

ガスタービン用耐熱材料の現状



西山幸夫*

Present Status of Heat Resistant Materials for Gas Turbines

Yukio NISHIYAMA

1. はしがき

第2次大戦末期に航空機用ガスタービンの実用化が始まると、それまで主役の座にあつたガソリンエンジンをまたたく間に駆逐してしまつた。これはガスタービンが小型・軽量で、しかも高速での推進効率が高いという航空機用原動機としてはうつつつけの特徴を備えているためであつたが、今日ではこの膨大な需要を背景に、凄まじい勢いで進歩した技術が艦艇用、車両用、発電用、燃料の圧送用などに幅広く活用されるに至つている。

よく知られているように、このガスタービンの進歩の速度は用いられる材料、とりわけ耐熱材料とその加工技術の進歩の速度によつて大きく律せられてきたが、ガスタービンのような世界的規模で輸送や動力を支配する機器に用いられる材料や加工技術が、これ程大きく関わりあつたことは前代未聞であつた。

以下に図1に例示する航空機用ガスタービンについて、その性能向上の趨勢と主要な高温部品の使用環境や破壊様式を概観し、それぞれに用いられている、もしくは用いられようとしている材料とその加工法の一部について述べる。

2. 航空機用ガスタービンの性能向上の趨勢

航空機用ガスタービンの性能向上をはかる場合のねらいは、(1)推力/重量比を高める。(2)燃料消費率を改善する。(3)コスト/推力比を低減する。(4)耐用寿命を延ばす。の4つに大別される。

図2はこれらの目的を達成するためにGE社で行われた1950年から最近に至るまでの旅客機用ガスタービンの設計パラメータの変遷を示したもので、ブレード先端の周速は約2倍に、タービン入口温度(TIT)は870°Cから1370°Cに、圧力比は約6倍に、それぞれ増し、またエンジンの耐用寿命はエアライン各社からの要求によつて1000hから30000h、つまり約10年間にまで延びている。しかし、この間のタービンブレード用材料の性能の向上分は、ブレード先端の周速の増加にとも

なう遠心応力の増加分と耐用寿命の延長分に費やされ、TITの上昇に対しては、特に1960年頃に空冷翼が導入されて以来、もつぱら設計技術と精密鑄造技術の向上によつて対処してきたため、ブレードの金属温度はほとんど一定に保たれたままである。

一方、たとえば戦闘機用のエンジンにおいては、推力/重量比の増大が開発の最優先課題であるため、その設計寿命は現在でも3000hのオーダーであり、従つてブレードの金属温度は上昇し続けている。このように特に1970年代になつてから、航空機用ガスタービンの開発はいつそう用途別に分化されるようになった。

3. 燃焼器ライナー

3.1 使用環境と破壊様式

燃焼器ライナーはその内部に燃料と空気が送り込ま

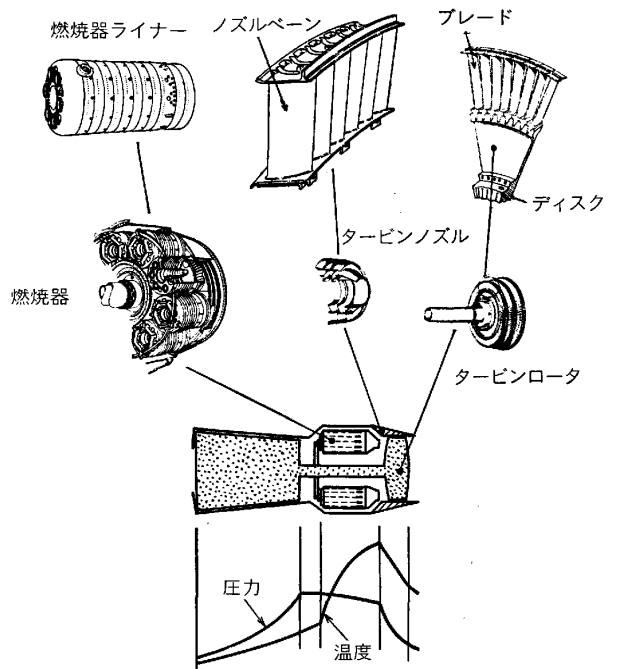


図1 航空機用ガスタービンの高温部品と温度-圧力の関係

昭和58年4月4日受付 (Received Apr. 4, 1983) (依頼解説)

* 川崎重工業(株)技術研究所 工博 (Technical Institute, Kawasaki Heavy Industries, Ltd., 1-1 Kawasaki-cho Akashi 673)

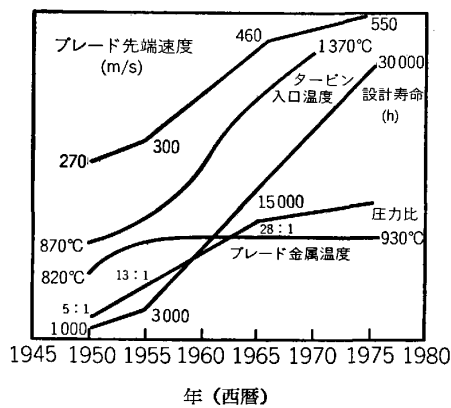


図2 GE社における旅客機用ガスタービンの設計パラメータの変遷¹⁾

れ、燃焼が行われており、最も温度の高い空間では 2000°C 近くにも達している。そのため外面に沿って冷却空気を流し、また全面にわたって主としてルーバーと呼ばれるよろい状のすきまをあけて、そこから外面の冷却空気を取り入れ、内面に沿って流すことによつて内壁の各部の温度を通常は 870°C 以下程度に保つように設計されている。

ただ最近のエンジンでは TIT がますます高くなつてきているので、この内壁温度の上限を守ることが著しく困難になつてきている。

燃焼器ライナーに作用する応力は比較的低いために、最も問題とされるのは冷却の不均一による局所的な過熱であつて、そこでは急激な酸化や時には溶け落ちも起こる。一方破損に注目した場合、戦闘機用においては機体の運用上からエンジンの加減速が広範囲に、かつ頻繁に行われるために、熱疲労割れが最も多い破壊様式であるのに対し、旅客機用や爆撃機用では長時間の使用中に一部のルーバーが熱変形によつて閉じられ、冷却空気の流入が妨げられる結果発生する焼損が主となつている²⁾。

3.2 材 料

現用の燃焼器ライナーのほとんどが板金構造であるので、用いられる材料としてはまずプレスによる成形性と

溶接性に優れていなければならないが、同時に上記の使用環境から耐酸化性、ついで耐熱疲労性が重要とされる特性である。また一つの構造体としてある程度の応力を支えなければならないためにクリープ強さもあわせて要求される。

表1は燃焼器ライナー用材料の例であつて、これらの中でも米国では Hastelloy X が最も広く用いられているが、最近では高温で強い Haynes Alloy 188 が漸増している。また英国では当初 Nimonic 75 がもつぱら用いられていたが、強度上から十分でないので耐酸化性を多少犠牲にしながらも、析出強化型の C 263 が用いられるようになってきている。

3.3 現状での問題点と対策

すでに現用のエンジンでも Haynes Alloy 188 や C 263 では耐酸化性が十分でない場合が多いので、内壁のうち特に温度の高くなる箇所に遮熱コーティングと呼ばれる Y_2O_3 や MgO など安定化させたジルコニア被覆を、NiCrAlY, CoCrAlY, NiAl などを中間層として、いずれも主としてプラズマ溶射によつて施工し、下地の金属温度を 100~200°C 程度下げることによつて寿命を大幅にのばすことが一般化している。ただこのような皮膜は長時間の運用に供せられることによつて、高温の燃焼ガスによる酸化やエロージョンを起こしたり、また加熱、冷却の繰り返しによる剥離を生じたりして消耗してしまい、その後は下地金属が直接酸化されることになる。

燃焼器ライナー用超耐熱合金の進歩の速度は、現在すでにその徴候がでていのように、設計面からの要求のエスカレーションの速度に対応できなくなつてきている。このような実状に対し現在試みられている対策のいくつかについて述べると、まず第1は通常の燃焼器ライナーは一部の重なりを除いて1層であるのを 2~3 層の中空構造にして、その間に冷却空気を流したり、多数の小孔から冷却空気を内側の板に吹きつけたりすることによつて冷却効率を大幅に改善する方法で、Rolls Royce 社では TRANSPLY、Detroit Diesel Allison 社では LAMI-

表1 燃焼器ライナー材の化学組成

合 金	化 学 成 分 (重量%)								そ の 他
	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Fe		
AISI 310	0.05	25.0	20.0	—	—	—	残り		
Inconel 600	0.04	15.8	残り	—	—	—	7.2		
Inconel 625	0.05	22.0	残り	—	9.0	—	3.0	3.6 Nb	
Nimonic 75	0.10	19.5	残り	—	—	—	3.0		
Inconel 617	0.07	22.0	54.0	12.5	9.0	—	—	1.0 Al	
Hastelloy X	0.10	22.0	残り	1.5	9.0	0.6	18.5		
Haynes Alloy 188	0.08	22.0	22.0	残り	—	14.0	1.5	0.08 La	
C 263	0.06	20.0	残り	20.0	5.9	—	—	2.2 Ti, 0.5 Al	
L-605, HS-25	0.10	20.0	10.0	残り	—	15.0	—		
MA 956	—	20.0	—	—	—	—	残り	4.5 Al, 0.5Ti, 0.5 Y ₂ O ₃	

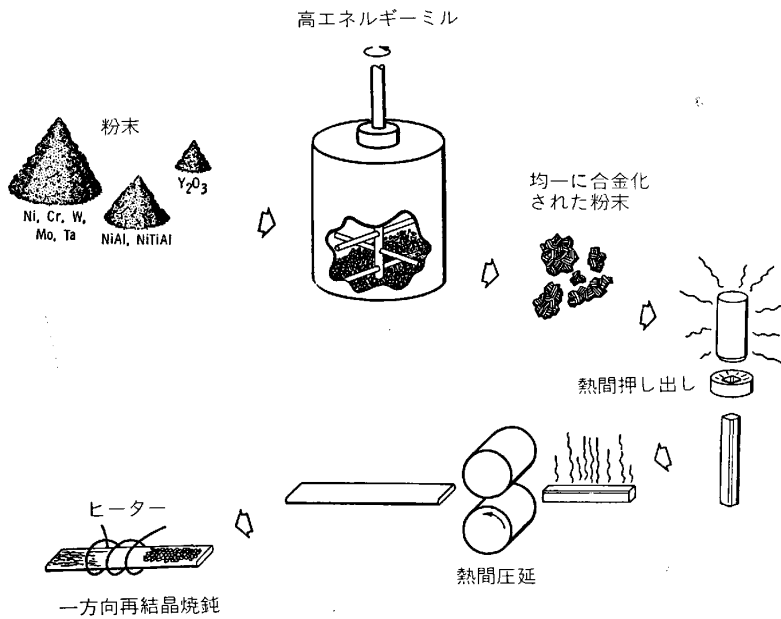


図3 Mechanical Alloying 法による ODS 合金の製造工程⁶⁾

LLOY とそれぞれ名付け、TRANSPLY はすでに Sp-ey で実用化され³⁾、また LAMILLOY では 400°C 以上も金属温度が低くなつたと報告されている⁴⁾。第2は P & W A 社が 1980 年代の終わりから 1990 年代の初めにかけての省エネ・エンジンとして開発中の E³ エンジンの燃焼器ライナー材に铸造タービンプレード用として開発されたニッケル基超耐熱合金である B 1900 で複雑な内部冷却構造を有する精密铸造铸件を作り⁵⁾、それを縦横に連結することによって高い冷却効率、ブレード用材の優れた高温強度、分割したことによる熱応力の低減とルーバーの目つぶれの解消などの総合効果を期待しており、これによって寿命は一挙に 10 倍近くにもなつたとのことである²⁾。第3はニッケル基や鉄基の母相中に図3⁶⁾に示す Mechanical Alloying と呼ばれる方法によって高温まで安定な Y₂O₃ の微粒子を均一に分散させた酸化物粒子分散強化合金 (ODS 合金) によるもの、なかでも MA 956 はすでに量産、市販されており、P & W A 社、GE 社、Rolls Royce 社、NASA などで実用化が進められている。この MA 956 は Haynes Alloy 188 に比べて融点が 150°C 程高く、クリーププラズマ強さからみた耐用温度が 100~150°C も優れ、耐酸化性もぬきんでている⁷⁾。ただ問題点としては、現状ではまだかなり高価である、熔融溶接ではせつかく均一に分散させてある Y₂O₃ の微粒子が凝集したり、スラグ状になつて浮上したりして継手の強度が著しく低下してしまうので真空ろう付けやリベットどめなどの他の接合法によらなければならない、延性が小さいために耐熱疲労性が十分でないので設計上分割をほかり、付加される歪み量を抑えてやらなければならない⁸⁾、などが挙げられる。

4. タービンノズル

4.1 使用環境と破壊様式

最前段のノズルベーンが曝されるガス温度はガスタービン部品中最高であり、時には 1 100°C の金属温度にも達するが、応力については通常数 kgf/m m² 程度である。また内部の冷却通路には冷却空気が流れているために内外面間に急激な温度勾配が生じており、同時にエンジンの起動、停止や加・減速による大きな繰り返し熱応力が重畳される。特に加・減速の頻度と範囲が大である戦闘機用の場合、通常この繰り返し熱応力による疲労き裂がまず次節で述べる耐酸化/耐ホットコロージョン用の保護皮膜に発生し、母材にまで貫通した後、母材において低サイクル疲労によるき裂が酸化とエロージョンとともに進行する²⁾。

静的応力としてはタービンプレードよりも低くても、回転しないためにある特定のベーンだけが燃焼の不均一による高温のガスにたえず曝されることがあり、この場合には容易にクリープを起こし、主として後縁の曲がりとしてあらわれる。また海洋雰囲気下で用いられる場合、主として海水によつてもたらされる Na が燃料中の S と 800~1 000°C の範囲でノズル材やブレード材に相乗的に作用し、激しく腐食させるホットコロージョンと呼ばれる現象があるが、この現象は海洋雰囲気から遠ざかり、燃料が上質になり、しかも合金中の Cr 含有量が増す程緩やかとなる。さらに金属温度が上がると 1 000°C あたりを超えると酸化の影響の方が大となつてくる。

4.2 材料

表2に示すように現用のタービンノズル材には、ニッケル基超耐熱合金に比べてクリープ強さで劣るコバルト基超耐熱合金が多く用いられている。その理由として

表2 タービンノズル材の化学組成

合 金	化 学 成 分 (重量%)												
	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	Zr	Ta	その他
HS-21	0.25	27.0	2.5	残り	5.5	—	—	—	—	—	—	—	—
X-40, HS-31	0.50	25.0	10.0	残り	—	7.5	—	—	—	—	—	—	—
W1-52	0.45	21.0	1.0	残り	—	11.0	2.0	—	—	—	—	—	—
Mar-M509	0.60	21.5	10.0	残り	—	7.0	—	0.2	—	0.005	0.5	3.5	—
IN-738	0.17	16.0	残り	8.5	1.75	2.6	0.9	3.4	3.4	0.01	1.75	1.75	—
Inconel 713C	0.12	12.5	残り	—	4.2	—	2.0	0.8	6.1	0.012	0.10	—	—
C 1023	0.15	15.5	残り	9.7	8.4	—	—	3.6	4.2	—	—	—	—
Mar-M200+Hf	0.14	9.0	残り	10.0	—	12.5	1.0	2.0	5.0	0.02	0.08	—	1.8 Hf
MA 754	0.05	19.0	残り	—	—	—	—	0.4	0.3	—	0.3	0.3	0.6Y ₂ O ₃

は、通常、ニッケル基よりもコバルト基の方が融点が高い、熱疲労に強い、溶接補修を行いやすい、铸造性がよい、耐ホットコロージョン性に優れている、などが挙げられる。また上述したようにタービンノズルの破損の主な原因は熱疲労であるので、次節で述べる一方向凝固 (DS) 材は好適でかなり用いられている。

4.3 現状での問題点と対策

GE 社ではかなり以前から表 2 中の ODS 合金 MA 754 がノズルペーン用材料として現用のコバルト基超耐熱合金に比べ、寸法安定性、耐熱疲労性に優れ、高融点、高温で高強度といううつつの性質を有している点に着目して⁹⁾ CF 6 や F 101 に用いてきた。しかし、この合金の 19% 程度の Cr 量では耐酸化性が不十分であつてコーティングを要する点と、現状では棒材しか入手し得ず、しかもそれからの削り出しによらざるを得ない点を改善しようと努めており、前者に対しては適当なコーティングをいまだ見出していないようであるものの、後者には板材を曲げるることによつて解決を見出し、F 404 に採用した¹⁰⁾。

燃焼器ライナーに用いて成功をおさめた安定化ジルコニアの溶射による遮熱コーティングをタービンノズルやブレードにも適用し、金属温度を下げようとして多くの研究・開発が行われているが、現状ではコーティングの密着性に問題があり、実用化されるまでに至っていない¹¹⁾。

5. タービンブレード

5.1 使用環境と破壊様式

タービンブレードの翼面の金属温度はノズルペーンのそれよりも低く、たかだか 1000°C 程度である。しかし、翼高さの中央付近では十数 kgf/mm² くらいの遠心応力が平均応力となり、これに内部冷却とエンジンの起動、停止や加・減速によつて大きく変動する温度勾配によつてもたらされる繰返し熱応力が重畳される。そのためタービンノズルよりも低サイクル疲労を起こしやすく、しかも共振を起こしやすい条件下にもあるので、低サイクル疲労によつて発生したき裂が高サイクル疲労によつて進展する様式が最も一般的である²⁾。

一方、回転しているために特定のブレードだけが絶えず高温ガスに曝されることがなくて、むしろペーンよりもクリープを起こすことが少ないが、誤つて TIT が設計値よりも異常に高くなつた場合には全数が過度のクリープやクリープ破断を起こすことになる。またこのことからクリープラプチャー強さはタービンブレードの許容金属温度を定めるための第 1 因子となり、材料の選定の際には、これに他の因子が上乘せされる。

ホットコロージョンや酸化による影響はペーンの場合とほとんど同じであるが、ブレードの場合にはタービン効率を高めるため、その先端とシュラウドとのすきまをできるだけ小さくとつてあるので、往々にしてブレードとシュラウドがこすれ合つてブレード先端のコーティングが無くなつてしまつて苛酷な雰囲気中に金属が直接曝されてホットコロージョンや酸化を起こす。特に高温下で使用されるブレードの取りはずし理由としてはこれも最も多いとのことである²⁾。

以上、高温域で用いられるタービンブレードの翼部のみにつて述べたが、翼の根元近くの部分やさらに低温域で用いられるブレードにおいてはこれと異なつた使用環境や破壊機構となる。その例として高温ブレードの長手方向に沿つた遠心応力と金属温度の変化、および設計時における主要考慮因子を図 4²⁾ に、またこれらの考慮因子の相対的重要さが温度とともにどのように変わるかを模式的に図 5¹²⁾ にそれぞれ示した。

5.2 材 料

現用のタービンブレード材は表 3 に示すようにほとんど

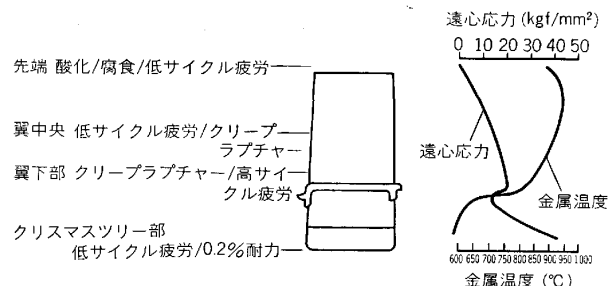


図 4 タービンブレードの強度設計における各種の考慮因子²⁾

表3 タービンプレード材の化学組成

合 金	化 学 成 分 (重量%)											
	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	Zr	そ の 他
M-252	0.15	19.0	残り	10.0	10.0	—	—	2.5	1.0	0.005	—	
Waspaloy	0.07	19.5	残り	13.5	4.3	—	—	3.0	1.4	0.006	0.09	
Nimonic 80A	0.10	19.5	残り	—	—	—	—	2.3	1.35	0.030	—	0.5 Fe
Nimonic 105	0.15	14.9	残り	20.0	5.0	—	—	1.50	5.25	0.03	—	
Udimet 500	0.08	19.0	残り	19.5	4.0	—	—	2.9	2.9	0.01	—	
Udimet 700	0.10	15.0	残り	18.5	5.2	—	—	3.5	4.25	0.02	—	
Inconel 713C	0.12	12.5	残り	—	4.2	—	2.0	0.8	6.1	0.012	0.10	
Inconel 713LC	0.05	12.0	残り	—	4.5	—	2.0	0.6	5.9	0.01	0.10	
Rene' 80	0.17	14.0	残り	9.5	4.0	4.0	—	5.0	3.0	0.015	0.03	
Mar-M200+Hf	0.14	9.0	残り	10.0	—	12.5	1.0	2.0	5.0	0.02	0.08	1.8 Hf
Mar-M246	0.15	9.0	残り	10.0	2.5	10.0	—	1.5	5.5	0.015	0.05	1.5 Ta
Mar-M247	0.15	8.4	残り	10.0	0.7	10.0	—	1.0	5.5	0.015	0.05	1.4Hf 3.3Ta
IN-738	0.17	16.0	残り	8.5	1.75	2.6	0.9	3.4	3.4	0.01	0.10	1.75Ta
B-1900+Hf	0.10	8.0	残り	10.0	6.0	—	—	1.0	6.0	0.015	0.08	4.3Ta, 1.5Hf
Alloy 454	—	10.0	残り	5.0	—	4.0	—	1.5	5.0	—	—	12.0Ta
MA 6000	0.05	15.0	残り	—	2.0	4.0	—	2.5	4.5	—	—	1.1Y ₂ O ₃ 2.0Ta

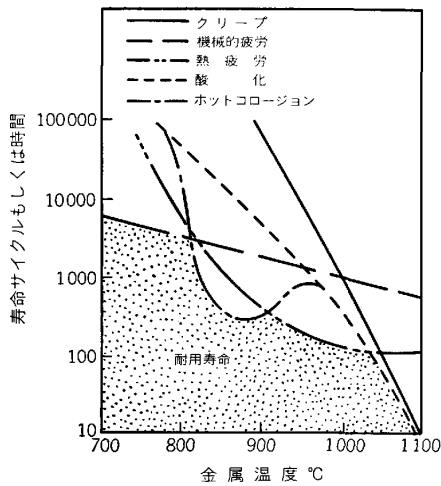


図5 タービンプレードの寿命に及ぼす各種の因子¹²⁾

どすべて γ' が析出強化型として分類されるニッケル基超耐熱合金である。この種の合金が高温で強度を保持する機構については多くの検討がなされているが、なかでも $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ で示される γ' が微細な析出相として存在することは極めて幸いなことであり、コバルト基においては高温まで安定な同様の相が得られていないためにブレード材としては用いられていない。

この γ' 相の異能ぶりが見出されて以来、タービンプレード材中の Al+Ti 量は年とともに増してきているが、その合計が約 0.8 重量%を超えると大気溶解では有害な酸化物や窒化物の生成が著しくなるので 1950 年代なかばに真空溶解炉が導入された。さらに 1960 年頃に冷却翼が初めて採用され、複雑な内部冷却通路を設けるにはそれまでの鍛造合金よりも铸造合金の方が適していることが明らかとなつたが、あたかも時を同じくして真空铸造炉が実用化され、より高い Al+Ti 量の合金を汚さないで铸造することが可能となつた。そして、その後

の合金設計法の進歩とあいまつて今日では Al+Ti が約 7 重量%、 γ' が 60~65 体積%にも達している。しかしながら、この間の副作用として铸造性、延性、耐ホットコロージョン性、高温での組織安定性などの低下を招き、その後の開発が行き詰まつてしまつた。

このジレンマに特に延性の面から突破口を開いたのが 1~2 重量%の Hf の添加で、これによつてクリープ破断伸びやその他の延性が大幅に改善されることを見出され、さらに延性だけでなくタービンプレード材としての強度の面からも大きく前進させたのが DS 化と単結晶化であつた。

高温でのクリープは主として結晶粒界でのすべり現象であり、また熱疲労割れも結晶粒界が起点となるので、遠心応力に直角な方向の結晶粒界をなくすことによつて寿命の延長をはかろうとする DS ブレードの開発の動きは 1960 年代の初めからあつたが、1969 年に至つて DS 材として開発中であつた Mar-M 200 に上述の Hf を添加することによつて、それまで铸造時に多発していた中空ブレードの薄肉部の粒界割れを防ぎ得ることが見出され、同時に横方向の強度と延性が大幅に改善された¹³⁾。これは画期的とも言える展開であつて、これによつて従来の多結晶材に比べてクリーププラチャー試験時の寿命、破断伸びがそれぞれ約 2 倍、約 4 倍、熱疲労寿命が約 8 倍にもなるが¹⁴⁾、この卓越した熱疲労強さは DS 材の優先成長方位である [100] ではヤング率が多結晶材に比べ約 0.7 倍であることによるもので、興味深い点である。DS ブレードは 1960 年代末に軍用機、1970 年代中頃から商用機にそれぞれ導入され、現在では多数の機種に採用されている。

1976 年に至つて SC 材には結晶粒界がないから結晶粒界の強化元素である C, B, Zr, Hf は不要であり、しかもそれらを取り除くことによつて結晶粒界の初期溶解温度が高くなるので溶体化処理温度を高くとれるであら

う、またそれによつて冷却時に析出してくる微細な γ' の量が増してクリープ強さを向上させることができるかもしれない、との発想が生まれた。さつそくこれを Mar-M200+Hf に対して試してみたところ、クリープ破断寿命が約3倍にまで向上し、同時に耐熱疲労性、耐ホットコロージョン性、耐酸化性なども改善された¹⁴⁾。ただ SC ブレードはまだ発展初期の段階であつて、現状では表3中の Alloy 454 が JT9D-7R4 に採用されているだけで、合金の開発や製造コストの低減などが今後の課題となつている。

なお DS および SC 材の製造法などの詳細については、文献¹⁵⁾を参照されたい。

5.3 現状での問題点と対策

上述したようにタービンプレードに用いられる γ' 析出強化型ニッケル基超耐熱合金は、合金設計手法の進歩に助けられながら大いに発展したけれども、種々の副作用によつてようやく頭打ちになつてしまつており、今後についてはたとえ SC 材をもつてしても画期的な展開は期待できず、従つてこの厚い障壁を打ち破るべく、現在多くの試みがなされている。

それらの中でも最も期待をもてそうなのが 3.3 項で述べた Mechanical Alloying 法によつて γ' による析出強化、微細な Y_2O_3 による分散強化、結晶粒の粗大化、[100] の結晶方位を翼の長手方向に揃える、という4つの高温向けの強化手段を1つにまとめた表3中の MA 6000 である。

この MA 6000 は図6¹⁶⁾にみられるように、 γ' の固溶化と凝集・粗大化が進行する 900°C あたりを超える

と 1000 h の比クリーププラプチャー強さが SC 材の Alloy 454 を凌駕し、温度の上昇とともにその差が広がつてゆく。同時に耐熱疲労性、耐ホットコロージョン性、耐酸化性、高・低サイクル疲労強さにも優れており、特に内部冷却の困難な小型ガスタービン用のブレード材として大いに関心もたれている¹⁷⁾。ただ現時点では、棒材から削り出すことが、ただでさえ高価なこの合金によつてゆゆしい問題である。現在ブレード形状に鍛造し、長手方向に結晶粒を粗大化するための研究が進められているが、その見通しが得られるまでに至っていないようである¹⁸⁾。その他、結晶粒界に沿つた剪断強さがそれ程良くないのでデスクとの嵌合部の設計にあつては注意を要する、拡散接合が容易でないので冷却翼の要求には直ちに応じかねる、などを挙げる事ができる。

Mechanical Alloying 法による合金以外に、以前から期待をかけられつつ開発が続けられてきたタービンプレード用材料としていくつかを挙げる事ができる。そのうちの $\gamma/\gamma'-\alpha$ や NiTaC などの DS 共晶合金はそれらのいずれもが横方向の強度や中・低温での延性が低いためにデスクとの嵌合部の設計が成り立たず、強化相が繰り返し熱サイクル下で不安定であり、製造時の成長速度が極めて遅い。W線強化超耐熱合金は母相と強化相の熱膨張係数の差による繰り返し熱応力によつて変形、層間剝離、マイクロ割れを生じる。Mo や Nb を主成分にした耐火金属基合金はいずれも高温での耐酸化性が極めて悪く、しかも耐久性のあるコーティングがどのようにしても得られない。などいずれも致命的ともいえる欠陥を克服し得ず、また最近とみに期待がかけられるようになったセラミックスも脆性材料であり、よほどの技術革新がない限り、実用に供せられるとは考えられない。

このような言わば袋小路に迷いこんだともいえる現況を別の視点で捕えてみると、今日までの TIT を高めようとする設計面からの要求に対しては、2節で述べたように耐熱材料の進歩よりもむしろブレードの冷却に関する設計技術と精密鑄造技術の進歩によつて対応してきた。従つて今後も引き続きこれらの両技術が同様のペースで進歩するのであれば、TIT も従来と同様に上昇を続けることができるはずである。しかるに GE 社においては、現行の精密鑄造技術のみを頼つている限り、これまでのように急速な冷却技術の進歩は 1980 年代初頭までであろうと危ぶみ、その後は材質と製造技術をからめた開発を前提とした設計によらない限り、その活路はないと考えている。具体的な例としては外温に耐える殻、内部で応力を支える桁、先端の蓋、とそれぞれの機能を分担したハイブリッド型のタービンプレードの開発を進めており、適材適所の選択が可能である点をうたつている¹⁹⁾。一方 P & W A 社はさらに古くから同様な考え方にもとづいて開発にのぞんでおり、たとえば DS 材で冷却ブレードの背側と腹側を別々に鑄込み、それらを

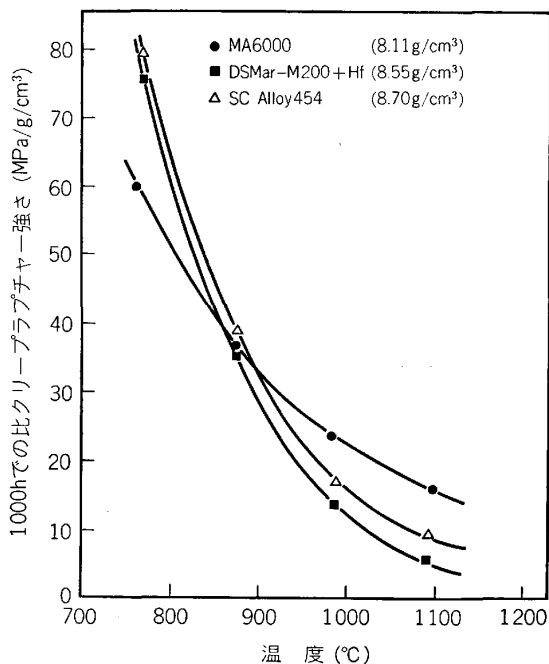


図6 MA 6000 と他の合金との 1000 h での比クリーププラプチャー強さの比較¹⁶⁾

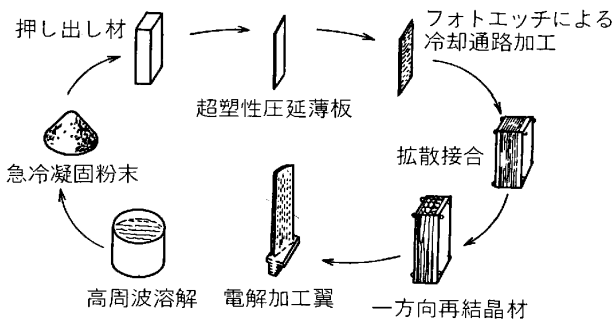


図7 急冷凝固粉末を用いた積層翼の製造工程概要

拡散接合によつて一体化することによつて精鑄技術上の制約を逃れ、冷却効率の改善をはかろうとしたもので、すでに実用化されている²⁰⁾。さらに 3.3 項に述べた E³ エンジンにおいては、この手法を SC 材に適用しようとしている²¹⁾。また在来法よりもいつそう急速に凝固させた超耐熱合金の粉末は、従来のものに比べて著しく偏析が少ないために、より高合金をより高温で溶体化処理することが可能である点に着目して急冷凝固装置を開発し、この装置によつて以前から現用合金よりも優れたクリープ強さを有していることを知りながら、偏析が激しいために鋳・鍛いずれにおいても実用化できなかつた多量の Al と Mo を含むニッケル基合金の粉末を作り、図7に示す製造工程に従つてタービンプレードの製造を試みている。この方法で現在最も期待をかけられている合金である RSR 185 (Ni-7Al-14Mo-6W) を DSMar-M200+Hf と比較した場合、クリープ強さからみた耐用温度では 80°C 程度の優位に留まるが、タービンプレードを作つた場合には、精鑄技術面からの制約を受けないために TIT を 330°C 以上も高くとることが可能とのことである²²⁾。

高温域で用いられるタービンプレード材は、表3にみられるように Al, Ti, W, Mo などを増すとともに Cr を減らすことによつてクリープ強さを高めている。それゆえ、翼面は 4.1 項に述べたホットコロージョン、さらには 1000°C を超えると酸化をも受けやすくなつている。これの対策として主として Al、時には Cr を通常は固形浸炭法と類似の方法で拡散、浸透させて NiAl を主体とした保護皮膜を形成させるアルミナイドコーティングと呼ばれる防食処理が一般に行われているが、この皮膜は通常 750°C くらいまでの温度では 0.5% 以下の延性しか示さないために割れやすく、また 950°C あたりを超すと皮膜中の Al が下地の金属中へ拡散して耐食・耐酸化性が急速に低下することが問題である。このアルミナイドコーティングでは不十分の場合には、その下地に白金めつきを行つたり、NiCrAlY や CoCrAlY などの皮膜を真空蒸着やプラズマ溶射によつて形成させることが行われており、また近年、ブレードの金属温度の上昇にともなつて冷却通路の内面にもアルミナイドコ

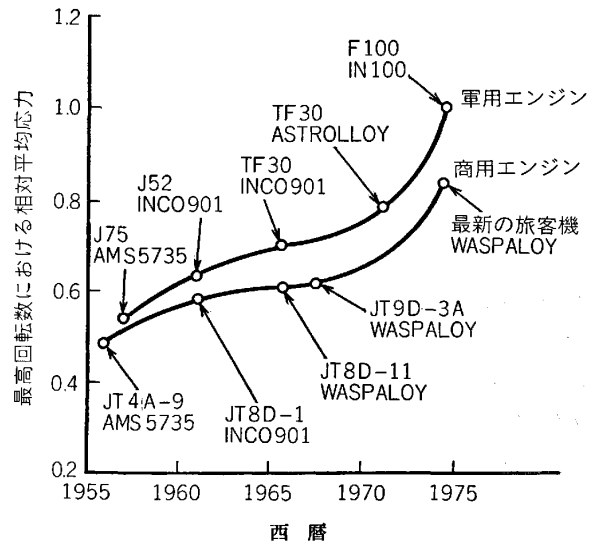


図8 P & W A 社におけるタービンドスクの平均接線応力の変遷

ーティングが行われるようになってきた。

6. タービンドスク

6.1 使用環境と破壊様式

タービンプレードの冷却に多量の空気が用いられるようになってきたためにタービンドスクの外周部の温度が 600°C を超えることは少なくなつてきている²³⁾。しかし一方、推力/重量比を高めるにはタービンの段数を減らすのが最も効果的であるので、たとえば図8からわかるように、P & W A 社でのタービンドスクの平均接線応力は過去 20 年間にほぼ 2 倍にもなつていて、最新の戦闘機用エンジンである F100 では 110 kgf/mm² にも達している²⁴⁾。

タービンドスクについての現在の設計手法では、目標とする寿命期間内での永久変形をたとえば 0.05% に留めるようにするが、この場合には、外周部に多少のクリープ変形、孔のまわりなどの応力集中箇所に繰返し塑性変形が認められている以外は弾性限度内の応力となる²⁵⁾。そして通常は孔のまわりの低サイクル疲労損傷がディスクの寿命を決める因子となつており、たとえば P & W A 社では低サイクル疲労によつて発生・成長するき裂が 1/1000 の確率で 0.8mm に達する飛行サイクル/時間をもつてそのディスクの寿命と定め、有無を言わずにその後の使用を認めていない^{24) 25)}。従つてタービンドスクの破壊としては時折クリスマスツリー部の高・低サイクル疲労による折損があるほか、ディスク全体が飛散するいわゆるバーストと称せられる事故もまれには発生している程度である。

6.2 材料

タービンドスク用材料の開発に際しては、最近とみに高くなつてきた接線応力と寿命を律する応力集中箇所のまわりの繰返し塑性変形に耐えるために、600°C 近

表 4 タービンディスク材の化学組成

合 金	化 学 成 分 (重量%)												
	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	Zr	Fe	その他
“17-22A”S	0.30	1.25	—	—	0.50	—	—	—	—	—	—	残り	0.25V 0.25V
F V 535	0.07	10.5	0.7	6.7	0.80	—	0.30	—	—	0.005	—	残り	0.02N
Timken 16-25-6	0.08	16.0	25.0	—	6.0	—	—	—	—	—	—	残り	0.15N
G18B	0.4	13.0	13.0	10.0	1.8	2.5	3.0	—	—	—	—	残り	
A-286	0.05	15.0	26.0	—	1.25	—	—	2.15	0.2	0.003	—	残り	0.3V
Discaloy	0.04	13.5	26.0	—	2.75	—	—	1.75	0.1	—	—	残り	
V57	0.08	15.0	27.0	—	1.25	—	—	3.0	0.25	0.01	—	残り	0.5V
Incoloy 901	0.05	13.5	42.7	—	6.2	—	—	2.5	0.25	—	—	残り	
Inconel 718	0.04	19.0	52.5	—	3.0	—	5.2	0.8	0.6	—	—	残り	
Waspaloy	0.07	19.5	残り	13.5	4.3	—	—	3.0	1.4	0.006	0.09	—	
D-979	0.05	15.0	残り	—	4.0	4.0	—	3.0	1.0	0.01	—	27	
Astroloy	0.06	15.0	残り	15.0	5.25	—	—	3.5	4.4	0.03	—	—	
Rene' 95	0.15	14.0	残り	8.0	3.5	3.5	3.5	2.5	3.5	0.01	0.05	—	
IN 100	0.07	12.4	残り	18.5	3.2	—	—	4.75	5.5	0.015	0.06	—	0.8V

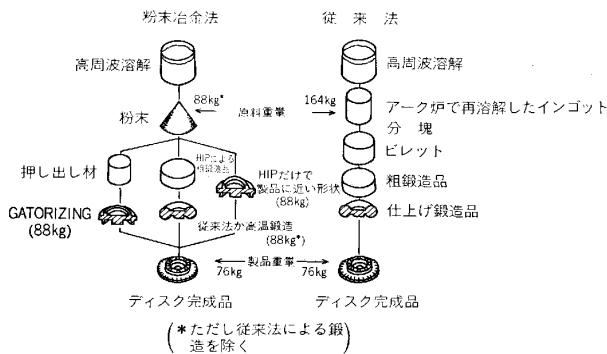


図 9 従来法と粉末冶金法によるディスク製造に要する原料重量の差²⁷⁾

磅までの引張強さと低サイクル疲労強さが最重要課題となる。同時に、これらに附随してシャフト折損にもなる過回転時の安全性と低サイクル疲労強さを支える意味での延性も重要視される。また外周のクリスマスツリー部はブレードによつて加えられる引張応力に耐えるためのクリープ強さを要求されるが、低サイクル疲労強さについては高張力材料であるために、通常は問題にはならない。ただこのように高温で高強度であることは、当然のことながら鍛造性と機械加工性にやつかいな問題をかえこむことになつている。

表 4 にタービンディスク材の例を示す。当初温間鍛造によつて強度を出した Timken 16-25-6, G18B などのオーステナイト系鉄基合金から出発したが、その後米国では γ' 析出強化型合金である A 286, V 57, Incoloy 901, Waspaloy, Astroloy, René 95, IN 100 などと絶えず高級材料を指向し続けたのに対し、英国では早い時期から 12Cr マルテンサイト系耐熱鋼の方が高耐力と低熱膨張係数の面からかなりの重量軽減が可能で、しかも低価格であるとの見地から、その改良をはかつてきて現在の FV 535 に至つている。ただ昨今のエンジンの高性能化にともない、やはり Waspaloy や Astroloy などもかなり用いられるようになってきている。

6.3 現状での問題点と対策

Incoloy 901 や Waspaloy までは図 9²⁷⁾ の右側に示した従来法で比較的容易にディスク鍛造品の製造が可能であるが、Astroloy 以降になつてくると γ' の体積率が増すとともにその固溶化温度は上昇する一方、添加合金元素が増してきて初期溶融温度が低下するので、これらの両温度で挟まれた鍛造可能な温度範囲が事実上なくなり、しかもこの傾向は、インゴットが大型になれば偏析が増して初期溶融温度がさらに下がるので大型ディスク用鍛造品にとってはいつそう深刻な問題になる。

この限界を打ち破つたのが P & W A 社による Gatorizing 法の開発と、原料に従来のインゴットに変えて合金粉末を用いようとする新たな発想である。

Gatorizing 法では、(1)まずその合金の再結晶温度直下で一定以上の押し出し比で押し出すと、結晶粒が微細化されて超塑性を示すようになると同時に再結晶温度が下がる。(2)元の再結晶温度直下に恒温保持された鍛造型中で超塑性を利用して鍛造する。(3)正規の熱処理をほどこして元の機械的性質に戻す²⁸⁾の順序で行われる。なおこの Gatorizing 法は当初インゴットに対して行われたが、合金粉末からの方法が実用化されてからは、もつぱら合金粉末が原料として用いられている。

Astroloy, IN 100, René 95 などの合金粉末に対して図 9 の左側に示す 3 つの製造工程、つまり①Gatorizing 法、②真空下でステンレス鋼などで作った容器中に充填密封後、HIP (Hot Isostatic Pressing) 装置内で高温、高圧下で所要の時間保持して粗鍛造品を作り、この粗鍛造品に対する在来法による鍛造もしくは高温鍛造、③上記②の HIP による工程だけ、のうちのいずれかによつてディスク鍛造品が得られる。これらのうち、①、②の高温鍛造、③のいずれにおいても従来法に比べて完成品形状近くまで鍛造できるので高価な原料の歩留りが向上し、同時に機械加工費が低減できるので相当のコストダウンが期待された。しかし、現実には種々の欠陥にもと

づく低サイクル疲労強さのばらつきを抑えるために粉末の品質や製造工程の管理に対する要求を厳しくせざるを得ず、かつそれに附随して歩留りの低下を招いており、当初の思惑が果たされていない。またこれらのうちでも特に③が実現できるとその利得は大きいので、GE社がこれに極めて意欲的に取り組み、T 700 や F 404 のタービンディスクに卒先して採用した。しかし、1980年のFarnboroughにおけるエアショーの閉幕後、他へ移動しようとしていたF 18がこれに搭載されていたF 404エンジン中のHIPだけによつて製造されたタービンディスクのバーストによつて墜落した。この事故をひき起こしたディスクの破壊の起点となつた破片を回収することはできなかつたが、事故の原因はHIPだけによる鍛造品の本質的な欠点である低サイクル疲労強さのばらつきによる早期の疲労破壊と断定され、ほとんどすべてのHIPだけによつて製造された部品は、急抛上記②による高温鍛造品と交換された²³⁾。この事故の結果、HIPだけによつてデスク鍛造品を作ろうという動きは大きく後退したものと考えられる。

もう一つの問題点は、現在図9にみられるどの鍛造法によつても真の意味での“製品形状近く”(near net shape)でなく、全面に少なくとも5mm程度の余肉をつけた状態で鍛造されていることである。これは鍛造技術上よりもむしろ超音波探傷技術上の問題であつて、既存の超音波探傷装置では表面から2mm程度は不感帯であるのと、探触子が鍛造品の輪郭に沿つて自動追従できないので、あらかじめ断面が直線で囲まれたいわゆる超音波形状に機械加工しておかないと検査ができないという事情による。

7. おわりに

ガスタービンは耐熱材料に対し、倦くことなく進歩を求め、また耐熱材料もそれに応えてきた。ただ今日に至つてその推進の主役をもつて任じてきた γ' 析出強化型ニッケル基超耐熱合金の前途にもようやくかげりが見え、しかもその後継者が誰であるのか定かでない。

このような中で、真の後継者を見出し、育てていくことは至難の業と理解しつつも、設計者達は依然としてその実現に大きな望みを託しているのである。

文 献

- 1) R.H. ANDERSON: IDA Paper P-1421, ed. by D. M. DIX, J.E. HOVE, and F.R. RIDDELL (1979), P. 103 [Institute for Defence Analyses Science and Technology Division]
- 2) J.T. DIXON: IDA Paper P-1421 (前出), p. 77
- 3) A.B. WASSELL and J.K. BHANGU: ASME 80-GT-66 (1980)
- 4) D.A. NEALY and S.B. REIDER: ASME 79-GT-100 (1979)
- 5) W.B. GARDNER and D.E. GRAY: ASME 80-GT-142 (1980)

- 6) T.K. GLASGOW: NASA TM 79088 (1979)
- 7) J.J. FISCHER, I. ASTLEY, and J.P. MORSE: Superalloys, Metallurgy and Manufacture, ed. by B.H. KEAR, D.R. MUZYKA, J.K. TIEN, and S.T. WLODEK (1976), p. 361 [Claitor's Publishing Division]
- 8) C.P. BLANKENSHIP: IDA Paper P-1421 (前出), p. 53
- 9) G. HACK: Metallurgia, 49 (1982), p. 256
- 10) P.G. BAILEY: Introducing Mechanical Alloying for Super Strength up to 2400F (1981), Oxide Dispersion Strengthened Alloys for Aircraft Engine Turbine Vanes [Inco Limited]
- 11) P.A. SIEMERS and W.B. HILLIG: NASA CR-165351 (1981)
- 12) D.A. SPERA and GRISAFTE: NASA TM X-2664 (1981)
- 13) D.N. DUHL and C.P. SULLIVAN: J. Met., 23 (1971) 7, p. 38
- 14) F.L. VERSNYDER and E.R. THOMPSON: Alloys for the Eighties, ed. by R. Q. BARR (1980), p. 69 [Climax Molybdenum Company]
- 15) 中川幸也, 大友 暁, 雑賀喜規: 日本金属学会誌, 17 (1978), p. 589
- 16) R.C. BENN, L.R. CURWICK, and A.J. HACK: Technical Paper 1078-T-OP (1980) [INCO]
- 17) G.S. HOPPIN III and F.A. SCHWIZER: Introducing Mechanical Alloying Super Strength up to 2400F (1981) MA 6000E for Small Aircraft Gas Turbine Blades [INCO Limited]
- 18) F.A. THOMPSON: Introducing Mechanical Alloying Super Strength up to 2400F (1981) Forging of Mechanically Alloyed Materials [INCO Limited]
- 19) R.A. SPRAGUE: ASME 82-GT-278 (1982)
- 20) G.P. HOLMAN; Precision Metal, 38 (1980) 3, p. 47
- 21) W.B. GARDNER and D.E. GRAY: ASME 80-GT-142 (1980)
- 22) R.E. ANDERSON, A.R. COX, T.D. TILLMAN, and E.C. VAN REUTH: Rapid Solidification Processing Principles and Technologies, II, ed. by R. MEHRABIAN, B.H. KEAR, and M. COHEN (1980), p. 416 [Claitor's Publishing Division]
- 23) J.E. COYNE and W.H. COUTS, Jr.: High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982, ed. by R. BRUNETAND, D. COUTSOURADIS, T. B. GIBBONS, Y. LINDBLOM, D.B. MEADOWCROFT, and R. STICKLER (1982), p. 839 [D. Reidel Publishing Company]
- 24) J.R. OSIAS and T.G. MEYER: Fatigue Life Technology, ed. by T.A. CRUSE and J.P. GALLAGHER (1977), p. 7 [ASME]
- 25) S.A. SATTON: J. Aircraft, 12 (1975), p. 360
- 26) U. S 特許, No. 3,519, 503 (1970)
- 27) J.C. FRECHE and G.M. AULT: NASA TMX-71901 (1976)