

アルミニウムの Mechanical Alloying と繊維強化

アルミニウム合金

Aluminum alloy made by mechanical alloying and fiber reinforced aluminum

堀内 良*・小原 嗣朗**

Ryo HORIUCHI* and Shiro KOHARA**

はじめに

これまでの講座では毎号工夫を重ね、技術の粋を集め、優れた製品を生み出す製造技術の姿が紹介されてきた。ところでこの講座も最終回、できることなら明日の製品を目指して胎動する新技術の解説でしめくりたいというのがこの連載の企画であつた。どなたにお願いしようかと執筆者を探しあぐねているうちになんとなく編集委員長の責任でとりまとめる破目になつた。しかし、残念ながら著者には将来の新製品を予見するということはとても無理なので、ここでは現在の主流である溶解、鋳造、加工という工程以外の方法で特徴のある特性を確保しようとする試みが採られている機械的合金法と繊維強化アルミニウム合金について明日の製品として発展することを期待して解説することとした。

なお、本稿は、前半の機械的合金法については堀内が、後半の繊維強化アルミニウム合金については、小原が分担執筆した。この二つの分野は方法は異なるがともにかなり手間ひまがかかるもので、製品として cost-performance を考えるとそれぞれ問題を含んでいる。直接数字として現れる cost の低減が製造技術として重視されるのは当然ながら、明日の製品には知恵と手間をこめて performance の拡大をはかるのも一つの道と思われる。

I. 機械的合金法 (Mechanical Alloying)

Mechanical Alloying にはまだ定まった訳語はないが、直訳で機械的合金法と呼ぶことにしよう。これは金属粉を高エネルギーボールミルなどを用いてよく練りあげることによつて分散物を細かく、均一に分布させることを中心とした技術で、普通の粉末冶金法で成型されたもの

を「おにぎり」だとすれば、この方法はよくこねあげて「おもち」に仕上げることをねらつたものといえる。この方法は1970年に Benjamin¹⁾ によりジェットエンジンなどに用いられる耐熱合金のスーパーアロイの特性の改善方法として開発されたもので、新しい組成の分散強化型スーパーアロイの製造に成功している。アルミニウムについては、やはり Benjamin らが1977年に Mechanical Alloying による Al_2O_3 分散強化アルミニウム²⁾ について、また1981年に分散強化 Al-Mg 合金³⁾ について報告している。この方法は生まれてから日が浅く、報告も少ないのでこの利害得失を詳しく評価することはできないが、コロンブスの卵に似た単純な発想ながら通常の溶解鋳造といった方法の制約を超えた合金を造り出す展望をひらいているという意味で注目したいものと考えている。

1. 分散強化アルミニウム

純アルミニウムの地に酸化物 (Al_2O_3) を分散させた粉末冶金法によるアルミニウムは SAP としてよく知られている。SAP の強度は Al_2O_3 の量を増加させると増大するので、高強度をねらつた合金では Al_2O_3 を12~15%程度含有させている。SAP における分散相の Al_2O_3 は粉末の表面に形成された酸化物によつていて、圧縮、押し等で成形された製品では酸化物は粉末粒子境界にフレーク状で押し出し方向に線状に配列し、不均一な分布となつている。この分散相を微細、均一に分布させることができれば、より少量の酸化物で強化が可能になり、高強度で導電性に優れたアルミニウムを得ることが可能になる。Benjamin と Bomford²⁾ はこのようなねらいで機械的合金法により3~5%の分散相を含むアルミニウムで12%の Al_2O_3 を含む SAP より優れた強度を得ることに成功した。彼らはアトライター† (Attritor) と呼ば

* 宇宙科学研究所

** 東京大学工学部

† Union Process 社の商品名、中心の回転軸に枝がついた形のインペラーで、ボールを攪拌するタイプのボールミル。

表1 機械的合金法による分散強化アルミニウム押出棒の分析値²⁾

合金	添加剤	重量%			容積%	
		C	O	OのAl ₂ O ₃ 換算	C	Al ₂ O ₃
A	1.85%ステアリン酸	1.53	1.85	4.05	2.07	3.26
B	1.0% "	0.79	2.40	5.20	1.08	4.20
C	0.86%メタノール	0.28	1.92	4.15	0.38	3.35
D	0.86% "	0.28	1.36	2.95	0.38	2.38
E	0.65% "	0.29	1.44	3.11	0.39	2.51

れる高エネルギーボールミルを用いている。この種のミルはもともとは微細粒粉砕用で普通は湿式で用いられている。機械的合金法では粉末がボールにたたかれて薄くのばされ、その際新しく生じた面同士が圧着され粉末の圧接が生じ、粒の径が増大する。しかしある程度大きくなつた粉末はボールにたたかれて再び砕かれる。このような圧接と粉砕のバランスを利用して分散相が内部まで均一に分布した粉末を作ることがねらいなので、ニッケル基合金では界面活性剤のような添加剤は加えることなく乾式で運転されている。アルミニウムは圧着の傾向が強く、乾式ではボールやタンクにこびりついてしまうので、適量のステアリン酸かメタノールを添加する。このため粉末を熱間成形した後は分散相として酸化物以外に炭素あるいは炭化物が存在する。成形加工としては熱間圧縮(510~538℃)後、454~482℃で丸棒に押し出している。押し出し棒の分析結果は表1のようである。この分析値からみると押し出し棒にはかなりの炭素が含まれている。この炭素はほぼ添加剤中の炭素量に対応している。これを減らすため粉末を溶剤で処理してみたが効果はなく、添加剤はほとんど粉末内部に封じこめられていると考えられている。この炭素は彼らの分析では無定形とされているが、後に Nix ら^{4),5)}は電子顕微鏡観察で Al₄C₃ 粒子の存在を同定している。したがって炭素系の分散相は一部は Al₄C₃ の炭化物を形成していると考えられる。押し出し棒の組織は粒径が約0.5ミクロンで、Al₂O₃の分散粒子はほとんどが約300Åと微細なものであつた。この微細なアルミナ粒子はボールミルで粉砕中に生じた新生面の酸化によるものと考えられている。機械的性質は表2に示すように優れたもので、3%程度の Al₂O₃を含むこの材料が10%以上のアルミナを含むSAPと同等以上の強度を示し、延性も優れている。表3は強度と導電率を他のアルミニウム合金と比較したもので、強度×導電率で見ると、C, D, Eのこの合金は確かに優位にある。図1は合金Eの押し出し棒を線引したものの焼鈍による導電率と引張り強さの変化を示したもので、焼鈍時間は6時間である。これによると焼なましによる導電率の変化はほ

表2 押し出し棒の室温における機械的性質²⁾

合金	0.2%耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	絞り, %
A	43.3	46.3	3.5	19.5
B	38.5	41.9	11.0	34.0
C	33.2	37.7	11.5	46.5
D	28.9	33.0	14.5	44.0
E	26.9	31.9	14.5	37.5

表3 機械的合金法による分散強化アルミニウムと他のアルミニウム合金との引張強さと導電率の比較²⁾

合金	引張強さ, kg/mm ²	導電率
C	34.6	52.1
D	35.7	52.8
E	33.9	53.0
EC Al (H-19)	19.0	62.5
5005	19.0	53.5
6201	33.8	53.5
SAP 930 (7%Al ₂ O ₃)	24.6	53.5
SAP 895 (10.5%Al ₂ O ₃)	33.0	49.8
SAP 865 (13.5%Al ₂ O ₃)	37.8	39.5

とどないが、500℃まではほとんど軟化が観測されていない。このような強度、耐熱性、導電率の特長だけでは機械的合金法のように手間をかけて割りの合うことかどうかは分らないが、一つの可能性の例としては注目しておきたいものと思われる。

2. 分散強化 Al-Mg 合金

Benjamin と Schelleng⁹⁾ は地を耐食性のよい Al-Mg 合金として分散強化と固溶体強化の組合せをねらつた機械的合金法を試みた。この実験では市販の純アルミニウム粉とマグネシウム粉を高エネルギーボールミルに入れて混合、圧着、粉砕を行っている。まず注目すべきことは、この過程でアルミニウムとマグネシウムの均一な混合が行われるだけでなく、固相反応で Al-Mg の固

12

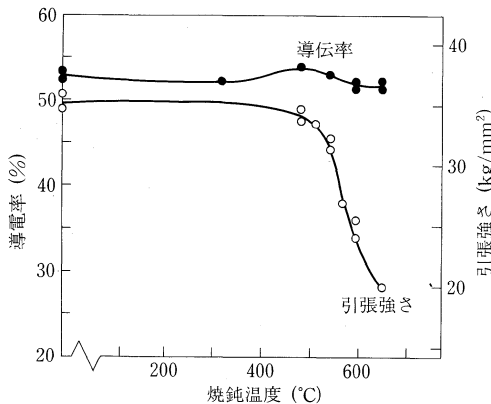


図1 機械的合金法によるアルミニウムの導電率と強度におよぼす焼鈍温度の影響²⁾ (焼鈍時間, 6 hr)

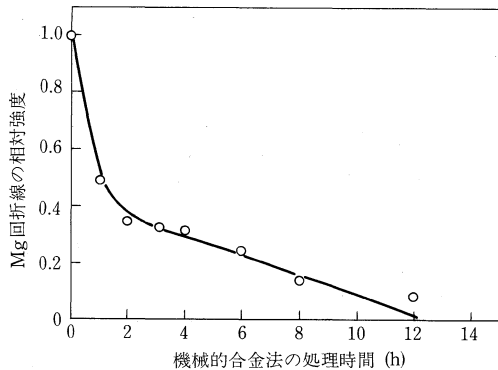


図2 X線回折から求めた機械的合金法による Al 中への Mg の溶解³⁾

溶体が生じることである。図2はX線解析で求めたマグネシウムの(10 $\bar{1}$ 0)回折線の相対強度のアトライタでの処理時間による変化を示した。これによると1時間程度の処理で添加したマグネシウムの半分はアルミニウムに固溶し、10時間程度でほとんどすべて固溶してしまうことになる。これはボールの衝突のとき局所的に加熱されていること、粉が強度の加工を受け転位や空孔のような格子欠陥の密度が高くなり、これにより拡散が促進されていること、粉がフレーク状に薄くのばされて圧着されているため拡散距離が小さくなることなどの理由によると思われるが、まさに機械的合金法の名前どおり合金化が進んでいることになる。このような合金化はニッケル粉とクロム粉を高エネルギーボールミルで処理し、ニッケルが強磁性で Ni-Cr 合金が非磁性であることから混合粉の磁性を測定し、10~15時間で均一な固溶体とみなし得るようになるという実験からも確認されている。このように固溶化と表面酸化物の均一な分散が進んだ粉

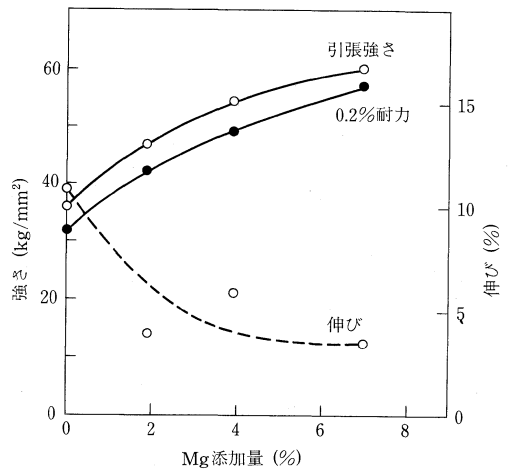


図3 機械的合金法による Al-Mg 合金の機械的性質におよぼす Mg 添加量の影響³⁾

表4 各種アルミニウム合金の腐食速度³⁾ (3.5%NaCl, 30°C)

合金	試験期間(日)	腐食速度(mdd)
7075	30	1.93
7050	30	4.06
5083	30	0.143
5083	90	0.223
5083	250	0.341
MAAl-4%Mg	90	0.096
MA Al-4%Mg	250	0.037

末は脱ガス処理として真空加熱を行い、冷間等方圧縮後480°Cで押出比32:1の熱間押し出しによって1/2インチの丸棒としている。この機械的性質とマグネシウム量の関係は図3に示すごとくで4%Mg合金で50 kg/mm²以上の引張り強さとなっている。分散物の含有量は酸素1.5%、炭素0.5%程度である。3.5%食塩水中での腐食率は表4に示すごとくで、5083合金に比べてもかなり優れている。応力腐食割れ試験は熱間圧延で作った3/4インチの厚板から short transverse 方向になるようにC-リング試験片を切り出し、室温で3.5%食塩水中に10分浸漬、50分乾燥のサイクルで行った。結果は図4に示すごとくで、5%Mg合金で一部割れが認められた。したがって7075合金クラスの強度と優れた耐応力腐食割れ性をそなえる合金としてはマグネシウム含有量は3.5~4.75%が望ましく、代表値としてはAl-4%Mg合金が適当としている。時効硬化によっている高力アルミニウム合金が過時効で軟化してしまう316°C、100時間の加熱後も室温における強度は押し出しのままのものと全く変っていない。高温引

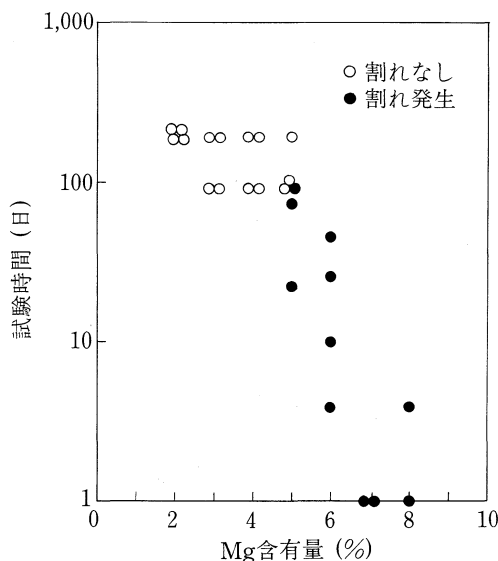


図4 機械的合金法による Al-Mg 合金の応力腐食割れにおよぼす Mg 量の影響³⁾

(試片の熱処理：482°C, 1h 水冷→94°C, 7日加熱)
付加応力は降伏応力

張りの結果は表5のように報告されており、200~250°Cの温度で著しく大きい伸びが得られるとされている。ただしこの200°C以上の引張り強さは通常の SAP に比しても小さな値であり、微細結晶粒のため超塑性変形を示していることも考えられる。このように高温特性についてはさらに検討すべき余地を残しているが、室温の強度で見ると、応力腐食割れの危険を伴わずに7075合金クラスの強度を得ていることは注目すべきことであろう。

3. 機械的合金法

前節では機械的合金によるアルミニウム分散合金の特性に限って紹介したが、ここではこの方法のいろいろな可能性を考えてみたい。この方法がジェットエンジンなどに使用されるスーパーアロイの強度、耐熱性の向上をねらって開発されたことは既に述べたが、木村⁶⁾の解説によると、この方法で作られた MA6000E という合金は900°C以上では最も強度の優れたもので、一方向凝固させた鋳造スーパーアロイ MAR-M200+Hf の特性を凌駕している。まだジェットエンジンに実用化はされていないが、Henry Wiggin 社では大型アトライターが2台設置され、強力な押出機と圧延機でのこの素材が作られているとのことである。また、Benjamin の Scientific American によせたこの方法の解説⁷⁾によると、18-8 ステンレスをこの方法で作るとクロム酸化物の分散強化で常温、高温の強度と耐食性に優れ、超音速航空機の外皮として有望とのことである。通常の溶解、鋳造では重力

表5 機械的合金法 Al-4%Mg 合金の高温引張試験結果³⁾

温度, °C (°F)	引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	絞り, %
21 (70)	53.6	9	20
149 (300)	34.2	42	67
204 (400)	16.0	103	89
232 (450)	11.6	112	93
260 (500)	9.2	80	94

偏析で均一なものが得られない銅-鉛合金などもこの方法では均一な分散ができる。また銅に固溶限を超えた鉄を微細分散させたものでは600°C程度に加熱すると薄片状であった鉄が微細な球状粒子の分散に変化したという。このような結果を踏まえて、機械的合金法の特長を整理してみると、

① 溶解によって溶かすことのできない安定な酸化物、窒化物、炭化物等の分散をはかることができる。

② 融点が著しく異なるため通常の溶解法では低融点の金属が気化したりして製造が困難な合金、例えばリチウムやセシウムとニッケルや鉄の合金などを作ることができる。

③ タングステンやタンタルのような高融点金属の固溶体合金を Al-Mg 合金の例でみたように溶解することなく合金化できる。

④ 銅-鉛のように溶解による重力偏析が避けがたいものでも均一分散をはかることができる。

⑤ 粉末の正確な配合によって特殊な機能を持つ金属間化合物、例えば超電導材料などの製造に利用できる。などが考えられる。このように原理的には白と杵で「もち」をつくのと同様な簡単手段ではあるが、知恵で味付しながらこれを使いこなしたらどんな材料を開発できるかいろいろ夢を広げられそうな気がしている。

II. 繊維強化アルミニウム合金

非常に細い繊維状の材料は、バルクの材料よりはるかに高い強度をもつということが広く認められるようになって、繊維と他の材料を組合せて強度の増大を計るという着想が生れてきた。そして、繊維とプラスチックを組合せた FRP (Fiber Reinforced Plastics) が、工業的に生産されるようになり、広く用いられている。しかし、繊維と金属を組合せた FRM (Fiber Reinforced Metals) は、まだ一般的に使用されるまでには至っていない。FRM としては、アルミニウムと繊維を組合せた複合材料が、最も有望な材料であると考えられている。この組合せによつて、比強度 (強度一重量比)、剛性、耐熱性な

12

表6 各種繊維の特性

繊維	種類	直径 (μm)	密度 (g/cm^3)	引張り強度 (kg/mm^2)	弾性率 ($10^3 \text{ kg}/\text{mm}^2$)	比強度 (10^6 mm)	比弾性率 (10^9 mm)
カーボン	Graphil AS	9	1.77	270	19.4	153	11.0
	HT	9	1.77	300	24	169	13.6
	HM	9	1.90	260	34	137	17.9
	Toreca T300	8	1.74	280	24	161	13.8
	T200	8	1.74	250	22.4	144	12.9
	T400	8	1.84	210	40	114	21.7
シリコンカーバイド	NICAOLON	13	2.55	250	19	98	7.5
アルミナ	Fiber FP	20	3.9	200	39	51	10.0
	住化	9	3.2	260	25	81	7.8
ポロン	AVCO BCRON	100	2.6	350	40	135	15.4
シリカ	Astro quartz	10	2.2	420	7	191	3.2
ガラス	E	10	2.54	250	7.7	98	3.0
	S	10	2.48	350	8.9	141	3.6

どの向上が期待されている。以下に、繊維強化アルミニウム合金の現状と将来について述べてみたい。

1. 繊維強化で得られる可能性と問題点

現在、ある程度の工業的な規模で生産可能であると考えられる繊維を、表6に示す。これらの繊維の引張り強度は、いずれも $200 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以上であつて、アルミニウム合金よりはるかに強い。しかし、繊維は一定の形状を保つことができないから、繊維のままでは構造部材としては使用できない。これをアルミニウムの中に入れて一定の形状を保たせるようにすると、繊維の体積含有率の限度は、大体30~50%程度である。

複合材料の特性は、成分材料の特性との間に複合則 (Rule of Mixture) が成立つとすると、次のように表せる。

$$X_c = X_A V_A + X_B V_B$$

X_c : 複合材料の特性値

X_A, X_B : 成分材料の特性値

V_A, V_B : 成分材料の体積率

いま、強度について考えてみる。繊維とアルミニウムの強度をそれぞれ、 $250 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 、 $10 \text{ kg}/\text{mm}^2$ とし、繊維の含有率を、30~50 vol. % とすると、大体 $80 \sim 130 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 程度の強度をもつ材料が得られることになる。同様にして、複合則から弾性率、密度などの推定が可能である。これらの組合せと、強化に用い得る繊維の性質から考えると、繊維強化アルミニウム合金の特徴は、比強度と耐熱性であるといえる (図7参照)。しかし、これは単純に複合則が成立つことを前提とした推定であつて、

実際には、いろいろな問題があつて、複合則で得られる値が簡単に実現するとは限らない。

複合材料の中の繊維と母材の間の重要な関係に、適合性 (Compatibility) がある。繊維と母材の間には、応力の伝達が可能で、十分な強さをもつ界面が形成されることが望ましい。このためには、繊維と母材の間に多少の反応が生じることが必要である。一方、そのような反応が進み過ぎると、反応によつて繊維が消耗されるため、強度の低下を生じて、繊維強化の効果が薄れる。このような場合繊維の本来の強度がどの程度まで保たれるかというのを適合性という言葉で評価している。したがつて強化用の繊維は、母材に対する適合性がよいものでなければならない。アルミニウムのように活性な金属の場合は、複合材料を形成する上で困難な問題を生じることがある。表1にあげた各種の繊維の中で、ガラス繊維とシリカ繊維は、アルミニウムに対する適合性が悪い。すなわち、アルミニウムの母材の中で高温に加熱されると強度の劣化が著しい。したがつて、アルミニウムの強化繊維としては不適當である。

この他の強化繊維と母材の間の重要な関係に、ぬれ性 (Wettability)^{8),9)}がある。液相反応を利用して複合材料を製造する場合 (一般に、固相反応を利用するより能率的な生産方法であることが多い)、液相の母材と繊維の間のぬれ性が悪いと、液相は繊維の間に浸入しないので、複合材料は形成されない。一般に、液相のアルミニウムと酸化物や炭化物との間のぬれ性は良くない。



2. 繊維強化アルミニウム合金の現状

2.1 炭素繊維—アルミニウム系

炭素繊維は、比強度、比弾性率が高く、高温における強度低下がないなど、アルミニウムに対する強化繊維として適している³⁸⁾。しかし、液相のアルミニウムとのぬれ性が悪く、高温でアルミニウムに接していると、比較的容易に Al_4C_3 を形成する^{10), 11)}。このため、炭素繊維強化アルミニウム合金は、複合材料研究の初期に期待されたほど発展していない。

このぬれ性の問題を解決するために、炭素繊維の表面に、Cu や Ni などの金属の層をメッキや蒸着などで作ることが試みられた^{12), 13)}。この方法は、ぬれ性を改善するためには効果があつたが、高温に保つと、被覆層の金属が炭素繊維中へ拡散したり、炭素繊維の再結晶を促進するなどの現象¹⁴⁾が生じて繊維が劣化するので、あまり応用されていない。

次に、炭素繊維の表面に、TiC や SiC の層を CVD 法で作ることが研究された^{15)~17)}。これらの炭化物の層によつてアルミニウムとの間のぬれ性が改善され、また、これらの炭化物は高温で安定であるため、炭素繊維とアルミニウムとの間の Al_4C_3 形成反応に対する barrier としての働きをする効果がある。この方法は、かなり有効である。

炭素繊維の表面に、高温で安定な物質の層を作つて Al_4C_3 形成反応を抑制し、また、ぬれ性も改善する他の方法として、CVD 法によつて TiB_2 の層を作る方法がある^{18)~20)}。この方法は、炭素繊維を連続的に処理して、工業的な規模で、炭素繊維—アルミニウム複合材料を生産することに応用された。

2.2 ボロン繊維—アルミニウム系

ボロン繊維は、ハロゲン化ボロンを $1000^{\circ}C$ 以上の温度で水素還元して、加熱したタングステン線上に CVD 法によつて析出させることによつて製造される²¹⁾。したがつて、ボロン繊維は、中心にタングステン線の入つたものになる。このため、全体の密度を他の繊維と同程度にするためには、ボロンの層の体積をかなり大きくする必要がある。このため、普通ボロン繊維は、直径が約 $100 \mu m$ 程度で、他の繊維と比較すると 1 桁ほど大きい。

ボロン繊維は、このような太さをもつため、剛性が大きくて、他の繊維のように flexible でない。したがつて、ボロン繊維を強化繊維として用いる場合、他の繊維とは異つた形になる。

ボロンは、高温でアルミニウムと比較的反應しやすいので、これを防ぐために、表面を SiC で被覆した繊維が製造されている²²⁾。そのような繊維を、Borsic 繊維とよ

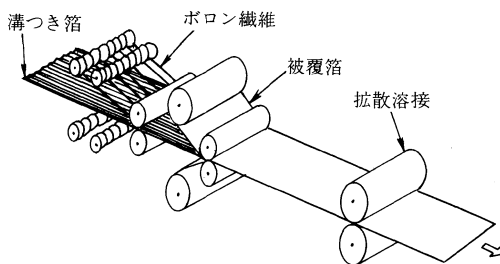


図5 ボロン繊維—アルミニウム複合材料の製造過程

んでいる²³⁾。SiC 層は、数 μm 程度で繊維の直径に比べて非常に薄いので、Borsic 繊維の機械的性質は、ボロン繊維と差がない。

ボロン繊維—アルミニウム複合材料は、各種の繊維強化金属の中で、最も進歩しているものといえる。アメリカでは、すでに一部では実用の域に達している。図5にその製造過程の一例を示す。これは、帯状の素材を作る場合であるが、あらかじめ溝を切つたアルミニウム合金の箔にボロン繊維を埋め込み、表面に別な箔を重ねて、高温の圧延によつて拡散接合させて複合化している^{24), 25)}。このような素材を、さらに拡散接合、ろう接、溶接などの方法によつて接合し、所定の形状の部材を作っている。このような部材は、航空機のジェットエンジンのファンブレード、機体、プロペラおよびロケットの外殻などに応用された^{26), 26), 27)}。これらの例では、従来の材料を用いた場合より、約40%の重量軽減ができたと報告されている。

ボロン繊維—アルミニウム複合材料の最も進歩した応用例を、図6に示す。これは、アメリカのスペースシャトルの構造材として使用されたものである。最初にボロン繊維を平行に並べて、6061合金の箔の間にはさみ、板状の複合材を作る。これをマンドレルに重ねて巻きつける。これを、真空中で高温にして圧力をかけ、拡散接合をして一体化して筒を作る。両端に Ti-6Al-4V 合金の接手金具を溶接して支柱を完成させる。このように複雑な工程によつて複合材料を作ることにより、同じ強度のアルミニウム合金の押出材を使用した場合より、44%の重量節減が可能になつた。

繊維強化アルミニウム合金の代表的な例として、Borsic-Al とチタン合金 (Ti-6Al-4V) およびアルミニウム合金 (7075-T6) の比強度の温度による変化の比較²⁸⁾を図7に示す。このように、繊維強化したアルミニウム合金は、比強度で他の材料より優れている。この他ボロン強化アルミニウム合金は、溶接、ろう接などによつて接合が可能であるという、他の繊維強化合金にない利点

12

がある。

2.3 その他の系

(1) シリコンカーバイド繊維-アルミニウム系

シリコンカーバイド繊維は、CVD 法によつて作られた繊維^{28), 29)}と、有機けい素高分子化合物から作られた

繊維^{30), 31), 32)}の2種類があるが、後者は、わが国独自の技術で開発された繊維である。有機けい素高分子から製造されたシリコンカーバイド繊維は、比強度が高く、化学的に安定で、高温で強度低下が少ないなど、強化繊維として、優れた特性をもっている。特に耐酸化性が強いという炭素繊維にない特徴があるので、金属母材との複合化に大きい期待がかけられている。シリコンカーバイ

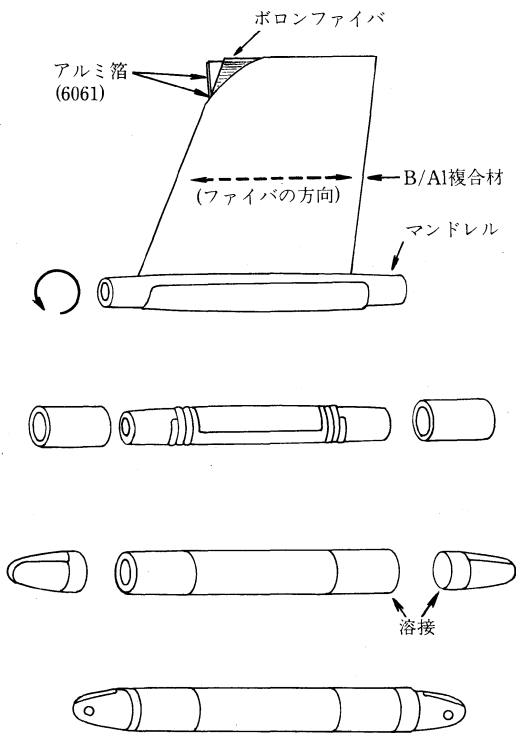


図6 ボロン繊維-アルミニウム複合材料を用いた部品の製造例

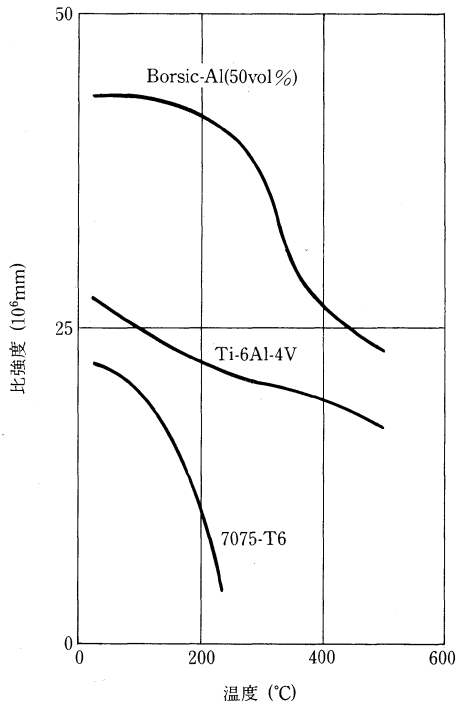


図7 複合材料と従来の金属材料の比強度の比較

表7 繊維強化アルミニウム基複合材料の特性

織 維	炭素繊維	シリコンカーバイド繊維	アルミナ繊維	ボロン繊維
母 材	Al	6061	Al	6061
繊維含有率 (vol.%)	35	35	50	50
密 度 (g/cm ³)	2.34	2.7	2.9	2.6
弾性率 (10 ³ kg/mm ²) (//)	12	10	13	22
(⊥)	5		1	14
引張り強度 (kg/mm ²) (//)	80	80	75	152
(⊥)	8	6	13	14
曲げ強度 (kg/mm ²)	100	102	110	
圧縮強度 (kg/mm ²)	100		210	176
熱膨脹係数 (10 ⁻⁶ /°C)	6		7.2	6
ポアソン比	0.33	0.18	0.30	0.23

12

繊維は、アルミニウムとのぬれ性は良好である^{35),34)}が、アルミニウムに対する適合性は、炭素繊維より劣っている³⁵⁾。しかし、これは、Siをアルミニウム中に合金化することによつて改善されることが明らかにされたので、この系の場合、母材に6000系の合金を用いることによつて、良い結果が得られている³⁶⁾。

(2) アルミナ繊維—アルミニウム系

アルミナ繊維は、表1の各種の繊維の中では、最も新しく工業化された繊維である。強度が高く、耐酸化性に優れ、電氣的に絶縁体であるという特徴がある³⁷⁾。また、製造法によつては、透明なものも得られる。しかし、新しい繊維であるために、金属基複合材料の強化に用いられた報告例はまだ少ない。

以上述べた各種の系について報告されている複合材料の特性を表7に示す。繊維強化アルミニウム基複合材料の可能性が、この表にまとめて示されていると考えてよいであろう。

3. 将来の展望

複合材料に関しては、その可能性は無限とも考えられるが、それを実現するためには、解決しなければならない幾つもの問題があることは既に述べた通りである。

複合材料というものは、最初に用途が決つていて、その条件に最も適合する特性をもつ材料を作る。いわば、材料を設計して作り出すという点に本来の特徴がある。したがつて、大量に素材を供給するというよりは、一品料的な要求に応じることが求められる性格をもっている。図6のケースは、その良い例であるといえる。どれだけコストが高くて、需要があるかという点に、複合材料技術の発展の鍵があると思われる。

現在、複合材料の技術に関しては、アメリカが世界の最先端を行つているといえるだろう。この点でアメリカは、複合材料の技術に戦略的な価値さえ認めている。したがつて、今後、特に金属基複合材料の重要な技術に関する know how の公開は、簡単には行われまいだろうと思われる。われわれは、独自の技術を開発していかねばならないだろう。

参 考 文 献

- 1) J. S. Benjamin: *Met. Trans.*, **1** (1970), 2943.
- 2) J. S. Benjamin and M. J. Bomford: *Met. Trans.*, **8** (1977), 1301.
- 3) J. S. Benjamin and R. D. Schelleng: *Met. Trans.*, **12** (1981), 1827.
- 4) R. F. Singer, W. C. Oliver and W. D. Nix: *Met. Trans.*, **11** (1980), 1895.
- 5) P. S. Gilman and W. D. Nix: *Met. Trans.*, **12** (1981), 813.
- 6) 木村: 日本金属学会会報, **21** (1982), 339.
- 7) J. S. Benjamin: *Scientific American*, **234** (1976), No. 5, 40.
- 8) 小原: 日本金属学会会報, **14** (1975), 581.
- 9) 小原: 表面, **13** (1975), 614.
- 10) P. W. Jackson: *Met. Sci. Quarterly*, **9** (1969), 22.
- 11) A. A. Bakers, C. Shipman, P. W. Jackson: *Fiber Sci. Tech.*, **5** (1972), 213.
- 12) R. V. Sara: *AFML-TR-66-310*, Part 1, (1966).
- 13) E. D. Lamotte, K. Phillips, A. J. Perry, H. R. Killias: *J. Mater. Sci.*, **7** (1972), 346.
- 14) R. Warren, C. H. Anderson, M. Carlsson: *J. Mater. Sci.*, **13** (1978), 178.
- 15) E. Pärnama, L. G. Löwenadler, P. O. Snell: *Scand. J. Metals*, **3** (1974), 249.
- 16) 小原, 武藤, 今西: 日本金属学会誌, **43** (1979), 589.
- 17) 小原, 武藤: 日本金属学会誌, **44** (1980), 271.
- 18) M. F. Amateau: *J. Composite Mater.*, **10** (1976), 279.
- 19) R. T. Pepper, R. A. Penty: *J. Composite Mater.*, **8** (1974), 29.
- 20) W. C. Harrigan, Jr., G. M. Goddard: *J. Metals*, **27** (1975), 20.
- 21) P. E. Bretz, R. W. Hartzberg: *J. Mater. Sci.*, **14** (1979), 265.
- 22) M. Basche, R. Fanti, F. S. Galasso: *Fiber Sci. Tech.*, **1** (1968), 19.
- 23) K. G. Kreider, E. M. Breinan: *Metal Progress*, **97** (1970, May), 104.
- 24) G. K. Schmitz, A. G. Metcalfe: *AFML-TR-67-140*, (1967).
- 25) L. W. Davis: *SME Paper*, E. M. 70-124.
- 26) J. L. Christian, J. D. Forest, M. D. Weisinger: *Metal Progress*, **97** (1970, May), 113.
- 27) I. J. Toth, W. D. Brentnall, G. D. Menke: *J. Metals*, **24** (1972), 37.
- 28) H. Debolt, V. Krukoni: *AFML-TR-73-140*, (1972).
- 29) K. D. McHenry, R. E. Tressler: *J. Composite Mater.*, **9** (1975), 73.
- 30) S. Yajima, J. Hayashi, M. Omori: *Chemistry Letters*, **45** (1975), 931.
- 31) 矢島: 材料, **25** (1976), 612.
- 32) 田中: 工業材料, **27** (1979), 53.
- 33) 葛西, 斎藤, 浅田: 日本複合材料学会誌, **5** (1979), 26.
- 34) 葛西, 斎藤, 浅田: 日本複合材料学会誌, **5** (1979), 56.
- 35) 小原, 武藤: 日本金属学会誌, **45** (1981), 411.
- 36) S. Yajima, K. Okamura, T. Matsuzawa, J. Tanaka, T. Hayase: *Composite Materials, JSCM*, (1981), 232.
- 37) 安部, 藤村, 堀切: 日本複合材料学会誌, **6** (1980), 89.
- 38) 池上, 大崎: 日本複合材料学会誌, **6** (1980), 60.