

ガスタービン用耐熱合金

雑賀喜規**・大友 暁***

Heat Resisting Alloys for Gas Turbines

Yoshinori SAIGA and Akira OHTOMO

1. 緒 言

1791年イギリスの J. BARBER によりガスタービンの構想が発表されその後幾多の研究にもかかわらず容易に実用化されるまで至らなかつたが、その一因として高温運転に耐えるタービン材料の得られなかつたことがあげられる。スイスにおいて 1938年発電用 4000kW ガスタービン(タービン入口温度、550°C)、1941年機関車用ガスタービン(600°C)が実用化した。一方航空用ガスタービン(ジェットエンジン)は1939年にドイツ、1941年イギリスでジェット機に搭載され試験飛行に成功した。米国ではイギリスの Whittle Wix エンジンを改良し 1942年初飛行に成功し2次世界大戦後期に最初の量産エンジン I-40 (J-33, 815°C)の生産を開始している。1943年ドイツで BMW-003A エンジンを搭載した Me-262, BMW-003E の He-162 実用機が生産されたが実戦には用いられなかつた。このエンジン寿命は耐熱材料の制約から 50~60hr 程度であつたといわれる。わが国では 1945年ドイツ BMW エンジンをもとに開発したネ-20エンジン¹⁾が橋花に搭載され試験飛行に成功した。ガスタービンは大戦直後、軍用ジェットエンジンを主な対象として、著しい発展をとげ航空用のほか、発電用、圧縮機およびポンプ駆動用、船用、機関車用、自動車用など多方面に応用されている。ガスタービンは用途から航空用と産業用に大別されることがある。

大戦後、わが国のガスタービン生産計画は 1952~3年頃から進められ、1954年船用 500P、1961年船用 5000P (750°C)、1958年送風機駆動用 (700°C)、1959年発電用 2000kW (650°C) が運転を開始している²⁾。航空用では 1958年推力 1200 kg の J-3 ジェットエンジン (810°C) を搭載した T1B 練習機の初飛行に成功した。以上は純国産であるがこれと併行して航空用、発電

用などライセンス生産が著しく進展し、今日に到つている。

初期の代表的なタービンブレード材はオーステナイト系のステンレス鋼、バルブ鋼をもとに開発された Tini-dur (0.04%C, 14.7%Cr, 26.1%Ni, 2.26%Ti, 0.15%Al, 残り Fe) Rex 78 (0.07%C, 14%Cr, 18%Ni, 4%Mo, 0.6%Ti, 4%Cu, 残り Fe) 電熱合金の Ni-chrome (80%Ni, 20%Cr) から発展した Nimonic 80 (80A, 均質性改善のため 80 合金の C, Co 量などを調整した合金) 整骨歯科用合金を転用した Co 合金の Vitallium (HS-21, 延性改善のため Vitallium に Ni を 2.5% 添加し, C を 0.4 から 0.2% に減じた合金) などであつた。ネ-20 エンジンではイ 309 (0.2%C, 1% Si, 16%Mn, 11%Cr, 0.75%V, 残り Fe) が用いられた。Vitallium は鑄造、ほか鍛造合金であるがいずれも析出強化型合金に分類される。現在タービン入口温度は 1370°C に達し、推力 20 t のジェットエンジン、出力 70MW の発電用ガスタービンなどに発展しているがこれはタービンブレード用の析出強化型 Ni 基超合金およびブレード空冷技術の発展に負っている。超合金の発展経過³⁾⁴⁾、各種エンジンの使用材料⁵⁾、エンジン各部材の動向⁶⁾⁷⁾などについてはそれぞれの文献に総説されているので参照していただきたい。

わが国における航空用タービンブレード材の量産はライセンス生産の需要に応ずるかたちで 1958年頃から開始された。航空用ガスタービンは代替エンジンがなく、また軍用先導生産が可能で高温化の先行として発展している。本稿では航空用を中心に述べてみたい。

2. ガスタービン

ガスタービンは用途によりそれぞれ異なつた機能と性能を有するが原理は同一と考えられる。航空用ガスター

* 昭和 50 年 8 月 4 日受付 (依頼技術資料) (Received Aug. 4, 1975)

** 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co, Ltd)

*** 石川島播磨重工業(株)技術研究所 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co, Ltd., 3-1-15, Toyosu Koto-ku 135-91)

付表 1 主な航空用エンジンとその搭載機

エンジン名	機 体 名
J 57	F-8, F-100, F-102, B-52
JT 3 D	B 707, DC-8, L-300
JT 8 D	B 727, DC-9, Caravelle
JT 9 D	B 747, DC-10
TF 30	F-111
F-100 PW-100	F-15, F-16
Conway	B 707, DC-8, VC 10
Spey	BAC-111, Trident, F 4, A-7
Avon	Camberra, Lightning, Hunter
Dart	Viscount, HS 748, F-27, YS 11, CV 600
RB 211	L-1011
Olympus 593	Concord
J 47	B-47, F-86
J 79	F-4, F-104, RA-5C, B-58
T 58	X-22A, UH-2A, HH-52A, CH 46D, HSS-2
CT 58	PXS, V 107, S 61, S 62
T 64	P 2 J, PXS
CF 6	DC 10
TF 39	C 5
J 101	YF 17
F 101	B 1
T 63	OH-6A, Jet Ranger, FH-1100
T 53	OV-1, OH-1, HH-43
Astazou 2K	MU-2A

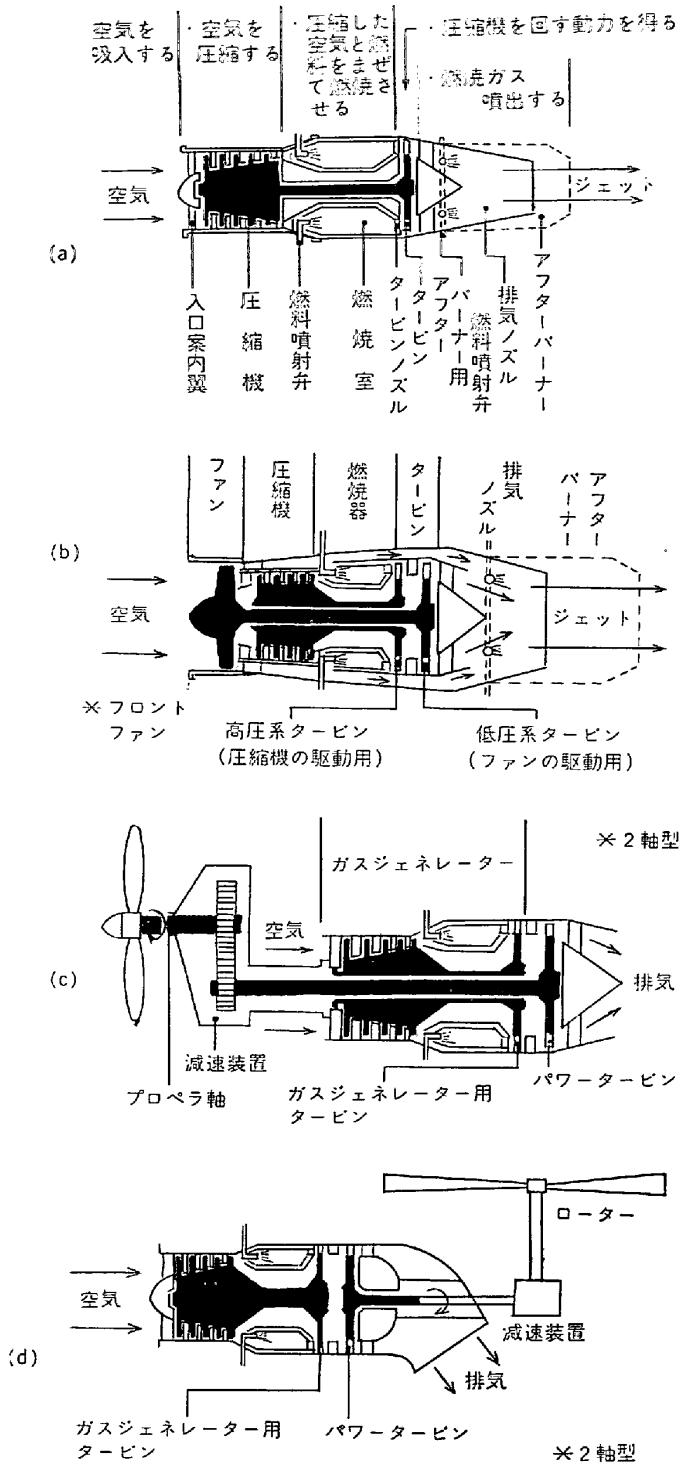


図 1 航空用ガスタービン (I社)

ピンの例を図 1 に示す。基本的には空気圧縮機、燃焼室、タービンから構成され、大気中より多量の空気 (例えば 200 kg/sec) を吸入しスターターで始動した圧縮機で圧縮し、燃焼室で燃料を混入しスパークで点火する。得られる高温、高速ガス (600m/sec) をタービンに送り高速回転させ、ガスジェネレーター用タービンと直結してい

る軸で圧縮機を回転する。残りのガス (約 1/3) は排気ノズルから噴出する。この高速ガスの噴流に対する反作用として前向きの推力が生ずる。ガスジェネレーター用タービンを回転させた後のガスで動力用パワータービンを回転させるのがターボプロップ、ターボシャフトエンジンなどである。この略図ではいずれのタービンも 1 段であるが 2 段以上の場合も多い。アフターバーナー (再燃焼装置) は残存する未燃焼空気に燃料を加え噴出ガスの速度を増し推力を向上させるものであり、ファンは排気量 (空気量) を増し、推力を向上させるためファンで圧縮した空気をバイパスさせ噴出するものである。

ガスタービンの性能は熱効率、出力 (馬力、推力) 比出力 (単位空気量当りの出力)、出力/重量比、燃料消費率などで比較されるが、性能に影響する因子として、各要素の効率、空気流量、圧力比、タービン入口温度、排気ガス速度などがある。ガスタービンの熱効率は各要素の効率を一定とすれば圧力比を上げ、タービン入口温度を上げると向上する。熱効率を最大にするためのタービン入口温度に見合った圧力比が存在するが、その値は入口温度の上昇とともに大きくなる。一方、比出力についてもタービン入口温度に応じた圧力比が存在するがその値は熱効率の場合より小さく、圧力比と比出力の関係は、圧力比の上昇は比出力を低下させるといえる。タービン入口温度の上昇は比出力を向上させる。出力はタービン入口温度の上昇、空気流量の増加などとともに増大し、出力/重量比はタービン入口温度の上昇、圧力比の上昇により改善される。燃料消費率はタービン入口温度の上昇、圧力比の上昇、空気流量の増加などにより低減

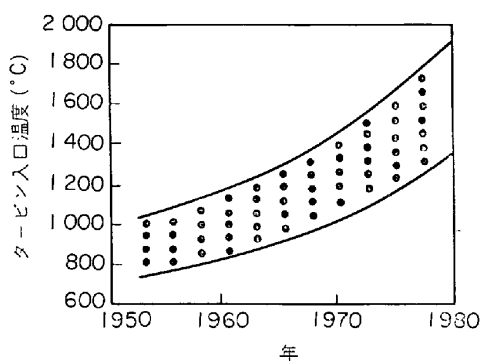


図 2 タービン入口温度の変遷

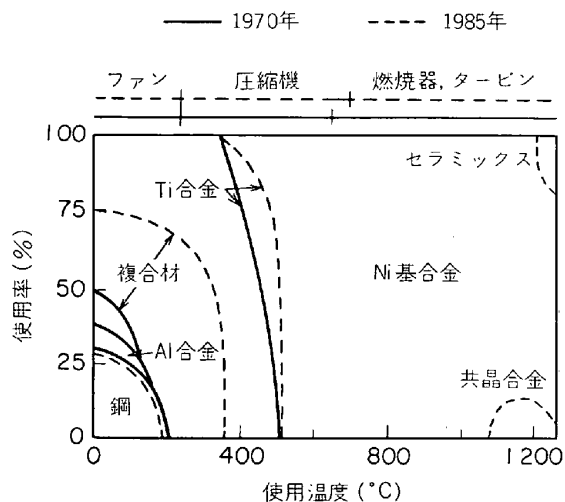


図 3 ジェットエンジンにおける使用材料の推移

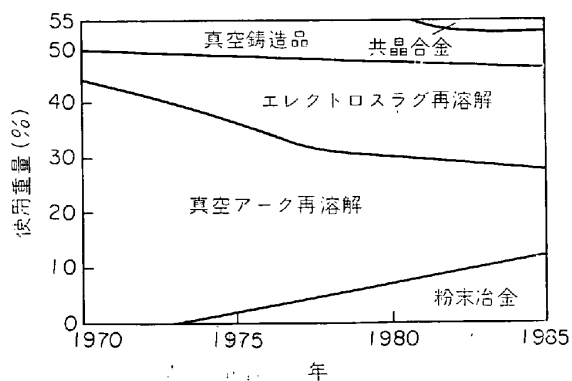


図 4 ジェットエンジンに使用される超合金の製造法の推移

する。主な航空用エンジンとその搭載機体を付表 1 に示す。

図 2⁸⁾ はジェットエンジンのタービン入口温度の変遷を示す。1970 年ころには超合金の融点を超えているが、これら的高温エンジンでは 1960 年ころより実用されている空冷ブレードを採用している。1970~1985 年におけるジェットエンジンの使用材料および超合金の製造法の推移を図 3~4⁹⁾ に示すが、今後の方向として新合

金組成の探索より製造工作技術 (エレクトロスラグ再溶解法¹⁰⁾¹¹⁾による低廉化、一方向凝固法によるタービンブレード、ペーンおよび粉末冶金法によるタービンディスクの高性能化など)の重要性が指摘されている。GLENNY ら⁷⁾はジェットエンジン材料について諸性質の実験的再評価 (クリープ-疲れ相互作用など)、比強度 (強さ/密度) が重要であり、また圧縮機出口温度の上昇をもたらす空冷効果への悪影響のため、さらにタービン入口温度を上昇させるには耐火合金 (Mo 基, Nb 基, Ta 基, W 基) 開発の急務性、空気以外の流体による効率的冷却法開発の可能性があるがいずれも容易ではないとしている。

3. 圧縮機用材料

ガスタービンの出力増大は空気流量の増加、タービン入口温度の上昇などによりもたらされるが、空気流量を増加させるには流路面積を増すことであり、このためには外径寸法を大きくすること、外径寸法が一定の場合はボス比 (圧縮機、ファンの先端直径に対するハブの径の比) を小さくすることが必要となる。いずれの場合もブレードは大きく長くなり、翼根部の遠心力による応力は高くなる。遠心応力を σ_c 、材料の密度を γ 、流路面積を S (ブレードの高さ×平均半径) 回転数を N とすれば $\sigma_c \propto \gamma \cdot S \cdot N^2$ となる。これはテーパ比 (先端/翼根部の翼断面積の比) が 1 の場合であり、テーパ比が小さければ遠心応力は低減する。航空用エンジンの例では圧縮機ブレードに働く遠心力は 1 段ブレードを 1 とすると 3, 5, 8 段ブレードではそれぞれ 0.85, 0.7, 0.6 である (ブレードは同一材料)。ブレードにかかるこのほかの応力は空気流による曲げ応力、空気脈動による振動応力などがある。ペーン (静翼) は曲げ応力が主である。遠心応力を σ_c 、曲げ応力を σ_B 、 k を定数とすると強度設計上 $\sigma_c + k\sigma_B < 0.1\%$ 耐力が一つの目安となる。例えば σ_c , 18 kg/mm², σ_B , 3 kg/mm² である。ブレードやペーンでは、エロージョンや異物混入による損傷 (FOD) もあり、このため切欠感受性、疲労強度に対する抵抗性も必要であり、さらに耐酸化性、耐食性、耐応力腐食性なども要求される。タービン入口温度の上昇にともない圧力比が高くなるのは前述の通り一般的傾向であり特に重量と空間に制限のある航空用では、推力/重量比を大きくするため圧縮機の段数をできるだけ少なくする必要があり、このため 1 段当たりの圧力比は大きく、したがって温度上昇も大きくなる傾向にある。1 段当りの温度上昇および圧縮機出口温度の変遷を図 5¹²⁾, 6¹³⁾ に示すが最新エンジン GE4 では圧縮機出口の空気温度は 540~590°C に達している。圧縮機ディスクにかかる応力はディスク自身および圧縮機ブレードからの遠心応力が主たるものである。ディスクやファン・ブレードには圧縮機ブレードより大きい応力がかかる。

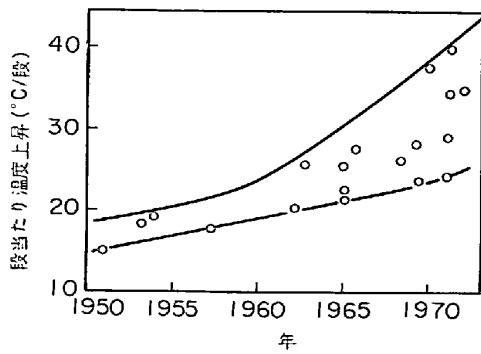


図 5 コンプレッサ1段当たり温度上昇の推移

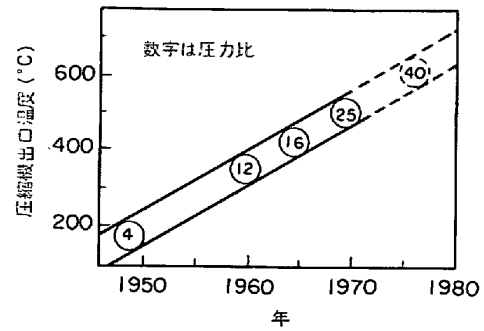


図 6 圧縮機出口温度の推移

表 1 主な圧縮機用ステンレス鋼 (%)

鋼	組織	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Cu	N
AISI 410	マルテンサイト系	≤0.15	≤1.00	<1.00	—	11.50~13.50	—	—	—	—	—
403		〃	≤0.50	〃	—	11.50~13.00	—	—	—	—	—
Greek ascology		0.15~0.20	≤0.50	≤0.50	1.80~2.20	12.00~14.00	≤0.50	3.50~3.5	—	—	—
17-4 PH	析出硬化系	0.04	0.60	0.28	4.25	16.00	—	—	0.27	3.30	—
AM 350		0.10	0.30	0.75	4.25	16.50	2.75	—	—	—	0.09
AM 355		0.13	〃	〃	〃	15.50	〃	—	—	—	0.10

表 2 主な圧縮機用チタン合金

合金 (%)	組織	用途
Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo	α	圧縮機ブレード, ペーン, ディスク
Ti-6Al-4V	α + β	ファン・ブレード, ペーン, ディスク 圧縮機ブレード, ペーン, ディスク
Ti-6Al-6V-2Sn	α + β	ファン・ディスク 圧縮機ブレード, ペーン
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	α	圧縮機ブレード, ペーン
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	α + β	
Ti-8Al-1Mo-1V	α	ファン・ブレード, ペーン 圧縮機ブレード, ペーン

圧縮機ディスク材として低合金鋼の AISI4340 (0.4% C, 1.8%Ni, 1.25%Cr, 0.25%Mo), 17-22A (0.4% C, 1.25%Cr, 0.5%Mo, 0.25%V), Al 合金の 2014-T6 (4.5%Cu, 1%Mn, 1%Si, 0.5%Mg) 2618-T6 (2.5%Cu, 1.5%Mg, 1.2%Ni, 1.0%Fe, 0.2%Si, 0.1%Ti) なども使用されるが、ディスク、ブレード、ペーン材料としてマルテンサイト型および析出硬化型ステンレス鋼、α 型および α + β 型 Ti 合金、析出強化型 Ni 基合金が代表的なものである。これらの例を表 1 ~ 3 に示す。AISI410 (403, δ フェライの生成防止のため Cr, Si の上限を制限したもの) は圧縮機ブレード、ペーン用に強度、耐酸化性、耐食性経済性のバランスのとれた、しかもダンピングキャパシティの大きい材料とし

て古くから使用されているが、耐酸化性が不十分な場合もあり、Al-Si 塗装, Ni-Cd 拡散処理などが施される。この 12%Cr 系鋼は一般にダンピングキャパシティは優れているが、合金元素の添加により大幅に低下することがある。17-4PH, AM-355 などの析出硬化系は 410 より強度、耐酸化性、耐食性が優れている。これらの合金は鍛造品で使用されるが、一般産業用のガスタービンでは経済性、ダンピングキャパシティの優位性から casting 品も採用されるようになった。400~450°C を超える圧縮機ブレード、ペーン、ディスク部材には Incoloy901, Waspaloy, Inconel718, Inconel X-750 なども使用される。比強度の優れている Ti 合金のなかでは、Ti-6Al-4V が 300~350°C 以下の温度で最も広く使用されてい

表 3 主なディスク (圧縮機およびタービン) 用合金

合金	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	V	B	Zr	Fe
A-286	0.05	15.0	26.0	—	1.25	—	—	2.15	0.2	0.3	0.003	—	残
Discaloy	0.04	13.5	26.0	—	2.75	—	—	1.75	0.1	—	—	—	々
Incoloy 901	0.05	13.5	42.7	—	6.2	—	—	2.5	0.25	—	—	—	々
Inconel 718	0.04	19.0	52.5	—	3.0	—	5.2	0.8	0.6	—	—	—	々
Inconel X-750	0.04	15.0	残	—	—	—	0.85	2.5	0.8	—	—	—	6.75
René 95	0.15	14.0	々	8.0	3.5	3.5	3.5	2.5	3.5	—	0.01	0.01	—
Waspaloy	0.07	19.5	々	13.5	4.3	—	—	3.0	1.4	—	0.006	0.09	—

4. タービン用材料

タービン入口温度はガスタービンの諸性能に影響を及ぼす重要な因子であるが、それは第1段タービンブレードの運転温度に左右される。タービン入口温度は空冷ブレードの採用以来、年約20°Cの割合で上昇し、1980年頃には1350~1900°Cに達すると予想される。図7¹⁴⁾にタービン入口温度1160°CのJT9Dエンジンにおけるブレードおよびベーンのメタル温度を示すが、現在空冷による冷却能として200~300°Cが達成されており、数百度の可能性も指摘されている。ブレードのメタル温度は一般にベーンのそれよりも50~100°C低く、一方第1段と第2段のブレードの温度差は50°Cなどの例がある。Speyエンジンの1段ブレードの例であるが、無冷却(Nimonic 115合金)の場合と冷却ブレード(Nimonic 108)の場合のエンジン製造コストに占める割合はそれぞれ2.4、4.8%となつている。図8¹⁵⁾はタービンブレード(René 120、無冷却)の温度および応力分布を示すが、ブレード高さ方向の温度分布と遠心応力から求められたクリープ破断寿命の最小となる位置は、この場合翼根から約50%のところである。

Conwayエンジンの冷却ブレード(Nimonic 105合金と思われる)の場合では約25%の位置であり、断面の平均温度、平均応力から求めた場合のクリープ破断寿命は6000hrであるが、熱応力の影響を考慮した場合は、1387hrで無冷却とした場合の寿命は0.3hrと算出されている。この場合の温度、応力分布を図9¹⁶⁾に示す。これは翼根から25%の位置の断面についてのものであるが、冷却能は150°C、平均遠心応力は18.5 kg/mm²である。遠心応力と熱応力の和が図示されており、クリープが生じていない0時間の場合は弾性計算で求められるが、ブレードの低温部は高い引張応力、高温部は圧縮応力となつている。時間の経過とともにクリープにより応力リラクゼーションが進行するが、ブレードの破壊は、ある一カ所がクリープ寿命に達した時におこると考えられる。この場合、破壊はトレーリングエッジの冷却孔の内面で生ずることになるが、実機破壊例とよい対応を示した。タービンブレードに負荷される応力はこのような静的な遠心応力、熱応力のほか高速ガス流による曲げ応力、さらにベーンの影響による振動応力、また起動停止

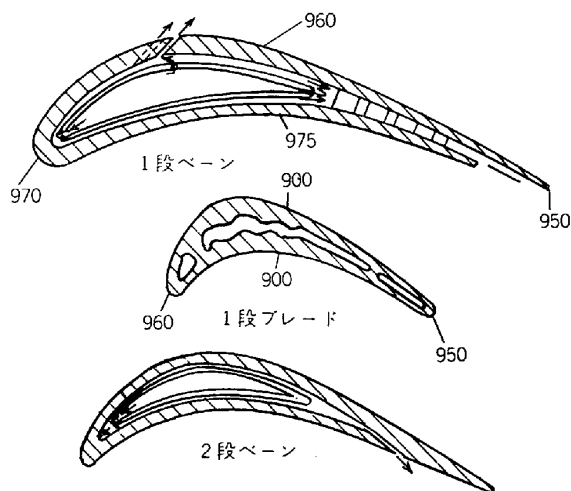


図7 空冷ブレードのメタル温度 (タービン入口温度, 1160°C)

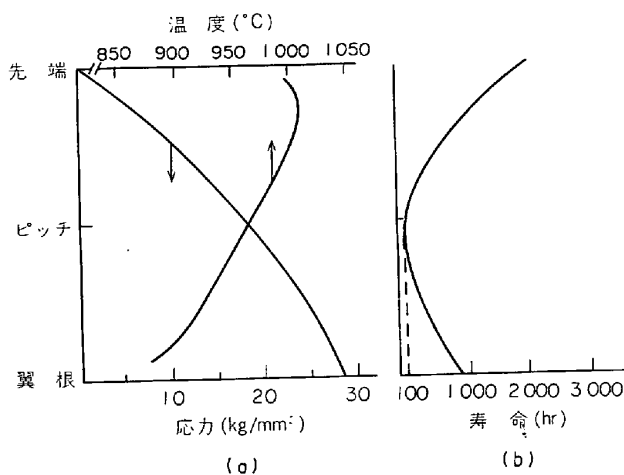


図8 タービンブレード(René 120)の典型的な応力、温度分布 (JAHNKE et al)

る。表2に示す他合金は370~480°Cまで使用できる。Ti-5Al-2.5Si合金は薄板材として約300°Cまで使用できる。ファンブレード、ディスクにはTi-6Al-4V合金などが使用される。軽量でTi合金より比強度の優れているHyfil(炭素繊維強化エポキシ樹脂)などの複合材料はファンブレードなどとして有用であるがRB-211エンジンの場合はFODに対する抵抗性の懸念から採用されなかつた。

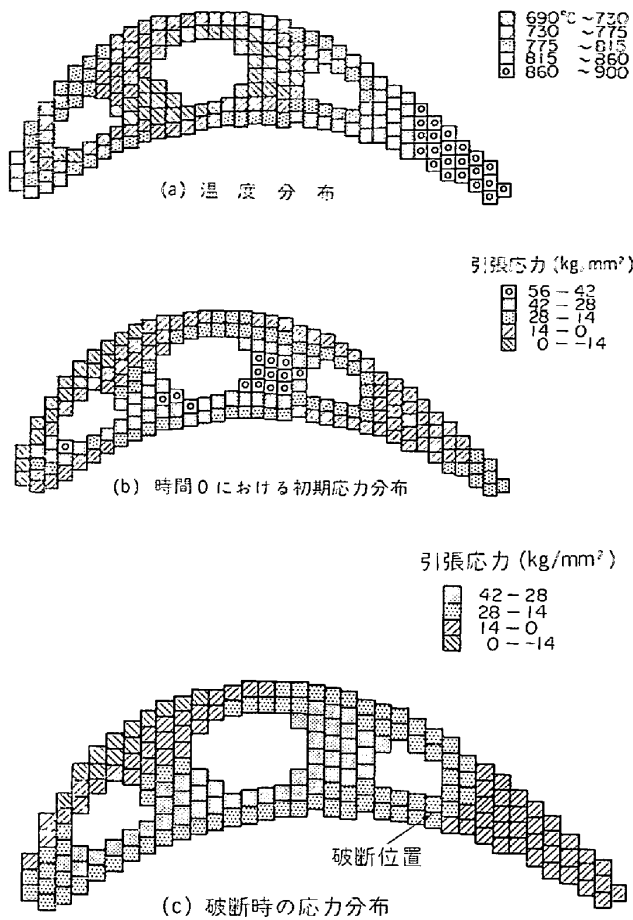


図 9 空冷タービンプレードの 25% 高さ断面の応力, 温度分布

時の熱応力のくり返しなどがある。ブレードの冷却の有無に関連して冷却ブレードでは薄肉となるが、薄肉材のクリープ破断強度の低下や全熱ひずみの差異 (冷却ブレ

付表 2 超合金の主な商標 (関係機関)

合金商標	関係機関
AiResist	AiResearch
A-286, S-816	Allegheny Ludlum
René 41	Allvac, a Teledyne Co.
Hastelloy, Haynes (HS)	Cabot Corp.
CRM	Chrysler Corp.
WF 11 (L-605)	Crucible Steel
TD-Ni, TD-NiCr	E. I. Dupont
Astroloy, M-252, FSX, René, Sel, X-40	General Electric
GMR	General Motors
Vitallium	Howmet Corp.
G 64	Jessop-Saville
Mar-M	Martin Marietta Corp.
TAZ	NASA
C 242, 263, C 1023	Rolls-Royce
Udimet	Special Metals Inc.
Timken	Timken Roller
Inconel, Incoloy, INCO, IN, Nimonic, M 21, M 22	The International Nickel Company Inc. (Henry Wiggins)
TRW	TRW
WI-52	Tungsten Inst. (Waimet Alloy Co.)
B-1900, Waspaloy	United Aircraft Corp.
Unitemp	Universal Cyclops Steel Corp.
Discaloy, Nicrotung, Refractaloy	Westinghouse Electric Corp.

ードの場合が小さい) による冷却ブレードの熱疲労強度の優位などが指摘されている。タービンベンについてはブレードにくらべ応力は小さい (例えば 1/4) が、メタル温度はブレードより高く、起動停止時などの熱応力のくり返しによる熱疲労破壊やオーバーヒートによる損傷をうけることがある。

タービンディスクのメタル温度はタービン入口温度や冷却技術などに左右されるが、表面は650~760°C以下、

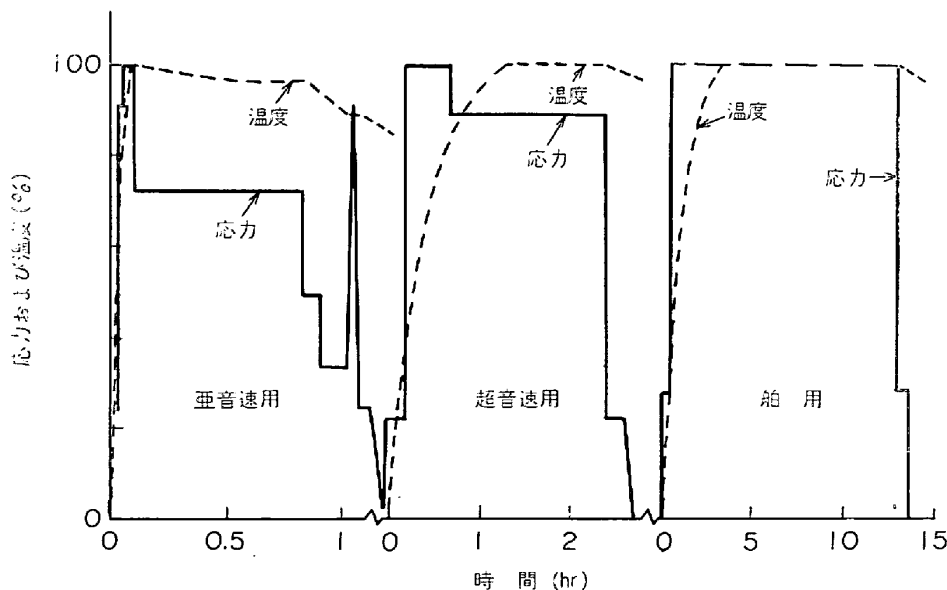


図 10 運転サイクル中におけるタービンディスク中心部の温度と応力

表 4 主なタービンプレード、ベーン用合金 (%)

合金	C	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	V	Ta	Nb	Ti	Al	B	Zr	その他
B 1900	0.1	8.0	残	10.0	0.35	6.0	0.1	—	4.3	0.1	1.0	6.0	0.015	0.08	S 0.015
Ford 406	—	6.0	残	10.0	—	1.0	8.5	—	6.0	2.0	2.0	4.5	—	—	—
FSX 414	0.25	29.5	10.5	残	2.0	—	7.0	—	—	—	—	—	0.012	—	—
G 64	0.13	11.0	残	—	—	3.0	4.0	—	—	2.0	—	6.0	0.25	—	—
GMR 235 D	0.15	15.5	残	—	4.5	5.0	—	—	—	—	2.5	3.5	0.05	—	—
IN 100	0.18	10.0	残	15.0	—	3.0	—	1.0	—	—	4.7	5.5	0.014	0.06	—
IN 738	0.17	16.0	残	8.5	0.5	1.75	2.6	—	1.75	0.9	3.4	3.4	0.01	0.10	—
INCO 713C	0.12	12.5	残	—	—	4.2	—	—	—	2.0	0.8	6.1	0.012	0.10	—
INCO 713LC	0.05	12.0	残	—	—	4.5	—	—	—	2.0	0.6	5.9	0.01	0.10	—
Inconel 700	0.12	15.0	残	28.5	0.7	3.7	—	—	—	—	2.2	3.0	—	—	—
M21	0.10	5.8	残	1.0	0.5	2.0	10.5	—	—	1.5	0.5	6.0	0.02	0.12	—
M22	0.13	5.7	残	—	1.0	2.0	11.0	—	3.0	—	—	6.3	—	0.60	—
Mar M002	0.15	9.0	残	10.0	1.0	—	10.0	—	2.5	—	1.5	5.5	0.015	0.05	Hf 1.5
Mar M200	0.15	9.0	残	10.0	—	—	12.5	—	—	1.0	2.0	5.0	0.015	0.05	—
Mar M246	0.15	9.0	残	10.0	0.15	2.5	10.0	—	1.5	—	1.5	5.5	0.015	0.05	Cu 0.1
Mar M302	0.85	21.5	—	残	—	—	10.0	—	—	—	—	—	0.005	0.15	—
Mar M509	0.60	21.5	10	残	1.0	—	7.0	—	—	—	0.2	—	0.010	0.50	—
Nicrotung	0.10	12	残	10.0	—	—	8.0	—	—	—	4	4	0.050	0.05	—
Nimonic 80 A	0.10	19.5	残	2.0	3.0	—	—	—	—	—	2.5	1.4	0.008	0.015	—
Nimonic 90	0.13	19.5	残	18.0	1.5	—	—	—	—	—	2.4	1.5	0.02	0.15	—
Nimonic 95	0.15	19.5	残	18.0	5.0	—	—	—	—	—	2.9	2.0	—	—	—
Nimonic 100	0.30	11.0	残	20.0	2.0	5.0	—	—	—	—	1.5	5.0	—	—	—
Nimonic 105	0.12	14.8	残	20.0	1.0	5.0	—	—	—	—	1.2	4.7	0.007	0.15	—
Nimonic 108	0.20	14.8	残	20.0	2.0	5.0	—	—	—	—	1.2	4.7	0.007	0.15	—
Nimonic 115	0.15	15.0	残	14.8	1.0	4.0	—	—	—	—	4.0	5.0	0.018	0.15	—
Nimonic 120	0.04	12.5	残	10.0	0.4	5.7	—	—	—	—	3.5	4.5	0.03	0.05	—
René 77	0.15	15	残	18.5	1.0	5.2	—	—	—	—	3.5	4.25	0.05	—	—
René 80	0.17	14	残	9.5	—	4.0	4.0	—	—	—	5.0	3.0	0.015	0.03	—
René 120	0.18	9.0	残	10.0	0.20	2.0	8.5	—	3.8	—	4.0	4.3	0.015	0.075	—
Sel	0.08	15	残	26.0	1.0	4.5	—	—	—	—	2.4	4.4	0.015	—	—
Sel 15	0.07	11	残	14.5	0.5	6.5	1.5	—	—	0.5	2.5	5.4	0.015	—	—
TAZ 8 B	0.125	6.0	残	—	—	4.0	4.0	—	8.0	—	—	6.0	0.004	0.0	—
TRW VI A	0.13	6	残	7.5	—	2.0	5.8	—	9.0	0.5	1.0	5.4	0.02	0.13	Re 0.5 Hf 0.43
TRW 1900	0.11	10.3	残	10.0	—	—	9.0	—	—	1.5	1.0	6.3	0.03	0.10	—
Udimet 500	0.08	19	残	18.0	4	4	—	—	—	—	2.9	2.9	0.005	—	—
Udimet 520	0.05	19	残	12.0	—	6	1.0	—	—	—	3.0	2.0	0.005	—	—
Udimet 700	0.15	15	残	18.5	1.0	5.2	—	—	—	—	3.5	4.25	0.05	—	—
Udimet 710	0.07	18	残	15.0	0.5	3.0	1.5	—	—	—	5.0	2.5	0.02	—	—
Unitemp AF 1753	0.24	16.25	残	7.2	9.5	1.6	8.4	—	—	—	3.2	1.9	0.008	0.06	—
WI 52	0.45	21	1.0	残	2.0	—	11.0	—	—	2.0	—	—	—	—	—
X 40	0.50	25	10	残	1.5	—	7.5	—	—	—	—	—	—	—	—
X 45	0.25	25.5	10.5	残	2.0	—	7.0	—	—	—	—	—	0.010	—	—

中心部は 400~500°C 程度になり得る。負荷応力はディスク自身の遠心応力、ブレードの遠心応力、半径方向の温度勾配による熱応力、起動停止時の温度分布による熱応力のくり返しなどである。図 10¹⁵⁾ にディスク中心部における温度および応力履歴を示すが負荷応力の最も大きい部品と言える。ガスタービンの設計寿命は航空機用では 1~3×10⁴hr 以下、発電用などでは 10⁵hr 程度である。

一般にタービンプレードには Ni 基, Co 基, ベーンには Co 基, Ni 基, ディスクには Fe 基, Ni 基超合金が使用される。主なブレード, ベーン用合金の化学成分を表 4⁷⁾⁶⁾, 主な商標を付表 2 に示す。わが国において開発されたブレード・ベーン用超合金は No. 64BC¹⁷⁾ (12%Cr, 20%Co, 5%Mo, 4%Ti, 6%Al, 0.15%C, 0.3%B, 残 Ni), Ni-40Cr 系¹⁸⁾ (例えば 36%Cr, 1%Al, 1%Ti, 4%Mo, 5%Ta, 0.1%B, 残 Ni) Rikiloy¹⁹⁾

(例えば 0.15C, 16%Cr, 10%Co, 3%Mo, 6%W, 2.5%Al, 4%Ti, 0.015%B, 0.05%Zr, 残 Ni) など極めて少なく, 純国産エンジンの開発も少なく実用のチャンスも極めて少ないのは残念に思われる。超合金の組織と強度論について幾多の貴重な文献³⁾⁴⁾²⁰⁾ で総説されているので, ここでは 2~3 のことをとりあげることにする。図 11²¹⁾ は Olympus 593 エンジンなどのブレードに用いられている IN-100 合金系の切断状態図を示す。この合金は多量の Al+Ti を含有するため高周波真空溶解, 真空鑄造で製造される。液相点, 固相点はそれぞれ 1335, 1260°C であり²²⁾, ミクロ的成分偏析によるミクロ的溶融 (liquation) は固相点以下でおこるが, 凝固中の組織は図から初晶 $\gamma \rightarrow 2$ 元共晶 $\gamma/\gamma' \rightarrow 3$ 元共晶 $\gamma + \gamma' + \text{TiC}$ を晶出して凝固を終り, その後の冷却中に 2 元共析変態 $\gamma \rightarrow \gamma' + \text{TiC}$ が起こる。 γ' の量は約 65vol%, 共晶 γ/γ' の量は数 vol% であるが, 共晶部には Mar

表 5 合金元素の γ と γ' への分配*

合金	Al	Ti	Cb	Co	Cr	Mo	W	V	Fe	Ta
B-1900	1:0.29	1:<0.05	—	0.37:1	0.17:1	0.43:1	—	—	—	1:<0.05
GMR 235	1:0.20	1:0.11	—	—	0.12:1	0.48:1	—	—	0.23:1	—
Inconel 700	1:0.28	1:0.13	—	0.39:1	0.23:1	0.55:1	—	—	0.29:1	—
Inconel 713C	1:0.40	1:0.08	1:<0.05	—	0.15:1	0.41:1	—	—	—	—
Inconel X-750	1:0.09	1:0.09	1:<0.05	—	0.13:1	—	—	—	0.25:1	—
IN 100	1:0.32	1:0.05	—	0.45:1	0.15:1	0.25:1	—	1:<0.05	—	—
Mar-M200	1:0.21	1:<0.05	1:<0.05	0.58:1	0.16:1	—	1.04:1	—	—	—
Nicrotung	1:0.06	1:0.12	—	0.44:1	0.14:1	—	0.85:1	—	—	—
Nimonic 115	1:0.27	1:0.08	—	0.41:1	0.16:1	0.22:1	—	—	—	—
René 41	1:0.13	1:0.06	—	0.20:1	0.14:1	0.20:1	—	—	—	—
TRW 1900	1:0.42	1:0.25	1:<0.05	0.44:1	0.17:1	—	0.90:1	—	—	—
Udimet 500	1:0.16	1:0.07	—	0.23:1	0.11:1	0.36:1	—	—	—	—
Udimet 700	1:0.45	1:0.18	—	0.36:1	0.12:1	0.24:1	—	—	—	—
Unitemp AF 1753	1:0.20	1:0.09	—	0.33:1	0.06:1	0.29:1	0.71:1	—	0.17:1	—
Waspaloy	1:0.11	1:0.05	—	0.18:1	0.10:1	0.23:1	—	—	—	—
平均	1:0.24	1:1.00	1:<0.05	0.37:1	0.14:1	0.33:1	0.88:1	1:<0.05	0.24:1	1:<0.05

* γ' : γ で示す.

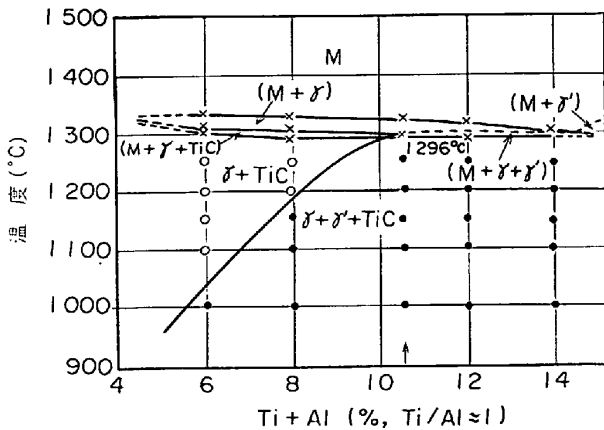


図 11 Ni-15%Co-10%Cr-3%Mo-1%V-0.18%C-0.05%Zr-0.02%B-(Ti+Al) 合金の切断状態図

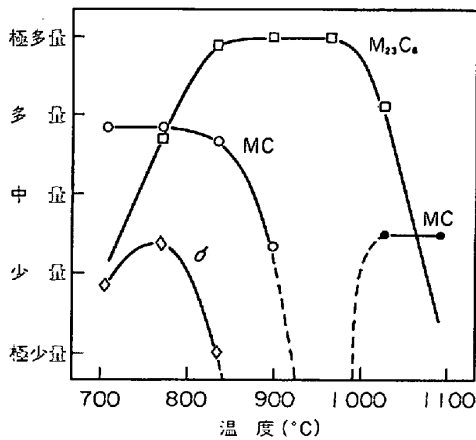


図 12 IN100 合金の 5000hr 加熱後の組織

M200 合金の場合²³⁾と同様に Ti, Al, Ni が多くなつていられる。この合金の使用中の組織変化は図12²⁴⁾に示される。タービンプレード用析出強化型 Ni 基超合

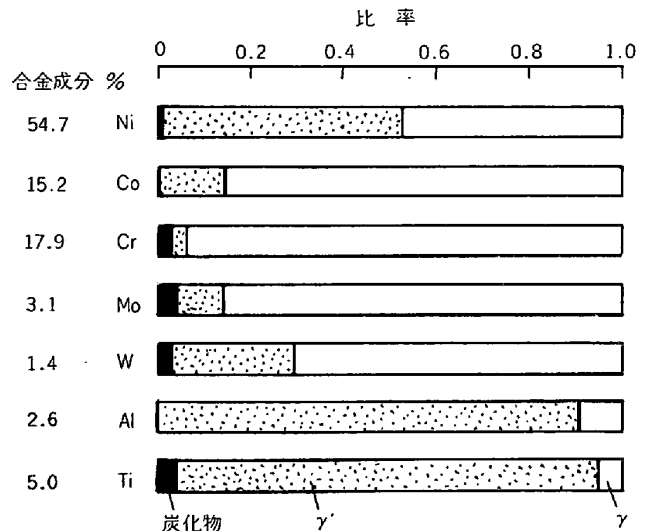


図 13 Ni 基超合金 (γ' , 45%) における元素分配 (K. BUNGARDT)

金の組織は γ' , γ , 炭化物 ($M_{23}C_6$, M_6C , MC , ここで M は 金属元素) 硼化物 (M_3B_2) などから構成され得るが, 合金元素の γ' , γ , 炭化物への分配比を図 13, 表 5²⁶⁾に示す. Al, Ti, Nb, Ta, V は γ' , Co, Fe, Cr, Mo, W は γ に優先的に分布し, Ti, Nb, Ta, V は MC , Mo, W は M_6C , Cr は $M_{23}C_6$ 型炭化物を形成する. 図14²⁰⁾は γ' 量とクリープ破断強度の関係を示すが, Al+Ti+Nb+Ta 量の増加とともに γ' 量がふえ, クリープ破断強度が向上している. また 55~65vol%の γ' から構成される強力合金のうちで 980°C, 100 hr のクリープ破断応力約 22 kg/mm² を有する最強の Ford 406, TRW-VI A における γ' と γ の格子定数の差 ($\gamma'-\gamma = \text{misfit}$) はそれぞれ~0, 0.002Å である²⁷⁾. 実用合金の γ' の格子定数は 3.580~3.598Å²⁶⁾で γ' 量の多い合金ほど小さい傾向である. 一方, γ の格子定数

表 6 γ' 相の固溶限温度

合金	融点 (°C)	固溶限温度 (°C)	Al+Ti (%)	Co (%)	文献
Inconel 702	—	980~1080	4.1	~0	(36)
Nimonic 80A	1360~1390	840~880	3.8	~0	(31)
// 90	1360~1390	910~970	3.8	18	(31)
// 100	—	1060~1080	6.5	20	*
// 115	—	1140~1160	9.0	15	(31)
Udimet 500	1300~1395	1040~1095	5.8	18.5	(32)
// 700	1205~1400	~1215	7.8	18.5	(33)
René 41	1315~1370	1050~1065	4.6	11	(34)
Inconel X-750	1395~1425	980~1040	3.3	~0	(32)
Astroloy	—	1120~1135	7.9	15	(35)

* Betteridge による。

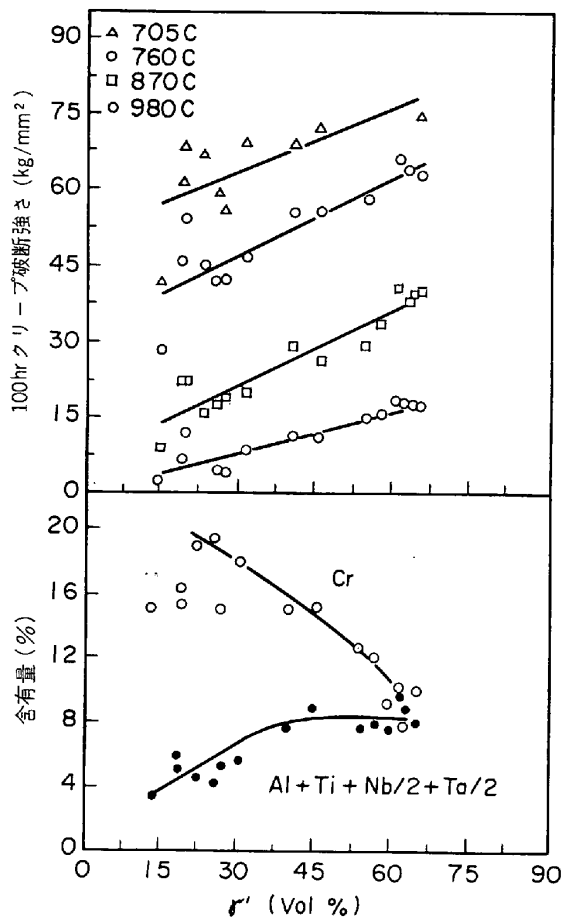
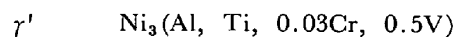
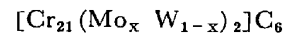
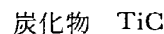
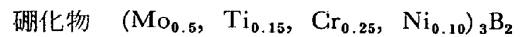


図 14 クリープ破断強さ, Cr および Al+Ti+ Nb/2+Ta/2 と γ' 量の関係

は $3.566 \sim 3.578 \text{ \AA}^{28)}$ で $W^{29)}$, $Mo^{30)}$ などは γ の格子定数を大きくし misfit を小さくする効果のあることが知られている。 γ' 量の多い合金では固相点近傍まで γ' が存在し熱間加工が困難で鑄造専用として用いられる。熱間加工が可能な鍛造合金の γ' 量は約 45vol% までで固相点 (liquation 温度) が高く, γ' の固溶限温度が低い合金ほど熱間加工性は優れていると考えられる。代表的な鍛造合金の γ' の固溶限温度を表 6^(31)~36) に示すが固溶限温度が高いほど高温使用に耐えうるものであり, 固溶

限温度の上昇はこれまで同一 Al 量の場合は Ti の増加により (Ti と Nb は同じ原子%では同じ作用²⁷⁾), 同一 Al, Ti 量の場合は Co 添加 (15~20%) によりもたらされてきた。Co 基超合金の主な析出相は炭化物であり, Fe 基超合金 (Ni が Fe より多い合金でも Fe が約 25% 以上の合金は組織の類似性から Fe 基として扱われる場合が多い) に析出する金属間化合物は γ' , γ'' (Ni_3Nb , 体心正方晶), δ (Ni_3Nb , orthorhombic), η (Ni_3Ti , ちょう密六方晶) などであり, 炭化物 (MC , M_6C , $M_{23}C$ はいずれも面心立方晶) は Ni 基, Co 基の場合と同様析出するが, Fe 基合金の主析出相は γ' , γ'' である。Fe 基合金の γ' , γ'' の固溶限温度は, それぞれ $855 \sim 955^\circ\text{C}$, $885 \sim 915^\circ\text{C}$ ³⁷⁾ である。

IN-100 では図 12 に示されるように長時間加熱において σ が析出するが, σ 相の析出した場合のクリープ破断強度は σ のない場合より低くなり, また σ の析出は応力下で促進されることがある³⁸⁾。Inco 713C クリープ破断試験の例では σ の有無は強度に影響していないが, 一般に延性低下の原因となる σ , μ などの TCP 相や Laves 相の析出を避けるため Phacomp 法³⁹⁾⁴⁰⁾ により材料規格内でさらに成分調整が行なわれるようになっていいる。René80 合金に適用されている例では次のとおりである。すべて原子%で計算するが, まず硼化物, 炭化物, γ' へ分布する元素をこの順序により次の化学式で算出する。



固溶体へ分布する元素量の計算は次のように行なう。

W $R_W = P_W - 0.167P_C(1-x)$

Mo $R_{Mo} = P_{Mo} - 0.75P_B - 0.167P_C(x)$

Cr $R_{Cr} = 0.97P_{Cr} - 0.375P_B - 1.75P_C$

Ni $R_{Ni} = P_{Ni} - 0.15P_B - 3(P_{Al} + 0.03P_{Cr} + P_{Ti} - 0.5P_C + 0.5P_V)$

Ti $R_{Ti} = 0$

Al $R_{Al} = 0$

- B $R_B=0$
- C $R_C=0$
- V $R_V=0.5P_V$
- その他 $R_i=P_i$

ここで P は元素量, x は硼化物析出後の Mo であり x は次式で求める. i は元素である.

$$x = \frac{P_{Mn} - 0.75P_B}{P_{Mo} - 0.75P_B + P_W}$$

固溶体の各元素量の和が 1 になるよう換算する.

$$m_i = R_i / \sum R_i$$

次式により固溶体の電子空孔数, N_V を求める.

$$N_V = \sum m_i (N_V)_i$$

ここで $(N_V)_i$ は i 元素の電子空孔数で Al, B は 7.66, Si, Ti, Zr は 6.66, V は 5.66 Cr, Mo, W は 4.66, Mn は 3.66, Fe は 2.66, Co は 1.71, Ni は 0.61 とする.

N_V 値が 2.32 以下なら σ 無しと判断し合格にされる.

なお, この判定法について実験的, 理論的検討が行なわれており, 不合理性の指摘やさらに厳密な手法⁴¹⁾の提案がなされている.

MAYER と CLARK⁴²⁾ は Ni 基合金に及ぼす微量不純物元素のこれまでの研究をまとめ S は 0.005% 以上で熱間加工性, 延性を低下, Bi は 0.0004% で熱間加工性, クリープ特性を低下, Pb は 0.0005% で熱間加工性を低下させ, またクリープ破断延性やクリープ破断寿命を低下させる元素は Pb (0.0005~0.002%), Bi, Tl, Te であるとして, この解決方法は (1) 高純度原材料を使用し, 汚染スクラップ, 耐火物, 雰囲気などを避ける, (2) 真空精錬法により不純物元素の蒸気圧を利用する. 80% Ni-20% Cr 合金では Te, Pb, Bi, Se, Cu の順に減少し, As, Sb, Sn は不変である. (3) 脱酸, N 固定, S 化合物生成作用を有する Al, Ti, Si, Zr, B, P, Mg, Ca, Mn, ミッシュメタルを添加することであると解説している. DIN1701 規格 (1974年) はグレード C-Ni 99.95 (Ni+Co, 99.95%以上) に対して表 7 のように 20 元素の許容値が明文化された. 一方, Ni 基超合金でも目標値の例がありやがて規格へ反映されていくものと思われる.

超合金には 12 の合金元素などが配合されているが, DECKER²⁰⁾ は強化因子として γ の固溶強化, γ' の体積率の増加, γ' の格子欠陥エネルギー (逆位相境界エネルギー) の増加, γ' の固溶強化, 整合性ひずみの増加 (0.6 T_m 以下の場合, ここで T_m は融点) γ' 粗大化の低減 (0.6 T_m 以上の場合) $\eta, \delta, Laves, \sigma$ 相生成の低減, 炭化物形態の調整 (γ' denuded zone, $M_{23}C_6$) フィルム状粒界析出および, ウィディマンステッテン状 M_6C 析出の阻止), 粒界強化, 部品寸法/結晶粒径比の調整, 結晶方位の調整の 11 項目をあげ合金元素との関係を説明している (表 8). Cr 含有量と高温腐食の関係を図 15 に示す.

表 7 99.95Ni の不純物元素の許容値 (DIN 1701, Grade C-Ni 99.95)

元 素	%	元 素	%
Co	0.0005 以下	Mn	0.0001 以下
As	0.0005 //	P	0.0005 //
C	0.015 //	Pb	0.0001 //
Cu	0.001 //	S	0.0015 //
Fe	0.02 //	Sb	0.0001 //
Si	0.0005 //	Ag	0.0001 //
Sn	0.0001 //	Ta	0.0001 //
Zn	0.0001 //	Se	0.0001 //
Al	0.0001 //	Te	0.00005 //
Bi	0.00002 //	Tl	0.0001 //

表 8 超合金における合金元素の作用

強化因子	合 金 元 素											
	Co Fe	Cr Mo	W V	Nb Ta	Ti Al	B Zr	C Mg					
粒界強化	↑	---	↑	---	---	---	---	↑ ↑ ↓ ↑				
炭化物	980°C	M ₆ C	---	S ↓	S ↑	S ↑	---	S ↓	S ↓	S ↓	---	---
			---	S ↑	S ↓	S ↓	---	S ↑	S ↑	S ↑	---	---
	815°C	MC	---	M ↓	---	---	S ↑	S ↑	---	---	---	
			---	W ↓	M ↑	S ↓	M ↓	S ↓	M ↓	---	* ↓	* ↓
組織の不安定性	$\gamma' \rightarrow \delta$	---	---	---	---	---	---	↑	---	---	---	---
		---	---	---	---	---	---	---	↑	↑	↓	↓
$\gamma' \rightarrow \eta$	---	---	---	---	---	---	---	↓	↑	↑	↓	↓
	---	---	---	---	---	---	---	↓	↑	↑	↓	↓
γ'	粗大化 整合性 ひずみ	---	↓	↓	↓	↓	↓	↑	↑	---	---	---
		---	↓	↓	↓	↓	↑	↑	↑	↓	---	↑
	固溶強化	W ↑	W ↑	S ↑	S ↑	S ↑	---	M ↑	M ↑	S ↑	↓	---
		↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	---
格子欠陥 エネルギー	---	---	---	---	---	---	---	↑	↑	S ↑	↑	---
	---	---	---	---	---	---	---	↑	↑	↑	↑	---
vol%	M ↑	S ↑	S ↑	---	M ↑	M ↑	S ↑	S ↑	S ↑	S ↑	---	---
	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	---	---
γ 固溶強化	W ↑	M ↑	S ↑	S ↑	S ↑	---	W ↑	---	---	S ↑	---	---
	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	---	---	↑	---	---

↑ 増加, ↓ 減少, * 粒界, W 弱, M 中, S 強.

超合金の結晶方位を制御しデンドライトを応力軸 (遠心応力) に平行に成長させタービンブレードを製作する方法は 1967 年に発表され⁴³⁾⁴⁴⁾, クリープ破断強度熱疲労強度の優秀性が確認されてきた.

この一方向凝固法による Mar M200 などの空冷ブレード, ペーンは JT-9D, TF30-P100, F100PW-100 エンジンなどに広く採用されようとしている⁴⁵⁾. 各種 Ni

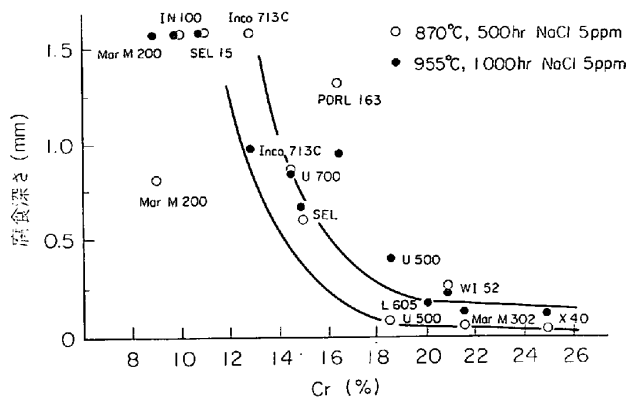


図 15 タービンブレードペーン用材料に対する原油 (海塩 5ppm 添加) 燃焼のタービンリグテスト結果 (P. A. BERGMAN)

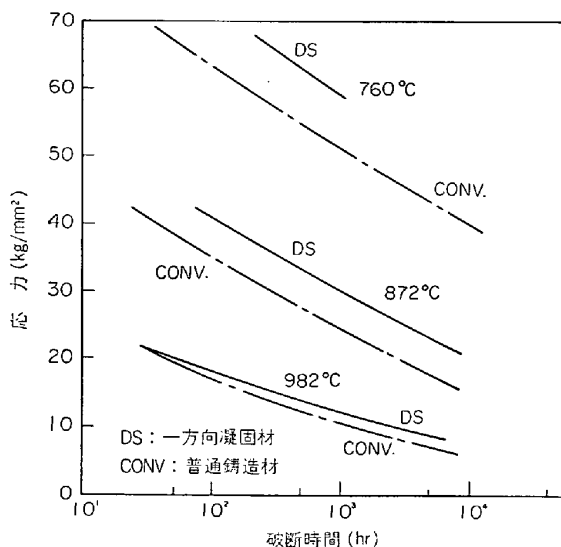


図 17 René80 合金の普通鑄造材と一方向凝固材のクリープ破断強度 (中川, 大友, 雑賀)

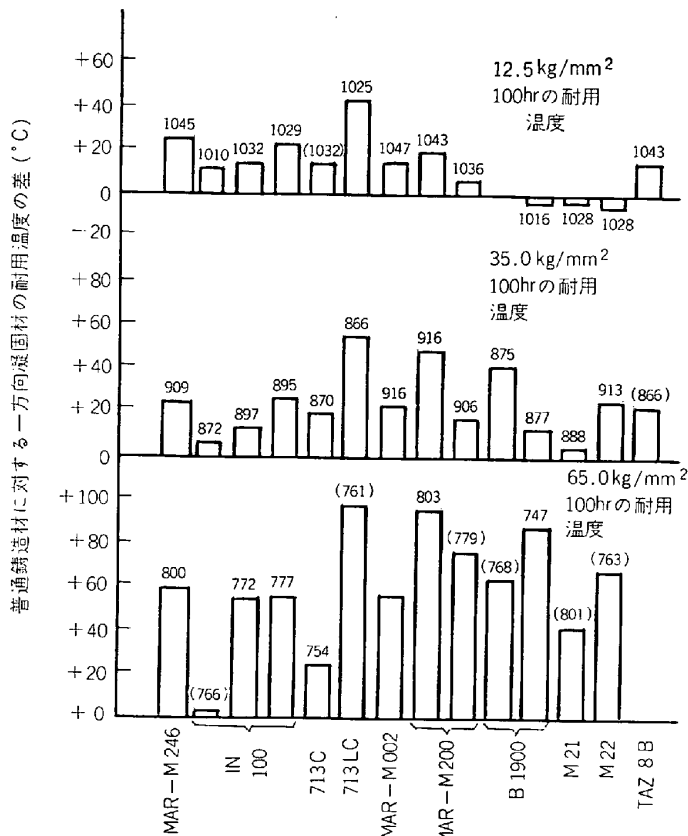


図 16 一方向凝固材のクリープ破断強度

基超合金の一方向凝固材と普通鑄造材の耐用温度を比較したのが図 16⁷⁾である。一方向凝固法によるクリープ破断強度の改善の程度は合金により異なるがその理由は明らかでない。Power down 法*により試作した一方向凝固 (DS) René80 のクリープ破断強度を普通鑄造材と比較し図 17 に示す。一方向凝固材の 980°C におけるクリープ破断伸び、紋りは普通鑄造材にくらべ、それぞれ

* Power down 法は底部に水冷銅板を有する鑄型および鑄型ヒーターとともに簞置きで鑄込後、入力を制御しつつ鑄型中に急激な熱勾配をつくり、凝固させるものである。

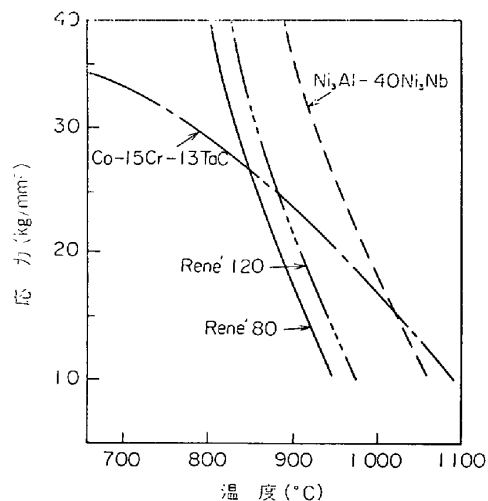


図 18 共晶型合金 (Ni₃Al-40%Ni₃Nb 合金, Co-15%Cr-13%TaC 合金) の 1000hr クリープ破断強度

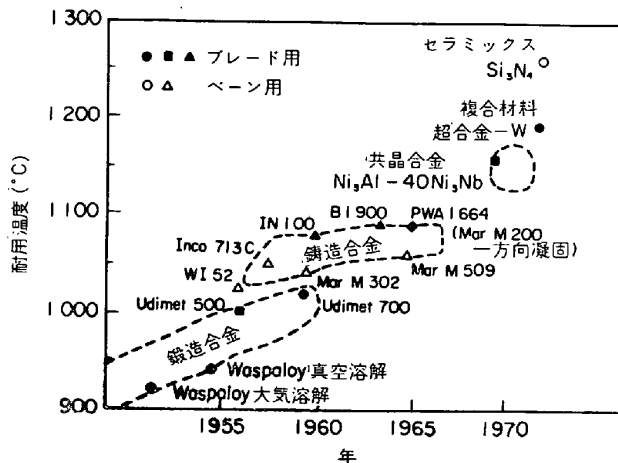


図 19 7 kg/mm², 100hr のクリープ破断応力を示す温度 (耐用温度)

表 9 代表的な燃焼器用材料 (%)

合金	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Fe	Ti	Al	La	B	Zr	その他
C 263	0.06	20.0	残	20.0	5.9	—	—	2.2	0.5	—	0.001	0.02	—
HA 188	0.08	22.0	22.0	残	—	14.0	1.5	—	—	0.08	—	—	—
Hastelloy S	0.02	15.5	残	—	14.5	—	1.0	—	0.2	0.02	0.009	—	—
Hastelloy X	0.10	22.0	残	1.5	9.0	0.6	18.5	—	—	—	—	—	—
IN 586	0.05	25.0	残	—	10.0	—	—	—	—	—	—	—	Ce 0.03 Mg 0.015
Inconel 617	0.07	22.0	残	12.5	9.0	—	—	—	1.0	—	—	—	—
L 605	0.10	20.0	10.0	残	—	15.0	—	—	—	—	—	—	—
Nimonic 75	0.10	20.0	残	—	—	—	5.0	0.4	—	—	—	—	—
Nimonic PE 16	0.10	16.5	残	2.0	3.3	—	35	1.2	1.2	—	0.005	0.05	—
René 41	0.09	19	残	11.0	10.0	—	—	3.1	1.5	—	0.010	—	—

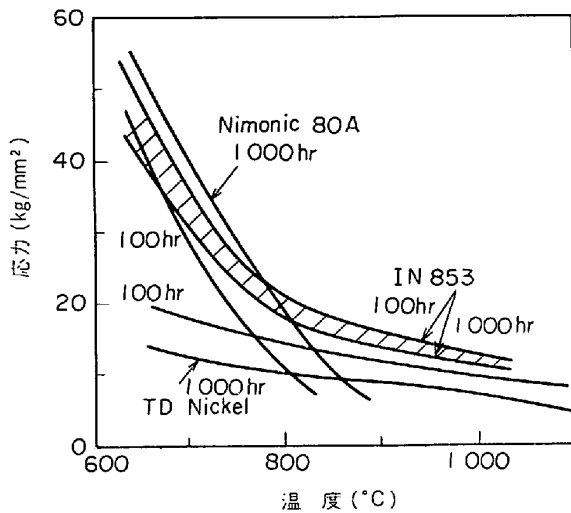


図 20 IN853 合金のクリープ破断強度

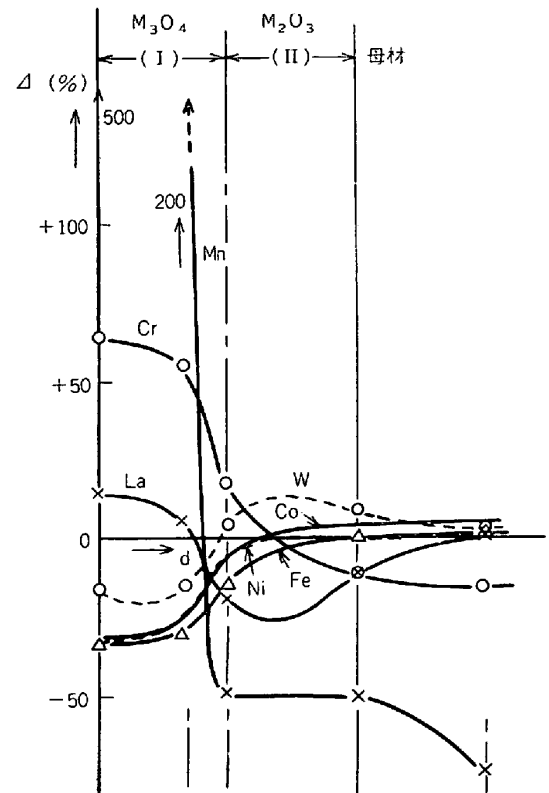


図 21 HA188 合金の酸化層の元素濃度の変化

3, 10 倍の値を示した. また同じ温度における短時間引張試験における伸び, 絞りそれぞれ 1.3, 2 倍であった. ブレードの一方凝固法および, 装置については文献^{46)~51)}を参照していただきたい.

一方凝固法により製造される共晶型合金⁵⁵⁾⁵⁶⁾のクリープ破断強度を図 18⁵²⁾析出強化型合金, セラミックス (Si₃N₄⁵⁴⁾) との比較を図 19⁵³⁾ に示す.

酸化物を分散相とする TD-Nickel (Ni-2%ThO₂), TD-NiCr (Ni-20%Cr-2.7%ThO₂) の母相はそれぞれ純金属, 固溶体であるが IN-853⁵⁷⁾ (0.06%C, 19.7%Cr, 2.3%Ti, 0.88%Al, 0.007%B, 0.07%Zr, 1.18%Y₂O₃, 1.12%Al₂O₃) では Nimonic 80A 近似的の γ+γ' であり, この型の分散強化型合金 (粉末冶金) はタービンブレード, ペーン用材料として開発が進展するものと思われる (図 20⁵⁸⁾).

γ' が 25vol% 以上になると鍛造が困難になり, 45vol% を超えると不可能になるが合金粉を用いれば鍛造 (押出) は可能となる. 65vol% の γ' からなる IN-100 粉で微細結晶粒の場合は超塑性を示し, 鍛造, 押出が可能である. Gatorizing はこの超塑性を利用したタービンディスクの製法である⁵⁹⁾. Inconel 718 などの鍛造によ

るディスク製造においても問題が生じており, 粉末冶金の応用が期待される.

5. 燃焼器用材料

燃焼器は薄板を用い深絞り, 曲げ加工, 溶接などにより製作される. メタル温度は 900°C 程度まで加熱され, 起動停止, 加減速状態での急激な温度勾配による熱応力をうける. また機械的, 空力的な振動, エロージョンコロージョンをうける環境にある. γ' が 0~25vol% の Ni 基, 低炭素 Co の基合金が用いられる. 代表的な合金を表 9 に示す. TD-Ni-Cr は熔融溶接が不可能で拡散溶接などが応用されている. ここでは溶接性, 板金加工性が重要となるが, 素材メーカーによる相違が L 605 な

どで知られている。HA-188 の酸化層における La ほかの元素の分布を 図21²⁵⁾ に示すが, La, Ce などは酸化スケールの密着性をよくし耐酸化性を向上させている。

6. 結 言

航空用エンジン, 産業用小型ガスタービン材料の欧米からの導入技術の消化にわずかながら関係してきた筆者には将来を予測することは困難であるので, 2~3 の概観を述べてみたい。

(1) 超合金のタービン入口温度上昇の寄与に対して限界説が言われてから久しいが, 一方向凝固材の実用, 分散強化型合金の開発など着実に進歩している。

(2) わが国におけるライセンス生産エンジン用の材料は国産品でまかなえるようになったが, 資源的制約があるにしろ高価格であり, 輸入か国産かで迷われることが多い。

(3) 大型ナショナルプロジェクトとして FJR710 ファンエンジンの試験研究が進められ, また高温ガス炉直結ヘリウムタービンの研究開発が予定されているが, タービンブレード材には析出強化型 Ni 基超合金が対象となつている (と思われる) 共晶型合金の実用化に関するプロジェクト研究が必要と思われる。

終りに本稿を作成するにあたりご協力された石川島播磨重工業航空宇宙事業本部ほかの方々に深く感謝の意を表す。

文 献

- 1) 永野: ガスタービンの研究, (1953), p. 3, p. 82, [鳳文書林]
- 2) 日本動力協会ガスタービンの開発に関する専門委員会: ガスタービン, (1962), p. 3, p. 165 [日本動力協会]
- 3) 武田, 湯川: 日本金属学会報, 6(1967), p. 738, p. 850
- 4) 湯川: 日本金属学会報, 11 (1972), p. 708
- 5) 小池: 工業材料, 23 (1975) 1, p. 62; 23(1975) 2, p. 67; 23 (1975) 3, p. 101; 23 (1975) 5, p. 101; 23 (1975) 6, p. 90; 23 (1975) 7, p. 65; 23 (1975) 8, p. 104
- 6) H. J. WAGNER and W. F. SIMMONS: Sanweir's Gas Turbine Engineering Handbook, 2nd edition, Vol. 1, ed. by J. W. SAWYER, (1972) p. 260 [Gas Turbine Publications, Inc.]
- 7) R. J. E. GLENNY, J. E. NORTHWOOD, and A. BURWOOD-SMITH: International Metallurgical Reviews, 20 (1975) 3, p. 1
- 8) E. F. BRADLEY and M. J. DONACHIE: Metals Engineering Quarterly, 15 (1975) 2, p. 55
- 9) L. P. JAHNKE: J. Metals, 25 (1973) 4, p. 15
- 10) R. SCHLATLER: Superalloys Processing, Proc. of the 2nd Intern. Conf., (1972) p. A1 [Metals and Ceramics Information Center, Battel-

le Columbus Laboratories]

- 11) H. J. KLEIN and J. W. PRIDGEON: *ibid*, p. B1
- 12) 石沢: 機械設計, 17 (1973) 12, p. 61
- 13) R. G. DUNN, D. L. SPONSELLER and J. M. DAHL: 'Ductility Improvements in Superalloys', Toward Improved Ductility Toughness, Kyoto Intern. Conf. (Oct, 1971)
- 14) 守田: 内燃機関, 9 (1970) 8, p. 49
- 15) G. D. Oxx, Jr: 'High Temperature Materials Selection and Acceptance' Intern. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, Philadelphia Sept. 1973 and Sheffield UK Apr. 1974, Conference Publication 13, (1973)
- 16) A. HARE and H. H. MALLEY: 'Cooling Modern Aero Engine Turbine Blades and Vanes', SAE paper 660053, (1966).
- 17) 依田, 渡辺, 佐藤: 学振 123 委研究報告, 8 (1967) 1, p. 83
- 18) K. SIMOTORI, K. AMANO, and H. YOSHIDA: Gas Turbine Papers at Tokyo Joint Intern. Gas Turbine Conf., JSME-ASME, (1971), 151
- 19) 渡辺, 九重: 学振 123 委研究報告, 15 (1974) 1, p. 17
- 20) R. F. DECKER: 'Strengthening Mechanisms in Nickel-Base Superalloys'. Steel Strengthening Mechanisms Symposium, Zurich, (May. 1969)
- 21) 武田, 片岡: 学振 123 委研究報告, 7 (1966) 1, p. 66
- 22) High temperature, High Strength Nickel Base Alloys, (1968) [International Nickel Co. Inc]
- 23) R. A. GREGG and B. J. PEARCEY: Trans. AIME, 230 (1964), p. 599
- 24) H. E. COLLINS: Trans. ASM, 82 (1969), p. 82
- 25) F. J. HAFTKA and N. TERAQ: Japanese J. of Applied Physics, 12 (1973) 3, p. 329
- 26) O. H. KRIEGE and J. M. BARIS: Trans. ASM, 62 (1969) 1, p. 195
- 27) R. G. DAVIES and T. I. JOHNSTON: 'The Metallurgical Design of Superalloy', Proc. Bolton Landing Conf. Ordered Alloys Struct. Appl. Phy. Met. 3rd. Lake Geoge, (1970), p. 447
- 28) W. C. HAGEL and H. J. BEATTIE: Trans. AIME, 215 (1959), p. 967
- 29) A. HAVALDA: Trans. ASM, 62 (1969) p. 477
- 30) H. J. BEATTIE and F. L. VERSNYDER: Trans. ASM, 49 (1957), p. 833
- 31) J. HESLOP: Cabalt, No. 24 (Sept. 1964) p. 128
- 32) W. C. HAGEL and H. J. BEATTIE: Trans. AIME, 215 (1955), p. 967
- 33) I. S. SERVI: Metal Progr, 80 (1961) 6, p. 73
- 34) R. J. MORRIS: Metal Progr., 76 (1959) 6, p. 67
- 35) J. F. BARKER, W. H. COUTS, and R. J.

- MORRIS: *Met. Progr.*, 78 (1960) 6, p. 94
- 36) M. KAUFMAN and A. E. PALTY: *Trans. AIME*, 221 (1961), p. 1253
- 37) D. R. MUZYKA: *Metallurgical Engineering Quarterly*, 11 (1971), p. 12
- 38) C. T. SIMS: *Superalloys*, ed. by C. T. Sims and W. C. HAGEL (1972), p. 259 [John Wiley & Sons]
- 39) W. J. BOESCH and J. S. SLANEY: *Metal progr.*, 86 (1964) 1, p. 109
- 40) L. R. WOODYATT, C. T. SIMS, and H. J. BEATTIE, Jr., *Trans. AIME*, 236(1966) p. 519
- 41) C. S. BARRETT: *J. Inst. Metals*, 100 (1972), p. 65
- 42) G. MAYER and C. A. CLARK: *The Metallurgist and Materials Technologist*, (Nov. 1974), p. 491
- 43) B. J. PEARCEY and F. L. VERSNYDER: *J. Aircraft*, 3 (1960), p. 390
- 44) B. J. PEARCEY and F. L. VERSNYDER: *SAE J.*, 74 (1960) 6, p. 84
- 45) N. VANDER SLUIS and N. DAHLSTROM: 'Directional Solidification Goes Commercial' *Casting about Spring 1975*, p. 2. [Howmet Corp.]
- 46) F. L. VERSNYDER, R. B. BARLOW, L. W. SINK, and J. P. PEARCEY: *Modern Casting*, 51 (1967), p. 67
- 47) J. S. ERICKSON, W. A. OWCZARSKI, and P. M. CURRAN: *Met. Progr.*, 99 (1971), p. 58
- 48) F. STAUB, R. BRAUN, and T. GEIGER: *Sulzer Technical Review*, Research No. 1972 (1972)
- 49) M. J. BLASKO: *Metal Progr.*, 103 (1973) 3, p. 42
- 50) U. S. Patent 3485291
- 51) 中川, 大友, 雑質: *石川島播磨技報*, 15 (1975) 5, p. 574
- 52) L. P. JAHNKE, H. J. BRANDS, and G. D. OXX. Jr.: *Materials Engineering*, 76 (1972) 7, p. 30
- 53) '2500F Target For 30MW Ceramics Test Turbine', *Gas Turbine World*, (Aug. 1972), p. 34
- 54) R. B. CAWS, R. P. GRAHAM, and D. E. STODDART: *Silicon Nitride Materials for Gas Turbine Components*; ASME Publication 73-GT-47, (1973)
- 55) E. R. THOMPSON and F. D. LEMKEY: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 14
- 56) E. R. THOMPSON and E. D. LEMKEY: *Metallurgical Transactions*, 1 (1970), p. 2799
- 57) 'Nickel Base Alloy IN 853, Summary of Experimental Data, (1970-9) [International Nickel Ltd.]
- 58) R. L. CAIRUS and J. S. BENJAMIN: 'Stress Rupture Behavior of Dispersion Strengthened Superalloy' ASME Publication Paper No. 72-Mat-G (1972)
- 59) G. I. FRIEDMAN and G. ANSELL: *The Superalloys*, ed. by C. T. SIMS and W. C. HAGEL, (1972), p. 427 [John Wiley & Sons]
- 60) *Met. Progr.*, 103 (1973) 3, p. 57