非 晶 質 複 合 合 金

猪俣浩一郎* 島 貫 専 治** 芳 野 久 士**

1. は じ め に

近年、複合材料が注目を集めている。それは各種機器の高性能化、小形化、高信頼化に伴いそれに使用される部品、材料の高性能、多機能および高信頼性が要求されるためと思われる。

一般に複合化によるメリットは、(a)相補作用の実現((A) + (B) = (A + B)), (b)新しい機能性の実現((A) + (B) = (C))にある。通常、複合材料という場合には(a)を指す場合が多い。

一方、最近各方面から注目を浴びている非晶質合金は磁氣的、電氣的、機械的および化学的性質などにおいて特異な性質を有しておりその実用化が期待されている⁽¹⁾⁽²⁾。これら非晶質合金を用いてたとえば非晶質合金-非晶質合金、あるいは非晶質合金-結晶質合金からなる複合金(以下両者を含めて非晶質複合金と称す)を作製することができれば非晶質合金の特異性が活かされた高性能な新材料が期待される。

異種金属からなる複合金は従来、加熱加圧によるはり合わせ、溶接法、クラッド法などが用いられているが、非晶質合金は高温で加熱すると結晶化してその特異な性質を消失すること、非常に硬いことなどから上記プロセスを非晶質複合金の製造に適用することは困難である。最近、非晶質合金の複合法として爆発圧接法⁽³⁾が試みられているが、この方法は量産性に乏しいものと思われる。

著者らは熔融急冷法により非晶質合金を作製する時に同時に複合化を行う方法を開発した⁽⁴⁾。この方法は非晶質合金の製造法の1つであるロール法がそのまま使用出来るため大量生産が可能である。また、省エネルギー的でもあるので従来の結晶質金属の複合法を一部取って

代わることも可能である。以下、本方法について詳述する。

2. 熔融直接複合法

双ロール法を用いて複合金を作製することを考える。図1において、高速回転するロール上に2種類の異なる熔融金属A, Bを器器先端ノズルより噴出し、互いに接合すると同時に急冷するものとする。この時、2種金属が混合することなく、しかも十分な接合強度を持って接合されるためには、A, B金属が互いに適当な相対位置関係をもって噴出されなければならないであろう。また、A, Bのうち少なくとも一方が非晶質状態を形成するためには高速急冷されなければならない。これらを満足させ得る製造条件を見出すためには、下地となるA金属の単ロールによる冷却過程を知らなければならない。

Ruhl⁽⁵⁾はスプラットクエンチングの冷却過程を検討した。それによれば、冷却速度を決める最も重要な因子はスプラットの板厚および冷却媒体とスプラット間の熱接触の状態であり、冷媒とスプラット間の熱伝達係数 h が小さく $h \cdot d / k_s < 0.015$ の場合にはスプラット内の温度勾配のないいわゆるニュートン冷却が成立する。ここで d はスプラットの板厚、 k_s はスプラット材の熱伝導度である。

図1 非晶質複合金作製の模式図。

* 東芝総合研究所金属セラミック材料研究所主任研究員

** 東芝総合研究所金属セラミック材料研究所研究主務
Amorphous Composite Alloys; Koichiro Inomata, Senji Shimanuki, Hisashi Yoshino (Toshiba Research and Development Center, Kawasaki)
1981年6月1日受理

単ロール法の場合、金属テープとロール間の熱接触はあまり良くないのでニュートン冷却で大体は記述できると思われるが、この点について少し実験的に検討した。

図2に示すように双ロールの一方のロール上に噴出位置(l)を種々変えて熔融金属を噴出し、双ロールで圧延して各種板厚材を作製した。得られた板厚 d を噴出後の時間の関数として示すと図2のようになる。ここで実験に用いた金属は $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ 合金(融点1263 K)でロール材質は鉄系である。製造条件は、ロール直径(D)0.2 m, ロール回転数(N)13.3 s⁻¹(800 rpm), ガス圧80 kPa, ノズル径(r)0.65×10⁻³ m, ロール間面圧(p)39.2 kN(4 ton), 合金の噴出温度1373 Kである。合金が第1のロールに噴出され第2のロールに接触するまでの時間 t は $t=60l/(\pi \cdot D \cdot N)$ により求めた。

$J/m^2 \cdot s \cdot K$, $\rho=7.8 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, $c_p=420 \text{ J/kg} \cdot K$, 鉄ロールに対して $h=8.4 \times 10^3 \text{ J/m}^2 \cdot s \cdot K$ および $T_B=293 \text{ K}$, $T_S=1373 \text{ K}$ を仮定すると(1)より $d=50 \times 10^{-6} \text{ m}$ および $130 \times 10^{-6} \text{ m}$ に対する冷却曲線は図2のように求められる。図より板厚によって冷却曲線はかなり異なることがわかる。

図2で $d=130 \times 10^{-6} \text{ m}$, $t=5 \times 10^{-3} \text{ s}$ に対するニュートン冷却から求めた温度は $T=1273 \text{ K}$ である。この温度は用いた合金の融点に近い。すなわち、実験的に得られた板厚が急激に増大し始める時間とニュートン冷却曲線が用いた合金の融点に達するときの時間とがほとんど等しい。これは、計算において仮定された数値を考えると、ニュートン冷却を単ロール法に適用することは大きな間違いにはならないことを意味しよう。

図2 ニュートン冷却から求めた溶融合金噴出後の合金の温度曲線。板厚 d は噴出位置(l)を変えて実験的に求められた。

上記実験において、噴出された合金は一方のロールにより冷却され、双ロールのロール間圧力により圧延される。従って、 l が大きいくほど圧延率は低下するので、得られるテープの板厚は厚くなる。図2より板厚は $t=5 \times 10^{-3} \text{ s}$ ($l=4.5 \times 10^{-2} \text{ m}$)を越えると急激に増大する。このことは $l \geq 4.5 \times 10^{-2} \text{ m}$ の位置に噴出された溶融合金は双ロールの接触点直前ではすでに比較的温度の低い固体になっていることを意味する。同じ製造条件を用い、双ロールのロール間に大きなギャップを設け、見かけ上単ロール方式を用い $t=5 \times 10^{-3} \text{ s}$ の位置に噴出した時の板厚は $130 \times 10^{-6} \text{ m}$ であった。

次にニュートン冷却の場合の冷却曲線を求める。ニュートン冷却における噴出後の温度は次式で与えられる⁽⁵⁾。

$$T = T_B + (T_S - T_B) \exp(-ht/\rho \cdot c_p \cdot d) \quad (1)$$

ここで T_B , T_S はそれぞれ冷媒および金属の熔融温度, ρ および c_p は金属の密度および比熱であり, t は噴出後の時間である。上記 $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ 合金に対して $k_s=71$

単ロール法の冷却曲線がニュートン冷却で大略記述出来ることがわかれば、非晶質複合金を作製する場合、第2のB金属の噴出位置を推定することができる。すなわち、用いた製造系において、非晶質が得られるための合金の板厚を予め知り、その板厚に対してニュートン冷却より求めた温度がその合金の凝固点近傍になるまで経過した位置(dl_c)に第2金属を噴出させればよい。第2金属の噴出位置が dl_c よりも近づきすぎると2種金属が混合して鋭い界面を有する複合金が得られず、離れすぎると接合強度が十分でなかったり、結晶化が生じてしまったりする。

図2の実験の場合について具体的に述べる。得られた合金をX線で調べたところ、 $d \leq 86 \times 10^{-6} \text{ m}$ に対して非晶質であった。従って、例えば $d=50 \times 10^{-6} \text{ m}$ の $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ 非晶質合金テープを製造するようにロール回転数およびガス圧を調整した場合、上記合金の噴出後 $(3 \sim 6) \times 10^{-3} \text{ s}$ の温度は図2より1223~1123 Kに相当し、この温度は合金の凝固点に近いであろう。従って、

図3 ニュートン冷却から求めた冷却曲線のロール材質依存性.

上記合金を噴出後 $t = (3 \sim 6) \times 10^{-3} \text{ s}$ に相当する位置に第2金属を噴出し、全板厚を $86 \times 10^{-6} \text{ m}$ 以下にすれば、鋭い接合境界を有する非晶質複合金の作製が可能であろう。

非晶質複合金を得るための Δl_c は材料の種類, D , N , ρ , r などのほか, 合金の熔融温度に大きく依存することは上述より理解されよう。また, ロール材質によっても Δl_c は左右される。例えば, 銅ロールと鉄ロールを用いた場合のニュートン冷却曲線を求めると図3のようになる。ただし, 銅ロールの場合の熱伝達係数は $h = 42 \times 10^3 \text{ J/m}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{K}^{(5)}$ とし, 溶融合金を Fe 系, 熔融温度を $T_s = 1673 \text{ K}$, $T_B = 293 \text{ K}$, $d = 40 \times 10^{-6} \text{ m}$ とした。また, 合金は過冷却のため融点よりも低い温度, 例えば 1273 K で凝固すると仮定した。この時, 非晶質合金でない場合を考えると, 凝固の際に $\Delta H_F \cdot d$ の熱が合金薄帯より放出されるため,

$$ht = \Delta H_F \cdot d / T_F \quad (2)$$

で与えられる時間だけ温度は一定に保たれることになる。ここで, ΔH_F は凝固のエンタルピー, T_F は凝固温度である。Fe 系合金の場合, $\Delta H_F = 1.76 \times 10^9 \text{ J/m}^3^{(6)}$ とした。図3より銅ロールの方がかなり早く冷却し, したがって銅ロールを用いて非晶質複合金を得るためには鉄ロールに比べて Δl_c はより小さくなることがわかる。 Δl_c があまり小さくなると, 2つのノズルが近すぎてその設定が技術的に困難になる。その意味では銅ロールよりも鉄ロールを用いた方が好ましい。

双ロール法を用いて非晶質複合金を作製する場合, 図1の方法の外に図4(a)に示した方法も考えられる。この方法は2種類の溶融合金を双ロールの別々のロール上にそれぞれ射出し, 2つの合金薄帯を接合する方法である。射出位置を種々変えて実験を行なって見たが, 非晶質複合金は得られるものの接合強度が弱く, 簡単に

剥離してしまう。これは2種金属の接触時間が長く取れず, 接合界面にある原子が十分拡散するだけの時間がないためと思われる。

非晶質複合金の製造は双ロール法のほかに図4(b)に示した単ロール法を用いて作製することができる。この場合には, 図1に示した双ロール法に比べて第2ロールによる冷却効果がないため, 可能な非晶質複合金の板厚はより薄くなるが圧延工程がないため, ロールの寿命が長く, しかも材料に合わせて任意にロール材質を選択できることからより実用的である。

非晶質複合金の製造において, 融点の異なる2種金属を単ロール法を用いて作製する場合, 融点の高い方の金属を先に噴出し, その上に融点の低い方の金属を噴出するのが良い。これを逆にすると下地金属の結晶化が生じる。

図4 非晶質複合金の他の作製方法の模式図。
(a) 双ロール法 (b) 単ロール法

3. 非晶質複合金の製造例

以下, 単ロール法を用いた非晶質複合金の作製例を非晶質-非晶質および非晶質-結晶質の場合にわけて示す。

(1) 非晶質-非晶質複合金

図4(b)に示した方法を用いて, $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ (A) 非晶質合金と $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ (B) 非晶質合金とから成る非晶質複合金の製造を試みた。A 合金 ($T_m = 1263 \text{ K}$) を石英ルツボ1に, B 合金 ($T_m = 1123 \text{ K}$) を石英ルツボ2に挿入し $\Delta l = 25 \times 10^{-3} \text{ m}$ に設定した。複合状態を目で見易くするために, 2つの合金のテープ幅を変えた。これはノズル形状を変えることにより行い, ルツボ1のノズル形状はスリット状とし, スリット厚 $0.5 \times 10^{-3} \text{ m}$, スリット幅 $12 \times 10^{-3} \text{ m}$ とした。ルツボ2のノズルもスリット状で, スリット厚 $0.5 \times 10^{-3} \text{ m}$, スリット幅 $20 \times 10^{-3} \text{ m}$ とした。用いた製造パラメータの値は, $p_1 = p_2 = 40 \text{ kPa}$,

$D=0.2\text{ m}$, $N=41.7\text{ s}^{-1}$ (2500 rpm), ロール材質=鉄系, $T_{SA}=1373\text{ K}$, $T_{SB}=1223\text{ K}$ である. ロールとノズル間のギャップはいずれも $0.2\times 10^{-3}\text{ m}$ とし, 製造は大気中で行なった.

得られた複合金の写真を写真 1 (a) に, その形状を模式的に (b) に示す. また, 複合金のロール面および自由面の X 線回折パターンを図 5 に示す. これより得られた複合金は非晶質であることがわかる. 非晶質複合金の結晶化温度を DTA を用いて測定した. そのパターンを図 6 に示す. 3つの発熱ピークが観測され, それらに対応する温度はそれぞれ $T_{x1}=691\text{ K}$, $T_{x2}=735\text{ K}$ および $T_{x3}=768\text{ K}$ である. T_{x1} は $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ 非晶質合金の結晶化温度 691 K に, T_{x2} , T_{x3} は $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ 非晶質

写真 1 非晶質複合金の試作例.
(a) 実物写真 (b) 形状を示す図

図 5 試作した非晶質複合金の X 線回折像.

図 6 試作した非晶質複合金の DTA パターンと各構成非晶質合金の DTA パターンの比較.

合金の発熱温度 733 K , 763 K にそれぞれよく一致している.

次に, 非晶質複合金の接合境界を観察するために EPMA を用いて断面の組成像, 面分析および線分析を行なった. 結果を写真 2, 図 7 に示す. 写真 2 の組成像で白い部分は Pd を含む層, 黒い部分は Ni を含む層でありその境界は極めて明瞭である. また, 面分析から Ni と Pd の分布は明瞭な境界を形成していることがわかる. さらに 2 種合金が鋭い境界をなして接合されていることは図 7 の線分析から一層明らかであろう. 以上, 作製された複合金は異種の非晶質合金の 2 層から成り, その接合界面は極めて鋭いことが判明したが, 本複合金を 180° 折曲げても破断することがなく, 接合部の剥離も全く認められなかった.

次に, $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ (A) と $\text{Co}_{64.5}\text{Fe}_{4.5}\text{Cr}_6\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (C) のいずれも磁性体からなる非晶質複合金の試作例について述べる. 作製条件は $T_{SA}=1373\text{ K}$, $T_{SC}=1473\text{ K}$, $dl=20\times 10^{-3}\text{ m}$ としたこと以外は上記複合金の試作の場合と同じとし, A 合金を容器 2 に, C 合金を容器 1 に挿入した. 得られた複合金は両面とも非晶質であり, かつ接合界面も極めて鋭いことが X 線および EPMA により確認された.

写真2 試作した非晶質複合金の断面の組成像およびX線による面分析。

本非晶質複合金の透磁率の温度変化および直流磁化特性を測定したところ図8, 9の結果が得られた。図8は2つのキュリー点を示し、それを外挿法から求めると $T_{C1}=346\text{ K}$, $T_{C2}=453\text{ K}$ となる。この値はそれぞれAおよびC非晶質合金のキュリー点 348 K および 453 K と良く一致している。図9は2段ヒステリシス曲線を示している。保磁力は $H_{C1}=1.44\text{ A/m}$, $H_{C2}=2.56\text{ A/m}$ と求められる。一方、AおよびC非晶質合金を単ロール法を用いて単独に作製すると、保磁力はそれぞれ 2.08 ,

図7 試作した非晶質複合金の境界面の線分析。

図8 試作した磁性体同志からなる非晶質複合金の透磁率の温度変化。

1.68 A/m であった。保磁力の値は一般に製造条件によって大きく影響を受けるが、本複合金においてもそれが現われている。

非晶質複合金の境界層が加熱によりどう変化するかは興味のあるところであるが、前記AおよびBからなる非晶質複合金を 573 K で $7.2 \times 10^3\text{ s}$ (2 h)および 623 K で $3.6 \times 10^3\text{ s}$ (1 h)真空中で熱処理した後の界面の組成像は全く変化が認められなかった。

以上は非晶質複合金の製造の成功例であるが、製造

図9 試作した非晶質複合金の直流磁化特性.

写真3 非晶質複合金の接合境界が乱れた場合の組成像.

条件が適当でないと接合境界の鋭い複合金が得られない. 写真3は dl が近すぎた場合の EPMA 分析結果である. 2 種合金が複雑に混合し明瞭な境界が認められないことがわかる. この場合の DTA を測定すると図6と全く同じパターンが得られる. すなわち, 2 種合金はともに非晶質の状態で混合している結果となる.

(2) 非晶質-結晶質複合金

非晶質と結晶質の組合せからなる複合金の試作例として, 燐青銅と $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ (A) 合金の複合金について述べる. 非晶質-結晶質複合金を製造する場合には, 結晶質合金を先に噴出し, その上に非晶質化する合金を噴出した方がよい.

図4(b)において, 燐青銅を石英容器1に, A合金を石英容器2に挿入した. 容器1のノズルは幅 3×10^{-3} m, 厚み 0.5×10^{-3} m, 容器2のノズルは幅 10×10^{-3} m, 厚み 0.5×10^{-3} m のいずれもスリット状とし, その他の製造パラメータは表1に示した. 燐青銅は酸化し易いので, 本複合金の製造は He ガス雰囲気中で行なった. 得ら

表1 単ロールを用いた燐青銅 (1) $\text{Ni}_{59}\text{Fe}_{19}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ (2) 非晶質合金からなる非晶質複合金の製造条件.

合金	熔融温度 (K)	ガス圧 (10^3 Pa)	ロール-ノズル間ギャップ (10^{-3} m)	ノズル間距離, dl (10^{-3} m)	ロール材質
1	1473	20	0.2	25	鉄
2	1423	20	0.2		

(a)

(b)

図10 結晶質合金と非晶質合金とからなる非晶質複合金のX線回折像.

- (a) 非晶質合金側にX線を当てた場合
(b) 結晶質合金側にX線を当てた場合

れた複合金の形状はA合金が幅 10×10^{-3} m, 厚み 34×10^{-6} m, 燐青銅は幅 3×10^{-3} m, 厚み 29×10^{-6} m であった.

複合金のA合金側および燐青銅側にそれぞれX線を当てた時の回折像を図10(a), (b)に示す. A合金は非晶質, 燐青銅は結晶質であることがわかる. 燐青銅の回折像はCuの(111), (200), (220)などのピークを示し, 方向性は認められなかった. 接合境界は鋭く, 剥離も全く生じなかった.

4. 非晶質複合金の応用

本製造方法を用いた非晶質複合金の応用の可能性について2, 3の例を述べる.

(1) 2段ヒステリシス材料

2段ヒステリシスを有する磁性体は多値記憶素子, 電子交換機用自己保持形スイッチ⁽⁷⁾などに検討されている. また, 最近ではディストリビューター, 回転センサー, 磁気カードリーダー, パルスジェネレータなどに2段ヒ

ステリシスを有するウィーグンドワイヤが検討されている⁽⁸⁾。

図9で示した2段ヒステリシスを有する非晶質複合金は保磁力の小さい高透磁率材同志の複合体である。従来、このような材料は斜め蒸着法あるいは複雑な工程の熱処理と引張り加工の組合せなどにより作製され、かなり制御された製造条件が必要である。それに比べて本方法は単純工程であり、ウィーグンドワイヤとして使用できる可能性がある。

一方、材料系を変えて、例えば半硬質材料同志の複合金を作製すれば、電子交換機用の自己保持形スイッチとして使用できよう。

(2) 接点材料

非晶質合金は一般に結晶化温度が673~873 Kと低く、結晶化すると非晶質特有の性質が失われることから大電流が流れる機器の接点としては使用できない。しかし、小電流で使用されアーク発生が生じないような小形軽量負荷用のリレー、スイッチ、コネクターなどへの分野へは適用できる可能性がある。このような接点材料には次のような特性が要求される。

- (a) 導電率が大い
- (b) 耐食性に優れ、接触抵抗の変動が少ない。
- (c) 耐摩耗性に優れる。
- (d) 耐粘着性に優れる。
- (e) 結晶化温度が高く、熱安定性に優れる(非晶質合金の場合)

筆者らは上記特性を満たす非晶質合金の検討を行ない、 $(\text{Pd}_{0.95}\text{Au}_{0.05})_{83.5}\text{Si}_{16.5}$ 非晶質合金を開発した。本非晶質合金の物理特性を従来接点の金と比較して表2に示す。引張強度、硬度が金より著しく大きいことがわかる。

図11には323 K、4 ppm H_2S ガス中に浸漬した後の接

表2 接点用材料の特性比較。

材 料	非晶質合金 ($\text{Pd}_{0.95}\text{Au}_{0.05}$) $_{83.5}\text{Si}_{16.5}$	結晶質金属 Au
特 性		
比抵抗 ($10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$)	69	2
硬 度 (Hv)	430	20
引張強度 (MPa)	1372	1.18
結晶化温度 (K)	657	—
脆化温度* (K)	656	—

* 1800 s (0.5 h) 熱処理後の曲げ試験⁽⁹⁾より求めた。

触抵抗の変化を金と比較して示した。本非晶質合金は金に比べて接触抵抗の変動が少ないことがわかる。同図には同非晶質合金を加熱して結晶化させたものについても示してあるが、非晶質の方が優れていることがわかる。

次に、耐粘着特性について検討した。一般に、硬い材料ほど耐粘着性は優れており、高硬度を有する非晶質合金は優れた耐粘着性を発揮することが期待される。

材料本来の耐粘着性を評価するためには表面状態を極めてクリーンな状態にする必要がある。筆者らは高真空中で機械的摺動により新しい面を作り、直ちに耐粘着性を測定する装置を試作した。本装置は 1.3×10^{-7} Pa (1×10^{-9} Torr) の高真空中で試料に所定の圧力の荷重を加え、それを微量量摺動した後試料を引きはずしその時の開離力を測定することにより耐粘着性を評価するもので

図11 接触抵抗の323 K、4 ppm H_2S 中浸漬後の時間変化。

図12 2.7×10^{-7} Pa (2×10^{-9} Torr) 中の耐粘着特性の比較。

図13 複合接点材料の構造例。

ある。各種接触力を変えて測定した上記非晶質合金の開離力を金と比較して図 12 に示す。これより本非晶質合金の開離力は実験した範囲内 (100×10^{-3} N 荷重まで) で零であり金に比べて著しく優れていることがわかる。

以上、本非晶質合金は耐食性、耐粘着性および機械的特性が従来接点の金よりも優れており、新接点材料として使用出来る可能性がある。

非晶質合金を接点として使用する場合には、本複合金製造法を用いて、基体の一部に非晶質合金を接合して用いれば良い。この時の構造は例えば図 13 のようにすることができる。基体としてはバネ特性に優れた結晶質金属または非晶質金属であることが望ましい。

5. お わ り に

溶融直接複合法による非晶質 - 非晶質および非晶質 - 結晶質からなる非晶質複合金について、双ロールおよび単ロール法を用いた製造法および単ロール法を用いた試作例について述べた。

本製造法における最重要点は 2 種金属の相対的噴出位置である。第 2 金属の噴出位置は下地となる第 1 金属の噴出後の温度がその凝固温度に等しくなる時間をニュートン冷却から計算することにより予め予想することができる。この噴出位置は溶融温度、板厚、ロール材質にかなり依存するが、通常 $20 \sim 50 \times 10^{-3}$ m 程度である。

非晶質複合金が単ロール法を用いて作製することができることはその製造が実用的であることを意味し、各種材料の組合せからなる複合金を高速で作製すること

ができる。とくに、非晶質合金はその性格上溶接が困難であることを考える時、本製造法を用いた非晶質 - 結晶質の組合せからなる複合金の製造は応用上興味深いものがあると言えよう。

今後、本製造法をさらに発展させることにより非晶質合金の応用範囲がさらに拡大することを期待する。

本製造技術は勿論、結晶質金属同志の複合金の製造にも適用することができる。とくに脆性材料、加工が困難な材料を含む複合金の製造には有効であろう。

最後に、本研究を進めるに当り有益なご助言と激励を戴いた金属セラミック材料研究所 勝田所長、一ノ瀬主幹および沢崎特別研究室 千葉主幹に感謝の意を表します。

文 献

- (1) 増本 健編：非晶質金属の特性，日本金属学会会報，**15**[3] (1976)。
- (2) 日本金属学会セミナーテキスト，非晶質材料の特性と応用，(1979)。
- (3) Carl F. Cline and Robert W. Hopper : Scripta Met., **11** (1977), 1137.
- (4) K. Inomata, S. Shimanuki and M. Hasegawa : Jap. J. Appl. Phys., **19** (1980), L625.
- (5) R. C. Ruhl : Mater. Sci. Eng., **1** (1967), 313.
- (6) N. Funakoshi, T. Kanamori and T. Manabe : Jap. J. Appl. Phys., **16** (1977), 1.
- (7) 小野堅一，高橋俊夫：金属，**50** (1981), 14.
- (8) 山川和郎：金属，**50** (1981), 11.
- (9) F. E. Luborsky and J. L. Walter : Mater. Sci. Eng., **35** (1978), 255.

◆学協会だより◆

Fifth International Conference on Titanium

時：1984 年 9 月 9 日～14 日

所：Munich (West Germany)

主催：The Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V.

共催：The Japan Institute of Metals

American Society for Metals

Société Française de Métallurgie

The Academy of Sciences U.S.S.R.

The Metals Society

The Metallurgical Society of A.I.M.E.

照会先：Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V.,
Adenauerallee 21, D-6370 Oberursel 1
West Germany