- p. 242S
- 60) J. A. Brooks; Weld. J., **53** (1974), p. 517S
- 61) 関口晃, 竹内有公; 溶接学会講演概要, **20** (1977), p. 124
- 62) W. F. Savage, E. F. Nippes and G. J. Bruck; Weld. J., **60** (1981), p. 25S
- 63) W. F. Savage, E. F. Nippes and G. M. Goodwin; Weld. J., **56** (1977), p. 245S
- 64) 森川正樹, 大村泰三; 溶接学会講演概要, **19** (1976), p. 100
- 65) 荒田吉明, 須清修造, 清水茂樹, 永井裕善, 青田利一; 原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接におけるマイクロ割れとその防止対策, 特殊材料溶接研究委員会, 耐熱材料溶接研究懇談会資料, SWR-54-11, (1979)
- 66) 井川博, 中尾嘉邦, 香川浩二; 本誌, **47** (1978), p. 679
- 67) 井川博, 中尾嘉邦, 香川浩二; 本誌, **47** (1978), p. 220

耐熱金属系複合材料の進歩*

山 根 寿 巳**

Progress in Heat-Resisting Metallic Composites*

by Toshimi Yamane**

1. 緒 言

金属系複合材料は大別して (1) 繊維強化複合材料, (2) 粒子分散強化複合材料, (3) in-situ 複合材料の 3 種類に分けられる。このような複合材料の溶融溶接¹⁾は強化第 2 相の均一分布を乱し局部集合をおこす一方, 組織を乱すため複合材料本来の性質を示さなくなるため, これら欠点を起こさない溶接法を考える必要がある。

2. 繊維強化複合材

繊維強化複合材としては強化材の繊維と金属母相の密着性が要求されるが, 併せて長時間高温に保持されても両者の間に反応層や拡散相を生じないことが望まれ

る。

2.1 強化繊維

アルミニウム, マグネシウムやチタンのような軽金属を強化する繊維を含む工業的利用強化繊維を表 1 に示す²⁾。以前にウイスキーは注目を集めていたが, 複合材における繊維の立場として要求される方向配列の困難さから実用に到らなかった。現在最も多く使用されているのはボロン繊維であり, タングステンの芯線を抵抗加熱により 1100~1300℃ に加熱しながら水素中で BCl₃ を還元し化学蒸着して作られる。BORSIC という商品名の繊維はボロン繊維の表面に 2μ 程度の SiC を化学蒸着により被覆している。繊維軽量化とコスト低下のためタングステン芯線を黒鉛芯線に代えた繊維³⁾も作られてい

表 1 工業的に利用される強化繊維の標準特性

Fiber	Diameter (μm)	Manufacture method	Specific gravity (g/cm ³)	Average strength (kg/mm ²)	Young's modulus (kg/mm ²)
Boron	100~150	Chemical vapour deposition	2.6	340	40000
Boron coat with SiC	100~150	"	2.7	310	40000
SiC	100	"	3.5	270	40000
Carbon single fiber	70	"	1.9	200	15000
B ₄ C	70~100	"	2.7	240	40000
Boron (Carbon core)	100	"	2.2	240	—
High strength carbon fiber	~7	Sintering	1.75	270	25000
High elasticity carbon fiber	~7	"	1.95	200	4000
Al ₂ O ₃	250	Dip up from melt	4.0	240	25000
S-glass	10 ⁴ fiber2/bundle	Extrusion of melt	2.5	410	8000
Beryllum	100~250	Drawing	1.8	130	25000
Tungsten	150~250	"	19.2	270	40000
Steel wire (AFC-77)	50~100	"	7.9	410	18000

*原稿受付 昭和57年 1 月 18 日

** 大阪大学工学部 Faculty of Engineering, Osaka University

る。これらボロン繊維で強化された Al 合金 6061 は F 111-D 航空機の ATF 30 エンジンの第3段ファンブレードに用いられた⁴⁾。チタンや Ti-6 Al-4 V をボロン繊維で強化した複合材はアルミ-ボロン材より高温の 716℃ 以上でも使用可能となるが未だ実用された例は見当たらない⁴⁾。

1000℃ 以上の高温に耐える母相が金属である繊維強化複合材の繊維としては W-1% ThO₂⁵⁾, W-2% ThO₂⁶⁾, W-Hf-C (W-0.5% Hf-0.02% C)⁷⁾, W-Re-Hf-C³⁾, WF₆ を水素中で還元し加熱線に蒸着 (Thermochemically Deposited Tungsten) したタングステン (TCD)⁷⁾, 粉末冶金法によるタングステン⁷⁾, その他モリブデン合金の TZM⁸⁾, タンタル合金の ASTRA-811 C⁸⁾, ニオビニウム合金の B-88⁸⁾ などの線が開発されているが、ニッケル基超合金、コバルト基超合金を母相にする場合は Al₂O₃, W-ThO₂ など限られた繊維しか用いられていない。

2.2 母相金属

母相として用いる金属合金は使用温度・雰囲気により種類が決まる。使用温度の上昇に伴ってアルミニウム、チタン、鉄基合金、ニッケル基合金、コバルト基合金の順と変える必要があり、耐熱合金として用いられる合金は強化繊維の反応から生ずる反応相の量が許容される組合せにより選ばれる。

2.3 最近報告されている金属系繊維強化材料の例

2-3-1 鉄基繊維強化合金

母相合金として Fe-20~25% Cr-5% Al-1% Y を用い繊維として W-1% ThO₂ を用いた繊維強化複合金が報告されている^{5,9)}。この複合金を用いて JT 9 D の第1段タービンブレードを精密鍛造で製造した場合のコストは他の一方向凝固法、機械加工したものに比して安価であった。FeCrAlY 合金は (1) 耐酸化性と耐硫化性に優れている。 (2) 比重が比較的小さい。 (3) 溶融温度が高い。 (4) タングステン繊維との反応が比較的小さい。 (5) 鍛造しやすい上にまた鍛造も出来る。などの利点があると謂われている。

図1は W-1% ThO₂, Al₂O₃, TZM (Mo-0.5% Ti-0.1% Zr) を繊維とし FeCrAlY を母相とした場合の繊維-母相間の反応量を示している⁵⁾。() 内の数値は加熱保持温度を示しており Al₂O₃ 繊維は安定であることが判る。しかし、複合材の強度は Al₂O₃ 繊維の強度と較べて高くない。SiC 繊維の試験も行なわれているが母相との反応、強度などの点をとってみても W-1% ThO₂

図1 FeCrAlY と繊維との間の反応⁵⁾ 図中の () 内の数字は温度 °F を示す。
(1900)=1038℃, (2000)=1093℃,
(2100)=1149℃, (2200)=1204℃,
(2400)=1316℃

図2 密度補正をした応力-破壊に対する Larson-Miller 曲線⁵⁾ W繊維=W-1% ThO₂, 60 KSi=42 kg/mm², 40 KSi=28 kg/mm², 2000°F=1093℃

繊維より劣る結果となるとされている^{5,10)}。クリープ破壊強度の Larson-Miller パラメーターを繊維強化複合材の密度補正をした結果を図2に示す⁵⁾。この図から分るようにニッケル基耐熱合金、一方向凝固の $\gamma/\gamma'-\delta$ 共晶合金よりも W-1% ThO₂ 繊維強化合金 (W-FeCrAlY) の方が繊維含有量 30 Vol% 以上のものでは有利なこと

脚注* W-ThO₂ はWの母相に ThO₂ が分散粒子として存在し W-Hf-C はW母相中に HfC が粒子として分散し、W結晶粒界の安定性と粒子分散強化の作用がある。

が判る。

一方、この系の繊維強化複合金の欠点の1つとしてタングステンの性質を反映して低温での衝撃値が低くなることがあげられる。図3はアイゾット衝撃試験値を示したもので200—250℃以下ではタングステンの靱性

図3 FeCrAlY-W-1% ThO₂ 繊維強化複合金のアイゾット衝撃値と温度の関係⁹⁾

一脆性遷移温度 (DBTT) でその値が低くなる⁹⁾。別の欠点としてタングステンの熱膨張係数が $5.9 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ 、であり FeCrAlY のそれはタングステンの約2倍であるために、差が大きく内部応力が生じる一方、繊維-母相間の反応のために加熱冷却を繰返すことにより機械的性質の劣化を示すことがあげられる。表2は29~1093℃の間の熱サイクルを繰返した後に室温における引張性質を示したものであるが、100回までの熱サイクルでは殆ど変化はないが、1000回になると約25%の引張強さの低下が認められている⁹⁾。

繊維と母相の熱膨張係数が差があると内部応力が生じ好ましくないことはよく知られており、場合によっては内部応力が降伏応力以上の値になることもある。従ってタングステン線の熱膨張係数、 $5.4 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ 、と近い Kovar (Fe-29% Ni-17% Co) (熱膨張係数 $6 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ (20~500℃)) を組合わせた場合、Kovar 母相中でのタングステン繊維の靱性低下は認められていない¹¹⁾。

2-3-2 ニッケル基およびコバルト基繊維強化合金

現在用いられているニッケル基とコバルト基超合金と名づける耐熱合金は 0.8 Tm (但し Tm・K は溶融温度) の温度で用いられておりこれ以上の高温での使用は望めない。そこでタングステン線を強化繊維とした繊維強化合金を用いる場合、ニッケル基とコバルト基超合金より少なくとも50℃高い高温で使用可能と考えられている。

母相として用いられるニッケル基とコバルト基合金は従来知られている合金いずれも使用可能であるが繊維

表2 FeCrAlY-1% ThO₂ に熱サイクルを与えたあとの室温引張り性質⁹⁾

Exposure	Observation	Tensile strength kg/mm ²	Young's modulus kg/mm ²	Strain to fracture mm/25 mm
As-fabricated	—	66.8	1.83×10^4	0.085
"	—	59.2	2.05×10^4	0.093
100 Cycles 29-1093°C	No visual change	59.4	2.64×10^4	0.060
"	"	63.0	2.23×10^4	0.108
1000 Cycles 29-1093°C	Surface roughening	60.1	2.63×10^4	0.080
"	"	56.8	1.80×10^4	0.082
100 Cycles 29-1204°C	No visual change	63.6	2.55×10^4	0.078
"	"	59.9	2.33×10^4	0.090
100 Cycles 29-1204°C	Surface roughening	50.7	1.61×10^4	0.080
"	"	49.6	1.73×10^4	0.095

表3 タングステン繊維強化ニッケル基とコバルト基合金の例^{12,13,14)} (wt.%)

Alloy	C	Fe	Ti	Al	Cr	Co	Ni	Mo	W	Nb	Ta	Zr	Mn	Si	Hf	B
Nimonic 75	0.1	5.0	0.4		20.0		bal						1.0	1.0		
Nimocast 258	0.2		3.7	4.8	10.0	20.0	bal									
EPD. 16				6.0	6.0		bal	2.0	11.0	1.5						
MAR M200+Hf	0.11		2.0	5.0	9.0	10.0	bal		12.5	1.0					2.0	0.015
Nimonic 115	0.15		4.0	5.0	15.0	15.0		3.5								
MAR M322	1.0		0.75		21.5	bal			9.0		4.5	1.5				
MAR M322E	0.3		0.75		21.5	bal			25.0		3.5					
MAR M302	0.85				21.5	bal			10.0		9.0	0.2

図4 母相 MAR M 322 (E) - 繊維 W-2% ThO₂ (繊維容積率 $V_f=0.42$) 複合体, MAR M 509, MAR M 322 (E) と MAR M 200 の Larson-Miller プロット¹²⁾

図5 MAR M 200-W-1% ThO₂ ($V_f=25\%$), MAR M 322-W-3% Re ($V_f=25\%$), MAR M 322-W-2% ThO₂ ($V_f=25\%$) 複合体の繊維母相間の反応層の厚さ¹²⁾
1 inch = 25 mm

と反応しないことが必要である。タングステン繊維強化型として研究用として用いられた合金系の例を表3に示

す¹²⁻¹⁴⁾。このうち MARM 322 系母相に 0.75 mmφ の W-2% ThO₂ 線または W-1% ThO₂ の連続繊維を用いて精密鑄造で JT 9 D の T-700 エンジンのブレードを作っている¹²⁾。クリープ破断強度と Larson-Miller パラメーターの関係を図4に示す¹²⁾。母相として MARM 322 (E) を用いた繊維として W-2% ThO₂ を用いた場合、繊維の容積率 V_f に破断強度が比例するとした混合則 (図中に点線で示す) より、実測値は低くなっているがこれは、母相と繊維の間に反応層が生成して繊維の強度を低下させているためである。1093℃ に母相 MAR M 322 とタングステン系の繊維の複合材を加熱した時の生成反応層の厚さを図5に示す¹²⁾。繊維組成により反応層厚さはかなり異なり、W-2% ThO₂ が最も好ましいことがわかる。

繊維強化合金の機械的性質に就いて、引張強さとクリープ破断強度のみについて混合則が適用できる。また、繊維強化合金の弾性率についても同様のことが謂える。しかしながら疲れ強さと、衝撃値については混合則は全く成立しない。表4は母相として Nimocast 258 を、繊維として 0.25 mmφ タングステン線で強化した繊維強化複合合金の引張圧縮と繰返し曲げ疲れ試験結果を示している¹⁴⁾。繊維強化しても必ずしも疲れ破断までの応力作用繰返し数は増加していないことが判る。衝撃値についても FeCrAlY を母相とする項ですでに述べたが Nimocast 258 を母相とした例を図6に示す¹⁴⁾。タングステン繊維の性質を反映して 200℃ のような低温における衝撃値は低くなり1つの短所となっている。

3. 粒子分散強化複合材複合材料

現在分散粒子として ThO₂ と Y₂O₃ が主に用いられている。このほかに研究のため種々の微細化合物粒が用いられている。高温にさらされると合金はクリープ変形を起こす。クリープ変形機構は応力、温度、組織によって各々粒内拡散による Nabarro-Herring クリープ、粒界拡散の Coble クリープ、転位の関係する累乗則クリープなどに分けられるが、一般的な累乗則クリープ領域においては Orowan 応力以下では粒子分散強化合金では殆んどクリープがおきない¹⁵⁾。Ni-2% Cr-2% ThO₂ 粒子分散型合金単結晶 (母相は Ni-2% Cr で ThO₂ 粒子 (直径 ~ 0.5 μm) が分散) の例を図7に示す¹⁶⁾。

この図の Orowan 応力 $\left(\frac{\sigma}{E}\right)_{\text{Orowan}}$ は

$$\left(\frac{\sigma}{E}\right)_{\text{Orowan}} = 0.95 \sqrt{\frac{\pi}{4}} \frac{b}{(4\pi(\cos\psi \cdot \cos\theta)(1+\nu) \times (1-\nu)^{\frac{1}{2}} \times (\lambda-d) \times \ln(R/r_0))} \quad \dots\dots(1)$$

ここで σ : クリープ応力, E : ヤング率, b : バーガースベクトル, ψ : すべり方向と引張り方向の間の角度, θ :

表 4 Nimocast 258 を 0.25 mmφ タングステン繊維で強化した複合金の疲れ強さ¹⁴⁾

Vol.-% Wire	Temp., °C	Stress, kg/mm ²	Duration to Fracture	
			Time, h	Cycles × 10 ⁶
(a) Push/Pull Data* Nil	20	±21.6 ±24	>220 5.6	>115 2.9
	300	±16, ±24 ±16	48.4, 44.5 167.3	43.9, 40.3 80.7
	"	±20 ±20	15.9 19.0	7.6 9.1
	500	±16, ±20 ±18.4	150.0, 0.91 5.0	76.8, 0.59 7.7
40	20	±20, ±24, ±28, ±32, ±36, ±40	50, 96.5, 136.5, 103.5, 111.5	—
	300	±16, ±24, ±32	50, 96, 3.5	25.8, 49.6, 1.8
	"	±27.2, -30.4, ±33.6	190, 96, 4.9	93.7, 49.9, 5.0
40	500	±20, ±24, ±28	25.3, 70.8, 1.25	13.5, 38.0, 0.16
	20	±32	128.4	67
	"	±40	19.8	10
(b) Reverse-Bend Data† Nil	600	±32	48.4	24
	20	±24, ±32, ±40, ±48, ±56 ±52	48, 49, 73, 71, 19.5 4.6	— 3
	700‡	±32, ±30, ±48, ±35	23, 67.4, 76.4, 1.8	—
	1000‡	±24	33.1	17

* 9000-9000 c/m; all tests carried out in air.

† 130-190 c/s.

‡ Test-pieces given prior spray-coating of a hickel-base alloy.

図 6 Nimocast 28 を 0.25 mmφ のタングステン繊維 ($V_f=40\%$) で強化した複合金の衝撃値¹⁴⁾, 1 ft. lb = 0.138 kg·m

すべり面の法線と引張り方向の間の角, γ_0 : 転位芯の半径, R : 転位の外側の半径, d : 分散粒子の半径, λ : 分散粒子間距離, 図 7 の計算には $b=0.25 \text{ nm}$ ($2.5 \text{ \AA}$), $\cos\theta=1/\sqrt{3}$, $\cos\phi=1/\sqrt{2}$, $(1+\nu)(1-\nu)^{1/2}=1.086$, $\lambda=100 \text{ nm}$ ($1000 \text{ \AA}$), $\bar{d}_{\text{free}}=10.6 \text{ nm}$ を用いており $(\frac{\sigma}{E})_{\text{Orwan}}=7.03 \times 10^{-4}$ である。粒子分散強化合金のクリープ応力 $(\frac{\sigma}{E})$ は母相のクリープ応力 $(\frac{\sigma}{E})$ と orowa 応力の和として定常クリープ速度 $(\dot{\epsilon}/D)$ を説明できる

TD-Nickel は、ニッケルを母相として 2% ThO_2 を粒子分散させた初期の粒子分散強化合金として有名であるが

図 7 粒子分散強化 Ni-20% Cr-2% ThO_2 複合金の定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ とクリープ応力 σ の関係¹⁶⁾, ここで E : ヤング率, D_{Ni} : Ni-20Cr 中の Ni の拡散係数, Threshold stress は Orowan stress と同じと考えてよい。クリープ温度: 650~1300°C, Additive rule とは $(\frac{\sigma}{E}) = (\frac{\sigma}{E})_{\text{Orowan}} + (\frac{\sigma}{E})_{\text{Ni-20Cr}}$; $(\frac{\dot{\epsilon}}{D_{Ni}})$ で $(\dot{\epsilon}/D_{Ni})$ は Orowan 応力と母相が Ni-20Cr 合金のクリープ応力の和であるという意

表 5 高温で用いられる粒子分散型合金例 (wt.%)¹⁾

Alloy	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Fe	Al	Ta	Ti	other	usage
TD-Nickel			bal								2.0ThO ₂	Burner liner
TD-NiCr		20	bal								2.0ThO ₂	
TD-NiCrAlY		16	bal								2.0ThO ₂	
TD-NiCrAl		16	bal					4			0.2Y	
MA956E		20					bal	4.5		0.5	2.0ThO ₂	
WAZ-D	0.05		bal			7.3		7.3			1.3Y ₂ O ₃	Turbine blade
MA-755E		15	bal		3.5	4.0			2.5	3.0	1.1Y ₂ O ₃	
MA-6000E		15	bal		7.0	4.0		4.5	2.0	1.5	1.1Y ₂ O ₃

図 8 Mechanical alloying による粒子分散強化合金の製造法

母相の強度を高めるためと耐酸化性向上のため、ニッケル-2% Cr 合金に 2% ThO₂ の粒子分散強化合金が開発された。しかし、実用のためには耐酸化性、耐硫化性などの点で不十分なため表 5 に示す TD-NiCrAlY 他の合金が開発され、ジェットエンジンのバーナーライナやタービン・ブレードとして実用化あるいは試用されている¹⁾。

これらの粒子分散強化合金の製造は酸化物粒子の均一分散をはかるためにいずれも粉末を圧縮成形、焼結し、高温塑性加工（鍛造、押出し）により作られるのが普通であるが、MA 965 E は Mechanical Alloying という図 8 に示す製造工程により作られている²⁾。また MA 6000 E は Mechanical Alloying により Y₂O₃ を γ/γ' マトリックス中に分散させ、押出して作るか、または押出し後、圧延してから帯焼きなまし (Zone Annealing) して作る。

4. In-Situ 複合材料

In-Situ 複合材料とは合金の相変態を一方に進めることによりえられる複合材料の総称である。従って一方凝固や一方固相変態によりその場でえられる複合材料である。その代表例として共晶合金を一方凝固させた共晶複合合金がある。共析合金、偏晶合金もその変態を用いて層状や繊維状組織を作ることができるが、現在研究対象となっているものは制御しやすい共晶合金が主流をなしている。

共晶合金は状態図に認められる共晶組成のものを合金としなければならず合金組織の選択に制限を受ける。代表的な共晶超合金の例を表 6 に示す²⁾。このうちで最近注目されているものとして表 7 に示す Co-TaC, Co-Cr₇C₃, Ni₃Al-Ni₃Nb がある³⁾。

共晶合金の場合、繊維をうめ込んだ合金ならびに粒子

表 6 代表的共晶超合金の例²⁾

Eutectic alloy A-B	Volume fraction (vol%)	Eutectic temperature (°C)	Ternary system (K)	Best composition	Critical G/R (ks/m ²)
Ni-NiBe	38~40	1430(1157)*			
Ni-Ni ₃ Nb	26	1543(1270)			
Ni-Cr	23	1618(1345) —			
Ni-NiMo	50	1588(1315)			
Ni-Ni ₃ Ti	29	~1573(~1300)		Ni-15W-2Al -40Cr(γ - α - σ) Ni-20Co-10Cr -3Al-TaC(NITAC)	~72×10 ⁸ (~20)**
Ni-W	6	1773(1500)			
Ni-TiC	5.5	1580(1307)			
Ni-HfC	15~28	1533(1260)			
Ni-NbC	11	1601(1328)			
Ni-TaC	~10		Ni-Cr-TaC		
Ni ₃ Al-Ni ₃ Nb	44	1553(1280) —	Ni-Ni ₃ Al-Ni ₃ Nb →	Ni-6Cr-197Nb -85Al(4/3'- δ)	~29×10 ⁸ (~8)
Ni ₃ Al-Ni ₃ Ta	~65	~1633(~1360) —	Ni-Ni ₃ Al-Ni ₃ Ta (γ/γ' - δ)		
Ni ₃ Al-Ni ₇ Zr ₃	42	1465(1192)			
Ni ₃ Al-Mo	26	1579(1306) —	i-Ni ₃ Al-Mo →	Ni-29Mo-6Cr -62Al(γ/γ' - α)	—
NiAl-Cr(rod)	34	1722~1728(1450~1455)			
(Ni, Cr)-(Cr, Ni) ₇ C ₃	30	1578(1305)			
Co-CoAl	35	1673(1400)			
Co-CoBe	23	1393(1120)			
Co-Co ₃ Nb	~50	1508(1235)			
Co-Co ₂ Ta	35	1549(1276)			
Co-Co ₇ -W ₆	23	1753(1480)			
Co-TiC	16	1633(1360)			
Co-HfC	15	—			
Co-VC	20	—			
Co-NbC	12	1638(1365)			
Co-TaC	16	1675(1402) —	Co-Cr-TaC →	Co-20Cr-10Ni -TaC(COTAC)	~83×10 ⁸ (~23)
(Co, Cr)-(Cr, Co) ₇ C ₃	30	1573(1300)			
(Co, Cr, Al)-(Cr, Co) ₇ C ₃	28	1568(1295)			
(Co, Cr)-(Cr, Co) ₂₃ C ₆	~40	1613(1340) —		Co-41Cr-10Ni-22C	~0.72×10 ⁸ (~2)

* () °C ** () °C·h/cm²表 7 現在注目されている 3 種類の共晶複合材料の諸性質の比較¹⁸⁾

Basic system	Co-TaC	Co-Cr ₇ C ₃	Ni ₃ Al-Ni ₃ Nb
Optimized version (wt. %)	Co-20Cr-10Ni-11TaC (vol. %)	Co-41Cr-10Ni-2.2C	Ni-6Cr-19.7Nb-2.5Al
Tensile strength 1000°C (kg/mm ²)	40	48	70
Creep rupture strength 1000°C, 10 ² h	20	15	35
Density (g/cm ³)	9	8	8.5
Critical G/v ratio (K h/cm ²)	70	7	23
High-temperature corrosion resistance	good	very good	bad

を分散させた合金と異なり、高温においても熱力学的に安定であるため相間の反応は殆んどない。図 9⁸⁾ は第 2 相が繊維状になる共晶合金を一方向凝固させて共晶複合材としたもの⁸⁾、図 10 は共晶合金を一方向凝固させて第 2 相を層状にした複合材の高温引張り強さを、MAR M 200 と TRW-NASA-VI を一方向凝固させたものの高温特性、とくに耐クリープ性を向上させた合金と比較したものである¹⁸⁾。これら材料のうち γ'/δ 共晶と言われている Ni₃Al-Ni₃Nb 共晶複合合金はニッケル基耐熱合金の強化相であり、強度に逆温度依存性があることで知られている。 γ' (Ni₃Al) と δ (Ni₃Nb) が層状に並んだものである。Ni-23.1% Nb-4.4% Al の共晶組成よ

り少し組織をずらして γ より γ' を析出させた $\gamma/\gamma'-\delta$ 共晶複合合金の方の強度がすぐれていることが判る。しかし δ 相は耐食性に弱く、表面被覆処理が必要である。その他の Co-TaC 系は高温では良好な延性を示すが、1050°C 以下では脆くなる。Co-Cr₇C₃ 系は高温強さと耐食性はよいが、延性が劣る欠点がある。これ以外のものとして $\gamma/\gamma'-\alpha$ 共晶と言われる Ni₃Al と Ni の共晶体を母相としてモリブデンの α 相を整列させた複合合金は靱性が優れている。

しかしながらこれら共晶複合合金は目下研究開発中のもので、実用までにはなお研究が必要である。とくに第 2 相の繊維間隔 λ と凝固速度 R の間には $\lambda = A \cdot R^{-1/2}$

図9 一方向凝固組織共晶複合金と耐熱合金の高温引張強さ¹⁸⁾ 図10 一方向凝固層状共晶複合金と耐熱合金の高温引張強さ¹⁸⁾

(R: 常数) の関係があり、凝固速度を遅くしないと 繊維間隔が狭くならない。実際には1時間 3cm 位の凝固速度にする必要があり、コスト上昇の1つの大きな要因になっている。

5. おわりに

粒子分散強化合金は実用段階にあり、一方向凝固共晶複合金は実用にはまだ至っていない。今後は表面処理などを加え、さらに材料特性向上を計る必要がある。

最後に今まで述べた材料の1000時間クリープ破断強さを図11に示して高温強度の目安を示す。

参考文献

- 1) 西山幸夫；“ジェットエンジン材料の動向”，学振第123委員会資料，p. 11，昭和55年11月17日
- 2) 村上陽太郎；“材料革命下における技術開発戦略の方向を探る—金属複合材料の研究開発の現状—”大阪科学技術センター，p. 4，昭和56年11月
- 3) LeRoy W. Daris；Refractory Fiber Reinforcements for Elevated Temperature Applications，“Advanced Fibers

図11 各種合金の1000時間ラプチャー強さ
 W-fiber superalloy composite の繊維容積率 $V_f=70$ Vol%,
 ODS + γ' : oxide dispersion superalloy + γ' ($\text{Ni}_3(\text{AlTi})$)

- and Composites for Elevated Temperatures", Proc. Symposium by Metallurgical Soc. of AIME and ASM. p. 10~16, Feb. 20-21 (1979)
- 4) W.A. Owzarski and D.F. Paulonis; Weld. J., 60 (1981), p. 32
 - 5) Diana M. Essock and Iroing Machlin; Fe-Cr-Al-Y Matrix Composites for Gas Turbine Applications, "Advanced Fibers and Composites for Elevated Temperatures", Proc. Symposium by Metallurgical Society AIME and ASM, p. 126, Feb. 20-21 (1979)
 - 6) M.E. McCoy; J. Less Common Metals, 37 (1974), p. 303
 - 7) H.E. McCoy; "Creep-rupture Properties of Tungsten and Tungsten-base Alloys", ORNL-3992 UC-25-Metals, Ceramics, and Materials, Contract No. W-7405-eng-26, Aug. (1966)
 - 8) G.W. King; "Advanced Fibers and Composites for Elevated Temperatures", Proc. Symposium by Metallurgical Society of AIME and ASM, p. 17, Feb. 20-21 (1979)
 - 9) D.W. Petrasek, E.A. Winsa, L.J. Westfall and R.A. Signorelli; "Advanced Fiber and Composites for Elevated Temperatures", Proc. Symposium by Metallurgical Soc. of AIME and ASM. p. 136, Feb. 20-21 (1979)
 - 10) I. Ahmad, D.N. Hill, J. Barranco, R. Warechak and W. Hefferman; "Advanced Fiber and Composites for Elevated Temperature", *ibid.* p. 156 (1979)
 - 11) Leif O.K. Larsson and Richard Warren; "Advanced Fiber and Composites for Elevated Temperature", *ibid.* p. 108 (1979)
 - 12) I. Ahmad and J. Barranco; "Advanced Fiber and Composites for Elevated Temperature", *ibid.*, p. 183 (1979)
 - 13) R.C. Helmink and T.S. Piwonka; "Advanced Fiber and Composites for Elevated Temperatures", *ibid.* p. 205 (1979)
 - 14) A.V. Dean; Wires, J. Inst. Metals, 95 (1967), p. 79
 - 15) R.W. Lund and W.D. Nix; Acta Metallurgica, 24 (1976), p. 467
 - 16) G.M. Pharr and W.D. Nix; Scripta Metallurgica, 10 (1976), p. 1007
 - 17) T.K. Glasgow; An Oxide Dispersion Strengthened Alloy for Gas Turbine Blades, NASA TM 79088, (1979)
 - 18) 浜中人士, 三浦雄四; In-Situ Composites, "金属系複合材料に関する最近の話題" シンポジウム日本金属学会 p. 19 (1980)