者ら⁽¹⁸⁾は先にコンピュータ画像処理技術を用いて、鋼のシャルピ衝撃試験で得たディンプル破面の三次元形状を再構築して、温度の上昇とともにディンプル深さ、表面積比が大きくなり、衝撃吸収エネルギーすなわち塑性変形量の増加と一致することを報告したが、ウィスカ強化材の場合も同様の結果となった。

図 7 ウィスカ強化材の引張・ねじり組合せ応力下の静的試験のマクロ破断形態(室温, $\alpha=1$)

図 8 ウィスカ強化材の引張・ねじり組合せ応力下の破面様相(室温, $\alpha=0.5$, 矢印: ウィスカの引抜け)

3.2.2 引張・ねじり組合せ応力下の静的破面様相

室温下の組合せ応力下のウィスカ強化材では, 最大応力のはねに試験片表面に生じるため, 起点は常に試験片表面の析出物やボイドであり, マクロに見ると起点より最大せん断応力方向にき裂が進展し, 試験片軸の回りを螺旋状にき裂が一周して最終破壊がもたらされた(図 7). 起点部周辺では, き裂進展方向に長く伸びた伸長型ディンプル(図 8)が観察された。またウィスカの引抜けも観察される。

一方, 高温下では, 試験片表面に複数のき裂が観察され, 室温下の場合と異なった。き裂進展方向は最大せん断応力方向とは必ずしも一致しない。破面はディンプル支配であり, 純引張条件下と同様に, ディンプルの大きさは高温下のほうが室温下に比べて大きかった。また, き裂の起点は, 破面同士のこすれあいもあり, 確認が困難であった。

3.3 静的破壊機構 室温下, 高温下を含め, ウィスカ強化材の静的破壊の起点は, マトリックス中の析出物やボイドであった。この場合, まず, 引張強度に比べて比較的低い応力下で, マトリックス中の粗大な析出粒子にき裂が発生する⁽⁴⁾が, その近傍のマトリックスの延性が高いため, 直ちにき裂は進展せずに, 局部的なすべり帯が形成される。また, ディンプルの大きさがほぼウィスカ間の間隔に一致することから, 析出

(a) 最大主応力と破断繰返し数の関係

(b) 最大相当応力と破断繰返し数の関係

図 9 S-N 線図(室温)

粒子のき裂発生域あるいはボイドによる応力集中域でのウィスカの端部あるいはウィスカの破断により, 微小ボイドが生じたものと考えられる。さらにこれらのボイドの合体によりき裂が進展して最終破壊がもたらされ, ディンプルと析出物のファセットが生じたものである。以上より, ウィスカ強化材中の粗大な析出物やボイドなどの欠陥を抑制することにより, ウィスカ強化材の強度はさらに向上するものと考えられる。

3.4 引張・ねじり組合せ応力下の疲労破壊特性

図 9, 10 にウィスカ強化材および母材の室温下と高温下(200°C)の S-N 線図を最大主応力と相当応力で整理した結果を示す。高温下では室温下に比べて疲労寿命のばらつきが大きい。室温・高温下のウィスカ強化材・母材の疲労寿命は, $\alpha \leq 1$ のときは最大主応力により, $\alpha \geq 2$ のときは相当応力により整理されることがわかる。ウィスカによる疲労強度上昇効果について見ると, 室温-200°Cの実験範囲内で, $\alpha=0$ の単軸引張応力下のみならず引張・ねじり組合せ応力下においても, 高応力下でウィスカによる強化効果が生じている。しかし, 低応力下では, ウィスカによる強化効果は

(a) 最大主応力と破断繰返し数の関係

(b) 最大相当応力と破断繰返し数の関係

図 10 S-N 線図(200°C)

高応力下に比べて小さくなる。

3.5 疲労破面様相

3.5.1 純引張応力下の疲労破面 ウィスカ強化材の室温純引張疲労では、起点は内部にある場合と試験片表面にある場合があった。起点が内部にあるとき [図 11(a), (b)] は、き裂は析出物より発生し、その起点より円すい状に進展した。この円すいの母線は軸方向に対して約 49° 傾いていた。円すい状に進展した破面は高温下においても顕著であり、約 5~10 μm のマトリックスの含浸が不十分なポイド [図 12(b)] を起点として複数の円すい状破面が観察された [図 12(a)]。最終破壊は、これらの複数の起点から発生したき裂が合体して最終破壊がもたらされた。一方、室温下で観察された、表面起点の場合は、起点部でウィスカの引抜けが特に多く観察され、先に報告した SiCw/7075⁽⁶⁾ と同様の結果であった。

疲労き裂進展部について見ると、室温下、高温下を含め、起点部近傍では静的試験で観察されたウィスカを中心とするディンプルは見られず、破面上に現れたウィスカも静的試験に比べると少なく、き裂は主とし

(a) 試験片軸方向から観察

(b) 図 11(a)を試験片軸に直角方向から観察

図 11 内部疲労き裂起点(室温, $\alpha=0$)

(a) 低倍率写真(矢印: 起点)

(b) 起点部の拡大写真(ポイド)

図 12 疲労き裂起点(200°C, $\alpha=0$)

表 3 き裂進展方向と最大せん断応力方向

α	0°	0.5	1	2	∞
Direction of crack propagation	48.5°	21.8°	13.9°	6.3°	0°
Direction of maximum shear stress	45°	22.5°	13.28°	7.02°	0°

表 4 疲労破面様相

	Position of crack initiation site	Crack initiation site		Fatigued fracture surface
		$N_f \leq 10^5$	$N_f \geq 10^5$	
RT $\alpha = 0$	Inside or surface	Inclusion or void	Whisker pull out around void	Matrix fracture ↓ Dimples
RT $\alpha \geq 0.5$	Surface			
200°C $\alpha = 0$	Inside			
200°C $\alpha \geq 0.5$	Surface

図 13 ウィスカ強化材の引張・ねじり組合せ応力下の疲労試験のマクロ破断形態

でマトリックス中を進展した。しかし、母材で見られたストライエーションは観察されなかった。さらにき裂が進展して、最終破壊部に近づくと、ウィスカを中心とするディンプルが支配的となり、静的試験と同様の破面となった。

3.5.2 引張・ねじり組合せ応力下の疲労破面様相

室温下では静的試験の場合と同様に、最大せん断応力方向にマクロなき裂が進展して、最終破壊がもたらされた(図 13)。室温下のウィスカ強化材の疲労き裂進展方向および最大せん断応力方向と試験片軸となす角度を各 α に対して求めた結果を表 3 に示す。ここで、 $\alpha=0$ の場合については、図 11 に示した内部起点の場合を示している。これより、マクロなき裂進展方向はほぼ最大せん断応力方向と一致していることがわかる。しかし、先に述べたように、 $\alpha \leq 1$ では疲労強度は最大主応力で整理される[図 9(a)]ことから、き裂発生とき裂進展の支配因子が異なることが考えられるが、これについてはさらなる検討を必要とする。

起点は、静的試験の場合と同様に、試験片表面であったが、破断寿命により違いが見られた。 $\alpha=0.5$ のものについては 2 本観察したが、破断寿命はともに 10^5

図 14 引張・ねじり組合せ応力下の疲労き裂起点 (室温, $\alpha=1$, $\sigma_{\max}=245$ MPa, $N_f=1.39 \times 10^5$, 矢印: ウィスカの引抜け A: ボイド) 図 15 引張・ねじり組合せ応力下の疲労き裂進展部の破面 (室温, $\alpha=0.5$, $\sigma_{\max}=408$ MPa, $N_f=1.38 \times 10^4$)

以下であり、この場合、起点はマトリックスの含浸が不十分なボイド等の欠陥であった。一方、 $\alpha=1$ では、破断寿命が 10^5 より短い場合は起点は明白でなかったが、破断寿命が 10^5 を超える場合は、起点のボイドの周りにウィスカの引抜けが顕著に見られた(図 14)。同様の傾向は $\alpha=2$ でも観察された。

疲労き裂進展部については、破面上には多くのウィスカは観察されず、図 15 に示すようにマトリックス中をき裂が進展した。純引張応力下と同様に、き裂が進展するにしたがい、ウィスカを中心としたディンプルが増加し、ウィスカの引抜けや破断が観察され、最終的にはディンプル支配の破面となる。

高温下では、室温下の低応力下で観察された、起点部のウィスカの引抜けの集中は見られなかった。また、複数のき裂が試験片の表面に観察されたことが特徴であり、静的試験の傾向と一致した。疲労き裂進展部で

は、破面同士のたたきあいにより、破面性状の把握は困難であったが、室温下と同様に、き裂が進展するにいたがい、ディンプルが支配的になった。また、フレッキング酸化物が室温下に比べると多いことが特徴である。以上の疲労破面の様相をまとめると表4のようである。

4. 結 言

SiC_w/A 6061 および A 6061 材の、引張・ねじり組合せ応力下の静的試験・疲労試験を種々の組合せ応力比 $\alpha(=\tau/\sigma)$ で行い、破面を走査型電子顕微鏡で詳細に観察して、その破壊機構について考察を加えた。得られた結果をまとめると以下のようである。

(1) 引張・ねじり組合せ応力下においても、室温の静的強度は母材強度より大きく、組合せ応力比 α が小さいほど強化は顕著であった。一方、高温強度についても、ウィスカ強化材の強度は母材の静的強度に比べて大きかったが、 α の値が小さいときは室温下に比べると強化の割合は小さかった。

(2) 室温下、高温下ともに母材、ウィスカ強化材の引張・ねじり組合せ応力下の静的強度は、実験範囲内で Tsai-Hill の破壊基準によって定まる。

(3) 静的破壊の起点は、粗大な析出物のファセットやマトリックスの含浸が不十分なポイドであり、これらの欠陥発生を製造時に抑制することにより、ウィスカ強化材の強度はさらに向上するものと考えられる。

(4) 室温下、高温下いずれも、ウィスカ強化材の引張・ねじり組合せ応力下の疲労強度は母材より大きい。ウィスカによる疲労強度上昇効果は室温では特に高応力域で顕著であり、低応力になるに従がい強化の割合は小さくなる。

(5) ウィスカ強化材、母材いずれも、 $\alpha \leq 1$ のときは最大主応力、 $\alpha \geq 2$ のときは相当応力で疲労寿命が

整理される。

本研究の実施に当たっては、平成 3, 4 年度文部省科学研究費補助金一般研究 B(課題番号: 03452109)の補助を受けた。また、SiC ウィスカ強化 Al 合金は古河電気工業株式会社・日光研究所、田口和夫氏より提供を受けた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) Cook, J. L., and Mohn, W. R., *Composites, Eng. Mater. Handbook*, 1(1987), 896, ASM International.
- (2) Arsenault, R. J., *Mechanical and Physical Behavior of Metallic and Ceramic Composite*, (1988), 279, Risø National Laboratory.
- (3) Lim, T., Kim, Y. H., Lee, C. S., and Han, K. S., *J. Compos. Mater.* 26(1992), 1062.
- (4) Kim, Y. H., Lee, S. and Kim, N. J., *Metallurg. Trans.* 23A(1992), 2589.
- (5) Komai, K., Minoshima, K. and Ryoson, H., *Compos. Sci. Tech.*, 46(1993), 59.
- (6) Christman, T. and Suresh, S., *Mater. Sci. Eng.*, 102A(1988), 211.
- (7) Ishii, H., Tohgo, K. and Araki, H., *Eng. Frac. Mech.*, 40(1991), 821.
- (8) Hihara, L. H. and Latanision, R. M., *Corrosion*, 48(1992), 546.
- (9) Frankle, R. S. and Baetz, J. G., *ASTM STP 964*, (1988), 329.
- (10) 田中・増田・山本・深沢, 材料, 40(1991), 748.
- (11) 金・金子・菅又, 日本金属学会誌, 56(1992), 819.
- (12) Tsai, S. W., *Air Force Materials Laboratory Report*, AMFR-TR-66-149(1966).
- (13) Arsenault, R. J. and Fisher, R. M., *Script. Metallurg.*, 17(1983), 67.
- (14) Vogelsang, M., Arsenault, R. J. and Fisher, R. M., *Metallurg. Trans.*, 17A(1986), 379.
- (15) Flom, Y. and Arsenault, R. J., *Mater. Sci. Eng.*, 77(1986), 191.
- (16) 森本・大内, 鉄と鋼, 75(1989), 1541.
- (17) Flom, Y. and Arsenault, R. J., *Proc. ICM-5*, (1987), 1253.
- (18) 駒井・箕島・森田, 材料, 39(1990), 1311.
- (19) Tokamax カタログ, 東海カーボン(株).