

技術解説



Technical Review

航空機エンジン用耐熱合金の最近の動向

三浦信祐*

Trend of Heat Resistant Alloys for Aero Engine Applications

Nobuhiro Miura

Synopsis

In recent years, with emission reduction of carbon dioxide and nitrogen oxide, higher output and efficiency of civil aircraft engines are demanded. They have been done by improvement of thermal and propulsive efficiencies. The thermal efficiency of the aircraft engine strongly depends on the turbine inlet temperature (TIT). With an increase in TIT, hot section parts in the engines such as combustion chambers, turbine blades, nozzle guide vanes, discs and shafts are expected to endure higher temperatures. Ni-based superalloys have been used for the hot section parts because of their excellent high-temperature strength, ductility, thermal fatigue and oxidation resistance.

Recent alloy design of Ni-based superalloys has focused on increasing the temperature capability through the addition of Rhenium and Ruthenium. For the next-generation engines, further lightweight of the heat-resistant alloys has been demanded and practical use of ceramics matrix composites is expected as materials beyond Ni-based superalloys.

In this paper, the latest developing trend of the heat-resistant alloys is outlined.

1. はじめに

航空機の大型化、高速化および高性能化は機体構造設計の進歩や機体材料であるジュラルミン、Ti合金および複合材料等の開発により図られてきた^{1)~3)}。しかし、航空機による大量輸送、高速移動を安全かつ経済的に可能にしたのは航空機用エンジンの進歩によるところが大きい。昨年、ボーイング B787-8 型が商業運行を開始した。従来機に比べ、燃料消費抑制と整備費用等のコスト削減を迫及した開発が行われた結果、同程度の従来機に対して燃料消費を 20% 程度改善し、著しく経済性が向上した⁴⁾。これは空力特性の向上やシステムの改善を図るとともに機体全重量の 50% にまで複合材料を適用し、

主要構造の大半を占めることで、大幅な軽量化を実現したことがあげられる。しかし、最も経済性に貢献したのは複合材料の多用よりも搭載エンジンの効率の良さであり、燃料消費改善効果の約 1/3 を占める。Fig. 1 に航空機用エンジンの発達に伴う巡航中の燃料消費率 SFC (Specific Fuel Consumption) との関係を示す^{5),6)}。現在多用されている高バイパス比ターボファンエンジンの SFC はターボジェットエンジンと比較し、半減するにまで至っている。これは航空機用エンジンの高性能化の要求を満たすために、設計製造技術の進歩とともに、多くの材料が開発され、特に高温部材に適用する耐熱合金の進化が果たした役割は極めて大きい。本稿では、エンジンの高効率化の観点から航空機エンジン用耐熱合金の最近の動向を最新の技術とともに紹介する。

2012 年 5 月 17 日受付

*防衛大学校システム工学群機械システム工学科，工博 (Dr., Eng., National Defense Academy, School of Systems Engineering, Department of Mechanical Systems Engineering)

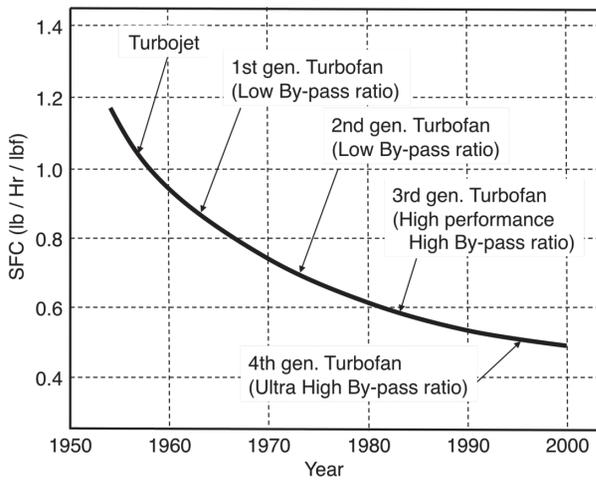


Fig. 1. Improvement of SFC of aero gas turbine engines.^{5), 6)}

2. 航空機用エンジンの効率

航空機用エンジンは1930年代後半に実用化されて以来、推力および出力は40倍以上に向上した。エンジンは排気が生み出す推進力で機体を前進させることで、外部に対する仕事を初めてすることから、エンジンの効率は飛行速度との関係にて決まる。エンジンの効率は、

1) エンジン出力エネルギー PWR と供給燃料エネルギー Q_f との比である熱効率 η_{th} ,

$$\eta_{th} = PWR / Q_f \quad (1)$$

2) 機体の推進に使われた有効推進仕事(正味推力 $F_n \times$ 飛行速度 V_a) と PWR との比である推進効率 η_p

$$\eta_p = F_n \times V_a / PWR \quad (2)$$

3) 有効推進仕事と供給燃料エネルギーとの比である総合効率 η_o 。

$$\eta_o = \eta_{th} \times \eta_p \quad (3)$$

の3つで表される。

一方、正味出力 F_n につき一時間あたりの燃料消費量は SFC で示され、次式の関係にある。

$$SFC = W_f / F_n \quad (4)$$

ここで W_f は一時間あたりの燃料消費重量である。高効率エンジンは SFC も小さくなるため、積載燃料が同一の場合、航続距離が延長し、同一距離を飛行する場合には、搭載燃料重量を減らし、積載物の増加が可能となる。

エンジン性能を評価するための重要な指標の一つに、エンジンの単位重量あたりの発生推力を表す推力重量比 F_w があり、次式で示される。

$$F_w = F_n / W \quad (5)$$

F_w が1以上であれば推力がエンジン重量 W より大きく、そのエンジンを搭載した機体は揚力なしで、エンジン推力のみで垂直上昇する。 F_w は W が小さいほど、大きくなり、最近の航空機用エンジンは6程度である⁷⁾。

(1) から (5) 式に基づけば、燃焼した燃料が有するエネルギーがどれだけ実際の推進仕事になったかが η_o であり、SFC を改善し、 η_o の向上を図り、エンジン自体の重量を削減することが高効率エンジンの開発目標となる。燃費の低減には、熱効率、推進効率および推力重量比の向上が必要であり、高圧、高温化、軽量化が重要な技術課題であろう。次項以降、これら技術課題の克服に寄与する耐熱合金について概説する。

3. 熱効率改善に寄与する Ni 基超合金

3. 1 タービン入口温度の上昇

航空機用エンジンの熱効率向上策の一つに圧縮機、タービン部等の効率を上げ、エンジン内部におけるエネルギー損失を減らすことが挙げられる。しかし、最も効果的な向上策は、圧力比とタービン入口温度 (TIT: Turbine Inlet Temperature) を上げることである。熱効率は圧力比を高めることで向上するが、航空機用エンジンでは TIT に応じた最適圧力比が存在する。Fig. 2 に TIT と圧力比との関係を示す⁸⁾。圧力比を向上するには、これに応じて TIT の上昇を図る必要がある。圧力比、TIT との最適化が図られることに対応して、SFC も小さくなる。Fig. 3 にエンジン種類の変遷と TIT との関係を示す^{9), 10)}。

民間航空機にガスタービンエンジンが本格的に導入されたのは1950年代後半であり、TIT は900℃であった。以降、航空機の大型化、高性能化に対応して、TIT は年平均約10℃の割合で上昇し続け、最新のエンジンでは1600℃にまで達するに至っている。今後、地球環境への負荷低減要求等により、さらなる高効率化を目指して、TIT は2000℃まで上昇し続けると予想される¹¹⁾。TIT の上昇に直接的に関わるのは燃焼器、タービンノズルガイドベーンおよびタービンプレードであり、使用される耐熱合金の耐用温度向上が必要不可欠である。特に稼働中のエンジンにおいて、温度、応力両面から見て最も過

酷な条件に曝されるのは第1段高压タービンプレードである。そのため、第1段高压タービンプレード材料には優れた高温クリープ特性、高温疲労特性、熱疲労特性等の機械的特性、耐酸化性、耐高温腐食性等が要求される。これらを満たす耐熱合金として、Ni基超合金が開発され、これらの進歩が航空機用エンジンの性能向上に大きく寄与したといっても過言ではない。Ni基超合金の耐用温度の向上とともに、タービンプレードはNiの融点をはるかに超える燃焼ガス温度に耐えるため、母材の表面に遮熱コーティング (TBC: Thermal Barrier Coating)

が施されるとともに表面および内部に冷却システムを採用して母材温度を低減する技術も著しく進展している。これらについては他を参照されたい^{12)~14)}。

3. 2 Ni基超合金の開発

Ni基超合金の高温における特性向上は、合金設計や組織制御および製造、加工に関わるプロセッシング技術の開発により図られてきた。普通精密鑄造合金 (CC: Conventional Casting) から、1970年代にはクリープ破壊および熱ひずみによる疲労破壊の起点となるタービンプレード長手方向に垂直な結晶粒界を無くした一方向凝固 (DS: Directional Solidification) 合金が開発された。さらに、高温での転位の発生、消滅源として考えられている結晶粒界自体を完全に無くした単結晶合金 (SC: Single Crystal) が実用化され、現在多くの航空機用エンジンに搭載されている。

Ni基超合金 (以下超合金と呼ぶ) は母相である γ 相中に立方体状の γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) 相を析出させることで転位の障害物としての役割をもたせ、高温機械的特性、特にクリープ特性を強化している。実用単結晶超合金の未使用材における走査電子顕微鏡 (SEM) 組織を Fig. 4 に示す。

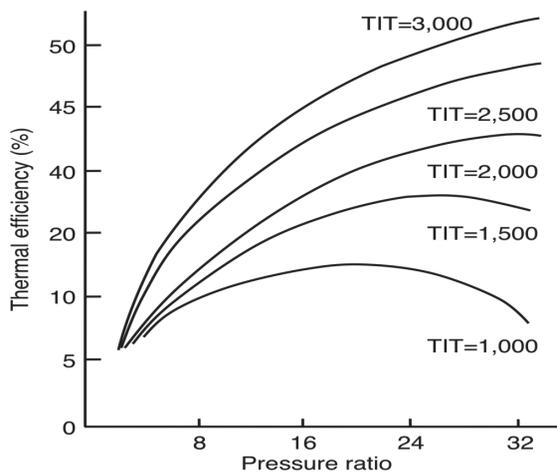


Fig. 2. Relation between pressure ratio and turbine inlet temperature.⁸⁾

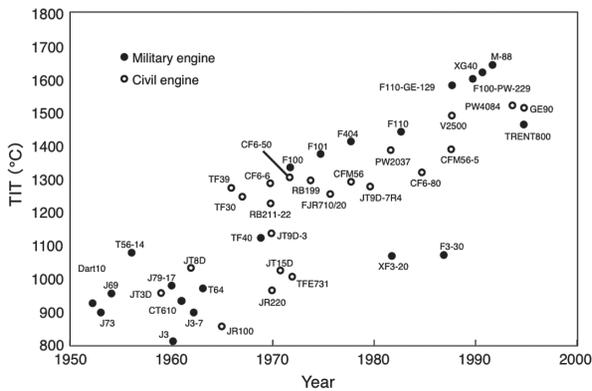


Fig. 3. Evolution of TIT of aero gas turbine engines.

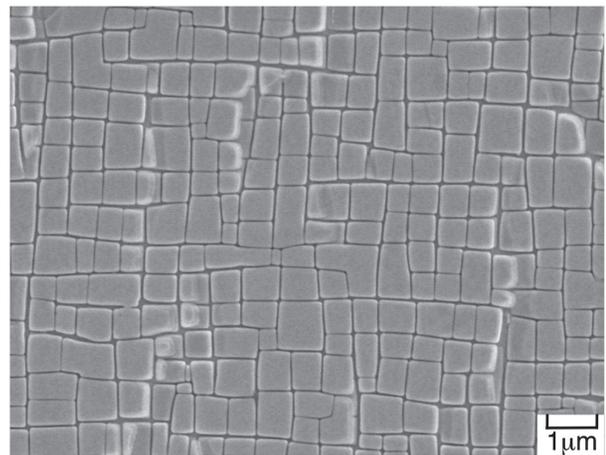


Fig. 4 SEM of as-heat treated single crystal Ni-based superalloy CMSX-4.

黒色の相が母相である γ 相、灰色の相が析出相である γ' 相を示している。真空溶解法の適用と精密鑄造技術の開発により単結晶化が可能となり、DS材までに必要であった粒界強化元素 (B, Zr 等) を添加する必要がな

いため、 γ 母相自体の融点を高くすることおよび γ' 相の体積率を増加する合金設計が可能となった。

Table 1 にこれまで開発された単結晶超合金の化学組成を示す。単結晶超合金は Re の添加量により世代分類がなされている。1970年代後半に DS 材に比べ耐用温度が約 50℃高い、PWA1480, Rene N4 および CMSX-2 などに代表される第 1 世代超合金が開発された。その後、Re 添加による耐食性、高温強度の改善効果が知られるようになり、第 1 世代超合金に Re を約 3wt% 含有する PWA1484, Rene N5, CMSX-4 等の第 2 世代超合金が開発され、現在幅広く実機使用されている。第 2 世代超

合金は第 1 世代超合金に比べ耐用温度が約 25℃向上した。さらに Re を 5～6 wt% と高めた CMSX-10, ReneN6 等の第 3 世代超合金が開発され、耐用温度は約 1050℃にまで達している。近年は長時間組織安定性の向上を目指し、Re に加え、Ru を 2～3 wt% 添加した第 4 世代超合金が、米国 GE 社、フランス SENCMA 社および NIMS により研究開発されている¹⁵⁾。さらには、第 4 世代超合金に Ru を増量し、耐用温度 1100℃まで引き上げた第 5 世代超合金 TMS-162 および TMS-196 が NIMS により開発され、世界的に注目されている^{16)~18)}。

Table 1. Chemical compositions of single crystal Ni-based superalloys (wt%).

gen.	Alloy	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Ru	Nb	Al	Ti	Hf	Ir	Ni
1st	PWA1480	10	6	-	4	12	-	-	-	5	1.5	-	-	Bal.
	Rene N4	12.8	9	1.9	3.8	4	-	-	0.5	3.7	4.2	-	-	
	SRR99	8	5	-	10	3	-	-	-	5.5	2.2	-	-	
	AM1	8	6	2	6	9	-	-	-	5.2	1.2	-	-	
	AM3	8	6	2	5	4	-	-	-	6	2	-	-	
	CMSX-2	8	5	0.6	8	6	-	-	-	5.6	1	-	-	
	MC2	8	5	2	8	6	-	-	-	5	1.5	-	-	
2nd	CMSX-4	6.5	9	0.6	6	6.5	3	-	-	5.6	1	0.1	-	
	PWA1484	6	10	2	6	9	3	-	-	5.6	-	0.1	-	
	SC180	5	10	2	5	8.5	3	-	-	5.2	1	0.1	-	
Rene N5	7	7.5	1.5	5	6.5	3	-	-	6.2	-	0.15	-		
3rd	CMSX-10	2	2	0.4	5	8	6	-	0.1	5.7	0.2	0.03	-	
	Rene N6	4.2	12.5	1.4	6	7.2	5.4	-	-	5.75	-	0.15	-	
	RR2100	2.5	12	-	9	5.5	6.4	-	-	6	-	-	-	
	TMS-75	3	12	2	6	6	5	-	-	6	-	0.1	-	
4th	EPM102	2	16.5	2	6	8.25	5.95	3	-	5.55	-	0.15	-	
	RR2101	2.5	12	-	9	5.5	6.4	2	-	6	-	-	-	
	TMS-173	2.8	5.6	2.8	5.6	5.6	6.9	5	-	5.6	-	0.1	-	
	TMS-138	2.9	5.8	2.9	5.8	5.5	4.9	-	-	5.8	-	0.1	3	
5th	TMS-162	2.9	5.8	3.9	5.8	5.6	4.9	6	-	5.8	-	0.1	-	
	TMS-196	4.6	5.6	2.4	5	5.6	6.4	5	-	5.8	-	0.1	-	

3. 3 ブレード部材のレアメタル低減

単結晶超合金は耐用温度向上のために、多数の高融点金属が添加され、その大半がレアメタルである。一般的にレアメタルとは地球上の存在量が稀少である、あるいは技術的要因により鉱石からの抽出量が著しく少ない等、流通量および使用量が少ない非鉄金属をさす。しかし、レアメタルは極度の消費増加や産出国の偏在があり、政情不安国に生産を依存する場合、安定供給に問題が生じる。特に、単結晶超合金の耐用温度の向上は Re, Ru の添加に強く依存する^{17)~19)}。Re はブレード部材用としての割合が用途全体に対して6割に達し、航空機需要によりその価格も需要も大きく変動する。2011年6月現在で3,000~4,000ドル/kg台と極めて高価であり、今後も旅客機の更新やローコストキャリアの拡大、新型軍用機の開発等により、単結晶材への需要増が見込まれ、価格の高止まりが予想される。一方で、ReはCuおよびMoに多く含有し、単体では存在しない²⁰⁾。したがって、Cu, Moの回収量に強く依存し、供給量の安定化も課題となっている。これらの要因から、Re, Ruの添加量を減少した合金設計に注目が集まっている。GE社では、第2世代単結晶Ni基超合金のReneN5を元にRe添加量を1.5wt%に削減したRene N515、さらには無添加としたRene N500材を開発している。Rene N5とRene N515のクリープ破断特性はほぼ同等のクリープ破断特性を有しており、Re添加量低減の影響は受けておらず (Fig. 5)²¹⁾、現在民間航空機用ガスタービンエンジンの代替材料として主としてB737およびA320型機に搭載されているCFM56シリーズおよび軍用機用エンジンの高圧タービンブレードへの適用が始まっている²²⁾。

Fig. 6に第2世代単結晶超合金CMSX-4の1273K, [001]引張方位での応力破断時間曲線に、開発合金であるRe無添加単結晶超合金NKH71の結果を重ねて示す。CMSX-4に比べ、高応力側でのクリープ破断寿命に改善の余地があるものの、160MPa以下の低応力側にて長寿命化を実現している。一般に単結晶超合金は[001]引張のクリープ変形を受けると、強化相である γ' 相は応力軸に対して垂直方向に連結し、(100)に平行な板状のラフト構造を形成することは良く知られている。一方、超合金のクリープ抵抗は γ 相中を移動する可動転位の曲率半径に依存する²³⁾。ラフト構造の形成は γ 相チャンネルを拡大させるため、クリープ抵抗の低下をもたらす。CMSX-4の低応力域では、ラフト構造は長時間側で崩壊して、母相が γ 相から γ' 相へと変換されたような形態

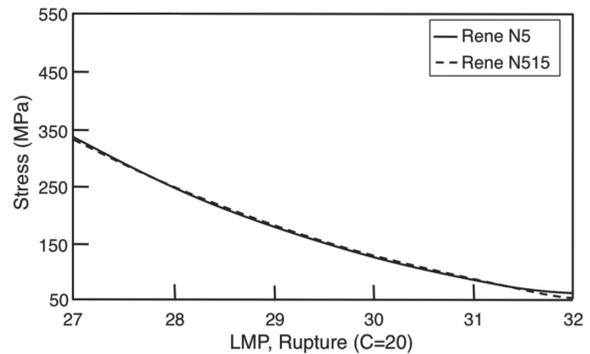


Fig. 5. Comparison with creep rupture property of Rene N5 and Rene N515²¹⁾.

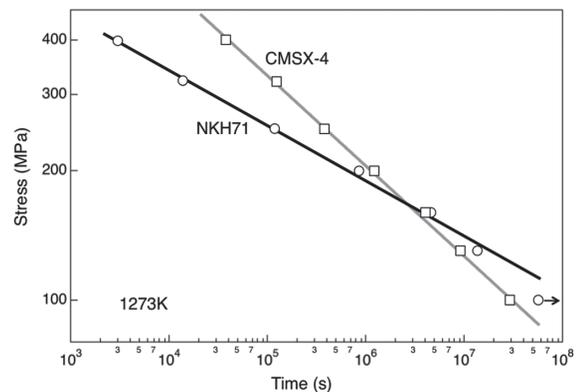


Fig. 6. Stress-time to rupture curves of CMSX-4 and NKH71 at 1273K.

を示し、連続的に組織形態変化が生じる²⁴⁾。これに対し、NKH71ではCMSX-4に比べ早期にラフト構造を形成するものの、その形態を破断時点まで安定して維持し続けている。さらにはCMSX-4に比べ γ/γ' 相界面には緻密な界面転位網が形成されており (Fig. 7)、これは早期のラフト化を促し、板状組織の安定性を高め、 γ 相チャンネル幅の変化を抑制する効果をもたらす。結果として低応力での寿命の増加につながっている。すなわち、組織安定性がクリープ寿命の増加に重要な役割を果たしていると言える。NKH71は γ/γ' 相の大きな格子ミスフィットにより得られる微細な界面転位網によりクリープ強度を向上させた第4世代のTMS-138合金での

結果と類似し、Re 無添加でもミスフィット制御により高強度化が図れる¹⁵⁾とした好例であろう。今後の超合金の設計指針として、ラフト化を極力抑制して γ 相チャンネルの幅が狭い状態を保持し、そしてラフト構造が形成した場合でも長時間にわたって形態を維持し続ける組織を有することが挙げられよう。

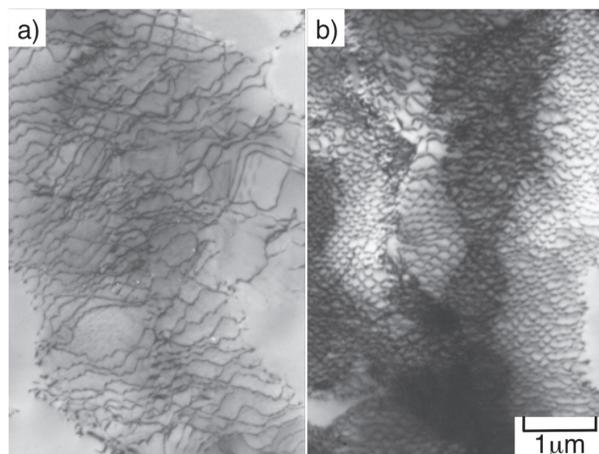


Fig. 7. Dislocation substructure at γ/γ' interface of creep interrupted specimens a) CMSX-4 and b) NKH71.

4. 推進効率改善へ寄与するシャフト材

推進効率 η_p は V_a とジェット噴流の速度が近いほど高効率となる。一般の民間航空機は巡航速度がマッハ0.9程度であり、ジェット噴流の速度が比較的遅い高バイパス比ターボファンエンジンがこの速度域で最も推進効率が優れており、現在主流となっている。なお、バイパス比(BPR, By-Pass Ratio)は $BPR = W_{af} / W_{ap}$ で示される。ここで、 W_{af} はファン空気流量、 W_{ap} は一次空気流量を表す。BPRは最新のターボファンエンジンで10程度にまで達している。BPRが高いほどSFCが小さく、燃費も向上し、低騒音化する。環境対策と近年の燃料価格の高騰に対応するため、今後も高いバイパス比を有するエンジンの需要は増加し続けると予測される。高压タービンにて生み出される動力は高压圧縮機を、低压タービンは低压圧縮機およびファンを回転させる。いずれもエンジンシャフトが動力伝達媒体であり、低温から高温まで

の広範な温度条件下で高速回転する。BPRの増加とTITの上昇により、高強度、高靱性のみならず、耐熱性、高温疲労強度等がこれまで以上にシャフトに要求される。Fig. 8に、GE90-115Bエンジンの低压タービンシャフト²⁵⁾を示す。これは現在B777-300ER型に搭載されているGE90-115Bエンジンのシャフト材としてGE社、大同特殊鋼、IHIが共同開発したマルエージング鋼GE1014で、最新鋭のB787およびB747-8Iに搭載されるGE社のGENxエンジンにも採用されている。さらにはロールスロイス社の3軸構造を有するB787用TRENT1000型エンジンにも大同特殊鋼製のマルエージング鋼が適用され、我が国の大型航空機用エンジンのシャフト製品は世界の約70%のシェアを得ており、高い製造技術で世界一の座にある。今後の高温化に対応した高性能なシャフト材の開発、進展が航空機用エンジンの推進効率を向上させるのに不可欠であろう。



Fig. 8. Appearance of GE90-115B low pressure turbine shaft.²⁵⁾

5. 推力重量比の向上へ 航空機用ガスタービンエンジンの軽量化へ挑戦

5. 1 低压タービンへのTiAl合金の適用

推進効率改善へは航空機用エンジンの高バイパス比が重要であることを前述した。しかし、バイパス比の増加は燃料消費を一定値までは改善するものの、高バイパス化はファン大型化と低压タービン段数増加による重量増により、燃料消費は悪化する。推力重量比 F_w の向上の

為には推力自体の増加とともにエンジン重量の減少を図る必要があり、低圧タービンの段数減、高負荷化とともに、ファン部および低圧タービン部材へのより軽量で比強度の高い材料の適用が必然となる。低圧タービンは高温燃焼ガスにさらされるため、比重が高いNi基超合金が使用され、エンジン重量に占める割合が高い。GEnxエンジンではこれらに対応し、低圧タービン全7段の最終2段に民間航空機用エンジンとして初めてTiAl合金を採用している (Fig. 9)²⁶⁾。今後、さらなる低圧タービンの軽量化を目指し、TiAl合金の適用範囲の拡大が予想される。



Fig. 9. TiAl low pressure turbine blade.²⁶⁾

5. 2 Ni基超合金の代用材料

TITの上昇により、単結晶超合金の耐用温度向上とともに冷却技術の発展が熱効率向上に大きく貢献してきた。しかし、今後さらなる高温化のためには本来出力として使われるべき冷却空気を削減し、効率向上を図る必要がある。一方で、燃焼器およびタービンブレード等、高温部材は全般的に比重が高く、推力重量比の減少へのネックとなっている。これらの課題克服をめざし、高温部材の大幅な重量軽減のため、Ni基超合金の代用材料の研究が進んでいる。最も期待されている材料として、セラミックス基複合材 (CMC: Ceramics Matrix Composite) がある。これはSiC繊維あるいはAl₂O₃繊維をSiCマトリックスにて固めたものである。Ni基超合金に比べ約1/3の比重、1200℃における比強度は単結晶超合金の3倍を有し、耐用温度も1300℃に到達している^{22), 27), 28)}。これにより、冷却空気の削減が可能となり、効率改善への効果が期待できる。CMCは既に戦闘機用エンジンのアフターバーナーフラップに実用化さ

れ (Fig. 10)、次世代戦闘機の低圧タービンノズルガイドベーンに搭載されることが決定している²⁹⁾。現在、民間航空機用エンジンでは高圧タービンノズルガイドベーンおよび低圧タービンブレードへの適用を目指し、研究が進められている。一方、高圧タービンブレード部材用耐熱合金は現状、実用可能な代替材料は未だなく、今後も単結晶超合金が当分の間使われて行くものと推測される。したがって、単結晶超合金の耐用温度向上を意図した合金開発とともに、現状の実用合金の寿命延長化、さらには実機使用材の余命推定技術の確立が重要となる。加えて、使用済みブレード部材からのレアメタルの抽出、リサイクル技術の進展も求められている。

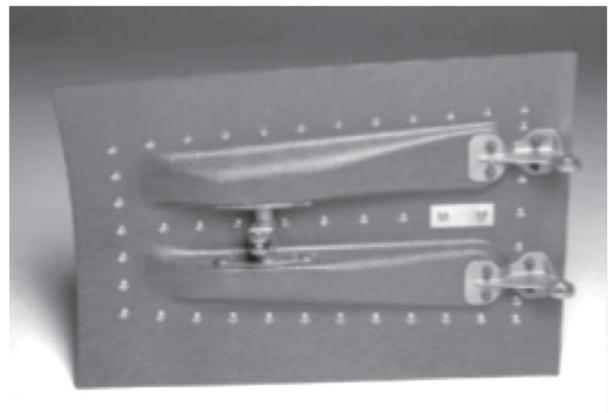


Fig. 10. Appearance of CMC afterburner nozzle flap.²⁹⁾

6. まとめ

本稿では航空機用エンジンに使用される耐熱合金の現状と開発動向について概説した。航空需要の増加、社会構造の変化により、一日あたりの航空機便数は増加傾向にある。地球温暖化ガス排出量全体に対する割合が数%程度である航空用エンジンでも、高層大気への放出量は著しく高く、エンジンへの環境負荷低減要求はますます厳しくなっている。具体的には、地球温暖化を促進するオゾン生成物質とされる窒素酸化物 (NO_x) の排出量削減がジェットエンジンに強く求められている。排気ガス低減にはTITの上昇による熱効率の上昇が有効であるが、燃焼器内部の火炎温度上昇はサーマルNO_x排出量を指数関数的に増加させるため、TITは頭打ちとな

る可能性がある。したがって、低い火炎温度で燃焼させることにより低NO_x化を図りながら熱効率向上への燃焼器の改良が積極的に進められている。このように航空機用エンジンの高効率化には常に新たな技術的課題が持ち上がる。問題解決を目指し、航空機エンジン用耐熱合金に対する要求、課題は厳しさを増している。より安全で高性能な航空機用エンジンの実現には高温部材用の軽量化、高温化、高強度化を満たす耐熱材料の開発が今後も必然である。

(文 献)

- 1) 金属材料活用辞典, 産業調査会編, 386
- 2) 守口康夫: 航空と宇宙, 641(2007), 21
- 3) 平博仁: 軽金属, 56(2006), 588
- 4) http://www.newairplane.com/787/design_highlights/#/Home
- 5) 松岡増二: 航空工学講座第7巻ジェットエンジン, 日本航空技術協会, 2003, 42
- 6) 鈴木弘一: ジェットエンジン, 森北出版, 2004, 139
- 7) 日本航空広報部: 最新航空実用ハンドブック, 朝日新聞社, (2005), p.229
- 8) 松岡増二: 航空工学講座第7巻ジェットエンジン, 日本航空技術協会, 2003, 52
- 9) 服部博: 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 38(1997), 247
- 10) 吉岡洋明: 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 48(2007), 365
- 11) 新田明男: 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 38(1997), 157
- 12) 成田敏夫: 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 48(2007), 339
- 13) 大北洋治: 日本ガスタービン学会誌, 38(2010), 146
- 14) 清水邦弘, 杉浦幸彦: 日本ガスタービン学会誌, 38(2010), 155
- 15) 原田広史, 谷月峰, 川岸京子, 横川忠晴, 小林敏治, 藤岡順三: ふえらむ, 16(2011), 717
- 16) A. Sato, H. Harada, A.-C. Yeh, K. Kawagishi, T. Kobayashi, Y. Koizumi, T. Yokokawa and J. X. Zhang : Superalloys2008, 2008, 131
- 17) H. Harada: 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会研究報告, 48(2007), 357
- 18) A. Sato, A.-C. Yeh, T. Kobayashi, T. Yokokawa, H. Harada, T. Murakumo and J. X. Zhang : Energy Materials, 2(2007), 19
- 19) X.P. Tan, J.L. Liu, T. Jin, Z.Q. Hu, H.U. Hong, B.G. Choi, I.S. Kim and C.Y. Jo : Mat. Sci. Eng. A, 528(2011), 8381
- 20) 濱井昂弥: 日本ガスタービン学会誌, 39(2011), 234
- 21) P. J. Fink, J.L. Miller, D. G. Konitzer : JOM, 62(2010), 55
- 22) (財) 航空機国際共同開発促進基金, 航空機等に関する解説概要, 航空エンジンにおけるレアメタルと非レアメタル化, 2010, 1
- 23) N. Miura, Y. Kondo and N. Ohi : Superalloys2000, 2000, 377
- 24) N. Miura, Y. Kondo and T. Matsuo : Proc. of 9th Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2001, 437
- 25) 依田朋文, 大矢耕二, 神谷輝明: 電気製鋼, 80(2009), 127
- 26) 藤村哲司, 西川秀次, 守屋信彦, 今村満勇: IHI技報, 48(2008), 153
- 27) J.-Y. Guedou : Proc. of the 27th Int. Cong. of the Aeronautical Sciences, 2010, 1
- 28) 中村武志: 日本ガスタービン学会誌, 38(2010), 140
- 29) Aviation Week & Space Technology, March 9, 2009, 36