ボロン繊維強化アルミニウムマトリックス複合材料の 調製とその変形・破断挙動

落合庄治郎* 安部研吾** 長村光造*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 10 (1984), pp. 1028-1034

Preparation of Boron Fibre-Reinforced Aluminium Matrix Composites and Their Deformation and Fracture Behaviour

Shojiro Ochiai*, Kengo Abe** and Kozo Osamura*

Strong boron fibre-reinforced aluminium matrix composites will be obtained by the hot-pressing technique, if the interfacial conditions are controlled within the range of temperature and time where degradation of fibres due to the interfacial reaction is not caused. On the basis of this idea composite specimens were prepared. It was found that the hot-pressing at 773 K for 1.2 ks under a pressure of 50 MPa gave rise to a strong interfacial bonding but not degradation of the fibres due to the interfacial reaction, yielding high strength composites. The tensile behaviour of the composites with various interfacial conditions were investigated. The effects of interfacial conditions on the deformation and fracture behaviour of the composites were well understood by the experimental results and the results of the computer simulation.

(Received May 28, 1984)

Keywords : *unidirectional composite, boron fibre, aluminium matrix, tensile tests, hot-press, interfacial bonding strength, computer simulation*

I. 緒 言

ボロン、カーボン、アルミナおよびシリコンカーバイド繊維は高い比強度、比弾性率をもち、複合材料の繊維素材として有望視され、これらの繊維を金属マトリックスと組み合わせた複合材料の調製および力学特性に関する研究が盛んに行なわれている⁽¹⁾。繊維強化複合材料の変形、破断挙動には繊維強度のバラツキ、繊維-マトリックス界面の状態、繊維およびマトリックスのヤング率、剛性率等の弾性定数や降伏応力、繊維径、繊維容積率等数多くの因子が作用するので、高強度の複合材料を得るには適切な調製法を見出す必要がある。上述の因子のうち、繊維-マトリックスの界面の状態は調製段階で比較的調整しやすい。界面状態は、大別すると(1)界面接着強さと(2)界面反応の2つの因子を通じて複合体の力学的挙動に影響を与える。(1)は繊維がその引張強さを発揮するのに必要な長さ(臨界長さ)と密接に関連し、繊維強化効率の良否を決める⁽²⁾。(2)は人工複合材料では繊維とマトリックスは多くの場合熱力学的に非平衡な状態で複合体中に組み込まれるため生じる現象で、界面反応が進行するにつれ界面接着強さは変化し、また反応層が形成される。このうち界面接着強さの

変化の効果は(1)の因子と同じものとして理解される。反応層が形成され一定以上の厚さになると多くの場合複合体の強度は低下する⁽³⁾⁽⁴⁾。反応層の厚さは保持温度および時間の関数として記述できるので、反応層の存在による劣化は、反応層の厚さが一定値以下であれば、すなわち一定の保持温度、時間範囲内であれば生じないことになる⁽⁵⁾⁽⁶⁾。複合材料の調製は良好な界面接着強さをもち、かつ界面反応による劣化が生じないような条件で行なう必要がある。ボロン-アルミニウム複合材料では界面反応により脆弱な金属間化合物 AlB_2 が形成され、その厚さが $0.12\ \mu\text{m}$ 越えると劣化が生じる⁽⁵⁾。著者らはボロン-アルミニウム単繊維複合体を用いて界面反応による劣化の生じない保持温度、時間範囲を求めてきた⁽⁵⁾。この温度、時間内で適切なプレス圧力を加えて複合体を調製すれば高強度の複合体を得られる可能性は大きいと考えられる。本研究の目的の一つは上述の考察にもとづく調整法で高強度のボロン-アルミニウム複合材料を調整できる可能性をさぐることである。さらに上述の調製条件の範囲外でも複合体を調製し、ボロン-アルミニウム複合体の変形、破断機構に関する考察を計算機シミュレーションと対比させて行うことを第2の目的とする。

* 京都大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

** 京都大学大学院生、現在：(株)神戸製鋼所 (Graduate Student, Kyoto University, Kyoto).
Present address: Kobe Steel Co. Ltd., Kakogawa)

II. 実験方法

ボロン繊維は AVCO 社 (U.S.A.) 製で, $12\ \mu\text{m}$ のタングステン芯線の上に CVD 法でボロンを付着させたもので直径 $142\ \mu\text{m}$ であった. 繊維の平均引張り強さは $3.5\ \text{GPa}$, ヤング率は $377\ \text{GPa}$ であった. マトリックスのアルミニウムは工業用純アルミニウムを用いた.

ボロン-アルミニウム複合体 (以下 B/Al 複合体と略称) は Fig.1 に示す装置を用いホットプレス法により調製した. 本実験では主として単層 (mono-layer) の複合体を調製した. 試料作製の手順は次のとおりである.

Fig.1 Schematic representation of the equipment for hot-pressing.

(1) アルミニウム板を $9\ \text{mm} \times 80\ \text{mm}$ に切り出し, 湿式研磨の後, $(10\% \text{HClO}_4 + 90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH})$ 中で電解研磨し, 表面の酸化膜を除去する.

(2) 中心間隔が $250\ \mu\text{m}$, 深さ $200\ \mu\text{m}$ の溝をきった黄銅板の各溝に繊維を入れることにより, 繊維を均一間隔で整列させる. このように整列した繊維を電解研磨したアルミニウム板上に移しかえ, 有機接着材 (20% ポリスチレン + 80% キシレン) で固定する. さらにその上に電解研磨したアルミニウム板を重ね同接着材で固定する. このようにして均一間隔に整列した繊維を中心に上下にアルミニウム板が存在するサンドイッチ構造の予備試料を作製する.

(3) (2) で作製した予備試料を Fig.1 (b) に示すようにステンレスパイプに入れ, パイプの一端を溶接し, 他端より真空に引く.

(4) プレス前にパイプを真空に引きつつ試料挿入部を $773\ \text{K}$ で $300\ \text{s}$ 間加熱し, 接着材を加熱分解する.

(5) 試料をプレス温度に保持した開閉炉 (Fig.1 (a)) に, 中央にあけた試料挿入口から入れ油圧で試料をホットプレスし, プレス後ただちに炉から出し空冷する. なおプレス条件は以下の実験 A, B, C の如く変化させた. 実験 A ではプレス温度 T , プレス圧力 P を一定とし, プレス時間 t の影響を, 実験 B では P および t を一定とし, T の影響を, 実験 C では T および t を一定とし, P の影響を調べたことを目的とした.

本実験で Fig.1 に示す装置を用い試料の出し入れを迅速

に行なったのは, プレス温度, プレス時間の影響を正確に把握するためである. この手法は実用上も有用である. なぜなら, B/Al 複合体は高温に長時間保持されと界面反応が生じ, その力学特性が著しく劣化することが知られておりもし試料の炉中への装てんを室温で行ない, その後炉を昇温させるとすれば, 所定の温度に到達するのに長時間を要し, 反応による劣化が試料の調製段階でおこってしまうからである. たとえば反応による繊維強度の低下は $773\ \text{K}$ では約 $3\ \text{ks}$ で, $823\ \text{K}$ では約 $900\ \text{s}$ で生じることが知られており⁽⁵⁾, 試料の調製は少なくともこの時間内で終わることが必要である.

ホットプレス後とり出した複合体はおおよそ長さ $50\ \text{mm}$, 幅 $10\ \text{mm}$, 厚さ $1.5\ \text{mm}$ で中央部のボロン繊維とその上下のアルミニウムよりなるサンドイッチ構造であった. この状態では繊維容積率 V_f は約 0.03 と低いので引張り試験用には V_f が 0.1 となるよう上下のアルミニウムを注意深く研磨により除去した. ただし試料によっては V_f の値は若干のバラツキがあった. 引張り試験にはインストロン型引張り試験機を用いゲージ長さを $10\ \text{mm}$, クロスヘッドスピードを $8.33\ \mu\text{m/s}$ として行なった. 引張り試験の際には, 試料を直接チャックで固定することによる試料中の繊維の破壊を防ぐためにアルミニウム板をゲージ長さが $10\ \text{mm}$ になるように接着剤エスダイン RY 2021 (積水化学) を用いて試料両端に固定し, アルミニウム板からの応力伝達により試料に外力を負荷し, 荷重-伸び曲線を得た. 引張り試験は一つの条件に対して $5 \sim 10$ 個の試料で行なった. 試料の破断面の観察には, 走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた.

III. 実験結果

1. 引張り強さ

本実験では引張り試験を行なった試料の V_f は約 0.1 であったが, 試料によっては若干のバラツキがあり, 直接引張り強さを比較しても正確な情報は得られない. そこで複合体の破断時に繊維が負担する応力 $\bar{\sigma}_{fu}$ を式 (1) で与えられる単純な複合則⁽²⁾より求め, この値を比較することにした.

$$\sigma_{cu} = \bar{\sigma}_{fu} V_f + \sigma_m^* V_m \quad (1)$$

ここで σ_{cu} は複合体の引張り強さ, V_f および V_m は繊維およびマトリックスの容積率, σ_m^* は複合体破断時にマトリックスの負担する応力である. 式 (1) に実測値 σ_{cu} , V_f , V_m および近似値として σ_m^* にマトリックスの降伏応力を代入すると $\bar{\sigma}_{fu}$ が得られる.

Fig.2 に, 実験 A すなわちプレス温度を $773\ \text{K}$, プレス圧力を $50\ \text{MPa}$ とした場合の引張試験の結果を示す. 横軸にはプレス時間, 縦軸は複合体が引張強さを示す時の繊維 1 本当りの平均応力 $\bar{\sigma}_{fu}$ を示している. 実験結果には大きなバラツキが見られたが, $\bar{\sigma}_{fu}$ はプレス時間が $1.2\ \text{ks}$ 以下

Fig.2 Variation of $\bar{\sigma}_{fu}$ as a function of hot-pressing time at 773 K under a pressure of 50 MPa.

Fig.3 Variation of $\bar{\sigma}_{fu}$ as a function of hot-pressing temperature for a pressing time of 1.2 ks under a pressure of 50 MPa.

ではプレス時間の増加と共に上昇し、1.2 ks 付近で最大値を示し、それ以上の時間ではプレス時間の増加と共に減少する傾向が認められる。

Fig.3 は実験 B すなわちプレス圧力を 50 MPa、プレス時間を 1.2 ks とし、プレス温度を変化させた場合の試料の引張試験の結果である。横軸にプレス温度を、縦軸には Fig.2 と同様に $\bar{\sigma}_{fu}$ をとる。このグラフより、プレス温度を 723~823 K まで変化させた場合には、773 K でホットプレスした複合体が最高強度を示すことがわかった。ただし Fig.2 および 3 に示した $\bar{\sigma}_{fu}-t$ および $\bar{\sigma}_{fu}-T$ 曲線の実線はデータ点をつなぐようにとったものでありおよその傾向を示すものである。より正確な曲線を得るためにはさらに研究が必要である。

Fig.4 は実験 C すなわちプレス温度を 773 K、プレス時間を 1.2 ks とし、プレス圧力を変化させた場合の試料の引張試験の結果である。横軸はプレス圧力を、縦軸は $\bar{\sigma}_{fu}$ を示している。本実験の範囲内では、いずれのプレス圧力においても $\bar{\sigma}_{fu}$ はほぼ同程度の値を示すことがわかった。

Fig.4 Variation of $\bar{\sigma}_{fu}$ as a function of the pressure of hot-pressing at 773 K for 1.2 ks.

2. 破面観察

Fig.5 は引張試験によって得られた破断片のマクロな様相を示す。(a) は Fig.2 のグラフで $\bar{\sigma}_{fu}$ が最高値を示すプレス時間よりも短時間プレスした試料、(b) は $\bar{\sigma}_{fu}$ が最高値を示すプレス時間の試料、(c) は $\bar{\sigma}_{fu}$ が最高値を示すプレス時間よりも長時間プレスした試料の代表的な破断形態を示す。(a) ではボロン繊維とアルミニウムの接着が悪く、多くのボロン繊維がプルアウトしている様子が観察される。(c) ではボロン繊維とアルミニウムの接着が良く、ボロン繊維のプルアウトは見られず、破面も平滑に近い様相を呈している。(b) はこれらの中間の状態を示している。

Fig.5 に示した各試料の SEM 観察の結果を **Fig.6** に示す。(a), (a') は Fig.5(a) を拡大したもの、(b) (b') は Fig.5(b) を、(c), (c') は Fig.5(c) をそれぞれ拡大したものである。いずれも上段(a), (b), (c) は真上から観察したもの、下段(a'), (b'), (c') は斜め横から観察したものである。(a),

Fig.5 Typical macroscopic fracture morphology of the specimens prepared at 773 K under a pressure of 50 MPa for the pressing periods of 0.3 (a), 1.2 (b) and 10.8 ks (c).

Fig.6 Typical microscopic fracture morphology of the specimens prepared at 773 K under a pressure of 50 MPa for the pressing periods of 0.3 (a, a'), 1.2 (b, b') and 10.8 ks (c, c').

(a')からはボロン繊維がプルアウトしているだけでなく、Al板の接合も不完全であることがわかる。(b),(b')ではボロン繊維の一部のみがプルアウトしており、(c),(c')ではボロン繊維はプルアウトしておらず、繊維が破断した後にアルミニウムが塑性変形した様子がうかがえる。ここで(a),(a')のような破面を示したものをtype(i),(b),(b')および(c),(c')のような破面を示したものをそれぞれtype(ii),type(iii),と名づける。プレス温度を変化させた試料についても破断面観察をした結果、プレス時間を変化させた場合と同様に、 $\bar{\sigma}_{fu}$ が最高となる温度ではtype(ii)を示し、それよりも低温側ではtype(i)の破面を、高温側ではtype(iii)の破面を示す傾向のあることがわかった。またプレス圧力を変化させたものは、ほとんどの試料はtype(ii)の破面を示すことがわかった。

3. 荷重 - 伸び曲線

Fig.7に引張試験によって得られた代表的な荷重 - 変位曲線を示す。(a)はtype(i)の破面を示す試料、(b)はtype

Fig.7 Typical load-displacement curves of the specimens showing the fracture morphology of type (i) (a) and type (ii) (b).

(ii)の破面を示す試料で観測されたものである。(a)は複合体の破断は繊維破断の集積によりおこり荷重は最高となった後も繊維破断に対応して階段状に低下していることを示している。一方(b)では荷重は最高となった後瞬時に低下し、複合体の破断は、比較的弱い繊維の破断により生じる隣接未破断繊維への応力集中で、次々と未破断繊維が破断されておこる非集積型の破断であることを示す。Type(iii)の破面を示す試料もtype(ii)と同様の荷重 - 変位曲線を示した。

IV. 考 察

本実験結果より、調製した複合体の強度には界面接着の強さと脆性層生成による繊維強度の変化が寄与していると考えられる。つまり、type(i)の破面を示すものでは脆性層の生成による繊維強度の低下はないが界面の接着が弱いため複合体強度が低く、type(iii)の破面を示すものでは界面の接着は強いが繊維 - マトリックス界面の反応による脆性層生成のために繊維強度が低下し複合体強度が低下する。この中間の状態、すなわちtype(ii)の破面を示すものは界面の接着は強く、しかも脆性層の生成による繊維強度の低下がほとんどないために複合体が最高強度を示すと考えられる。緒言で述べたように、高強度複合材料を得るためには、界面反応による劣化がおこらない温度・時間範囲内で、良好な界面接着をもつよう調製する必要があるが、本実験結果より50 MPaの圧力で773 Kで1.2 ksのホットプレスすればほぼこの条件が満たされ、高強度の複合材料が得られることがわかった。この調製条件では複合材料中の繊維は約3 GPaの応力を負担できる。供給された繊維の平均強度は3.5 GPaであったから、マトリックスの強度を無視しても複合則の86%の強度が得られたことになる。本研究の目的の1つは界面状態を制御することにより高強

度の複合材料を得られる可能性をさぐることであったが、本実験により界面状態を制御すれば複合則に近い強度を得ることも可能であることが立証された。

本研究のもう一つの目的は変形・破壊挙動に関する考察を計算機シミュレーションと実験結果を対比して行うことである。計算機シミュレーションは前報で報告した計算方法⁽⁸⁾により応力集中係数や臨界長さを考慮して軽金属学会や金属学会で口頭発表した方法⁽⁹⁾に従って行なったが、紙数の関係でここではその方法の詳細については省略する。

計算機シミュレーションを行なうには(1)繊維・マトリックスの物性定数、(2)マトリックスの降伏応力、(3)繊維径、(4)試料長さ、(5)繊維間隔、(6)繊維の平均引張り強さとその変動係数を入力する必要がある。このうち(1)~(5)については文献値や実測値を入力した。また(6)については、調整した複合材料よりマトリックスを除去し、とり出した繊維について引張り試験を行なって得た値を入力した。本報では 773 K で 50 MPa でホットプレスを行なった試料のうち、type(i), (ii), (iii) の破面を示す 300 s, 1.2 ks および 10.8 ks のプレス時間の試料について上述の計算機シミュレーションを行なった。なお接着が弱い 300 s プレスの試料のシミュレーションでは界面の接着強さと界面剥離後の摩擦による剪断応力を入力する必要があるためプルアウト試験を行ないこれらの値を得た。シミュレーションに入力した値は Table 1 にまとめて示す。Fig. 8 にシミュレーションにより得られた代表的な荷重-歪曲線を示す。Fig. 7 と比較すると本シミュレーションはその特徴をほぼ再現しているといえる。ただし、シミュレーションでは全繊維が破断すると複合体も破断することになるが、実測の荷重-変位曲線では全繊維の破断後もマトリックスがなお荷重を负担していることを示しており、本シミュレーションは全繊維の破断後の複合体の挙動については良く再現しているとは言えない。しかし、全繊維が破

断する以前の挙動の特徴はよく再現されているので引張り強さを記述するにはさしつかえない。Fig. 9 は複合体破断時のプルアウトの代表的な様相を示す。“*” は破断箇所を、“0” は破断していない箇所を、実線はプルアウトによる破

Table 1 Input data for the computer simulation.

Young's modulus of fibre : 377 GPa
Shear modulus of matrix : 26.5 GPa
Diameter of fibre : 142 μ m
Shear yield stress of matrix : 25 MPa
Tensile yield stress of matrix : 50 MPa
Length of Composite : 10 mm
Fibre spacing : 350 μ m
Interfacial shear strength of type(i) : 10 MPa
Frictional shear stress at interface after interfacial debonding of type(i) : 2 MPa
Number of fibres contained in composite : 25
Tensile strength of extracted fibres :
3.55 $\pm$ 0.52 GPa (type (i))
3.47 $\pm$ 0.31 GPa (type (ii))
2.88 $\pm$ 0.19 GPa (type (iii))

Fig. 8 Typical load-strain curves of the composites showing the fracture morphology of type(i) (a) and (ii) and (iii) (b), obtained by the computer simulation.

Fig. 9 Fracture morphology of the composites of types (i) (a), (ii) (b) and (iii) (c), obtained by the computer simulation.

断面の凹凸を示す。300 s プレスの試料は (a) の 1.2 ks プレスの試料は (b) の破面を示した。10.8 ks プレスの試料は (c) の破面を示す場合と (b) の破面を示す場合が見られたが、1.2 ks プレスの試料に比してプルアウト長さは短くなった。Fig. 5 および 6 に示されるプレス時間が長くなるにつれプルアウトが少なくなる傾向は良く再現されている。Fig. 10 は複合体中の繊維が、複合体の引張り強さに寄与する応力を示す。○印は計算機シミュレーションにより得られた平均値、△印は実測値の平均を示し、両者はほぼ一致する。以上の計算機シミュレーションと実測データより複合体の引張り強さは界面接着が悪い場合は繊維の破断の集積により、界面接着が良い場合は、比較的弱い繊維が破断し、その応力集中により隣接繊維を次々に破断してゆく非集積型破断により決定されることがわかる。

界面接着がきわめて弱い場合は、(1) 一度破断した繊維はもはや荷重を負担しなくなる、および(2) 繊維の破断による隣接繊維への応力集中は実質上きわめて小さくなり⁽⁸⁾、各繊維は他繊維の破断には影響されなくなるという特徴がある。今、繊維の引張強さの集積分布関数が Weibull 分布⁽¹⁰⁾に従うと仮定すると、応力 σ での繊維の破断確率 P は

$$P = 1 - \exp\left(-l\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (2)$$

で与えられる。ここで l は繊維長さ、 σ_0 および m は定数である。応力 σ では N 本の繊維のうち $(1-P)N$ 本が荷重

を負担するので、繊維の負担できる荷重 L は、繊維断面積を A_f とすると

$$L = A_f N \sigma (1 - P) \quad (3)$$

で与えられる。 L は σ の増加と共に上昇し最大値を示した後低下する。この最大値は N 本の繊維の埋め込まれた複合体の引張り荷重のうち繊維の負担する荷重に相当する。 L の最大値は $A_f N (1/ml)^{1/m} \sigma_0 \exp(-1/m)$ であるから繊維 1 本あたりの応力 $\bar{\sigma}_{fu}$ は $A_f N$ で除して

$$\bar{\sigma}_{fu} = (1/ml)^{1/m} \sigma_0 \exp(-1/m) \quad (4)$$

となる。式(4)を用いると接着強さのきわめて弱い 773 K

Fig. 10 Comparison of the values of $\bar{\sigma}_{fu}$ obtained by the computer simulation with the experimental ones for types (i), (ii) and (iii).

Fig. 11 Schematic representation of the model composite in consideration of the relation of interfacial bonding strength to tensile stress of composites (a), and examples of relatively high interfacial bonding strength (b) and low interfacial bonding strength (c). The elements shown by "0", "*", and "I" mean "with application of load", "already broken" and "without application of load", respectively.

で 50 MPa の圧力下で 300 s プレスした試料の $\bar{\sigma}_{fu}$ は 2.6 GPa となる。この値は実測値やシミュレーションの値と近く、繊維本来の引張強さ 3.5 GPa を有効に利用しているとは言えない。次に界面剥離後の界面の摩擦抵抗は一定であるとして接着が比較的良好な場合と悪い場合を比較してみよう。今、複合体中に N 本の繊維があり、複合体の長さは l であるとする。複合体の長さを M 個に分割すると Fig. 11 (a) に示すように複合体全体としては MN 個の要素に分割され、単位要素は 1 個あたり $\bar{\sigma}=l/M$ の長さをもつ。接着が弱く界面剥離が生じると前報⁽⁴⁾で示したように臨界長さ l_c は長くなり、一度破断した繊維は破断部 ($x=0$) より $l_c/2$ の位置で未破断繊維と同一の応力になるが、 $x < l_c/2$ ではそれ以下の応力である。ここでは簡単のため、 $0 \leq x \leq l_c/4$ では破断繊維の応力をゼロ、 $x \geq l_c/4$ では未破断繊維と同じ応力であると近似して議論を進める。Fig. 11 (b) および (c) に接着の比較的良好な場合および接着が非常に弱く l_c が l より十分大きい場合の破断要素 (* 印) と応力を負担しない要素 (I 印) の例を示す。接着が弱くなれば破断していないにもかかわらず応力を負担しない要素 (I 印) が増加する。今この複合全体の歪を ϵ 、 i 行目に相当する断面での歪を ϵ_i とすると、 ϵ と ϵ_i は

$$\epsilon = \left(\sum_{i=1}^M \epsilon_i \right) / M \quad (5)$$

なる関係をもつ。複合体の荷重 L_c へのマトリックスの寄与を無視し、 i 行目の応力を負担しない要素数を n_i' とすると L_c は

$$L_c = A_f \epsilon_i E_f (N - n_i') \quad (6)$$

で与えられる。 E_f は繊維のヤング率である。 L_c は全断面で等しいことを考慮して式 (5) および (6) より ϵ_i を消去すると L_c は

$$L_c = A_f \epsilon M E_f / \left\{ \sum_{i=1}^M (N - n_i')^{-1} \right\} \quad (7)$$

で与えられることになる。もし n_i' の値を $i=1$ から M にわたって知ることができれば式 (7) を用いて L_c を計算でき、さらに繊維 1 本あたりの応力 $\bar{\sigma}_{fu}$ を

$$\bar{\sigma}_{fu} = L_c / A_f N \quad (8)$$

で求めることができる。Fig. 11 (b), (c) の例は 25 本の繊維中 6 本が切れた場合を示しているが、仮に $\epsilon=0.008$, $E_f=377$ GPa であるとすれば $\bar{\sigma}_{fu}$ は (b) では 3.05 (c) では 2.43

GPa となり接着の良好な場合 (b) は繊維の強化効率が低いことを示している。すなわち、接着の良否は l_c の値と密接に関連し、接着が悪い場合は l_c が長くなり、従って接着の良好な場合と繊維破断数が同じであっても n_i' は大きくなり σ_{fu} は低下する。

V. 結 論

(1) 界面反応による劣化のおこらない温度、時間範囲内で良好な界面接着をもつよう調整すれば高強度複合材料が得られるとの考えのもとづき、ボロン-アルミニウム複合材料を調製したところ、50 MPa の圧力で 773 K で 1.2 ks のホットプレス条件ではほぼこの条件が満たされることがわかった。

(2) 種々の界面状態のボロン-アルミニウム複合材料を調製し、変形破断挙動を調べた。実験結果および計算機シミュレーションにより、界面状態が複合体の変形、破壊挙動に及ぼす影響を定量的に把握できた。

本研究の一部は軽金属奨学会のグループ研究助成金によって行なわれたことを記し感謝の意を表します。

文 献

- (1) 例えば、K.G.Kreider : *Composite Materials*, Ed. by K.G.Kreider, Academic Press, New York and London, (1974), 1.
中田栄一 : 日本機械学会誌, **85** (1982), 72 ; 村上陽太郎 : 日本金属学会セミナー「複合材料の現状、問題、展望」, 日本金属学会, (1983), 1.
- (2) A.Kelly and W.R.Tyson : *J.Mech.Phys. Solids*, **13** (1965), 329.
- (3) S.Ochiai and Y.Murakami : *Met. Trans.*, **12A** (1981), 1155.
- (4) S.Ochiai and Y.Murakami : *Z.Metallk.*, **72** (1981), 827.
- (5) S.Ochiai, Y.Irie, K.Osamura and Y.Murakami : *Z.Metallk.*, **74** (1983), 44.
- (6) S.Ochiai, K.Osamura and Y.Murakami : *Z.Metallk.*, **74** (1983), 68.
- (7) D.L.McDanel, R.W.Jech and J.W.Weeton : *Trans. Met. Soc. AIME*, **233** (1965), 636.
- (8) 落合庄治郎, 安部研吾, 長村光造 : 日本金属学会誌, **48** (1984), 1021.
- (9) 安部研吾, 落合庄治郎, 長村光造 : 日本金属学会講演概要, (1983・10月), p.569 および 日本軽金属学会第 66 回大会講演概要集, (1984・5月), p.5.
- (10) W.Weibull : *J.Appl. Mech.*, **18** (1951), 293.