展 望

一方向凝固タービン翼の開発

中 川 幸 也*

1. 緒 言

ジェットエンジンのタービン翼は使用材料の熔融温度以上の環境下にさらされながらも、圧縮機空気の一部を用いた冷却により 1,000°C 以下に保たれ使用されている。たとえば F-15, 16 戦闘機に搭載されている F100 エンジンの最大スラスト時ガス温度は 1,370°C であるのに対して翼温度は 982°C にしかない。しかしながら著しい冷却空気量の増加は効率低下を意味するので使用素材の本質的強度の上昇は不可欠である。現在はタービン翼として鋳造専用の Ni, Co 基合金が使用されているが、これら超合金は限られた目的に対して数多くの合金が開発されており、組成から性能をある程度正確に判定できる分野の一つである。とくに Ni 基動翼材では、物理冶金的分析法の進歩、データの重回帰分析法の精度向上により、少なくとも主要構成元素の策定による合金開発は限界に近づいていることがわかっており、最近の René 80 から René 120 への改良にみられるように、強度面を優先させると鋳造性や延性の低下が生じるという矛盾が出てきている¹⁾。こうした素材自体の限界に対して、加工技術とりわけ凝固制御により組織や性質を変化させようとする努力が続いており、その改善度は加工技術にマッチさせた新合金の登場を伴って近年著しく増加している²⁾ (表 1)。開発中の翼も含めて、柱状晶材、単結晶材、共晶複合材、ODS 材³⁾、急冷粉末利用の積層材⁴⁾等があるが、本解説では、一連の一方向凝固材ととくに共晶複合材翼の製法と現状を主として紹介する。図 1 には一方向異方性素材の耐用温度の比較を示す。

2. 柱 状 晶 翼

超合金の強度増加が延性の犠牲のもとに達成されてきたことを述べたが、この欠点を克服するために二つの重要な発明がなされている。第 1 は Hf 添加合金の開発であり⁵⁾、他方は PWA 社による Mar-M 200 合金の柱

状晶翼の開発である⁶⁾。通常の多結晶体は高温で粒界破断を示すので応力に垂直な方向の粒界を消去する手法で延性を富化させたのが柱状晶翼開発の由来である (図 2)。延性のはかにも結晶方位が翼長方向に [100] に平行となるため、種々の好ましい工学的性質が付与される。とくに高温強度に対しては、最小迂回系の方位と遠心力の方向が一致していること、しかも低弾性方位であることが都合よく組み合わさっている。また翼の結晶構造から強度の翼肉厚依存性が非常に少ないことが実用化にスムーズに結びついたものといえる (表 2)。実用翼として広範囲に利用されている材料は Mar-M 200 合金に Hf が添加された PWA 1422 (MM 009) があるが、母材ヒートの差による割れ感受性の差が存在し製品化率にばらつきが生じている。このためさらに柱状晶翼への適性化、たとえば粒界面積に応じた粒界集積型元素、C, B, Zr 量の減量、を行なった合金が使用されつつある。

3. 単 結 晶 翼

柱状晶翼の横方向の性質は当然のことながら等軸晶翼の性質と同等と考えてよい。柱状晶よりさらに異方性を強調したものが単結晶翼であり実用が開始された (図 3)。単結晶翼の翼長軸は鋳造法により自由に選定できるが、柱状晶の場合も同様に [100] と一致させるのが工学的に望ましい。単結晶部材が待望される理由は、大幅な合金組成の改造と熱処理効果の拡大が可能だからである。粒界が存在しないので、粒界強化用の粒界集積型元素、たとえば Hf, C, B, Zr 等の添加はまったく必要としない。既存の合金では、これらの元素の集中により粒界の融点が低く、最初に溶融が開始するため、合金の熱処理温度はこの部分熔融温度以下に制限されている。単結晶翼ではこの問題がないため、溶体化温度を大幅に上昇でき、合金元素の均一化の効果を著しく増大させることができる。すなわち単結晶では粒界の消去、方位の選定という直接的効果に加え、使用材料の大幅な組成改造、熱処理温度の向上という 2 次的効果が存在する。たとえば柱状晶合金 PWA 1422 を単結晶化に改質した PWA 1480 では 30~60°C の耐熱温度の上昇が可能とな

* Yukiya NAKAGAWA: 石川島播磨重工業㈱技術研究所 (135-91 東京都江東区豊洲 3-1-15)

表 1 最近の超合金の組成 (wt%, DS: 一方向凝固, SC: 単結晶)

	C	Cr	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	Zr	Ni	他	備考
MA753	0.06	20					2.3	1.5	0.007	0.09	残	1.3Y ₂ O ₃	粉末冶金合金
MA6000E	0.05	15		2	4		2.5	4.5	0.01	0.15	残	1.1Y ₂ O ₃ , 2Ta	粉末冶金合金
B1900+Hf	0.11	7.7	10	6			1	6	0.015	0.03	残	4.2Ta, 1.25Hf	PWA1455
Mar-M200	0.15	9	10		12.5	1	2	5	0.015		残		
Mar-M200+Hf	0.14	9	10		12	1	2	5	0.015		残	1.5Hf	PWA1422, DS専用
Alloy454		10	5		4		1.5	5			残	12Ta	PWA1480, SC専用
IN100	0.18	10	15	3			4.7	5.5	0.014	0.06	残	1V	
NASA IR100		9		1	10.5		1.2	5.75			残	3.3Ta	SC専用
Mar-M246	0.15	9	10	2.5	10		1.5	5.5	0.015	0.05	残	1.5Ta	単結晶
Mar-M247	0.15	8.4	10	0.6	10		1.0	5.5	0.015	0.05	残	3Ta	
Mar-M247DS	0.07	8	9.5	0.5	9.5		0.8	5.6	0.015	0.015	残	3Ta, 1.4Hf	DS専用
IN939	0.15	22.5	19		2	1	3.7	1.9	0.01	0.1	残	1.4Ta	
René125	0.11	9	10	2	7		2.5	4.7	0.015	0.05	残	3.8Ta, 1.5Hf	
René150	0.06	5	10	1	5		4	5.5	0.02	0.02	残	3Re, 2.2V, 1.5Hf, 6Ta	DS専用
NITAC		10	20					3			残	TaC	共晶DS材
Waspaloy	0.07	20	13	4.5			3	1.4	0.06	0.007	残		
AF115	0.15	10.5	15	2.8	5.9	1.7	4	3.7	0.02	0.05	残	2Hf	
IN739	0.15	12.6	9	2	4		4	3.5	0.02	0.015	残	1Hf, 4Ta	
MERL76	0.02	12.4	18.5	3.10	—	1.65	4.30	5.00	0.02	0.06	残	0.75Hf	

表 2 柱状晶, 単結晶翼の使用例 (予定も含む, 1980年)

エンジン名	主要搭載機種	使用部品名	材 質
PWA JT9D-7F	ボーイング747	ブレード1, 2, ペーン2	PWA1422, 柱状晶
PWA JT9D-7C	ボーイング747, DC-10	ブレード1, 2, ペーン2	PWA1422, 柱状晶
PWA FT30P100	GD F1111	ブレード1, ペーン1	PWA1422, 柱状晶
PWA F100PW100	F-15, F-16	ブレード1, 2, ペーン1	PWA1422, 柱状晶
PWA JT9D-7R4	ボーイング767	ブレード1 (ペーン)	PWA1480, 単結晶
T400-WV-402	AH-IT, Sea Cobra	ブレード	PWA1480, 単結晶
PWA STF477	未定	ブレード	PWA1480, 単結晶

図 1 タービン翼素材と耐温度の向上

図 3 René 80 単結晶翼

4. 共晶複合材料

溶けた合金が凝固する場合,

のように, 同時に 2 相以上の固相が出現することを共晶反応と称し, この合金を共晶合金と呼ぶ。共晶合金のうち, タービン翼のような高温構造材料として注目されているものは, 化合物中間相を強化相とする系が多く, 凝 2 元系や多元系状態図で共晶点が表示される。この例を Ni-Al-Cb の 3 元素で形成される Ni_3Al (γ')- Ni_3Cb (δ) 凝 2 元系状態図, 図 4 で示し, 代表的な共晶合金例を表 3 にまとめた。共晶合金は一部の例外を除き, 平滑界面一方向凝固により凝固方向に層状や繊維状の強化相が平行に配列した構造をとる。層状になるか繊維状に分散するかは, 分散相の単位体積当りの界面エネルギーを比較することにより推定できる。界面エネルギーの等方性を仮定すれば体積率にして約 30% 以上の分散相を含むと層状構造が, それ以下では繊維状構造が安定となり, 現象的にも同じ傾向が見られる⁸⁾。当然のことながら限界体積近傍の共晶系は両方の構造をとることが可能であり,

René 80 動翼 Mar-M200+Hf ペーン
図 2 柱状晶タービン翼

っている。ちなみに PWA 1422 柱状晶材の溶体化処理温度は $1,204^{\circ}\text{C}$ であるのに対して PWA 1480 単結晶材では $1,288^{\circ}\text{C}$ になっている。単結晶翼の製造プロセスも, 欧米, ソ連ではすでに工業的に完成されているものと考えられる。ソ連ではあらかじめ鋳型中に単結晶の種結晶をスターターとして入れる手法に対して, 米国では制限回路を用いて方位選定を鋳造中に行なう方式がとられているが, 基本的に柱状晶生産に用いられている高速凝固法と同じである⁷⁾。

表 3 代表的共晶超合金の例

共晶系 A-B	体積率 v/o B	共晶温度 (°C)	3 元素	最適化組成	臨界 G/R (°C·h/cm ²)
Ni-NiBe	38~40	1,157			
Ni-Ni ₃ Nb	26	1,270			
Ni-Cr	23	1,345			
Ni-NiMo	50	1,315		Ni-15W-2Al-40Cr (γ - α - σ)	~20
Ni-Ni ₃ Ti	29	~1,300			
Ni-W	6	1,500			
Ni-TiC	5.5	1,307			
Ni-HfC	15~28	1,260		Ni-20Co-10Cr-3Al-TaC (NITAC)	
Ni-NbC	11	1,328			
Ni-TaC	~10	—	→ Ni-Cr-TaC		
Ni ₃ Al-Ni ₃ Nb	44	1,280	→ Ni-Ni ₃ Al-Ni ₃ Nb	→ Ni-6Cr-19.7Nb-2.5Al (γ/γ' - δ)	~8
Ni ₃ Al-Ni ₃ Ta	~65	~1,360	→ Ni-Ni ₃ Al-Ni ₃ Ta (γ/γ' - δ)		
Ni ₃ Al-Ni ₇ Zr ₂	42	1,192			
Ni ₃ Al-Mo	26	1,306	→ Ni-Ni ₃ Al-Mo	→ Ni-29Mo-6Cr-6.2Al (γ/γ' - α)	~12
NiAl-Cr(rod)	34	1,450~1,455 range			
(Ni, Cr)-(Cr, Ni) ₇ C ₃	30	1,305 range			
Co-CoAl	35	1,400			
Co-CoBe	23	1,120			
Co-Co ₃ Nb	~50	1,235			
Co-Co ₂ Ta	35	1,276			
Co-Co ₇ W ₆	23	1,480			
Co-TiC	16	1,360			
Co-HfC	15	—			
Co-VC	20	—			
Co-NbC	12	1,365			
Co-TaC	16	1,402	→ Co-Cr-TaC	→ Co-20Cr-10Ni-TaC (COTAC)	~23
(Co, Cr)-(Cr, Co) ₇ C ₃	30	1,300 range			
(Co, Cr, Al)-(Cr, Co) ₇ C ₃	28	1,295 range			
(Co, Cr)-(Cr, Co) ₂₃ C ₆	~40	1,340 range		→ Co-41Cr-10Ni-2.2C	~2

液相の過冷却，凝固速度等の条件で決定される．分散している強化相間の距離については多くの実験も理論的解析が行なわれているが，一般に相間距離 λ は凝固速度の平方根 R に逆比例する， $\lambda^2 R = \text{定数}$ の関係が認められ，解析⁹⁾によれば常数は界面エネルギーと種々の熱力的パラメータの関数であることから，逆に R と λ の実験値から界面エネルギーを求めることができ，多くの共晶系では $10^5 \sim 10^6 \text{ erg/cm}^2$ 内にあることがわかっている．

5. 凝固界面の制御

定常状態で一方向に進行する凝固界面を考えると，熱

のバランスから凝固域で放出される潜熱を完全に開放できる熱伝導冷却能が固相部に必要である．液相-固相の熱勾配を G ，凝固速度を R とすれば

$$G/R \geq \Delta H/\rho$$

が必要条件となり，ここで ΔH は 1 cm^3 の共晶温度液相が共晶温度の固相に変態するとき放出される熱量， ρ は熱伝導率である．さて一定の G/R が保たれ一方向凝固が進行していても，その固液界面の様子は局部的熱入出，凝固速度，および合金を構成する溶質元素の移動能力により形態が異なり，代表的な三つの形態を図5に示す．われわれが日常取り扱っている共晶は実質的に

図4 $\text{Ni}_3\text{Al}(\gamma')$ - $\text{Ni}_3\text{Cb}(\delta)$ 共晶状態図

図5 凝固形態と組織

すかな共晶組成からのずれを有しているし、とくに多元系に改良されている共晶超合金は常に添加元素による変動が存在する。詳細は省略するが、定性的に形態判定は、

$$P = G/R - m \cdot \Delta c / D - k_i c_i$$

で行なうことができ¹⁰⁾、 m は液相線の状態図における勾配、 Δc は共晶組成からのずれ、 D は溶質の液相中の拡散係数、 $k_i c_i$ は微量元素の濃度による定数である。 P が正であればあるほど、構成的過冷却が少なく凝固界面は平滑で状態図に従った溶質元素の分配がなされ共晶複合材を得やすい条件となる。 P が負に向かうと平衡からのずれが生じ、界面は徐々に局部的曲率を有するようになり溶質元素の偏析による節状組織が出現し、これがセル状凝固界面と叫ばれる。 Δc が大きくなったり G/R が減少すると P は大きく負となりデンドライト凝固が出現する。共晶反応を得るための臨界の G/R 値は、いくつかの共晶系について求められており、その値は表3に示されている。

6. 共晶超合金翼

6.1 次開発合金

米国のジェットエンジンメーカーは数年前より共晶超合金でタービン翼を製造することを重要な開発目標としており、 $\gamma/\gamma'-\delta$ 、NITAC と呼ばれる合金は一次開発合金として実用段階に近づきつつある。 $\gamma/\gamma'-\delta$ は Ni-

Ni_3Al - Ni_3Nb 共晶にクロムを固溶させた合金で (重量%) Ni-6 Cr-19.7 Nb-2.5 Al の組成を有し¹¹⁾、NITAC-13 合金は Ni-TaC 共晶を改質して Ni-3.3 Co-4.4 Cr-3.1 W-5.4 Al-5.6 V-6.2 Re-8.1 Ta-0.54 C の組成を有する¹²⁾。

6.2 共晶翼の精密铸造

共晶合金の一方向凝固では、図6のような鋳型加熱炉から鋳型を徐々に引き出す高速凝固法が用いられるが、柱状晶、単結晶の場合と異なり凝固速度はたかだか 1~2 cm/h 程度であるため、高温、長時間の耐火物の安定性が要求される (図7)。このため鋳型組成としては高アルミナ質のものが使用され (Al_2O_3 +数 wt% SiO_2)、鋳型の高温強度や精度を保つようにしている。しかしながら長時間、熔融金属と鋳型が接触するために界面での反応が生ずる。GE 社の研究では、NITAC 13 合金を純アルゴン中で鋳造した場合、金属はアルミナ粒子を結合しているシリカ相と反応しアルミナ粒子間に浸入し、鋳物中では強化繊維となるべき TaC が生成されなかったことを報告している。これは炭素が雰囲気中に流出し脱炭が生じたためで、鋳物には結果として鋳型から 0.1~0.2 wt% のシリコンが流入し、炭素はほとんど流出し

図6 柱状晶翼・単結晶翼鋳造法の模式図

図7 $\gamma/\gamma'-\alpha$ (Ni-Al-Mo) 共晶試翼

図 8 一方向凝固の動翼製造工程

た状態となる。このため GE 社では雰囲気としてアルゴンに 10% CO を加えたガスを使用したところ、熔融金属と鑄型界面で連続的にアルミナの保護皮膜が形成されるとともに、近傍の鑄型中のシリカが還元され消失し、 $1,750^{\circ}\text{C}$ まで安定な使用ができるとしている¹³⁾。

タービン翼は多く冷却のための空気流通孔が内部に存在するが、精密鑄造では中子を使用しこれらを加工する。共晶超合金用中子としても鑄型と同様に、耐火度、安定性が要求され、このほかに、鑄造後オートクレーブ中でのリーチングが可能である必要がある。中子も高アルミナ質のものが望まれるが、鑄物の冷却中の収縮を許容する度合が低く、またリーチングもむずかしいところから問題となっていたが、最近、GE 社により選択的に稠密化したアルミナ中子“Koralox”が開発され共晶用

中子として使用されつつある¹⁴⁾。

6.3 加工成形法

一方、現在は機械加工技術や電解工法技術、接合技術などが飛躍的に進歩しつつあるので、単純な角材の一方向凝固材から加工法を組み合わせるタービン翼を製造するほうがむしろ経済的である場合もある。高温強度の必要な翼を一方向凝固精密鑄造法によって共晶複合材料で製造し、翼根部は既存合金で作る、高温加圧成型や拡散接合により一体化する手法も検討されている。同法による翼は各部が役割に応じて材質が変化する複合構造になっている。この場合は、精密鑄造工程による翼部の成型の代りに、単純形状の丸棒、角柱、板素材を一方向凝固法で作る、機械加工や電解加工で複雑な形状とする。図 8 は一体構造翼の製造工程を示している¹⁵⁾。中空翼の場

図9 既存合金 René 120 と共晶複合材によるタービン翼のデザインポイントの差

合は凝固方向に半割りにしたエレメントを接合して製造する。

6.4 耐酸化・耐食用コーティング法

共晶合金は高融点の活性金属を多量に含むため、燃焼ガス中で使用される場合、耐酸化・耐食性を考える必要がある。GEの研究では NITAC-13 合金に対しては、NiCrAlY の真空蒸着後バックアルミナイズを行なう2段階処理が有望とされたが、くり返し酸化後、脱炭による TaC の消失が観察されたため、NiCrAlY に炭素を加えた Ni-20 Cr-5 Al-0.1 C-0.1 Y を溶射後、アルミナイズを行なったところ、満足ゆく結果が得られている¹⁶⁾。

6.5 共晶複合翼の応用

新材料をタービン翼として使用する場合、材料の高温特性と常温近傍での延性に留意する必要がある。クリープ強度を主とした設計であるから翼にかかる応力分布、翼表面の温度分布を材料強度と比較すれば問題点がわかる。図9は既存超合金 René 120 と共晶合金について比べた模式図である¹⁷⁾。René 120 の場合、最も厳しい条件の場所が翼の中央部に存在するのに対して、共晶合金の場合翼の下部、すなわち温度的には低い使用条件下に存在することがわかる。他の因子としては、共晶材の場合、本質的に延性は少ないため、欠陥の許容範囲の規定、非破壊検査の手法等、実用に際して解決すべき問題は山積している。

7. 結 言

精密な凝固条件の制御を必要とする共晶複合材料のタービン翼が実用化されるためには、3,000 億円の開発費が必要と推定され、実用化された場合、約 500 機の民間機

に積載されるとすれば、実用による利益は1兆8,000億円に達すると考えられている。現在、米国では一次開発材料である γ/γ' - δ や NITAC を素材とするタービン翼がエンジン試験中である。欧州では産業用ガスタービン翼として炭化物繊維共晶に多量の Cr を固溶させた 73C と呼ばれる素材が試験されており、18,000 時間の耐久試験に成功している。

次世代高効率エンジンを支えるための新規素材技術のうち、一方向凝固関連の技術を紹介した。最近では先進素材形成技術はノウハウの禁輪として戦略的に用いられる傾向が強まっており自主開発努力に依らざるをえなくなりつつある。

参 考 文 献

- 1) P. Aldred : SAE Paper 751049 (1975).
- 2) B.H. Kear & E.R. Thompson : *Science*, **208**, 23 (1980), 847-856.
- 3) J.S. Benjamin : *Met. Trans.*, **1** (1970), 2943-2951.
- 4) D.G. George : AIAA/SAE/ASME 15th Joint Propulsion Conference (1979).
- 5) A.R. Cox, J.B. Moore & E.C. van Reuth : Pratt & Whitney Aircraft Report on Darpa Contract, F33615-76-C-5136 (1979).
- 6) F.L. VerSnyder & B.J. Pearcey : *SAE J.*, **74** (1966), 36-43.
- 7) J. Mayfield : *Aviation Week & Space Technology*, Oct. 1 (1979), pp. 69-73.
- 8) L.M. Hogan, R.W. Kraft & F.D. Lemkey : *Adv. Mater. Res.*, **5** (1971), 83-216.
- 9) W.A. Tiller : *Trans. AIME*, **9** (1957), 847-856.
- 10) P.R. Sahm : *Proc. Symp. on High Temperature Materials in Gas Turbine* (1974), pp. 73-114.
- 11) F.D. Lemkey : NASA Contractor Report, CR-2278 (1973).
- 12) R.W. Smarskey : U.S. Patent No. 3904402 (1957).
- 13) M.F.X. Gigliotti & C. Greskovich : *Met. Trans.*, **11A** (1980), 319-322.
- 14) *Technology Newsletter of Chemical Week*, Aug. 6 (1980), 49.
- 15) J.A. Alexander : AGARD-CP-156, Washington D.C., Apr. (1974).
- 16) J.R. Rairden & M.R. Jackson : GE CR & D Report, No. 76CRD214 (1976).
- 17) L.P. Jahnke, H.J. Branks & G.D. Oxx, Jr. : AGARD Proc., Toulouse (1972).