



ロストワックス鑄造技術とガスタービンとの出会い

小松ハウメット(株) 近江敏明

—“From Teeth To Jet Engines”—, これは 1992 年 6 月 5 日, 東京理科大の理窓会館で開催された日本ガスタービン学会, 特別講演会に於いて, 米国 Howmet 社前社長 J. L. Mallardi 氏が行なった講演のタイトルである。私と同氏との出会いは, 今から 20 年前の 1975 年 2 月, 氏が工場長を務める Howmet 社の LaPorte 工場であった。

この 1975 年は, 第 4 次中東戦争「第 1 次オイルショック」による所謂「昭和 50 年不況」の最中で, 政府が狂乱物価, インフレ対策として実施した総需要抑制策の浸透で, 経済活動は停滞し, 電力, 航空需要も軒並み減退していた。私の訪問目的は, 氏が自ら市場開拓した, ソーラー社向けガスタービン用コンプレッサー翼の仕事の 1 部を当方の仕事に回して貰う事にあった。

その後もマラデイ氏とは, 家族ぐるみの交際が続いたが, 1991 年春, フランスのロアールでの会合の折り, オーステナル社の伝統を受け継ぐ現役最後の経営者とも言える氏に是非「ロストワックス鑄造技術とガスタービンとの出会い」を含め, 今まで携わって来たガスタービン用精密鑄造技術の現状と今後の展望について講演して頂けないかと依頼したところ, 親日家の氏から「喜んで!」の答えが得られた。

学会関係者のご尽力により, 氏が弊社の株主総会へ出席のため来日する機会をとらえ, 東京理科大での講演「From Teeth To Jet Engines」が実現した。

マラデイ氏が講演の最初に紹介した, 今では鑄物関係者にさえも殆ど知られていない「ロストワックス鑄造技術とガスタービンとの出会い」の物語を要約, 再現すれば以下の内容であった。

・ 1920 年代の初頭, 二人の人間の出会いから始ま

る。一人は Charles Prange, GE 社の Schenectady に勤務する技師。もう一人は義兄の Reiner Erdle, ドイツ系移民の歯科技工士で NY 市で歯科用品の個人商店を開き, 金の合金と蠟型—石膏鑄型の組合せの鑄造による義歯の製作法の改善に励んでいた。義兄の仕事に興味を持ったプランジーは GE 社を退職し, 義兄の事業に参加。二人は 1926 年, NY 市で Austenal Laboratory の名で義歯整形所を設立。プランジーは古代から美術品の鑄造法として知られるロストワックス法の応用に尽力し, 造型工程を改善した。

- ・ 高価な金の合金に代わる, 安く, 加工性が良くしかも人体に無害な合金を求めていた所, たまたま熱狂的なボクシング・ファンのアードルがクリーブランドでの世界ヘビー級チャンピオン, デンプシーの試合を見に行つての帰りに立ち寄った金属見本市のヘインズ・ステライト社のブースで工作機械用切削工具材料, 50%のコバルトを含むステライト#21 と出会う。その切削実演で灼熱後も尚, 金属光沢を失わない, この新合金に魅せられたアードルは, 早速 2 個を買い求めて持ち帰り, 1 個を分析, 他の 1 個を溶解して義歯の留め金に整形してテストし, 良好な弾力性, 対磨耗性, 人体への無害性, 金より格段に安価等の利点を確認。その後この Co, Cr, Mo, Ni を含有する合金は, “バイタリウム”と命名, 特許となり, 義歯整形合金として今日でも広く使用されている。
- ・ この合金の溶解温度が高いため, 鑄型材料の石膏はもはや使用不能。プランジーは調査の結果イギリスから入手した珪酸塩の見本を基本にして改良を加えて, このコバルト合金の鑄造に最適な粘結耐火材料を作り出した。

かくして, バイタリウム合金の義歯鑄造の記事は医学雑誌にも広くとり上げられ, その結果 1936 年には, 交通事故で負傷した婦人の人工

(平成 7 年 9 月 22 日原稿受付)

骨頭の材料としても整形外科の分野でも認められるに至った。(同じ組成が現在の AMS-5385)

- ・第2次世界大戦下の米国では、戦闘機や爆撃機が敵の対空砲火を避けて高空を飛行するのに必要な過給機の開発が急務であった。GE社のLynn工場でも耐熱合金開発のプログラムがニッケル合金を含め、鍛造、機械加工で進められており材料強度では満足な結果は出ていたが加工時間やリードタイムに大きな問題を抱えていた。

- ・オーステナルの casting 法について知っていた、克つての GE 社の友人達がプランジーに接触し、GEの開発プロジェクトへの参加をもちかけた。

オーステナル側は GE の求めに応じ、タービン翼鑄型を4個とテストバー鑄型1個、計5個の鑄型を造り、それに GE が支給するニッケル合金材料をオーステナルで鑄造することで同意。この実験の重要性を感じたオーステナルは、型割れ不良を考慮して、5個の注文に対し6個の鑄型を準備していたが、5個すべての鑄入がうまくいった為、GE に対し、残った鑄型にはバイタリウムを鑄入したい旨提案。テストの結果、6種の鑄造品の内、GE 社が捜し求めていた金属特性をもつ合金は、バイタリウムだけであることが判明。

- ・最終的に GE 社は、バイタリウムの組成に金属特性改良のための変更を加え、第2次大戦中に実に3,500万枚ものタービン翼が生産された。またオーステナル社の鑄造技術は当時開発途上にあった各種耐熱合金の成形、評価の為の手段を提供すると共に、その後開発された X-40, WI-50 等の材料がガスタービン・エンジンに採用される上でも重要な貢献をなした。GE 社で設計製造された軸流ターボジェット・エンジンの1号機のタービンとコンプレッサー用には、ロストワックス鑄造技術でのバイタリウム合金製動翼、静翼が使用された事も甚だ興味深い。

以上の様に、68年前を振り返ると、ジェットエ

ンジン技術の発展過程における重要な技術「タービン動翼、静翼の精密鑄造技術の揺籃期」を見る事が出来るが、その技術の進歩、発展には色々ユニークな「出会い」があり、それぞれ重要な役割を果たした事実には大変興味深いものを感じる。

一方、わが国におけるロストワックス鑄造技術は、戦後の1950年頃のPB-Reportによる紹介に始まり、生産としてのガスタービン翼での採用は、石川島芝浦タービンや新潟鉄工（英国ナピア社との技術提携）での過給機用が最初であろう。

航空機用の分野では、1964年にIHIでのT-58エンジンの国産化で、小松製作所が米国ハウメット社との技術提携による真空溶解鑄造精密鑄造動翼、一体鑄造ノズル翼を生産ベースで納入したのが、国産ロストワックス鑄造技術と日本でのガスタービン・エンジンとの最初の出会である。

爾来、幾多の耐熱鑄造用合金、真空溶解・鑄造技法、セラミックシェル・中子技法、結晶粒制御技術（単結晶、一方向凝固、細粒化等）や関連する生産技術、設備の進歩、設備の大型化等と共に長年に亘ってロストワックス鑄造技術は、ガスタービン構成部品の製造法として、ガスタービンの進歩、発展に多大な貢献をしてきた。しかしながら、ロストワックス鑄造工程ではロボットの採用などの装置の機械化、品質管理技法の導入が進められて来たが、それでもいまだに人間の手作業が残存し、工程内にも数多くの変動要因を抱え、製品歩留まりの向上に関しては数多くの難問題を持つプロセスである。

1926年、Austen Laboratory を設立し、その後の「ロストワックス鑄造法とガスタービンとの出会い」の演出者、R. W. Erdle と C. H. Prange の偉業を知り、現代のガスタービンに使用される複雑な内部空気冷却孔を有する SC, DS 翼や薄肉・複雑形状の一体鑄造品を手にして「高付加価値製品」や「質の物造り」を考える時、機械や設備に依存したシステムからは出て来ない、人間の「チャレンジング・スピリッツ」や「感性」による創造力の重要性を感じ、今後のガスタービン用ロストワックス鑄造品のさらなる発展に期待したい。



特集「最近のスーパーアロイにおける プロセス・加工技術の進歩」

特集号発刊にあたって

東京電機大学 宮 地 敏 雄

ガスタービンの性能向上は各種の材料の進歩・発達に依存するところが大きい。したがって、ガスタービンの研究・開発に従事するものは常に材料に関する情報に注目する必要がある。

本学会誌でもガスタービン用材料に関する記事を、かなりの割合で掲載しており、材料に関する特集号として、平成3年12月号に「材料・新素材」を発刊している。その特集号は、材料・新素材総論、耐熱金属、セラミックス、複合材料、金属間化合物および傾斜機能材料をとりあげた、非常に盛りだくさんの内容のものであった。その特集号によって当時のガスタービン用材料に関する最新の情報が、幅広くもたらされたと考えている。その後、材料に関する特集号は発刊されず、平成6年12月号の「小型セラミックガスタービン」小特集号にセラミック材料に関連する記事が掲載されたほかは、材料関係の記事が途絶えていた。

一方、この間の数年間にもタービン動翼、ノズル、タービンディスクなどの高温、高強度部品用の材料とその加工技術に関する研究・開発は着実に進められていたが、それらの研究・開発および実用化についての最新の情報は本学会誌にほとんど掲載されていない。また、材料そのものについての解説記事はあっても、加工技術に関する記事はきわめて少なく、昭和59年6月号に「製造技術」特集があるのみである。

編集委員会では以上のような経緯を考慮し、今回は「最近のスーパーアロイにおけるプロセス・

加工技術」に焦点を絞った小特集号を企画することとした。本小特集号ではスーパーアロイのプロセス・加工技術の進歩（総説）を始めとして、溶製、精密鑄造、粉末冶金、鍛造などの各種材料プロセス及び加工技術の解説を掲載することとした。そして本特集テーマに関係の深い耐熱コーティング技術およびスーパーアロイの評価技術の解説を加えた。これらの記事によって最近のスーパーアロイ関連の技術の全貌が理解されると考えられる。

幸運なことに、今年度の編集委員会には三井造船(株)の出川 通 委員をはじめ、この方面に精通された方が揃っていたので、企画の立案、執筆者の選定ならびに執筆依頼を順調に進めることができた。執筆をお願いした方々には、御多忙中にもかかわらず御快諾いただき、非常に充実した記事を作成していただいた。誌上を借りて深く感謝する次第である。小生は形式的には本特集号の主担当編集理事なのであるが、本号に関する実務を小生はほとんどやっていない。それにもかかわらず、発刊まで漕ぎつけてしまった。ちょうど3年前の「材料・新素材」特集号のとき、同じ立場で非常に苦労したときと比較すると、まことに幸せな主担当編集理事であった。これも 菅 進 編集委員長をはじめとする編集委員の皆様のご協力によるものと感謝している。

本特集号が学会員の皆様のご期待に添えることを確信して巻頭言を終える。

ガスタービン用スーパーアロイの プロセス・製造技術の進歩

三菱重工業(株) 河 合 久 孝

1. まえがき

世界的にエネルギー需要増加の中、地球環境保全、省資源、省エネルギーに関する技術開発が推進されており、産業用ガスタービンはこれらの中心的役割りを担うものとして注目され、研究開発が国内外で鋭意なされている。ガスタービンの熱効率率はタービン入口ガス温度（以下 TIT と称す）に大きく依存している。図1 はジェットエンジンと比較して当社の産業用ガスタービンの TIT, 熱効率及び出力の推移を示したもので、TIT はジェットエンジンとの差はなくなりつつあり、現状 1350°C であり、近い将来 1500°C になるものと予想される⁽³⁾。このようなガスタービンの TIT の上昇は主にガスタービン高温部品、すなわち燃焼器、静翼及び動翼に関する冷却構造とそれに使用される材料の改良・開発により達成されて来た。

一方、出力については図1に示すとおり高温化とともに著しく大出力化が進み、大容量ガスタービンでは単体出力 200 MW 級となり、このような高効率・大容量ガスタービンを用いた 700~1500 MW 級の高効率コンバインドプラントが運転さ

れている⁽⁴⁾。高温化に加え大容量化に伴ない高温部品、ディスク等の大型化が必要となり、製造面での技術開発も重要となって来た。ここでは、産業用ガスタービンに使用されるスーパーアロイのプロセス・製造技術の進歩について解説する。

2. ガスタービン用材料に要求される特性と現用材料

スーパーアロイのプロセス・製造技術の進歩について述べる前に、ガスタービン用材料に要求される特性と現用材料についてまず述べる。

ガスタービンの高温部品に要求される特性を表1に示すとともに、代表的な材料を表2に示す。

タービン動翼は最も苛酷な条件下で使用される部品であり、クリープ破断、熱疲労、高サイクル疲労といった高温強度特性がまず要求され、高温強度の高い Ni 基スーパーアロイが使用され、IN 738 LC が最も一般的に使用されている。

タービン静翼は動翼に比べ熱的条件は厳しいものの要求されるクリープ強度は格段に低く、Co 基スーパーアロイでも十分に使用できる応力であり、GE 社系、三菱-W 社系では Co 基スーパーアロ

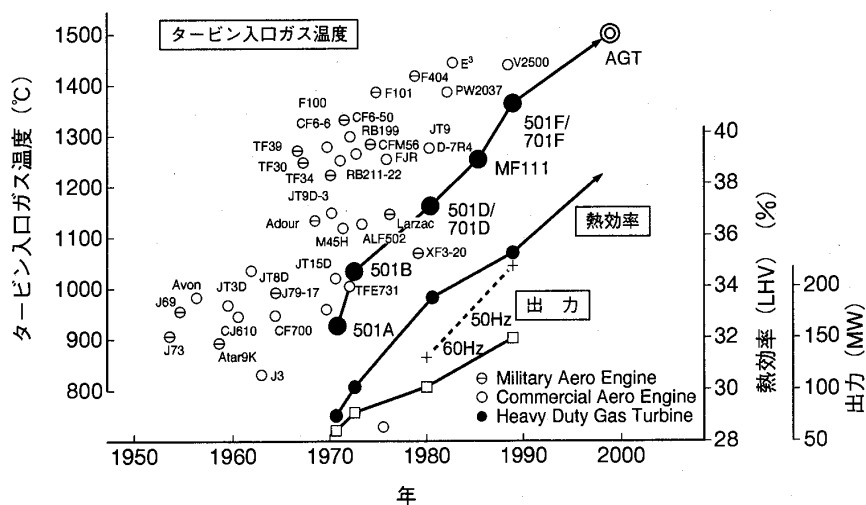


表1 ガスタービン高温部材に要求される特性

部 品		要求される特性
タービン	動 翼	クリープ強度、クリープ破断強度、熱疲労強度、高サイクル疲労強度、耐高温ガス腐食性、靱性、高温組織安定性、鍛造性（鍛造合金）、 鋳造性（鋳造合金）
	静 翼	熱疲労強度、クリープ強度、耐高温ガス腐食性、高温組織安定性、溶接性、鋳造性（鋳造合金）
燃 焼 器		耐高温ガス腐食性、クリープ強度、熱疲労強度、高温組織安定性、高サイクル疲労強度、溶接性、 板金加工性、高融点
ディスク		クリープ強度、クリープ破断強度、熱疲労強度、高サイクル疲労強度、靱性と降伏強度（中心部）、 鍛造性

イを使用しているが、欧州系ではNi基スーパーアロイを主に使用している。Co基スーパーアロイの使用上のメリットは鋳造性、溶接性、耐食性が優れている点である。しかし最近の高温ガスタービンでは静翼と言えども、高いクリープ強度が要求されNi基スーパーアロイがCo基に代り実用されだした。

燃焼器材には高温強度、耐食・耐酸化性の他、板金加工性、溶接性が要求され、Ni基スーパーアロイ Hastelloy X が多用されている。

タービンディスク材の外周部ではクリープ破断、熱疲労等の高温強度が、中心部では靱性、降伏強さ等が要求される。タービンディスク材にはCrMoV、NiCrMoV 鋼等の低合金鋼、12%Cr 系

表2 タービン動・静翼、燃焼器及びディスクに使用されている主な材料と製造方法

部 品		材 料 名	製造方法
タービン	動 翼	IN792, GTD111, MGA1400, MM002, MarM247	精密鋳造
		Udimet520, Udimet720, IncoX-750	精密鍛造
	動、静翼	IN738LC, René80, Udimet500, IN939	精密鋳造
	静 翼	X-40, X-45, FSX414, Ecy768, LCN155, GTD222, MarM509, HGTN2	精密鋳造
燃 焼 器		Hastelloy X, HA188, L605, RA333 C-263, Inconel617, Tomilloy, Incoloy800	圧 延
ディスク		Inco718, Inco706, A286, Discaloy CrMoV, NiCrMoV, 12Cr	鍛 造

鋼、A 286, Discaloy, INCO 706 等の Fe 基スーパーアロイ、INCO 718 等の Ni 基スーパーアロイが使用されている。

3. ガスタービン部品素材の製造プロセス

図2に主要ガスタービン部品素材の製造プロセスを示す。表2に示した精密鋳造動・静翼では原材料とスクラップ/リバート材を適切な割合で真空誘導溶解（以下 VIM と称す）により精錬後、再溶解用インゴットを作り、これを例えば約 $\phi 100 \times 1000$ mm 程度のメルティングストックに鋳造する。これを部品の必要量に小割りし、真空雰囲気あるいは大気中で部品に精密鋳造する。

一方、スーパーアロイによる鍛造品あるいは精密鍛造品は、精密鋳造動・静翼同様、VIMによる

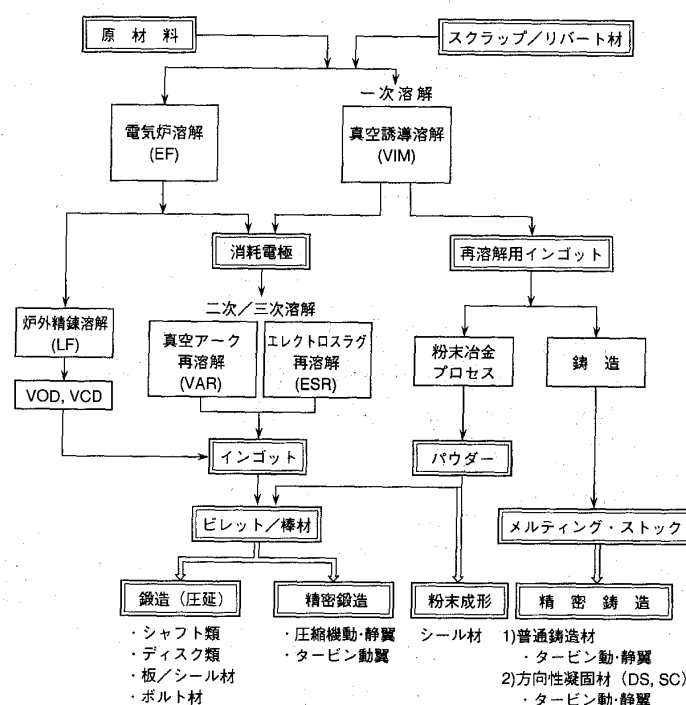


図2 ガスタービン主要部品素材の製造プロセス

1次溶解後、真空アーク再溶解（以下VARと称す）あるいはエレクトロスラグ再溶解（以下ESRと称す）による2次溶解によりインゴットを作り、これから鍛造によりビレットを作り、その後精密鍛造又は鍛造により製造される。Fe基スーパーアロイ INCO 706 によるディスクのようにトリプルメルト（VIM+ESR+VAR）によりより均一で健全なインゴットを使用し、製造される場合もある⁽⁷⁾。

又、低合金鋼による鍛造品あるいは精密鍛造品では、一般に電気炉溶解（EF）後、炉外精錬（LF）、VOD（Vacuum Oxygen Decarburization）あるいはVCD（Vacuum Carbon Deoxidation）後、インゴットを作り、これからビレットを経て鍛造される。

4. 主要製造技術

4.1 溶解技術

溶解技術として、前述のとおり、VIM、VAR及びESRがあげられる。これらの特殊溶解は不純物元素、介在物、偏析の少ない、均一で健全な材料を作ることを目的としている。

VIMは1920年代その原形が開発されたもので、1950年代にスーパーアロイの溶製に適用されだし、急速に発展し、スーパーアロイの開発に大きく貢献した。すなわち活性な元素であるAl、Tiの多量添加を可能としNi基スーパーアロイの高温強度に最も寄与する γ' 相 $\{Ni_3(Al, Ti)\}$ の多量析出により、図3に示すとおりクリープ破断強度が向上した。又、不純物元素、ガス成分の除去が

可能で、よりきれいなマスターメタルの溶製が出来、材料強度向上に大いに寄与している。

鍛造合金での再溶解としてVAR及びESRが前述のとおりなされるがVARは1949年米国で、ESRは1954年ソ連で開発された技術であり、これにより、インゴット組織の均一性、不純物元素、介在物の一層の低減がなされる。VARとESRの特徴を図4に示す。

不純物元素のスペック値の変遷を表3に示す。各不純物元素の影響が明らかになるにつれ、スペック値が厳しくなっている。これらの不純物元素の機械的性質に及ぼす影響度は図5に示すとおり、材料により異なる。これらの不純物元素のうち蒸気圧の高いPb、Bi等は真空精錬中に除去され、S等はスラグ反応に除去されるが、これらにより除去され難い不純物元素については原材料を厳選する必要がある。

	VAR法	ESR法
原 理	10⁻²~10⁻³Torr - 消耗電極と溶鋼間アークによる溶解、滴下 - 水冷モールド内積層凝固	- 大気または不活性ガス雰囲気 - 溶融スラグのジュール熱による消耗電極の溶解、滴下 - 水冷モールド内積層凝固
特 徴	- 脱ガス - Al、Ti等活性元素の酸化抑制 - 凝固組織の均一化	- 脱硫、脱酸 - インゴット肌滑らか - 大型介在物の低減 - 凝固組織の均一化
概念図		

図4 VAR法及びESR法の原理と特徴

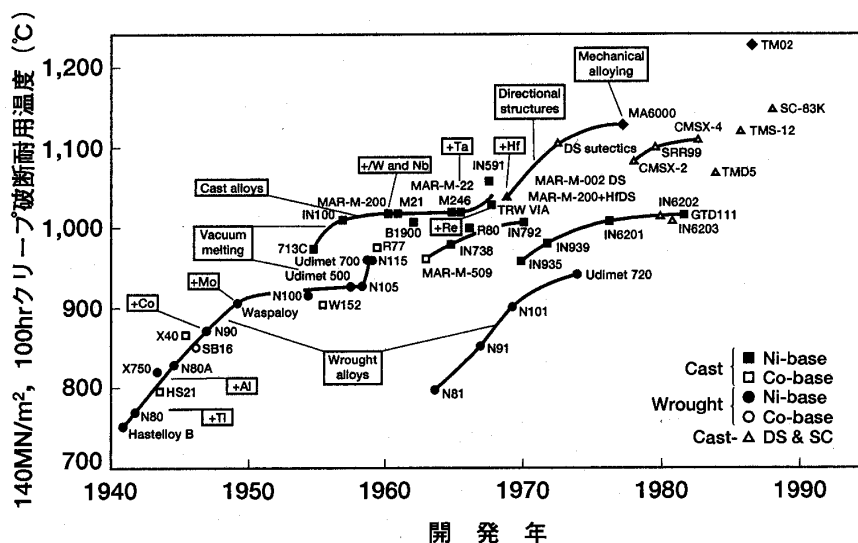


図3 ガスタービン用超合金の開発過程⁽⁶⁾

表3 不純物元素のスペック値 (ppm)⁽⁸⁾

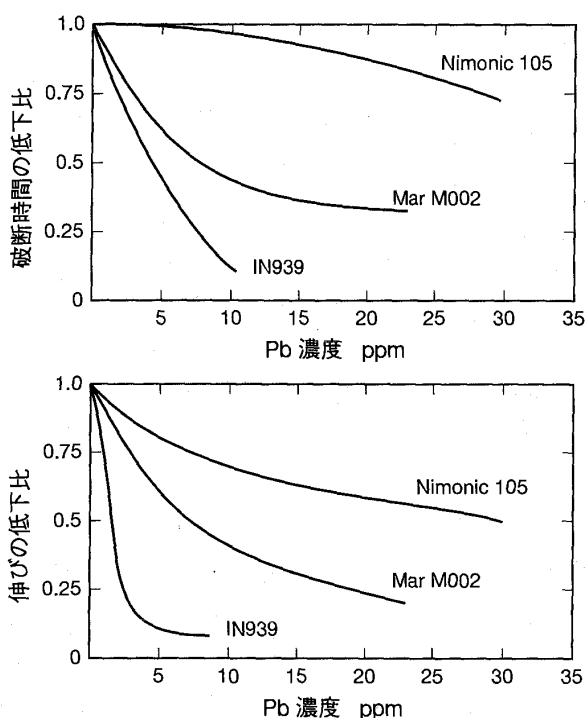
元 素*	1970	1972	1973				1982	1983†
			A†	B†	C†	D†	E†	
Ag	10	5	50	5	NS	10	~0.2	0.1
As	100	25	50	25	NS	20	2-6	5
Bi	1	1	0.5	1	0.5	1	0.1	0.1
Cu	500	NS	NS	NS	NS	NS	2-230	NS
Pb	10	10	5	10	10	10	1-0.4	0.25
Sb	25	25	50	NS	NS	NS	~0.3-1	1
Se	100	10	5	10	3	5	0.2-0.7	1
Te	5	3	0.5	3	NS	5	0.1-0.7	0.5
Tl	3	3	5	3	NS	5	0.1	0.2

* S and P are not usually specified but are generally 25 and 50 ppm, respectively.

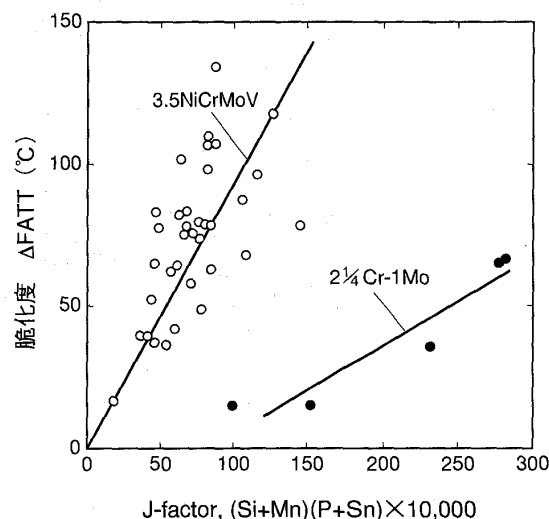
† Manufacturers A, B, C, D, E.

‡ Reporting limits.

NS not specified.

図5 各種 Ni 基スーパーアロイのクリープ破断性質に及ぼす Pb の影響⁽⁸⁾

一方、ディスク材として使用される CrMoV, NiCrMoV 低合金鋼は前述のとおり、1次溶解後 LF+VCD (又は VOD) により溶製される場合が多い。これにより約 400°C 以上の高温での長時間使用過程で脆化を引起す P, Sn 等の不純物元素や Si, Mn を低減できるので、脆化は著しく低減できる。なお、脆化度は一般に J ファクター $\{(Si+Mn) \times (P+Sn)\}$ により図 6 に示すとおり評価されている。このような Si, Mn 及び不純物元素の少ない鋼はスーパークリーン鋼と呼ばれ、ガスタービンディスクあるいは蒸気タービンロータに実用されだした。

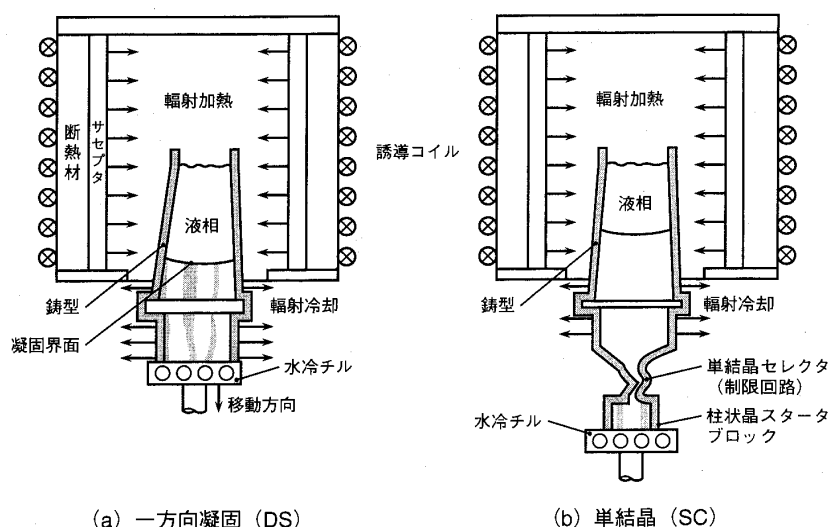
図6 焼戻し脆化に及ぼす化学成分の影響⁽⁹⁾
(ステップ・クール脆化試験結果)

4.2 鑄造技術

通常のスーパーアロイはランダムな結晶方位を持った多数の結晶粒から成っており、高温使用での破壊の多くは主応力方向に対し直角方向の結晶粒界で生じている。そこで主応力方向の粒界を無くすることによる特性向上が考えられ、欧米において 1960 年代後半から一方向凝固 (以下 DS と称す) や単結晶 (以下 SC と称す) 合金が検討され始めた。これが飛躍的性能向上へとつながり結晶制御の始まりである。代表的な DS 合金と SC 合金の化学成分を表 4 に示す。化学成分上の DS 合金の特徴は Hf が 1% 前後添加されていることで、Hf 添加は高温での延性を増し、翼鑄造時の粒界割れを防ぐのに有効である。

一方 SC 合金の化学成分上の特徴は C, B, Zr, Hf 等の粒界強化元素が添加されていないことである。これらの元素を無くすることで初期溶融温度を高くすることが出来るので、溶体化温度を高くして、高温強度に寄与する微細な γ' 相の均一析出を図ることが出来る。第 2 世代 SC 合金では Re が 3% 程度添加され、第 1 世代 SC 合金より約 30°C クリープ破断強度が優れている。

DS 翼の製造方法には各種あるが、商用としては図 7 に示す高速凝固法が実用されている。底のない鑄型を水冷銅板上に設置し、鑄型加熱炉により鑄型を合金の融点以上の温度に加熱後、別の炉で合金を溶解し、溶湯を鑄型に注入後、鑄型を下方に引下げる。水冷銅板からの伝熱と鑄型からの

図7 DS と SC 翼の製造方法⁽¹⁰⁾

輻射冷却によって溶湯は冷却され、柱状晶が成長し、DS 翼が得られる。

一方 SC 翼の作り方も DS 翼の場合と基本的には同じであるが、鋳型の下段にセクター（制限回路）を設けた鋳型を使用するのが一般的である。スタータブロック内に並んだ多数の柱状晶の中から1個の柱状晶をセクターにより取り出し、成長させ、SC 翼をつくる。

DS 翼は20年以上前より、また SC 翼は10年以上前よりジェットエンジンには実用されている。ガスタービンにおいても最近、DS 翼はGE社の9000 EC、F 形ガスタービン、三菱のMF 111,701 F 形ガスタービン等の1段動翼に実用されだした^{(11),(12)}。一方、SC 翼はSiemensのV 84.3 A ガスタービンの1,2段動翼として使用される計画がある⁽¹³⁾。このようにガスタービンではジェットエンジンに比べDS 翼、SC 翼の実用化が遅い理由は使用条件以外にコストと翼の大きさから来る製造の難しさがある。すなわち大型のDS、SC 翼を製造するにあたっては、1500~1600°Cと言った高温で小型翼に比べ長時間保持されることから来る次に述べる製造上の難しさがある。

- ① 鋳型・中子材料の高温強度が問題となり、鋳型割れによる湯もれの発生、寸法精度確保の困難さ。
- ② 鋳型・中子材料と合金との反応による材料強度の低下、欠陥の生成。
- ③ 合金元素の偏析による材料強度への影響。
- ④ 鋳造欠陥の発生のし易さ。

しかしながら TIT の高温化に伴ない DS 翼、SC 翼が要求され、近い将来ガスタービンにも多用されるようになって考えられる。例えば TIT 1500°C級ガスタービンの開発ではDS 翼と高性能 TBC の研究が鋭意なされており^{(1),(3)}、図8に示す大型DS 動翼、静翼（出力230 MW 級）が試作評価され、良好な結果を得ている。さらに図9に示す出力130 MW 級のガスタービンの大型SC 翼が試作評価されている⁽³⁾。

ガスタービンの高効率化、大容量化が進み、冷却構造の複雑な大型の精密鋳造翼が必要となり、高度な鋳造技術が要求されている。しかし、非常に厳しい条件下で使用される動翼は複雑な冷却構造となり、しかも大型化するため鋳造合金特有のポロシティや偏析などが発生しやすく、材質がばらつきやすい傾向にある。このため、化学成分、鋳造方案、鋳造後の処理などによりこれらのポロシティや偏析などを少なくし、材質を改善して精密鋳造翼の信頼性向上が図られている。

一方高温等圧プレス（Hot Isostatic Pressing, 以下 HIP と称す）は被処理製品を図10に示すとおり高温下で、アルゴンなどの不活性ガスを媒体として等方的に高圧に加圧することにより、組織の均一化と高密度化して材質を改善する方法であり、粉末冶金製品については早くから利用されているが、精密鋳造翼への適用も図られている。HIPによりポロシティが消滅しクリープ破断強度、高サイクル疲労強度が増加し、精密鋳造翼の信頼性が格段に向上している⁽¹⁴⁾。なお、HIP 技術は拡散

接合,長時間使用材の材質回復にも適用されている。

4.3 鍛造技術

従来のガスタービンのタービン動翼には鍛造動翼が使用されているが, TIT が高い高温ガスタービンでは, それは精密鑄造翼に置換わっている。したがって高温ガスタービンの主な鍛造品としてはコンプレッサ及びタービンディスクがある。

ガスタービンの大容量化に伴ない, コストと製造性の面から低合金鋼や 12%Cr 鋼などのフェライト系材料が使用されている。しかしガスタービンの構造にもよるが, 高温化に伴ないディスクのメタル温度が上昇し, スーパーアロイが使用され

ているものもある。良好なディスク材を得るためには前述の手法により健全で良好なインゴットを用いて十分な鍛錬が必要である。

スーパーアロイの変形抵抗は低合金鋼のそれに比べ大きく, 大容量ガスタービンのディスクを鍛造するためには大容量のプレスが必要となる。国内での最大プレス容量は 10,000 ton クラスであり, 自由鍛造となるが, 海外では INTERFORGE 社 (仏) に図 11 に示すような 65,000 ton, WYMANNGORDON (米) には 50,000 ton の大容量プレスがあり, 型鍛造されている例がある。

鍛造時の変形抵抗の問題を解決する方策として, 合金粉末を用いて, 微細結晶を有するビレットを製造し, これを超塑性現象を利用した恒温鍛造法 (Gatorizing Process) があり, ジェットエンジン用ディスクの製造に適用されている。しかし, ガスタービンではその使用条件がジェットエンジンほど厳しくなく, 又コストも従来の鍛造ディスクより高いため恒温鍛造は適用されてはいない。

4.4 コーティング技術

ガスタービンの高温化を図るため冷却構造の改善とより高温強度の優れたスーパーアロイの使用に加え, 燃焼器には早くから使用されている遮熱コーティング (以下 TBC と称す) がタービン動翼, 静翼の高温ガス通路面に従来の耐食・耐酸化コーティングに変わり実用されだした。これによりメタル温度を 50~100 °C 低下できる。TBC は遮熱を目的とするセラミックス層とセラミックス層と母材との密着性, 耐食・耐酸化性向上を目的とした金属結合層の 2 層構造で, セラミックス層

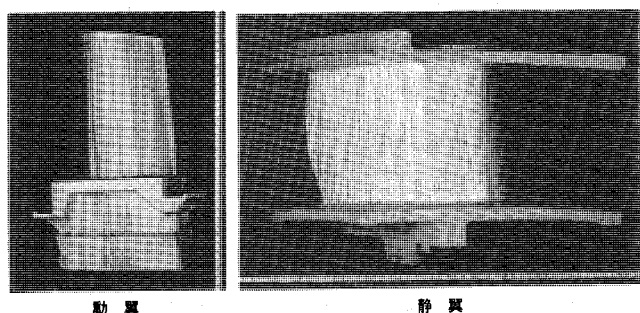


図 8 ガスタービン用大型 DS 翼⁽¹⁾

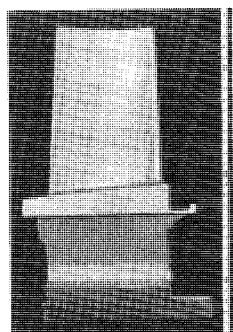


図 9 ガスタービン用大型 SC 翼⁽³⁾

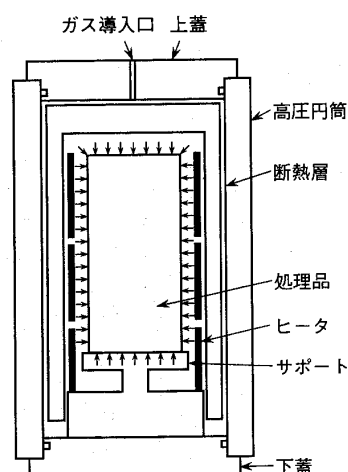


図 10 HIP の概念図

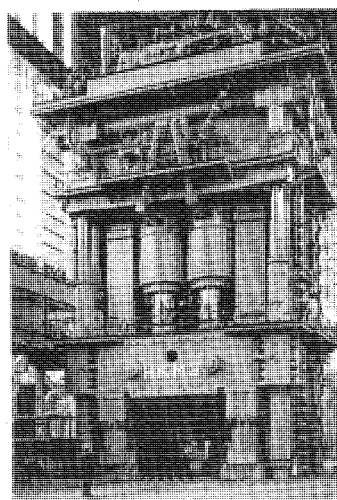


図 11 INTERFORGE 社の 65,000 ton プレス⁽⁷⁾

は大気プラズマ溶射（以下 APS と称す）により $ZrO_2 \cdot MgO$ 系と $ZrO_2 \cdot Y_2O_3$ 系が、また金属結合層は低圧プラズマ溶射（以下 LPPS と称す）により $MCrAlY$ (M; Ni, NiCo, Co) が一般に溶射されている。 $ZrO_2 \cdot Y_2O_3$ の耐用温度は $ZrO_3 \cdot MgO$ より高いため、今後 $ZrO_2 \cdot Y_2O_3$ の適用が多くなると思われる⁽¹⁸⁾。TBC を施行した動・静翼外観を図 12 に示す。

EB-PVD（電子ビーム・物理蒸着）法による TBC は従来の APS 法によるそれより耐久性が優れており、ジェットエンジンでは実用されている。今後ガスタービンにおいても高温化に伴ない EB-PVD 法による TBC が適用されるものと思われる。

ガスタービンでは多様な燃料が使用出来ることが特色の 1 つであり、ガス燃料（LNG、コークス炉ガス、高炉ガス等）、液体燃料（軽油、重油等）が使用されている。燃料及び吸気から腐食性成分（S, V, Na, Cl 等）が混入し、著しい高温腐食が生ずる場合がある。これに対処するため、各種コーティング材料（Al, Cr, AlSi, PtAl, MCrAlYX 等）、施工法（溶射、拡散浸透、蒸着、複合処理等）が検討され、実用されている。今後粗悪燃料の有効利用の観点より、さらに優れた耐食コーティングの開発が要求されるものと考えられる。

又、ガスタービンでは耐摩耗コーティングを必要とする部品が多くあり、 Cr_3C_2 , WC 等が各部に使用されているが、使用条件にあったコーティング材料、施工法の選択が重要である。

4.5 機械加工技術

最近の冷却翼は精密鑄造翼に放電あるいはまたレーザ加工により、多数の冷却孔が加工されてい

る。レーザ加工は放電加工に比べ加工時間が短く能率的であるが、母材への熱影響、ミクロき裂がやや大きい傾向にある。TBC 施工後冷却孔を加工するにあたっては TBC は絶縁材であるため放電加工は出来ずレーザ加工となる。一方 TBC 施工前であればレーザ加工、放電加工とも適用できる。

DS 翼及び SC 翼に研削、レーザ、放電加工後溶体化処理を行っても再結晶は生じない。しかし、精密鑄造品で一般に行われている砂落としのための強いブラストは加工度が大きいため、ブラスト後の溶体化処理により再結晶層が生成し、高温強度に悪影響を及ぼすことがある。したがって、熱処理条件、熱処理時期と再結晶挙動は十分検討の上決められる必要がある。

4.6 その他の技術

溶解、鑄造、鍛造、コーティング及び機械加工技術について述べたが、この他の主な製造技術として機械的合金化技術、金属粉末射出成形技術、接合技術等がある。

機械的合金化技術は INCO 社で開発されたもので、合金あるいは金属粉末と微細な ($200 \text{ \AA}$) 酸化物 (Y_2O_3) 粉末を図 13 に示す高エネルギーボールミル中で、混合、粉碎を繰返すことにより均一に酸化物粒子が分散した合金粉末が出来、これを成形、焼成して合金を製造する。このようにして製造された合金を酸化物分散強化型（以下 ODS と称す）合金といい、代表的合金の化学成分を表 4 に示す。前述の DS 合金及び SC 合金は、いずれも基本的にはその高温強度を γ' 相に依存しており、高温使用により γ' 相が粗大化し、強度低下を招くので、使用限界温度は約 900°C とされている。これに対し、この ODS 合金は高温強度を上述の微細な酸化物により得ており、高温でも安定で優

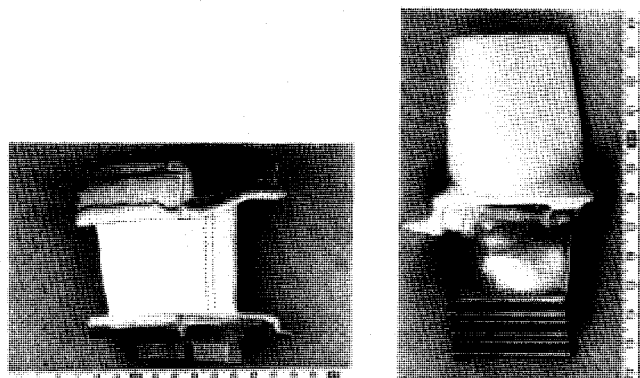


図 12 TBC 施工した動・静翼の外観

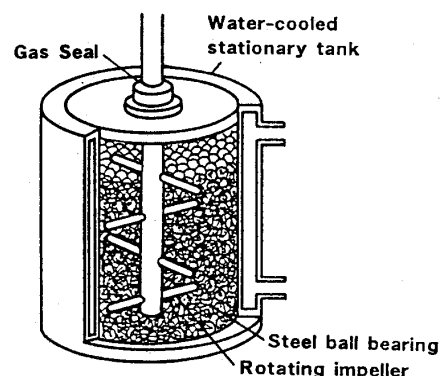


図 13 高エネルギーボールミル⁽¹⁶⁾

表4 結晶制御合金の化学組成例⁽⁵⁾

区分	合 金	Cr	Co	Mo	W	Ta	Ti	Al	C	B	Zr	Hf	Ni	その他	備 考
DS 合金	Mar M200+Hf	9	10	-	12	-	2	5	0.14	0.015	-	1.5	Bal.	1Nb	PWA 1422
	Mar M247LC	8	9.5	0.5	9.5	3	0.8	5.6	0.07	0.015	0.015	1.4	Bal.		Martin
	Rene150	5	10	1	5	6	4	5.5	0.06	0.02	0.02	1.5	Bal.	3Re, 2.2V	GE
	IN6203	22	19	-	2.0	1.1	3.5	2.3	0.15	0.01	0.1	0.75	Bal.	0.8Nb	INCO
SC 合金	Alloy454	10.0	5.0	-	4.0	12.0	1.5	5.0	-	-	-	-	Bal.		PWA 1480
	PWA1484	5.0	10.0	2.0	6.0	8.7	-	5.6	-	-	-	0.1	Bal.	3.0Re	PWA
	CMSX4	6.2	9.5	0.6	6.5	6.5	1.0	5.5	-	-	-	0.1	Bal.	3.0Re	Cannon Muskegon
	SRR-99	9.0	5.0	-	9.5	2.9	2.2	5.5	-	-	-	-	Bal.		Rolls Royce
	Rene N5	7	8	2	5	7	-	6.2	-	-	-	0.2	Bal.	3Re	GE
	SC16	16	-	3.0	-	3.5	-	3.5	-	-	-	-	Bal.		ONERA
ODS 合金	MA956	10.0	-	-	-	-	0.5	4.5	-	-	-	-	-	74Fe, 0.5Y ₂ O ₃	INCO
	MA754	20	-	-	-	-	0.5	0.3	0.05	-	-	-	Bal.	1.0Fe, 0.6Y ₂ O ₃	INCO
	MA6000	15	2.0	4.0	-	2.0	2.5	4.5	0.05	0.01	0.15	-	Bal.	1.1Y ₂ O ₃	INCO

れた高温強度を有している。ODS合金は一部ジェットエンジンの静翼，燃焼器に使用されている程度で適用例は少なく，ガスタービンにはまだ適用されていない。

金属粉末射出成形技術は金属部品製造法として近年注目され，電子機器部品等に実用されている。ガスタービンにはシール板等小物部品が多数あり，従来機械加工，精密鑄造等により製造されていた部品がこの手法で効率よく製造されている。また接合技術については活性拡散接合，レーザ溶接，電子ビーム溶接等があり，今後一層多用されると思われる。

5. あとがき

スーパーアロイのプロセス・製造技術の進歩と題して，ガスタービン部品のうち，高温部品，ディスク等の製造プロセスと，これらの部品を製造するにあたっての主要製造技術について概要を述べた。これらの技術はガスタービンの高温化，大容量化にあたって必要不可欠な技術であり今後とも発展させなければならないと考える。そしてこれらの技術を適用した信頼性，経済性及び地球環境保全性の点でより一層優れたガスタービンの開発が期待されるところである。

参考文献

- (1) S. Amagasa et al., J of Engineering for Gas Turbine and Power, 116 (1994-9), 597
- (2) 枝廣ほか，三菱重工技報，2-9 (1991-1)
- (3) M. Sato et al., ASME Paper 95-GT-407 (1995)
- (4) 相沢，日本機械学会 [No.95-35] 講演会教材 ('95.6.23, 地域温暖化抑制対策に資する高効率複合サイクル (ACC) 発電システム)
- (5) 河合，ターボ機械，23-9 (1995-9) 534
- (6) W. J. Molloy, Advanced Materials & Processes, 10/90, 23
- (7) D. Rayne, 11 th International Forgemasters Meetings, Terni/Italy (1991-6-11) IV. 3
- (8) M. Melean et al., Metals Technology, 11 (1984-10)
- (9) 石黒ほか，まてりあ，33-1 (1994), 29
- (10) 正木ほか，石川島播磨技報，34-3 (1994-5), 192
- (11) 河合ほか，三菱重工技報，31-4 (1994-7), 270
- (12) R. Farmer, Gas Turbine World (Sept.- Dct., 1994), 28
- (13) P. Johnson, Diesel and Gas Turbine World Wide, (Jan.-Feb., 1995), 10
- (14) 河合ほか，三菱重工技報，20-2 (1983-3)
- (15) 河合，溶射技術，13-1 (1993), 38
- (16) U. A. Tracer et al., Powder Met. 24-1 (1981), 37
- (17) 高橋，工業材料，39-12 (1991-9), 43
- (18) S. M. Meier et al., ASME Paper 92-GT-203 (1992)

スーパーアロイにおける最近の溶製技術の進歩

三井造船(株) 出 川 通

1. はじめに—スーパーアロイ溶製技術の流れ

ガスタービン材料に対する要求は年々厳しくなっているが、過去の耐熱材料開発の歴史はタービン入り口のガス温度の高温化に伴う耐熱度の高い合金の開発にあったことは良く知られている。

高温材料開発の歴史を見るとタービン入り口ガス温度の高温化にともなって、新組成合金の開発と真空溶解技術の発展で対処してきた。この時代は1950年—60年代ごろまでが全盛であったといえる。

設計側のニーズは高出力、高効率を求めてさらに高温側にシフトした。これに対応したのが新合金開発の頭打ちに伴うプロセス技術の進歩であり、新たな視点での材料開発である。この代表例はスーパーアロイの方向性凝固処理によるDS合金と単結晶合金や粉末冶金技術によるMA合金など70年代、80年代に花開いたプロセスイノベーション時代であり、その実用化への試みは現在に至っている。このようにスーパーアロイの材料開発はいずれもタービンの高性能化のキー技術として大いに貢献してきた。

一方では材料に対する理論的な強度、寿命などに関する研究がすすみ、実際の寿命との大きな落差が問題になって来ている。このことは材料開発者にこれまでと別のアプローチの必要性を示している。すなわち材料の靱性と信頼性を上げることが結果的に材料の使用限（強度、寿命）を上昇させることが明らかになり、このために清浄（クリーン）な合金溶製技術の開発が急務であることが判明した。

このような背景のもとで、最近の材料開発の主流は「チャンピオンデータ」を求めるものから「材料の信頼性」を求めるものに変化している。言葉を変えれば「欠陥のない（クリーン）」なマスターインゴットの出現は「寿命予測が出来る材料」の

出現を示唆し、既存材料の見直し時代の到来といっても良い。

本稿では、ガスタービンのキーマテリアルであるスーパーアロイの溶解・精錬プロセスについて、主として米国のジェットエンジン材料の溶製技術の進歩を通じて紹介した。特にクリーンなスーパーアロイについてその意味、クライテリア、介在物除去のメカニズム、具体的な溶解方法の進歩などの現状を解説する。

2. スーパーアロイ中の欠陥とクライテリア

2.1 スーパーアロイのクリーン化への考え方

クリーンな合金の定義は、破壊の発生が決して材料中の非金属介在物（以下介在物という）などの欠陥から起こらないような高品質な合金材料をいう⁽¹⁾。この様な「無欠陥」合金においてはサンプルから確度の高い寿命予測が可能であり、不測の破壊などを避けることが出来る。航空機用エンジン等における回転体部品では設計のクライテリアは破壊や疲労の理論値に近ずいている。このことは僅かの欠陥でも重大な事故をおこしうる状況にあるといえ、材料仕様の管理を超えた高度な製造プロセス管理の発想が必要になる。

既存のスーパーアロイをクリーンな材料とすることで材料のバラツキが減れば、設計者にとっては新しい合金を開発した以上の効果が得られるわけである。このことは新組成合金開発の頭打ちの現状で、設計側の要求を満足する手段として出てきた当然の回答ともいえる。すなわち「いかに高強度の材料を得るか」の解決法として「いかに安定した材料を得るか」となり、その具体化が「いかに信頼性のあるクリーンな合金を得るか」に置き変わったのである。ここでいう「クリーン化」の効用例としては図1⁽²⁾に示したように、材料の組成やチャンピオンデータは一緒でもそのバラツキが抑えられることにより、従来のA合金と同等の組成でもA'合金と「変身」し設計強度は大幅に

(平成7年9月22日原稿受付)

上昇する。金属材料においてこの目的を達成する最大のアプローチが「介在物を無くすプロセスの開発」であり、ここで述べる「クリーン合金製造法」である。

この「欠陥のないクリーン」な合金インゴットの出現は新しい材料開発の時代の到来といっても良いくらいのインパクトを米国の設計者に与えつつある⁽³⁾といわれる。最近のジェットエンジン材料の許容欠陥サイズは非破壊検査 (NDT) の検知能力以下となり破壊力学的に「無欠陥、クリーン」な材料が必要になって来ている。

「クリーン」な合金材料の問題は大別すると2つあり、それは許容欠陥サイズと頻度の捉え方という破壊力学的問題であり、また溶製段階でいかに欠陥—介在物と偏析の生成を防ぎ、除くことが出来るかという冶金学的問題である。以下ではその両者についてそれぞれの現状を解説する。

2.2 欠陥となる介在物の大きさ、分布

材料に対して何らかの悪影響を与える不連続、不均質な部分を欠陥と言うが、実際には欠陥とな

る大きさの定義はなかなか難しく、評価方法や設計ニーズによって材料中の欠陥は本当の欠陥になったりならなかったりする。

スーパーアロイ部材の破壊は欠陥である介在物が起点となって起こるが、一般にその大きさとして時効処理時に析出する炭化物の大きさ (5 ミクロン) を越えなければ欠陥とならないとされる。もっと正確にいうと疲労強度データからは有害介在物の大きさはアロイ 718 クラスで結晶粒径に比べて充分小さいことが必要で数ミクロンから数10 ミクロン以下なら有害でなく、介在物同志の最小間隔は10 mm 程度が目処⁽⁴⁾であると言われている。

2.3 破壊力学的アプローチと機械的性質への適用

破壊力学的アプローチによって解決出来る問題としては、介在物の量と分布、サイズなどと破壊の諸因子と機械的性質の定量的関係である。スーパーアロイ中の介在物を対象にした各種の破壊力学的アプローチについては近年 Tien ら⁽⁵⁾が延性、低サイクル疲労寿命 (LCF)、疲労限度、亀裂進展

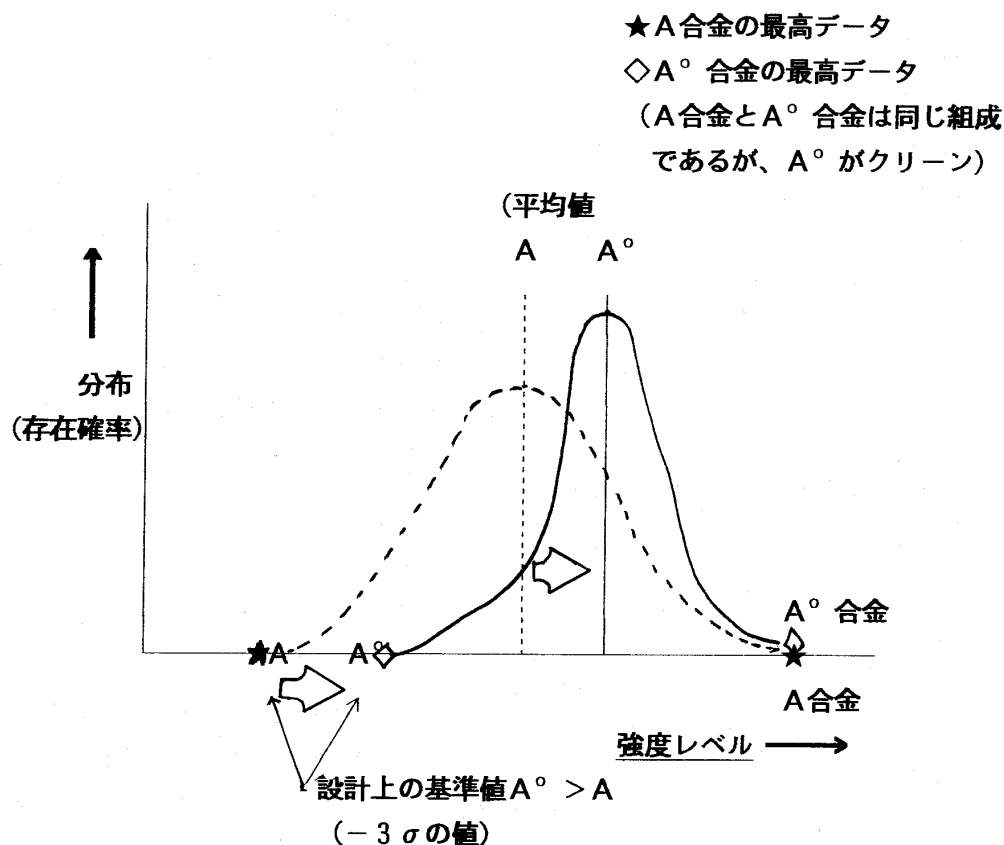


図1 クリーン合金開発の考え方イメージ
(A合金からA°合金タイプ合金の開発へ)

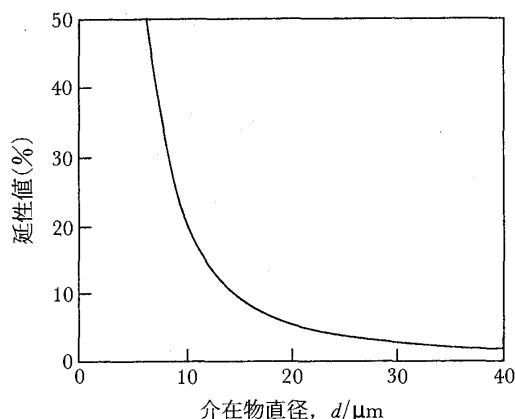


図2 延性と介在物直径の関係

速度と介在物サイズの関係について検討しておりその結果の一部を紹介する。介在物の半径と延性についての結果を図2⁽⁵⁾に示したが、延性には10ミクロン程度の介在物が大きく影響することが示されている。介在物の直径と疲労寿命との関係については図3⁽⁵⁾に示したが実際の経験事例と良く一致するといわれている。同様にして、疲労限度については介在物のサイズの僅かの減少により著しく向上することは、介在物数の減少によるクリーン化が非常に効果的なことを示している。

これらのアプローチを実際の設計のクライテリアに役立てるために活発な試みがされつつあり、タービン部品の寿命と許容介在物サイズは関連づけられてきている。しかし実用上はデータの絶対数が不足しており、今後はデータの蓄積が望まれることと、非破壊検査による検知能力以下の介在物の評価やサイズ、分布の仮定などが問題であるといわれている。

3. スーパーアロイ中の介在物の生成と除去

ガスタービン部材の寿命は介在物を中心とする欠陥と密接な影響があることは既に述べた。溶解・ castingプロセスに起因する凝固欠陥については他に解説⁽⁶⁾があるのでここでは欠陥として介在物のみをとりあげ、その成因と除去方法、定量的な評価方法について言及する。

介在物は溶湯中で生成したものと凝固時のものとに分けられる。後者は凝固法によりある程度制御可能であるが、前者は合金組成と溶解の条件に依存している。材料中の介在物を管理することは欠

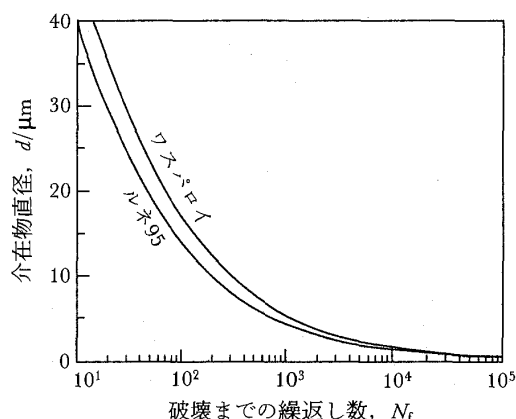


図3 スーパーアロイでの介在物直径と疲労寿命 (室温での伸びはワスパロイ: 37%, ルネ 95: 25%)

陥を無害化(除去)することであり精錬と凝固プロセスのコントロールが大切である。以下にこれら介在物の成因と対策について冶金学的立場から簡単に解説する。

3.1 酸素と酸化物系介在物

スーパーアロイ中における酸素の問題は構成成分中に Al, Ti 等の酸素と親和力が強い成分が多く含まれており下式に代表される反応にて介在物を生成することによる。



また一次溶解の真空誘導溶解(VIM)時には耐火材や原料、雰囲気からの汚染も考慮する必要がある。Ni 中での酸素と金属元素の平衡関係については計算されており、 Al_2O_3 は非常に安定であるが最近のスーパーアロイにおいては Mg や Ca, Hf 等がある程度添加する場合が多く、これらの酸化物は Al_2O_3 等との複合介在物となることもある。



特に Ni 基超合金の場合、酸化物系介在物は窒化物の核や各種介在物の接着材として働くこともあるといわれ注意が必要である。特に Ca や Mg の脱酸力は大変強いので数 PPM オーダーの存在で介在物となり注意が必要である。

3.2 窒素と窒化物系介在物

スーパーアロイ中にはTiが多く含まれている(0.2~5%)ことやタービンなどの回転部材において許容できる介在物やマイクロポロシテイの大きさ、量が極めて厳しく制限されているため他の材料には見られないレベルでの窒素の厳しい管理が必要である。熱力学的にはスーパーアロイ中での窒化物は下記の反応によって生成する。



図4⁽⁷⁾には各種のスーパーアロイにおける窒化物の平衡関係から計算した窒素の溶解限を示した。この反応では共存する元素としてクロムが最大の影響力を持っていることがわかる。脱窒の観点では現在、簡単で有効な除去手段が存在しないのが課題である。実際には原料からの混入をさけることや、窒化物になった分は機械的なフィルターを用いたり溶解温度の低下に伴う窒素の溶解度低下による放出を利用するなどの方法がとられる。

介在物の生成を防ぐためには材料仕様として窒素量の規定を「溶解限度レベル」として一つの基準とすることが考慮されている。ALLOY 718を例にとると図5⁽⁸⁾に示したように窒素レベルが40 PPM近傍で介在物は大きく凝集しはじめる。

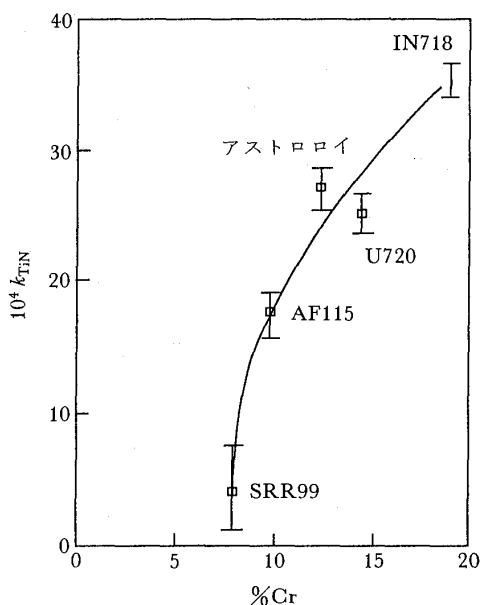


図4 スーパーアロイ中のTiN平衡値のクロム含有量依存性

凝集が起こると30~50ミクロンの巨大窒化物となり、極めて有害な介在物となるが、この時の窒素量は溶解限度とほぼ一致している。

3.3 硫黄と硫化物、残留マグネシウム

Ni基合金中の硫黄の影響は延性に対する粒界偏析による悪影響が知られている。鍛造用スーパーアロイの場合、靱性の観点でPPMオーダー以下の硫黄量が要求される場合が多くなっている。一方ではスーパーアロイにおけるMgやCaの添加は高温での延性を改善するとして知られている。その理由のひとつとして下式のようにMg, Caの化学量論的に十分な添加が硫黄を硫化物として固定し、結果として硫黄の偏析を防ぎ延性の低下を防ぐとされている。



最近の高熱源(電子ビーム、プラズマビームなど)溶解方法の発展にともない、添加したMgの歩留りが問題になってきた。すなわち高温や高真空下での溶解に伴うMg成分の蒸発とMgS介在物の析出の問題である。最近の研究によるとごく微量のMgでも凝固時の偏析効果で、これまで極低(5 PPM以下)硫黄のスーパーアロイではかなり少ないレベルのMgの残留で十分な延性が確保される見込みが判明⁽⁹⁾している。

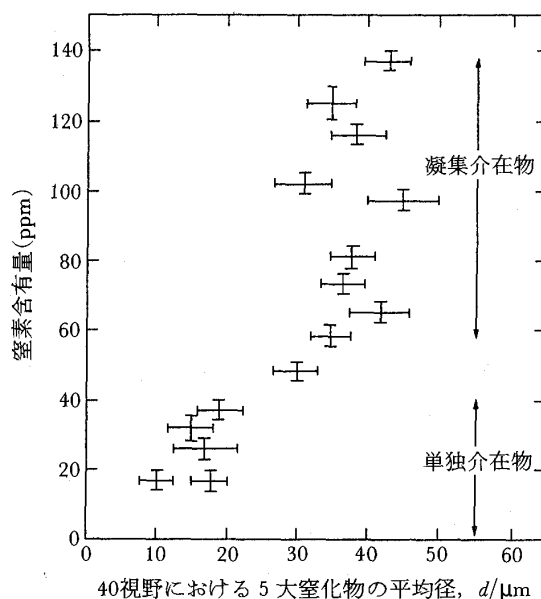


図5 ALLOY 718中の窒素含有量と介在物の大きさ

3.4 介在物の評価法について

スーパーアロイ、Ti合金のクリーン溶製技術と設計のクライテリアの確立のためには介在物をどのように定量化していくかが問題であるが、まだ100%信頼出来る方法はない。従来から非破壊検査方法として超音波、渦電流法や表面のマクロエッチング法が用いられているが、今後は材料のクリーン化に対応した新しい基準が必要になってくる。スーパーアロイ中の介在物の絶対評価には各種の試みがあり電子ビーム (EB) ボタン法が優れていると言われている。共通方法があるわけではなく各社それぞれに行われており、最近ようやくその重要性については認識されて共通評価の機運が出てきている。今後の課題は統計的なプロセスコントロールのためのテストの容易さ、サンプル採取方法の標準化、データベースの確立などである。

4. スーパーアロイ溶製技術の最近の進捗

4.1 現在の特種溶解技術について

スーパーアロイ溶製プロセスにおけるクリーン度の向上は粉末製造用、鍛造用を主な対象としたもので欠陥・介在物の減少による品質向上、長寿命化などを狙っている。

スーパーアロイの溶製方法については従来から真空誘導溶解 (VIM)、エレクトロスラグ再溶解 (ESR)、真空アーク再溶解 (VAR) など1950年代から実用化されている方法が現在でも主流である。これらの特種溶解技術はそれぞれ特徴があるので、概要を以下に示すがその詳細は多くの解説がある⁽¹⁰⁾のでそちらを参照願いたい。

VIMはスーパーアロイの真空精錬・溶解技術としてポピュラーなものである。高周波誘導炉を真空中で操業するもので耐火物容器内での均一攪拌及び脱ガス、不純物元素の蒸発除去、凝固時のガス汚染防止機能を持っている。現在では主に組成調整などの1次溶解法として使われる。

VARは母材を電極としてアークを発生させ、その熱で電極を溶解し水冷モールド内に連続的に滴下・凝固させるもので、脱ガス効果が大きい。この方法では凝固組織の制御もある程度可能で最近では偏析の少ない均質な組織が得られるようになってきた。

ESRはスラグ中に入れた母材を電極として、ス

ラグの電気抵抗加熱により溶解されVARと同様に連続的に水冷モールド中で凝固される。溶融スラグ中を断続的に通過する際にスラグ反応により脱硫、介在物除去が効果的に行われるが、脱ガス能力は劣る。

これらVARやESRは用途に応じて、VIMと組み合わせて2次溶解 (再溶解) 技術として用いられ、厳しい用途・仕様に対してはVIM/ESR/VARと組み合わせた3重溶解として使われることも多い。

4.2 クリーンな新しい溶解法について

クリーンなスーパーアロイを溶製する新しい技術はジェットエンジン回転部材用として開発されたものでコールドハース再溶解 (CHR) 法が挙げられる。この方法は水冷銅るつぼ中でスーパーアロイを高熱源の電子ビーム (EB) やプラズマアーク (PA) でとかし、水冷銅製の湯道 (コールドハース) を経由している間にTiNや Al_2O_3 等の介在物を浮上除去したのち鑄造してインゴットを得る方法である。この原理自体は良く知られていたが実際は大型の真空容器、ガン (トーチ) のデザインなど装置側の技術開発とクリーンスーパーアロイのニーズが相まって進展してきた。

熱源としてはEBとPAの二つが挙げられるが、最近では安定な連続操業性と大型ガン (熱源) の開発が進んでおり実用化されつつある。いずれの場合も凝固はVAR、ESRに較べて制御可能で凝固時の欠陥の発生を防ぐことも可能である。現在ではエンジンメーカーの認定も得られつつある。

4.3 電子ビームコールドハース再溶解法 (EBCHR)

長年にわたり電子ビーム溶解法は耐火金属等の特殊な溶解に用いられてきたがコールドハース法として再デビューしたのは最近のことである。その理由は巨大なガンのデザインが難しかったことと、大型の真空容器 (チャンバー) について不安があったことによる。最近この双方について大きな進展が見られ、図6⁽¹¹⁾に装置の概要を示したが最近ではEBCHMは3300KW、5ガンのものが稼働しているという。

もともと電子ビームを用いた少量溶解方法は金属材料中の介在物同定方法としても知られていた方法で、介在物を除去するには理想的な方法であ

ることは明らかである。この方法ではビームの都合で溶解容器のなかを高真空にする必要があるが脱ガスの促進などで不純物元素の除去にも役立つ。一方ではNi合金中のCrとかチタン合金中のAlなど蒸発しやすい元素の組成コントロールや、炉内のメンテナンスの問題などを生じている（選択的に蒸発しやすい）。この対策としては予め蒸発量を知り、これら元素を多く添加しておくことが必要でスーパーアロイの一部や量産品種ではこの対策が成されている。この方法は以上述べたように

メリットが多く実績を積みつつあり、この精錬効果を従来の方法と比較したものを表1⁽¹²⁾に示したがその著しい効果が認められる。

4.4 プラズマアークコールドハース再溶解法 (PACHR)

プラズマ熱源は従来から溶接や小さい規模の溶解、溶射コーティングなどの熱源に用いられているが、コールドハース溶解用としては丁度電子ビーム法の発展と呼応して近年著しく進歩してきている。図7⁽¹¹⁾には最近のPACHR炉として4トーチ

表1 各種溶解方法における合金の清浄度

合金/プロセス	最大介在物直径 (μm)	酸化物量 (ppm)	主要酸化物組成 (EDS)	分析方法
R95				
VIM	264	2.3	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/VAR	163	2.8	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/PM/EXT ^(a)	147	2.9	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/ESR	102	0.6	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/EBCHR ^(b)	158	0.5	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/EBCHR ^(c)	23	0.2	Al	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
IN718				
VIM	666	2.9	Al, Si, Ca	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/VAR	281	1.4	Al, Ca	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/ESR	68	0.6	Al, Si, Ca	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
VIM/EBCHR ^(c)	37	0.1	Al, Si, Ca	SEM/EDS/IA ⁽¹⁾
メル76				
VIM	>508	8.9	Hf, Al ⁽²⁹⁾	湿式分析 EMPA/IA ⁽²⁾
VIM (Filter)	—	2.0	—	湿式分析 EMPA/IA
VIM/EBCHR ^(b)	180	0.25	—	湿式分析 EMPA/IA
VIM/EBCHR ^(c)	132	0.14	—	湿式分析 EMPA/IA
VIM/EBCHR ^(d)	81	0.03	—	湿式分析 EMPA/IA

(a) 粉末焼結/押し出し法 (c) CHにおける堰1個 (1) EB単独溶解
(b) CHにおける堰なし (d) CHにおける堰2個 (2) EB2重溶解

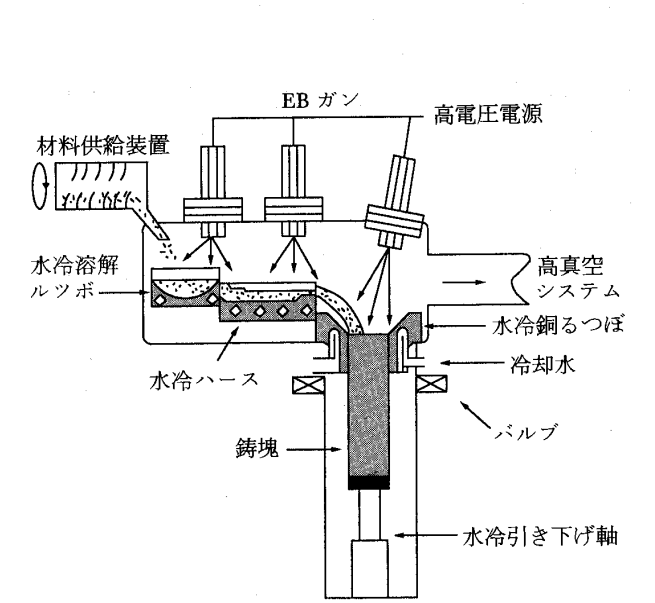


図6 電子ビームコールド溶解 (EBCHM) 炉

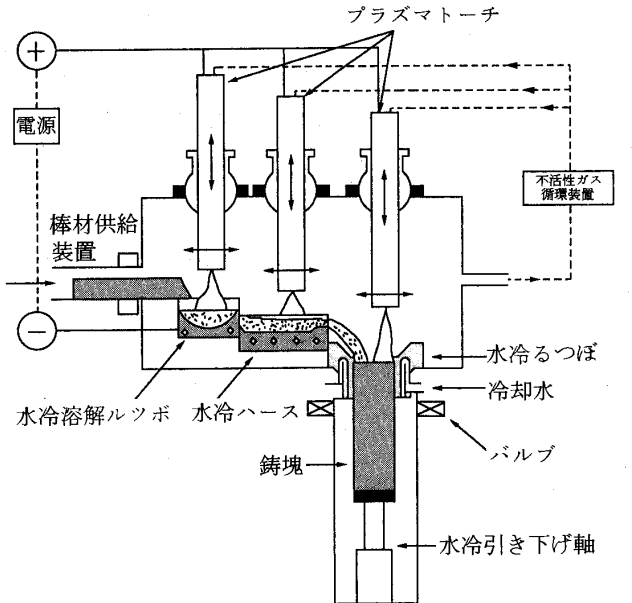


図7 プラズマアークコールドハース溶解(PACHM)炉

式の2.2 MWの商用炉の概要を示したがEBと異なる点は真空雰囲気ではなく、不活性ガス(Ar, He)中でPAを熱源に使うことである。このことは特定元素の組成変動が少なくスクラップを使って手軽な溶解が可能であること、チャンバー内のメンテナンスなどが容易などが利点となっている。また最終インゴット製造時に電磁攪拌が可能なることにより、結晶粒の微細化作用が効率的になされ鍛造用の素材としても特徴があるのが得られる。問題点としてはガンの寿命の短さや大型化、ガンの移動のコントロールなどであったが、ほぼ最近では解決されつつあり実用に近づいている⁽¹³⁾。

5. おわりに—スーパーアロイ溶製における今後の課題

最先端分野においては材料技術の差が効率や安全性を支配してきているといわれている。現在、産業用ガスタービンではそこまでではないが、今後の高性能化に伴い、いずれ同様の観点での検討が必要となると思われる。本項ではジェットエンジン関連材料に関して米国で行われている研究開発アイテムを参考⁽¹⁴⁾にして今後のスーパーアロイ技術の方向を展望する。

(1) 破壊力学的アプローチによる材料評価

設計のクライテリア、寿命予測の確立のためには破壊力学をツールとして介在物を考慮したモデルの効果が確認されつつある。今後の問題としてクラックの発生時期、寿命予測、欠陥サイズ、欠陥の分布、再現性などに対する材料側と設計側との共通のデータベースの確立が課題である。

(2) 溶製プロセスにおけるクリーン度の向上と凝固解析

欠陥、介在物の減少による品質向上、長寿命化

などである。具体的な方法についてはVIM, VIM + FILTER, ESR, VAR からEBCHM, PACHM などへと溶製技術は進歩しているが、まだ完全に確立されているとはいえない。特に介在物の除去については、かなり解明されてきた。今後は凝固偏析に関する検討を進めることが課題である。

(3) NDE プロセスの確立

酸化物介在物のNi基超合金中の評価ではEBボタン法はプロセスコントロールに使える可能性があり、再現性、定量性に威力があることが判明している。今後は統計的なプロセスコントロールのツールとしてテストの容易さ、サンプル採取方法、データベースなどの確立が課題である。

参考文献

- (1) 例えば, Mitchell, A., 他1名, Proceedings of High Temperature Materials and Alloys for Power Engineering, in Liege (1990), 1665
- (2) 出川, バウンダリー, (1995-2), 19
- (3) Mitchell, A., Private Communication
- (4) 例えば, Tien, J. K., Proceedings of the Conference—Electron Beam Melting and Refining State of the Art, (1983), 6, Bakish.
- (5) 傳田, バウンダリー, (1992-9), 2.
- (6) Mitchell, A., J. Vac. Sci. Technol., A 5 (1987) 2672.
- (7) Mitchell, A., Superalloy 1988, (1988), 407, TMS-AIME
- (8) Mitchell, A., Superalloy 718—Metallurgy and Applications, (1989), 1, TMS-AIME
- (9) Cockcroft, S. L., 他4名, Superalloy 1992 eds, S. D. Antolovich, (1992), 577, TMS-AIME
- (10) 例えば, 中山, 特殊鋼, 42-12 (1993), 7
- (11) Sears, J. W., Journal of Metals, March, (1990), 17
- (12) Bakish, R., 1st International SAMPE Metals Conf. (1984), 37
- (13) Schlienger, M. E., ほか2名, Proc. MRS (1990), 1
- (14) 出川, 日本金属学会報, 30-9 (1991), 763

精密鑄造技術の進歩：結晶制御技術・微細結晶技術など

石川島播磨重工業㈱ 太田 芳雄
〃 中川 幸也

1. はじめに

精密鑄造法は、機械加工では作り得ない様な中空複雑形状部品や難加工材を金属溶湯から最終形状まで一度に成形を可能とする省資源・省エネルギー加工技術である。本稿で述べる大半はインベストメント（ロストワックス）法と呼ばれる精密鑄造法およびその応用技術で、機械的性質に優れた寸法精度の高い高品質の鑄物を提供できる鑄造法でガスタービンのタービン翼、自動車用過給機のインペラー製造等に欠くことのできない技術である。

ガスタービンの場合、動翼にはニッケル基超耐熱合金が、静翼にはニッケル基あるいはコバルト基の超耐熱合金が主に使われている。副題で与えられた結晶制御技術とは結晶粒の形状、方位や合金元素の分布状態などをより良く制御しようとするもので、合金組成の設計、製造あるいは加工方法、熱処理などの組み合わせにより達成される。以下に①超耐熱合金の製造技術の発展経緯、②セラミック・シェル・モールド法、③結晶粒微細化技術および④一方向凝固技術について、そのプロセスや特徴について概要を述べる。

①超耐熱合金の製造技術の発展経緯、②セラミック・シェル・モールド法、③結晶粒微細化技術および④一方向凝固技術について、そのプロセスや特徴について概要を述べる。

2. 超耐熱合金の製造技術の発展経緯

超耐熱合金の製造技術の発展経緯を表1にまとめて示す。超耐熱合金（スーパーアロイ）は耐酸化性があり、高温で高応力に耐える合金のことで、ASMの定義では『比較的強度が高く、耐食性を有する高温材料として開発された合金で、その基本的組成は周期律表のⅧ属元素のFe, CoおよびNiからなる』としている。航空機用のジェットエンジンの運転温度（タービン入口温度）はすでに1,400℃を超えているため、最近では超耐熱合金のうちニッケル基が高温・高負荷にさらされる主要部品に多用されている。

ニッケル基超耐熱合金の製造技術上の第1のエポックとしては表1に示した1950年代半ばの真

表1 超耐熱合金の製造および材料技術の進展

年 代	製 造 技 術	材 料 技 術
1940年代	大気溶解法 大気鑄造法 ソリッドモールド法	炭化物析出および固溶強化合金 (Hastelloy C) (Vitaliumなど)
1950年代	真空溶解法 真空鑄造法	γ'析出強化型合金 (IN713C)
1960年代	セラミック・シェル・モールド法(*) 結晶粒微細化技術(*) 一体型鑄造部品化技術	Ta&W添加型合金 (B1900, Rene' 80) 相安定化合金(IN100) 耐高温硫化腐食合金(IN738)
1970年代	一方向凝固技術(*) HIP技術	Hf添加型合金 (Mar-M200)
1980年代	単結晶化技術(*) 大型構造部品化技術	粒界強化元素除去合金 (Alloy 454, N4) ハヴザグ, ケース(IN718)

(平成7年9月7日原稿受付)

空溶解法の導入が挙げられる。ニッケル基超耐熱合金の強度向上は γ 相の固溶強化と同時にAl, Tiなど活性金属元素の多量添加で達成された。すなわち、ニッケル基の強度向上は γ' 相[金属間化合物 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$]の析出強化によって強度向上が成されている。この γ' 相は母相の γ 相と同じ面心立方結晶構造を有し、母相との整合性が良く、高温に長時間さらされても凝集・粗大化しにくい特徴を持ち、ニッケル基には不可欠である。鍛造合金の場合には γ' 相体積率の増加につれて熱間加工性の低下等のため、 γ' 相体積率が40%以上では鍛造が極めて困難となった。一方、鋳造合金では成形上の制約を受けないため γ' 相体積率を増加させることができ、体積率65%付近で最高強度に達し、そのため鍛造合金を凌駕している。

しかし、このような普通鋳造合金の場合でも、さらに強度向上を図ろうとすると相反して延性の低下、高温使用中の組織不安定性や鋳造性の低下等の不具合を生じ、強度的にも頭打ちの状態になった。

そこで、第2のエポックとして、この限界を打破する方法として、一方向凝固法が1960年代半ばに考案^{(1)~(3)}され、1970年代に至って技術的に開発・利用され始めた。すなわち、タービン翼での破壊の起点が長手方向の負荷応力軸に直交する結晶粒界にあることから、結晶粒界応力軸に平行、すなわちタービン翼の長手方向に結晶粒界を揃えることを意図したものである。

さらに、1975年の熱処理に関する研究⁽⁴⁾によってクリープ強度は微細 γ' 相の析出により著しく

影響を受け、固溶化熱処理温度を高めて共晶 γ' 相を固溶し多量の微細 γ' 相を分散析出させることが有効であることが分かった。そこで、固溶化熱処理温度を高めるために粒界強化型元素(B, ZrおよびHfなど)を除去できる単結晶専用の超耐熱合金が開発され、1980年代になって単結晶タービン翼が実用化の時代に入った。

次節以降では表1の*印をつけたセラミック・シェル・モールド法、結晶粒微細化技術、一方向凝固技術および単結晶技術の主に加工プロセスの概要を述べる。

3. セラミック・シェル・モールド法

インベストメント（ロストワックス）法は基本的にソリッド・モールド法とセラミックス・シェル・モールド法の2種類があるが、ガスタービンのタービン翼はセラミックス・シェル・モールド法で作られている。そのプロセスのフローを図1⁽⁵⁾に示し、流れ図に従いその概要を説明する。

- ① 金型の組立て
- ② インジェクションマシンによるろう模型の製作、冷却空気通路のある空冷タービン翼を作る場合には、あらかじめセラミックス製の中空子を金型に納めてから、ろうをインジェクションしてろう模型を作る。
- ③ 次に、多数個のろう模型をろう製の湯口棒に取付け一群に組み立てる。組み立てられたろう模型はツリーとかクラスターと呼ばれる。
- ④、⑤ このツリーに耐火物をコートする。耐火物のコートは、まずスラリー（泥漿状の耐火物）中にツリーを短時間浸漬し、ツリーの表面

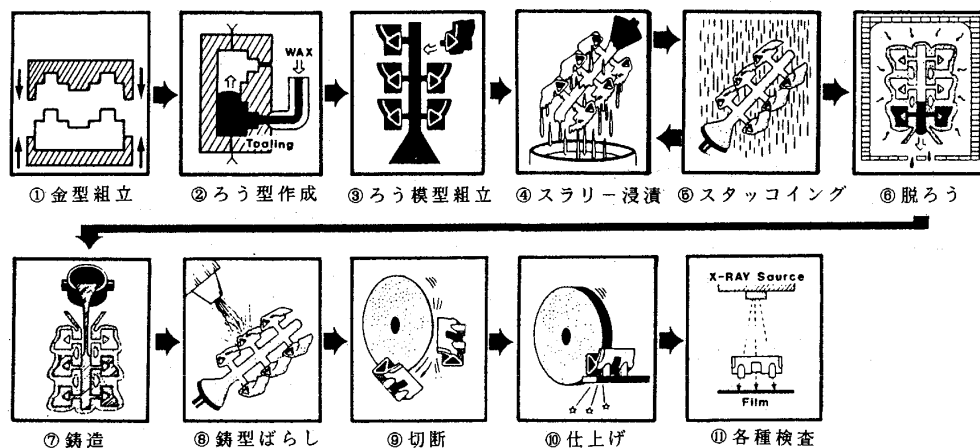


図1 インベストメント法による鋳造品の製造プロセス

にスラリーを付着後、それが乾かぬうちに細粒の耐火物粒を全面に付着させる。

この作業をスタッコイングとかサンディングと呼ぶ。常温で乾燥後、この作業を5~7回程度繰り返しコート厚みを4~8 mm程度にする。大きなタービン翼ではコーティング回数を増やしコート厚みを10~12 mmにする。スラリーの液状粘結剤にはコロイダル・シリカやエチル・シリケートが使われ、耐火物にはジルコン、ムライト、アルミナ、熔融石英などが使われる。またスタッコ用の耐火物には同様にジルコン、ムライト、アルミナ、熔融石英のほかシャモットなどが使われる。

- ⑥ 十分に常温乾燥してコーティング層に強度を持たせてから、脱ろうをする。脱ろうはオートクレーブかショックヒート炉の中で急速に加熱して短時間で行う。脱ろうが終わるとコーティング層だけが残りシェル状の鑄型ができる。この鑄型を高温で焼成して十分な強度を持たせる。

この様にして作られた鑄型をセラミック・シェル・モールドという。

- ⑦ 次に鑄型を高温に保持して熔融金属を鑄込む。ニッケル基では真空溶解鑄造が使われる。
⑧、⑨ 鑄込んだあとノックアウトマシンで鑄型を壊し、高速切断機で湯道を切り落として、湯口系と鑄物を分離する。

(また、空冷タービン翼の場合、鑄ぐるみされたセラミックス中子にはオートクレーブを用い、アルカリ水溶液中で化学的に溶解除去する。)

- ⑩ 鑄物は仕上げられた後、熱処理を行う。
⑪ X線による内部検査、蛍光探傷による表面検査、寸法検査、組織検査など検査工程にまわされる。

4. 結晶粒微細化技術

タービンプレードの結晶粒界を微細化し、しかも結晶粒度を揃えることによって普通鑄造組織よりも高温性質を向上させることができる。組織の細粒化は強度を向上させ、しかも靱性を損なわない強化法として採用される。結晶粒の微細化処理をしない場合には粗粒な等軸晶となる。結晶粒を微細化する方法⁽⁶⁾には次の様なものがある。

- (1) 鑄型内で溶湯が乱流を起こすような湯口設計をする。この理由は第1に鑄造品に運ばれた溶湯の温度勾配を低めること、第2に凝固中の樹枝状晶の端片を切断し、それを結晶核にできるためと考えられている。

結果として鑄造品キャビティに運ばれる溶湯は多くの結晶核を有しており、しかも均一な温度となっているため微細結晶がしやすい状態になる。

- (2) 核生成触媒を溶湯に添加する。
(3) 鑄型壁にあらかじめ核生成触媒を添加しておく。これには次の様な方法がある。

(イ) 金属酸化物を配合したスラリーでろう模型をコーティングする。金属酸化物の核種は鑄込金属によって変える。かなり多量に配合しないと効果を発揮しない。

(ロ) 金属酸化物を配合したスラリーでろう模型をコーティングした後、模型を作り鑄造前に高温の鑄型キャビティの中にトリクロルエチレンあるいはヘプタンなどを注入し、第1層目の金属酸化物を金属に還元する。金属酸化物としては鉄、コバルト、ニッケル、マンガン等が使用されるが、金属酸化物の種類は鑄込金属によって選択する。

スラリーへの配合量は1~5%程度である⁽⁷⁾。

(ハ) アルミン酸コバルト(CoAl_2O_4)あるいはけい酸コバルト(Co_2SiO_4)を配合したスラリーでろう模型をコーティングする。アルミン酸コバルトおよびけい酸コバルトの配合量は1~20%程度である^{(8),(9)}。

- (4) 鑄込み後、溶湯が凝固するまでに鑄型に微小振動を与える。
(5) 鑄込温度と鑄型温度の適正な関係を見つけ凝固速度を調整する。方法としては鑄込温度を下げるものが採用されるが、鑄込温度を下げると湯回り不良を生じやすくなるので鑄型温度を上げる必要がある。

以上の方法の中には技術的にも未確立のものや、若干の技術的問題を含んでいるものもある。例えば、上記(1)項の場合には乱流によって表面積の増えた溶湯が湯道のガスと接触し酸化皮膜となり、非金属介在物の巻き込みの可能性がある、(2)項の方法では熱的に安定で、溶湯と比重の近似したも

の、濡れ性が良く、合金と結晶構造の類似したものなどを選ぶ必要があり、同時に機械的性質に悪影響を及ぼしてはならない。IN 738 LC の実験例によれば Ni_3Al , Ni_2Al_3 , ZrC , NbC および B を核種として用い、 Ni_2Al_3 の場合にその効果が発揮されたとの報告⁽¹⁰⁾もある。この場合の結晶粒サイズは、無添加の場合の 8 mm 程度から 0.5 mm 程度に細粒化している。

これ例外の方法にも形状化の制約を受けるが、2, 3の方法がある。VAR の改良法で Special Metals 社で開発された VADER 法⁽¹¹⁾は水平に相対する電極間にアークを飛ばし、半熔融状の溶滴を滴下し、微細な結晶粒を得る方法で中空、円盤等に casting 可能で P/M の代替を意図した方法である。また Howmet 社では GRAINEX 法から、それを改良し Microcast-X 法を開発⁽¹²⁾した。この方法の特徴は通常の casting よりも casting 温度を下げ、合金の液相線のわずか 10°C 程度の直上で casting することで細粒化を得る方法であるが、casting 後のミクロポロシティを除去するため、その後に HIP による熱間静水圧加圧処理および熱処理を行って使用する。この場合結晶粒は 0.1 mm 程度と細かくかつ一様であるので引張強さを上げ、回転破壊の安全性を増し、疲れ強さのバラッキを大幅に縮小させることができる。この方法でタービン・ブリスクや、1.5 m 径のハウジング、ケーシングを従来の鍛造と溶接構造物に代替しようとしている。一般に、細粒化はクリープ破断強さを下げるため中温域部品に最適である。

5. 一方向凝固技術

一方向凝固技術には結晶粒の形状、分布から一方向凝固柱状晶と単結晶組織の 2 種類がある。鋳型内に casting された金属が凝固するとき、鋳型面と接触している全ての面から凝固が同時に始まり、内部に向かって進行する。結晶の成長方向は鋳物表面に対して垂直に向く。最終的には多くの結晶粒を持つ多結晶体が通常の鋳物の casting 組織である。

一方向凝固柱状晶組織化は鋳型内に casting された金属の凝固を制御して、凝固方向を一方向のみにすることによって得られる。すなわち、一面からのみ冷却し、他の面は加熱して他面からの凝固が生じないようにすれば、柱状晶が冷却面に垂直方向に成長する。

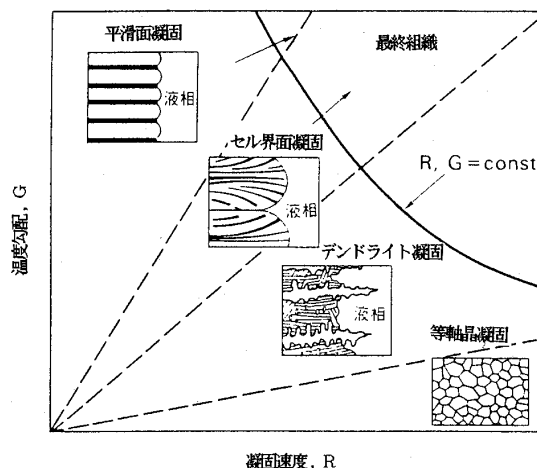


図2 凝固組織と温度勾配および凝固組織の模式図

一方向凝固柱状晶組織のタービン翼を作る場合は、タービン翼の応力軸方向に対して垂直な面から凝固を開始して、柱状晶を応力軸方向に成長させるのである。

一方向凝固の成否は、主に鋳型内で凝固が進行する際の固液界面の温度勾配 (G) と凝固速度 (R , 固液界面位置の移動速度) に依存している。 G/R がデンドライト凝固組織となるように G と R を制御しながら凝固を進行させる。図2は平面凝固, セル界面凝固, デンドライト凝固, 等軸晶凝固になる傾向を温度勾配 (G) と凝固速度 (R) との関係で模式的に示したものである。デンドライト凝固であっても温度勾配と凝固速度が大きくなるほど微細組織となる。

経済的かつ良好な一方向凝固を達成するためには温度勾配 (G) の増大が不可欠である。種々の専用炉の開発がなされてきたが、その主なものに

- (1) 発熱鋳型法
- (2) PD (Power Down) 法
- (3) 高速凝固法 (HRS: High Rate Solidification)
- (4) LMC (Liquid Metals Cooling) 法
- (5) EFG (Edge-defined Film-fed Growth)

法がある。これらは記載順に開発されてきたが図3に示したように高温温度勾配化を目指していることが分かる。開発初期では $10 \sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ であり、このような低温度勾配下ではプロセス時間が長くなり生産性が良くないことおよび凝固界面がチル (冷却板) から遠ざかるにつれて温度勾配が

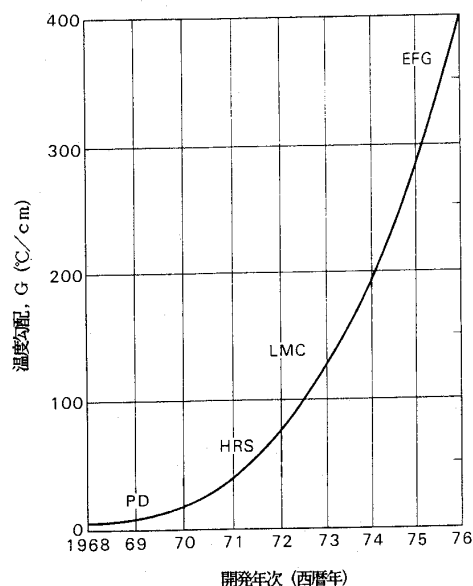


図3 一方向凝固装置と温度勾配の進展

さらに低下するため高翼長製品の製造は困難であった。

現在では、工業的に高速凝固法が定着しており、その場合でもさらに温度勾配を高めるため加熱コイルの分割や冷却ジャケットを付設したり、バツフル（遮熱板）などに改良を加えて実用化が達成されている。LMC法は液体金属（Sn浴など）を用いることにより温度勾配を高めることができるものの、液体金属からの製品への汚染や取扱い上の煩雑さなどのため実験室的検討の域にしばらく留まっていたが、最近では比較的大型のパイロット装置の開発例⁽¹³⁾もあり、未だ実用化には至っていないが将来的には実用化の可能性もある。

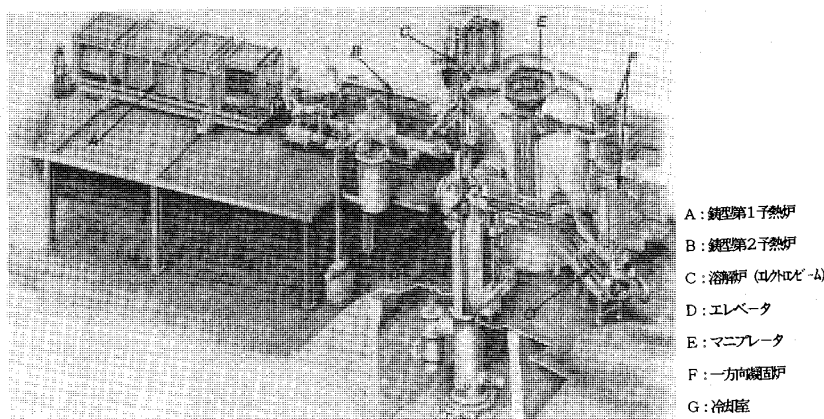
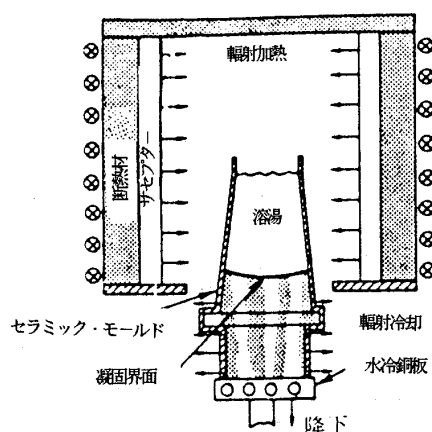


写真1 高速凝固法炉（PWA社のACF炉）

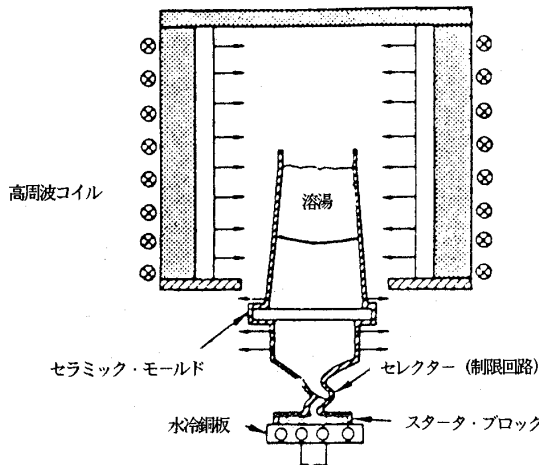
また、EFG法はTaCなどのダイスを用いて直接、金属を引き上げる方法であるためタービン翼の様な複雑形状品の製造は不可能で、単純な板や棒状形状に限定されるため、この分野で実用化される可能性は低い。

高速凝固法による本格的な装置例を写真1に示す。本装置は米国、PWA社のACF (Automated Casting Facility)⁽¹⁴⁾で溶解方式としてエレクトロン・ビームを用いていることと鋳型挿入後はすべて自動化をしている量産炉であることを特徴としている。

高速凝固法の製造プロセスは図4に示したように、まず底面が開放した鋳型を水冷銅板（チル板）上に固定し、鋳型を鋳型加熱炉で加熱しておく。鋳型加熱炉は鋳込み金属の液相線以上の温度に加熱保持し、上部に配置した溶解炉で熔融させた合



(a)柱状晶製造プロセス



(b)単結晶製造プロセス

図4 高速凝固法による柱状晶と単結晶の製造法

金を鋳込む。そこで水冷銅板と接触した底面から凝固が開始し、凝固が上方に進行していくように水冷銅板を加熱炉から徐々に引下げることによって、鋳型を加熱炉から引出していく。水冷銅板上鋳型を引出していく速度で、凝固速度を制御することができる。この場合、凝固速度が不適切な時には種々の欠陥の発生する可能性がある。例えば、凝固速度が遅すぎるとフレッケル（小さな等軸晶が斑点状にでる）が発生したり、デンドライト間隔が粗くなって機械的性質が劣化することがある。また、逆に早すぎると、溶湯が清浄でない時に微細な非金属介在物が結晶粒界に抱き込まれたりして、粒界が割れやすくなるため一方向凝固柱状晶の場合に問題になることがある。本稿の2節で述べたように単結晶組織化を得る場合には、一方向凝固柱状晶合金と組成を変えた合金を使用する。基本的なプロセスはセレクトアを使うか種結晶を使う点が異なるだけで類似している。

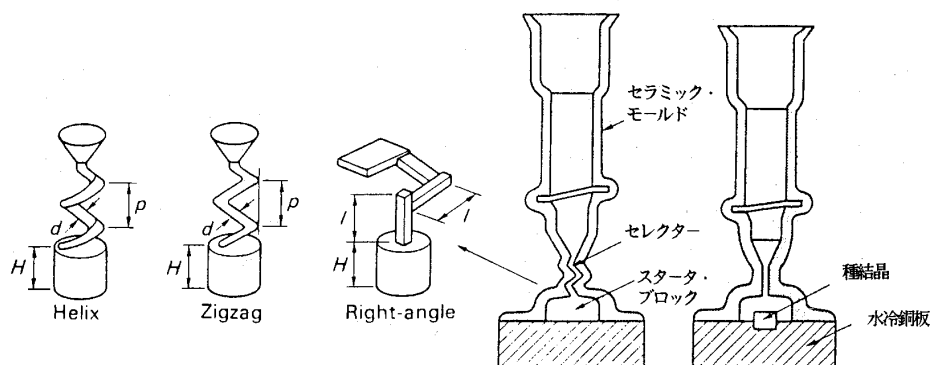
単結晶の最初の過程は上述の鋳型底面に配置したスタート・ブロックでの一方向凝固させた柱状晶組織を得ることである。その後は、スタート・ブロックと鋳型キャビティ間に配置させたセレクトア（制限回路とも呼ぶ）での結晶成長である。セレクトアには図5に示すように Helix, Zig-zag および Right-angle と呼ばれるものがあるが、スタート・ブロックに成長した多数の柱状晶の中から1個の柱状晶を取り出す役目をしている。セレクトアで選んだ1個の柱状晶を製品部に導き、その結晶を成長させて単結晶化する。

このようなセレクトア法ではニッケル基合金（面心立方晶構造）の優先結晶成長方向が〈001〉

であることから、翼の長手方向も〈001〉に配向した単結晶となる。一般に〈001〉方位はクリープ強度も高く、弾性係数も低いので熱サイクルによって生じる熱疲労特性も優れており最良の方位である。〈001〉方位の結晶を得るためには初期の結晶方位を決定する因子であるスタート・ブロック形状を最適化することおよびチルの接触表面などに工夫が必要である。さらに、セレクトアの寸法、形状因子は1つの結晶を選択する上で重要であることと途中の鋳型壁で新しい核生成が生じないように設計されていることが重要である。現在、商用的にはセレクトア方式が最も多く使われているが、その他の方法として種結晶を用いる方式もある。

種結晶法は鋳型キャビティ内のスタート・ブロックに該当する箇所種結晶を固定し、注湯することにより種結晶の上面を溶融させ種結晶と同じ結晶方位の結晶を上方に向かって成長させ、細い通路を経て製品部にまで育成する方式である。基本的には機能性材料の半導体用単結晶の製造と同一である。この方法は結晶方位の制御性や任意の結晶方位を作成できる利点を有している。しかし、結晶方位の制御精度はタービン翼の場合、それほど厳密さを要しないので、鋳型製造時の手間等の点から、必ずしも主流の方法ではない。しかし、他方位（〈001〉以外の方位）の結晶を入手したい場合には必然的に種結晶法が用いられる。

翼形状を作成する場合には、肉厚の変化や形状不整のため単結晶化が困難なこともある。鋳造欠陥がなく、かつ正しい方位を持つ単結晶鋳物を製造するための必要条件是(1)凝固界面の温度勾配を



(a)セレクトア法 (b)種結晶法

図5 単結晶化の鋳型方案

大きく保つ、(2)界面を平面もしくは成長方向に凸にする、(3)正しい方位の結晶を選定し成長させること等が挙げられる。これらの条件は成長速度を大きくするという生産性からの要求と矛盾する場合もある。そこで、凝固過程を正確に把握しかつ制御することが必要になるが、測定による把握が困難なことも多いのでシミュレーションを併用することが必要である。図6は翼モデルの凝固界面の計算例である。図6-(a), (b)の条件では凝固界面形状は凹型で、鋳型壁から異結晶粒が発生し、単結晶が得られないことが予測される。一方、図6-(c)では凝固界面は平坦で単結晶になることが予測される。本稿では主にプロセスについての紹介にとどめて合金種類や強度特性についてほとんど述べなかったが、結晶粒微細化、一方向凝固柱状晶

および単結晶組織化後のクリープ特性変化の一例を表2⁽¹⁵⁾に示す。記載順に強度向上の著しいことが理解できる。また、これらの組織制御によるタービン翼の試作例を写真2に示す。

6. おわりに

ここで述べた多くの技術の大半は航空機用ガスタービンへの適用技術として開発されたものである。わが国では通商産業省・工業技術院のムーンライト計画の一環として行われた高効率ガスタービンの開発で一方向凝固タービン翼が国産開発合金のTMD5(金属材料技術研究所の開発合金)と米国のMar-M247LC合金で試作され、1987年にわが国で初めて実機プラントの運転実績がある。しかし、発電用ガスタービンへの適用例はそれ以外にほとんどなく発電用に適用を図ろうとする場

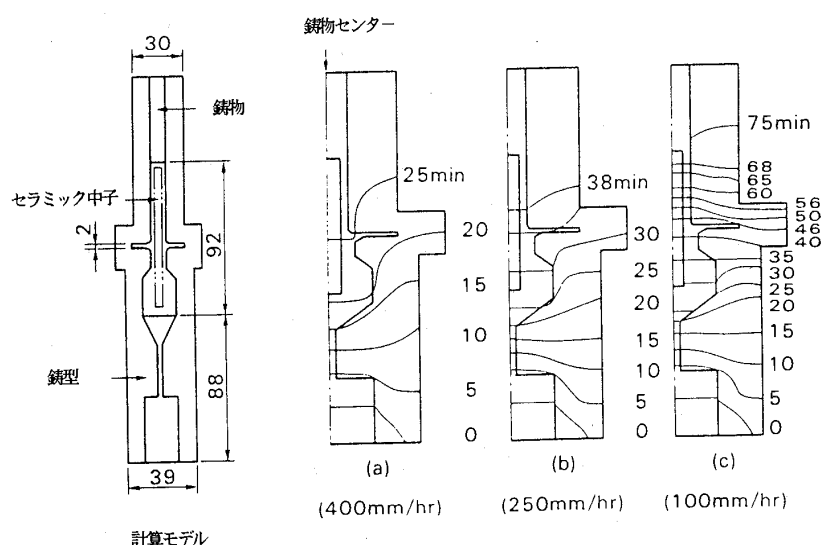


図6 翼形状における引下速度と固相線の経時変化

表2 結晶組織とクリープ性質の比較

(材質: Mar-M200)

試験条件 組織	760℃, 70kgf/mm ²			871℃, 35kgf/mm ²			982℃, 21kgf/mm ²		
	破断時間 (h)	伸び (%)	クリープ速度 (%/h)	破断時間 (h)	伸び (%)	クリープ速度 (%/h)	破断時間 (h)	伸び (%)	クリープ速度 (%/h)
結晶粒微細化組織	4.9	0.5	70.0×10^{-3}	245.9	2.2	3.4×10^{-3}	35.6	2.6	23.8×10^{-3}
一方向凝固柱状晶組織	366.0	12.6	14.5×10^{-3}	280.0	35.8	7.7×10^{-3}	67.0	23.6	25.6×10^{-3}
単結晶組織	1914.0	14.5	2.2×10^{-3}	848.0	18.1	1.4×10^{-3}	107.0	23.6	16.1×10^{-3}

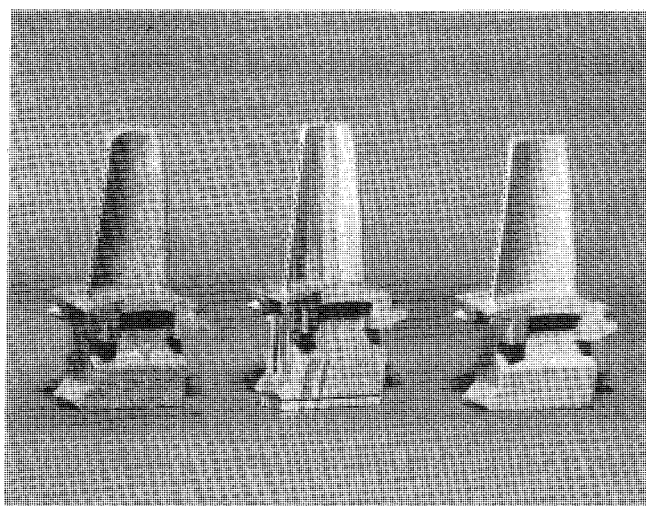


写真2 各種凝固組織とタービン翼の試作例

(左端: 結晶粒微細化組織
中央: 一方向凝固柱状晶組織
右端: 単結晶組織)

合には航空機用と異なる下記の確証が必要である。例えば、部品の大型化による試作性への困難さ(試作条件や鋳型材料)を克服すること、運転条件の差異(長時間、高温腐食環境)によるデータの補強、使用条件差異による適合材料の開発などである。今後、さらに適用範囲が拡大するものと考えられる。

参考文献

- (1) F. L. VerSnyder, R. B. Barlow, L. W. Sink, B. J. Pearcey, Modern Casting, 60 (1967), 360
- (2) B. J. Pearcey, B. H. Kear and R. W. Smashey, ASM Trans. Quarterly, 60 (1967), 634
- (3) J. S. Erickson, W. A. Owczarski and P. M. Curran, Met. Progress, 99-3 (1971), 58
- (4) J. J. Jackson, M. J. Donachie, R. J. Henricks, M. Gell, Met. Trans 8 A (1977), 1615
- (5) L. E. Dardi, R. P. Dalal, C. Yaker, Adv. High Temp. Alloys Process Prop (1985), 26
- (6) 錦織徳郎, 応用機械工学 26-1 (1985), 59
- (7) Foundry, March (1965)
- (8) 米国特許, 3, 259, 948 (1966)
- (9) Fang Jian, Yu Bin, High temp Alloys for Gas Turbines (1982), 987
- (10) B. L. Zhen, L. Lin, Z. Y. Zhong, Metallwissen Schaft und Technik, 48-2 (1994), 118
- (11) W. J. Boesch, G. E. Maurer, C. B. Adasizik, High Temp Alloys for Gas Turbines (1982), 823
- (12) B. A. Eurig, K. A. Green, Superalloys 1984, AIME (1984), 33
- (13) G. L. Erickson, K. Harris, Mater. for Advanced Power Engineering (1994), 1071
- (14) Aviation Week and Space Technology, Dec. 3 (1979)
- (15) F. L. VerSnyder, Materials Science and Engineering, 6 (1979), 236

 本会協賛・共催行事

会 合 名	開催日・会場	詳細問合せ先
第4回微粒化シンポジウム	平成7年12月21日～22日 同志社大学	日本液体微粒化学会事務局 TEL 045-563-1141 内 3196
セミナー 「高温材料の開発と適用」	平成8年2月1日～2日 専売ビル	日本金属学会 TEL 022-223-3685
第33回日本伝熱シンポジウム	平成8年5月15日～17日 新潟メルパルク・県民会館	日本伝熱学会 シンポジウム準備委員会 TEL 025-262-6715
第3回アジア学術会議 —科学者フォーラム—	平成8年3月25日～28日 三田共用会議所	日本学術会議 TEL 03-3403-5731
First Pacific Symposium on Flow Visualization and Image Processing	平成9年2月2日～7日 ハワイ・ホノルル	PSFVIP-1 組織委員長 東京農工大 望月貞成 TEL 0423-85-5060

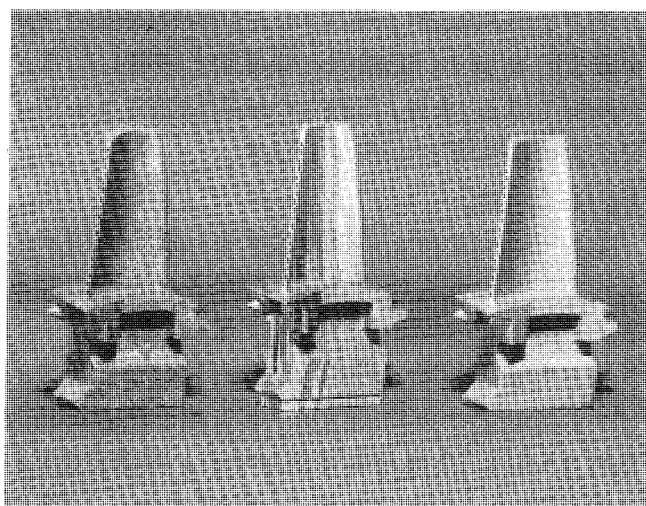


写真2 各種凝固組織とタービン翼の試作例

(左端: 結晶粒微細化組織
中央: 一方向凝固柱状晶組織
右端: 単結晶組織)

合には航空機用と異なる下記の確証が必要である。例えば、部品の大型化による試作性への困難さ(試作条件や鋳型材料)を克服すること、運転条件の差異(長時間、高温腐食環境)によるデータの補強、使用条件差異による適合材料の開発などである。今後、さらに適用範囲が拡大するものと考えられる。

参考文献

- (1) F. L. VerSnyder, R. B. Barlow, L. W. Sink, B. J. Pearcey, Modern Casting, 60 (1967), 360
- (2) B. J. Pearcey, B. H. Kear and R. W. Smashey, ASM Trans. Quarterly, 60 (1967), 634
- (3) J. S. Erickson, W. A. Owczarski and P. M. Curran, Met. Progress, 99-3 (1971), 58
- (4) J. J. Jackson, M. J. Donachie, R. J. Henricks, M. Gell, Met. Trans 8 A (1977), 1615
- (5) L. E. Dardi, R. P. Dalal, C. Yaker, Adv. High Temp. Alloys Process Prop (1985), 26
- (6) 錦織徳郎, 応用機械工学 26-1 (1985), 59
- (7) Foundry, March (1965)
- (8) 米国特許, 3, 259, 948 (1966)
- (9) Fang Jian, Yu Bin, High temp Alloys for Gas Turbines (1982), 987
- (10) B. L. Zhen, L. Lin, Z. Y. Zhong, Metallwissen Schaft und Technik, 48-2 (1994), 118
- (11) W. J. Boesch, G. E. Maurer, C. B. Adasizik, High Temp Alloys for Gas Turbines (1982), 823
- (12) B. A. Eurig, K. A. Green, Superalloys 1984, AIME (1984), 33
- (13) G. L. Erickson, K. Harris, Mater. for Advanced Power Engineering (1994), 1071
- (14) Aviation Week and Space Technology, Dec. 3 (1979)
- (15) F. L. VerSnyder, Materials Science and Engineering, 6 (1979), 236

 本会協賛・共催行事

会 合 名	開催日・会場	詳細問合せ先
第4回微粒化シンポジウム	平成7年12月21日～22日 同志社大学	日本液体微粒化学会事務局 TEL 045-563-1141 内 3196
セミナー 「高温材料の開発と適用」	平成8年2月1日～2日 専売ビル	日本金属学会 TEL 022-223-3685
第33回日本伝熱シンポジウム	平成8年5月15日～17日 新潟メルパルク・県民会館	日本伝熱学会 シンポジウム準備委員会 TEL 025-262-6715
第3回アジア学術会議 —科学者フォーラム—	平成8年3月25日～28日 三田共用会議所	日本学術会議 TEL 03-3403-5731
First Pacific Symposium on Flow Visualization and Image Processing	平成9年2月2日～7日 ハワイ・ホノルル	PSFVIP-1 組織委員長 東京農工大 望月貞成 TEL 0423-85-5060

粉末技術の進歩：粉末冶金，MA・ODS 合金

大同特殊鋼(株) 磯 部 晋
〃 草 加 勝 司
〃 附 田 賢 治

1. 合金粉末による超合金

ジェットエンジンのガスタービン材料には通常 γ' 析出硬化型の Ni 基超合金などが使用されるが，高性能—高合金化に伴う成分偏析や組織不均一，熱間加工性の低下のため 60 年以降一部粉末冶金化の傾向⁽¹⁾にある。粉末冶金の出発点は勿論 100 μm 前後の粒子集合体であり，この粒子サイズに粉末製造時の急冷凝固効果に加わり，通常の鑄造インゴットに比べ成分偏析は格段に小さく組織の微細・均一化も顕著である。

図 1 に溶湯噴霧法の原理図⁽²⁾と粉末性状を例示する。この内，ガス噴霧法は高圧 Ar，N₂ ガスを溶湯流に吹き付け粉化するもの，真空噴霧法は

H₂，N₂ ガスの過飽和溶湯を低圧中に放出するもので粉末は細粒化しやすい。一方遠心噴霧法は文字通り遠心力で溶湯を噴霧するもので，噴霧条件と分解粒の凝固速度を独立に変化できるが粉末の細粒化には限度がある。いずれも非汚染で球形の超合金粉末が製造できるが，真空噴霧ではサテライト（粒表面の 2 次粒子）がやや多いのが分かる。図 2 に PM 超合金の先駆者 P/WA 社のタービンディスクの NNS 製造プロセスを例示する。粉末処理から HIP 固化に至る詳細な説明⁽¹⁾は省略するが，この際 All-inert の概念⁽³⁾を導入し，IN 100 などディスク製品での酸素量を 100 ppm 以下に抑えている。さらに軍事用航空機のディスクでは

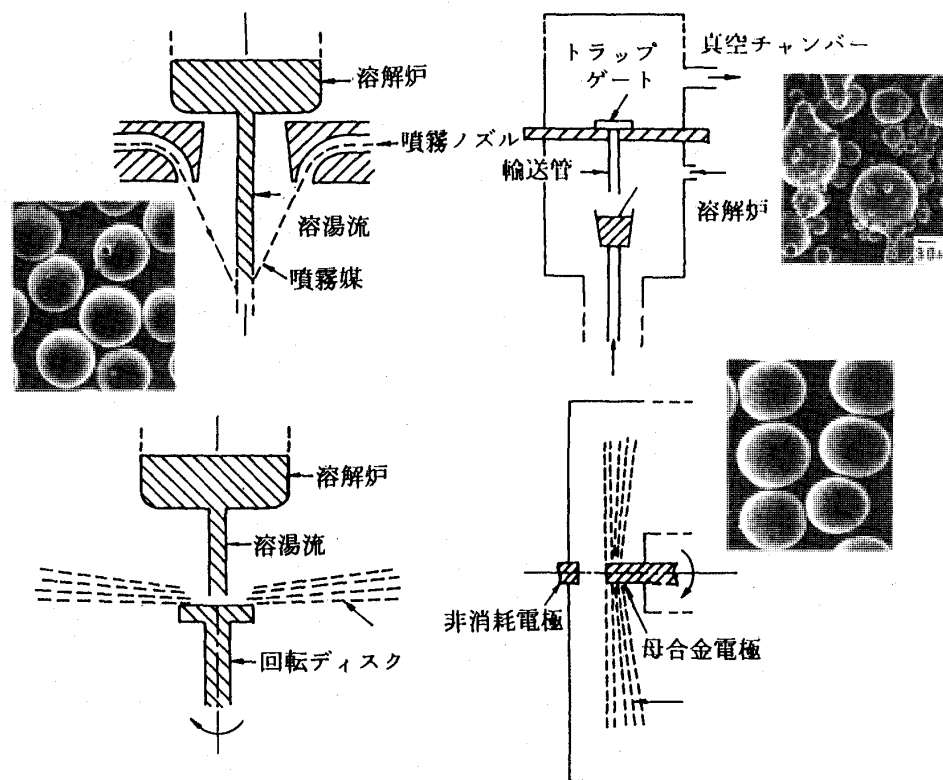
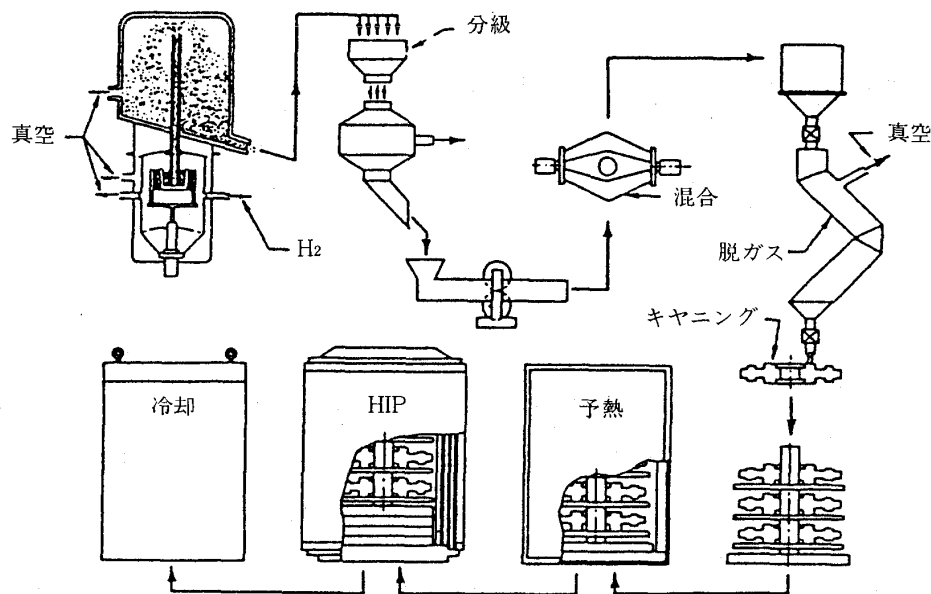


図 1 非汚染噴霧法の原理図⁽¹⁾

(平成 7 年 9 月 25 日原稿受付)

図2 タービンディスクのNNS製造プロセス⁽²⁾

Gatorizing 法⁽¹⁾（恒温鍛造の一種）を適用し、TZMなどの加熱金型中での超塑性変形によりNNS形状付与と併せ、有害なPPB⁽¹⁾を粉碎・分散させ、過酷な条件下での使用を可能にしている。その他GEを始め世界各国で同様のHIPや恒温鍛造、加工熱処理（TP、TMPなど）の組合わせによるPMディスク開発が行われ、Ni基以外にもFe、Co、Mo基超合金の粉末冶金化が試みられている。

表1は γ' 析出硬化型のPM超合金の代表例である。PM超合金は原料粉から直接形状付与が可能（写真1）でかつ前記偏析問題も少ないため、溶製材に比べ合金設計の自由度が大きいことは容易に推定できる。

表2にPM超合金の機械的性質⁽⁴⁾を例示する。その熱処理材は数 μm の結晶粒径をもち、溶製材に比べ引張特性が優れているのが分かる。

特にPMディスク製造での前記塑性加工は低サイクル疲労⁽⁵⁾（LCF）を改善、靱性向上にも役立つといわれる。一方、溶湯噴霧法、特に遠心噴霧の急速凝固（RSR）法⁽⁶⁾によればHeガスの強制対流により過飽和固溶体を得られ、共晶 γ' や炭化物の粒度、量とも減少できることが確認されてい

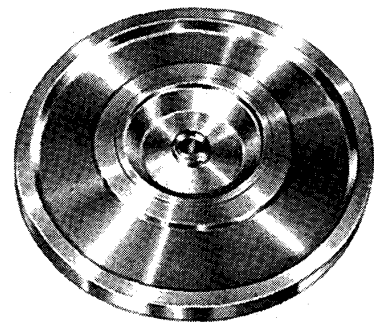


写真1 NNSタービンディスク

表1 γ' 析出硬化型・PM超合金の代表例

区 分	種 類	化 学 成 分 (wt %)											
		C	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Nb	Ti	V	W	Fe	Hf
溶製材	Incoloy 901	0.04	13	6	bal	0.3	—	—	3.0	—	—	36	—
	Waspaloy	0.06	20	4	bal	1.3	14	—	3.0	—	—	—	—
粉末材	Astroloy	0.03	15	5	bal	4.0	17	—	3.5	—	—	—	—
	IN-100	0.07	12.4	3.2	bal	5.0	18.5	—	4.3	0.8	—	—	—
	René 95	0.05	13	3.5	bal	3.5	8	3.3	2.5	—	3.5	—	—
	MERL 76	0.02	12.4	3.2	bal	5.0	18.5	1.4	4.3	—	—	—	0.4
	AF 115	0.05	10.7	2.8	bal	3.8	15	1.7	3.9	—	5.9	—	0

表2 PM 超合金の引張特性例⁽⁴⁾

		—IN-100—		—Astroloy—			—Rene 95—			—MERL 76—	
		G	C&W	H	H&F	C&W	H	H&F	C&W	H	H&G
24°C	UTS(MPa)	1592	1412	1367	1498	1369	1651	1677	1585	1557	1674
	YS(MPa)	1088	1034	914	1065	986	1226	1283	1200	1087	1191
	%E1	25	13	28	22	17	16	16	12	17	12
538°C	UTS	1447	1309	1233	—	—	1550	—	—	1399	—
	YS	1068	1061	854	—	—	1550	—	—	1399	—
	%E1	28	10	24	—	—	10	—	—	12	—
621°C	UTS	—	—	—	—	—	—	—	—	1468	1492
	YS	—	—	—	—	—	—	—	—	1061	1136
	%E1	—	—	—	—	—	—	—	—	12	18
649°C	UTS	1330	—	1297	1342	—	1496	1482	1406	—	—
	YS	1089	—	936	990	—	1128	1183	1109	—	—
	%E1	18	—	36	24	—	14	12	14	—	—
704°C	UTS	1254	1233	—	—	—	—	1295	1302	1288	—
	YS	1058	1027	—	—	—	—	1157	1089	1047	—
	%E1	21	20	—	—	—	—	9	15	22	—
700°C	UTS	—	—	—	1092	1031	—	—	—	—	—
	YS	—	—	—	919	877	—	—	—	—	—
	%E1	—	—	—	23	22	—	—	—	—	—

^aAbbreviations are as follow. G=Gatorized, C&W=cast and wrought, H=HIP'd, H&F=HIP'd and forged. H&G=HIP'd and Gatorized.

る。

写真2に通産省工技院のプロジェクト「次世代産業技術研究開発制度」(81~88年)で開発した超急冷遠心噴霧設備の外観を示す。このプロジェクトに関連し、国内でもHIP/超塑性鍛造によるPM超合金⁽⁷⁾やその複合ディスク⁽⁸⁾(Dual-property)の製造実験が行われている。ところでPM超合金の選定理由はコスト/製造技術的なものと、前記溶製法では製造不可能な品質問題の2つに分かれる。前者では、例えばP/W TF 30-p-414初段タービンディスクはLCF特性改善のためWaspaloy(IM)からIN 100(PM: Gatorizing)に変えたら製造コストは1.0→0.9となり、同時に寿命向上を図った⁽⁹⁾とされる。PMディスクに限れば数10%のコスト節減になるとの報告は多いが、ブレード、ベーン、燃焼器などへの適用は特性向上との絡みで今一つ明確化されていない。さらに航空機用のガスタービンエンジン以外の領域になると、原料粉の5~6倍の製品売価⁽¹⁰⁾を設備投資も含め性能・品質的にどう吸収するかは難しいのが現状であろう。その他航空機エンジン分野で超合金粉末はディスク部材内のシート金属の接

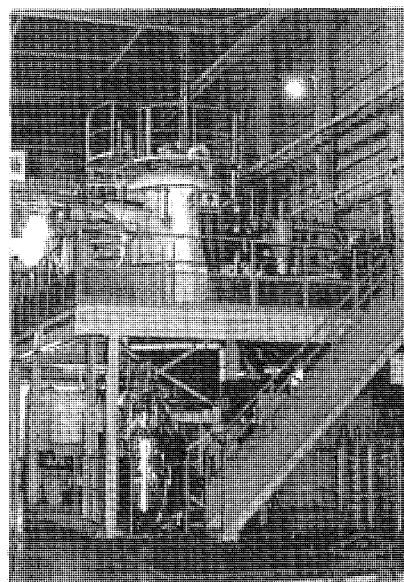


写真2 超急冷遠心噴霧設備

合用などにろう付け用粉末(70 95%Ni-Si, B, Cr etc.)が、またタービンブレードやベーンの酸化/腐食抵抗を増加したり、耐磨耗性を付与、寸法修復用などにThermal spray粉末(例: MCrAlY)が使用され、両者で年率20%近くの伸びが見込⁽¹¹⁾まれている。

2. MA・ODS 超合金

ジェットエンジンなどに代表される熱機関においては、近年高出力・高効率化が進み、構成部材の設計使用温度は上昇の一途にある⁽¹²⁾。特に、ガス・タービンで、主要な位置を占めている析出強化型のNi基超合金は、分散相 γ' の体積率の増加とともに、製法が鍛造から鑄造に移行し、その鋳物も等軸晶から柱状晶、ついには単結晶品にまで発展して、現在に至っている。これらの改良により、超合金の耐用温度は著しく向上したが、メタル温度としては、1050°C付近が限界と考えられる。さらに耐用温度を高める手段としては、酸化物分散強化(ODS)が有効で、その製法として、特殊な粉末冶金技術であるメカニカル・アロイイング(MA)が開発されている。

MAは高温下で極めて安定な分散相であるイットリア(Y_2O_3)を分散させる手法として、INCOが開発、実用化に成功したプロセスである^{(13)~(17)}。配合原料は純金属粉末と Y_2O_3 微粒子で、これらをArガスで満たしたボールミルにかけると、純金属粉末は薄片となり、その圧着面に Y_2O_3 微粒子がさらに破碎されて捕獲される。こ

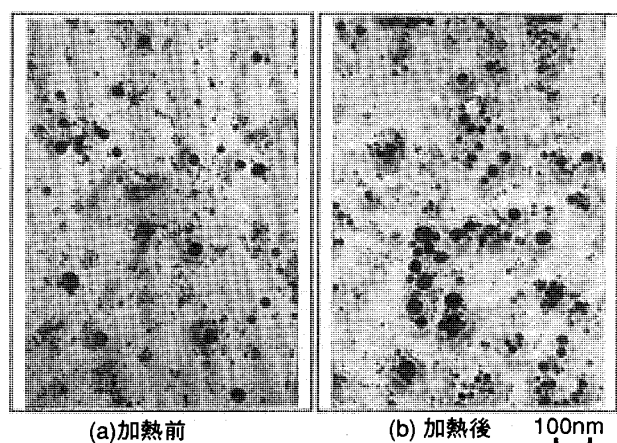


写真3 長時間加熱後 MA 758 の TEM 像

の状態で圧着粉末集合体を鋼製缶に充填・封入し、熱間押出によって焼結成形する。この過程で、純金属の層状薄片間の相互拡散が進行し、マトリックスは完全に均一な固溶体となり、この中に Y_2O_3 粒子が微細分散した合金が得られる。なお、分散相の Y_2O_3 には、金属Yと同様に、合金の耐酸化性を著しく向上させるという副次的効果があり、これもMA・ODS超合金を有用ならしめている。写真3は、このような製法よったMA 758(後述)の透過電子顕微鏡組織である。均一な分散相は数十nm径の酸化物粒子で、1350°Cの超高温で200hr加熱した後も、その分布にはほとんど変化が認められず、極めて安定な強化相であることを示している。合金の融点(絶対温度で)の1/2を越える高温では、粒界クリープ変形が支配的になる。MA・ODS超合金は焼結成形したままの状態では、結晶粒は1 μ m以下と微細であるため、二次再結晶で粗大粒を得る際に、一方向に配列した組織となるような加工熱処理が必須となる。すなわち、熱間押出またはその後の圧延では、加工集合組織を十分に発達させる。また、加工条件の設定には、再結晶の駆動力となる適度な歪みエネルギーを残留させるようにする。現在、MA・ODS合金を商業的規模で生産しているのは米国および英国のInco Alloys International社のみである。表3に主な製品の公称化学組成⁽¹⁷⁾と、DTAで測定した固・液相線温度⁽¹⁸⁾を示す。

上述したように、融点直下まで十分な強度を保有するMA・ODS合金は超高温材料として幅広い用途が期待できる。以下に実用化例を述べる。

航空宇宙産業のみならず、鉄鋼業においても、高出力・高効率重要な命題である。鋼片加熱炉内のスラブやビレット等の被加熱材は、それらを支持、搬送するスキッドレールとの接触により、スキッドマークと呼ばれる低温部が発生し、次工

表3 供試材の化学組成 (mass%) および融点(K)

合金	C	Ni	Cr	W	Co	Fe	Ti	Al	Y_2O_3	Solidus	Liquidus
MA758	0.05	Bal.	29.32	—	—	0.67	0.47	0.25	0.60	1646	1672
MA754	0.05	Bal.	19.55	—	—	0.33	0.46	0.33	0.57	1685	1713
MA956	0.01	0.06	19.88	—	—	Bal.	0.38	4.52	0.62	1776	1794
TH101	0.13	21.46	31.32	2.07	22.94	(19.9)	—	—	—	1628	1659

程の圧延において、その部分に割れを生じさせたり、圧延寸法精度を悪化させる原因となっている。スキッドマークを低減するため、スキッドレールの高さは増加する傾向にある。また操業の効率化や品質向上を目的とし加熱温度が上昇傾向にあり、1350℃に及ぶ場合もある。従来スキッドレールには、固溶強化型耐熱鋳造合金が使用されているが、上記のニーズに対応するには高温強度ならびに耐酸化性が既に限界に達している。スキッドレールの変形および損耗は主に圧縮クリープと酸化等の高温腐食によってもたらされる。表3に候補となるMA・ODS合金と現有材である固溶強化型合金の化学組成と融点を示す。表4に圧縮クリープ試験データから求めた定常クリープ速度の構成方程式⁽¹⁹⁾を示す。図3にこれらの式から0.025%/hの歪み速度を与える応力を各温度について求めた結果⁽¹⁹⁾を示す。MA・ODS合金は1623 Kに至る広い温度範囲において、現有材であるTH 101よりも12倍以上も高いクリープ強度を有している。次いで0.16%Sの重油焚き鋼片加熱炉内にクーポ

表4 MA・ODS合金および固溶強化型耐熱鋳鋼の圧縮クリープ歪速度の構成方程式

合金	構成方程式
MA758	$\dot{\epsilon} = 2.053 \times 10^8 \sigma^{2.46} \exp(-133.0/RT)$
MA754	$\dot{\epsilon} = 1.276 \times 10^{10} \sigma^{1.99} \exp(-144.1/RT)$
MA956	$\dot{\epsilon} = 1.264 \times 10^2 \sigma^{3.59} \exp(-99.8/RT)$
TH101	$\dot{\epsilon} = 2.207 \times 10^7 \sigma^{2.19} \exp(-106.0/RT)$

$\dot{\epsilon}$ [s⁻¹], σ [MPa], $R = 1.986 \times 10^{-3}$ [kcal·mol⁻¹·K⁻¹], T [K]

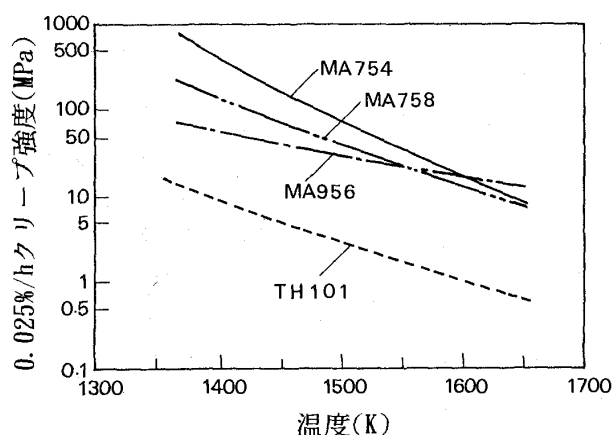


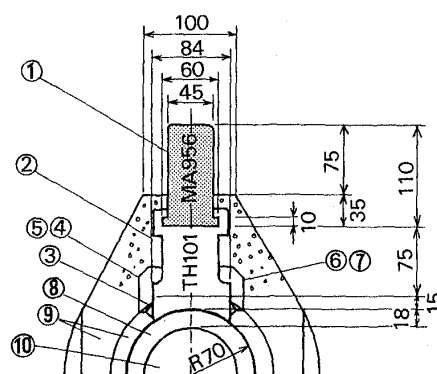
図3 MA・ODS合金および固溶強化型耐熱鋳鋼の高温圧縮クリープ強度

ンにおいて、長時間の暴露試験を実施した。図4は、1000～1300℃の雰囲気中に2050 h曝した場合のクーポンの腐食減量である⁽¹⁸⁾。これによれば、従来材に比較して、3合金とも耐食性に優れていることが確認された。以上の特性から、MA・ODS超合金がスキッドレールに適していると判断し、上で述べた型式の炉での実用試験に入った。図5に実用化したFe基MA・ODS合金、MA 956製スキッドレールの概略図を示す。レールの高さは、世界最高の200mmとした。図6は、1280～1340℃の雰囲気中、7箇月使用した後のレールの沈降量である⁽¹⁹⁾。比較のレールは従来品よりも高強度とされる複合材料製であるが、MA 956レールの減耗はこれの1/3以下にとどまっている。なお、Ni

Alloy	Weight Loss (mg/cm ²)			
	20	40	60	80
MA758				
MA754				
MA956				
Alloy A				

1273-1573K/2057.1h

図4 MA・ODS合金および固溶強化型耐熱鋳鋼の重油燃焼雰囲気加熱炉内暴露腐食試験結果



NO.	各部名称	材質
1	スキッドレール	MA956
2	サドルスキッド	TH101
3	サドル	炭素鋼
4~7	ストッパー	304 S. S.
8	スキッドパイプ	炭素鋼
9	耐火物	
10	冷却水	

図5 MA・ODS合金製スキッドレールの概略図

基の MA 754 および MA 758 製レールも、他のいくつかの鋼片加熱炉に大量に実用化され、同様な好結果を示している⁽¹⁸⁾。

次ぎに示す実用化例はフローティング式熱処理炉の高温ファンである。この炉は金属の薄板をファンの送風圧により浮上、搬送させ非接触で加熱・冷却するものであり、アルミ、銅合金等の薄板の熱処理に適用されている。一方、ステンレス、珪素鋼板等についても適用が望まれているが、加熱温度が約 1200°C にも達し、ファン材の耐熱限界を越えるため、適用が進んでいないのが現状である。ファンは一定温度で等速回転し、遠心力により、一定の引張応力がハブおよびブレードに作用する為、変形はクリープによって進行すると考え

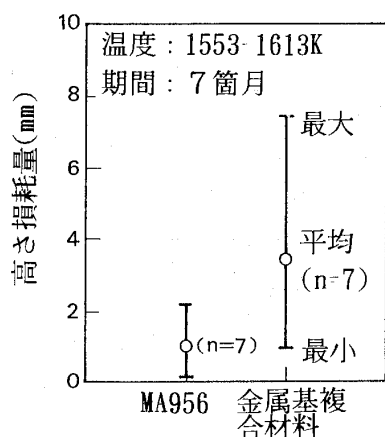


図6 重油燃焼雰囲気加熱炉で7箇月使用したスキッドレールの高さ損耗量

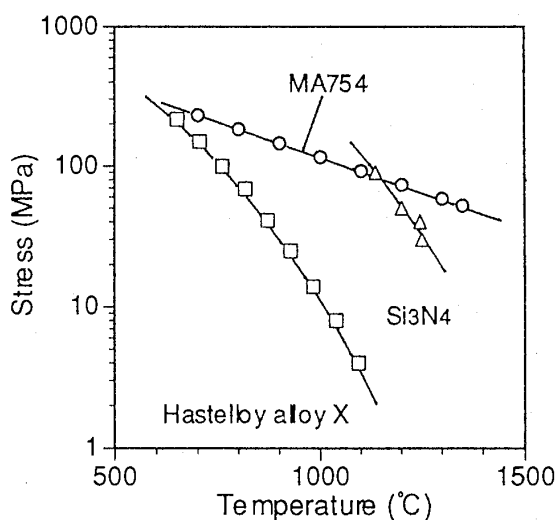


図7 高温ファン材の1000 h クリープ破断強度

られる。図7は MA 754 と現用材の 1000 h クリープ破断強度の温度依存性を示す。MA 754 は現用材の Hastelloy X, Si_3N_4 より強度が高く、超高温の加熱炉のファン材として有望である。そこで、表5に示す条件で、実証試験を行い、ファンの耐久性を評価した。写真4に試験に供したファンを示す。その結果、いずれの試験条件においてもファンには異常が認められなかった。また、ハブおよびブレードには変形、損傷が認められなかった。MA 754 製の高温ファンは幾つかの加熱炉ですでに実用化され、順調に稼働している。

航空宇宙の分野における実用化については、MA 754 がすでに軍用ジェット・エンジンの静翼に使用されている⁽²⁰⁾。燃焼器については、燃焼温度の高温化に対応するため、写真5に示すように、Fe 基 MA・ODS 合金 MA 956 のリングローリング成形、機械加工による一体型燃焼器の試作が行なわれている。

紙面の都合上紹介できないが、その他に、鉄鋼業、ガラス工業、自動車、船舶等各種分野の高温部材として、MA・ODS合金の実用化は拡大の一

表5 MA 754 製高温ファンの実証試験条件

Outer dia of a fan	710 mm
Outer dia of a hub	145 mm
Tip speed	241 km/h
Capacity	210 mmH ₂ O at 20°C air
Pressure	280 m ³ /min
Temp.	850-1250°C

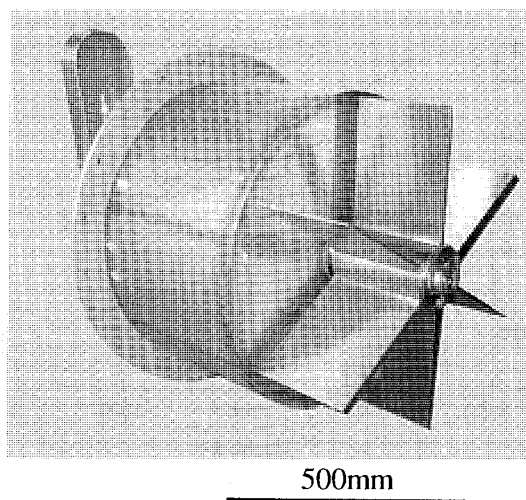


写真4 実証試験に供した MA 754 製高温ファン

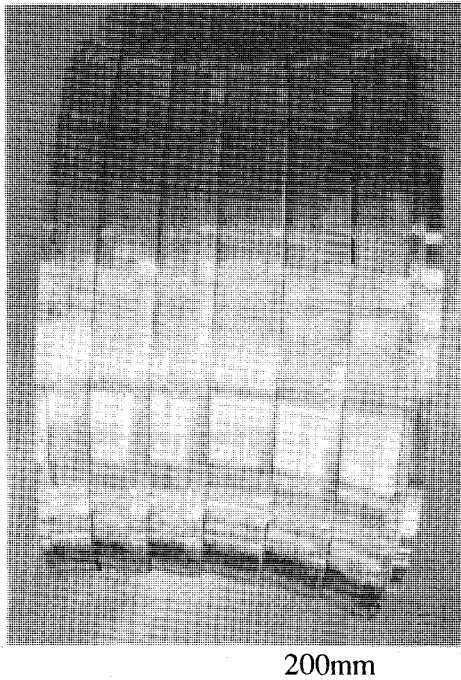


写真5 MA 956 製燃焼筒インナーリング

途を辿っている。

参考文献

- (1) 加藤哲男, 草加勝司: 鉄と鋼, 70 (1984), 305
- (2) E. R. Thompson: Ann. Rev. Mater. Sci., 12 (1982) 213
- (3) M. M. Allen et al: Metals Eng. Quart., 10 (1970), 20
- (4) E. R. Thompson: Ann. Rev. Mater. Sci., 12 (1982) 213
- (5) I. E. Coyne and W. H. Everett: Metal Powder Rep., 36 (1981), 419
- (6) M. R. Glickstein R. J. Patterson and N. E. Shockley: Rapid Solid. Process, (1978), 46
- (7) 津田統, 金丸信男, 松下富春, 古田誠夫, 滝川博: 塑性と加工, 32 (1991), 1154
- (8) 金丸信男, 津田統, 松下富春, 古田誠夫, 岩井健治 金丸他: 塑性と加工, 32 (1991), 1160
- (9) A. Lawley: Rapid Solid. Process, (1980), 453
- (10) L. W. Lherbier and W. B. Kent: 26 (1990), 131
- (11) W. B. Kent: PM Aerosp. Def. Technol., 1 (1990), 141
- (11) 田中良平他: 超高温材料国際シンポジウム '91 in 「たじみ」, (1991)
- (13) J. S. Benjamin: Metall. Trans., 1 (1970), 2943
- (14) J. S. Benjamin and T. E. Volin: Metall. Trans., 5 (1974), 1929
- (15) J. S. Benjamin (ed.): Frontiers of High Temperature Materials, (1981) and [(1983), [INCO]
- (16) J. H. Weber: Proc. 25th Nat. SAMPE, Azusa, Ca., (1980), 752
- (17) G. A. J. Hack: 電気製鋼, 57 (1986), 341
- (18) K. Tsukuta, T. Iikubo and S. Isobe: Structural Applications of Mechanical Alloying (Proc. ASM Int. Conf.), (1990), 99
- (19) K. Tsukuta, T. Iikubo, S. Isobe and J. J. Fischer: Materials Science Forum, Vols. 88-90 (1992), 229
- (20) R. K. Wilson and F. L. Perry: Ind. Heat., 51-5 (1984), 27

鍛造加工技術の進歩：恒温鍛造技術など

(株)神戸製鋼所 青田 健一
// 金丸 信夫

1. はじめに

航空機、発電等のガスタービンの性能を左右する高温部品に使われるスーパーアロイの材料技術、加工技術の進歩がこれらを支えていることは各章で述べられている。本章では、その一つである鍛造加工技術に関連して、材料への要求の高度化に対応した鍛造技術としての TMP プロセス、および恒温鍛造技術について紹介する。

2. 材料への要求と鍛造技術

タービンの高性能化のための材料への要求は過酷になっている。新しい材料の開発とそれに対応した加工プロセスだけでなく、従来材料においても、加工技術による特性向上という課題が提示され、それにこたえる試みがなされている。ここでは超合金の溶製材を用いた TMP プロセス (Thermo-Mechanical Process) と粉末超合金の恒温鍛造について述べる。

2.1 TMP (Thermo-Mechanical Process: 加工熱処理)

鍛造は製品としての形状を付与するほか、塑性加工により、内部欠陥の縮小や除去など信頼性を向上する効果がプロセスの役割の基本となっている。TMP は熱間での塑性変形である鍛造を、析出

物、結晶粒、転位密度など製品の材質を左右する材料の組織因子を制御 (組織制御) する手段として積極的に生かし、製品材質の高性能化に生かそうとするものである。鋼板でよく知られている制御圧延による多種の高性能品種を生む試みに該当する。

また、前章までで述べられている鑄造プロセスでの一方向凝固、単結晶化や粉末プロセスでの急冷による組織の微細化、均質化等も組織制御の流れであり、TMP はその鍛造プロセス版といえる。

スーパーアロイは材質の向上のため、多種の合金元素や析出物で強化されており、それらの組織因子の制御については早くから言及されている。従って、TMP の適用も各種合金で検討されている⁽¹⁾が、ここでは、材料として最も良く用いられる In. 718 およびその改良合金である In. 706 のデルタプロセスとかウルトラファイングレイン加工と称されるものを紹介する。

これらは、In. 718 では 1675 F 付近で大量の δ (Ni_3Nb) 相が析出し、その析出物が鍛造中の再結晶で生じる粒界の動きをとめ、結晶粒を小さくする効果を有している事を利用したものである。

最近のものを取り上げると、図 1、図 2 に示すデ

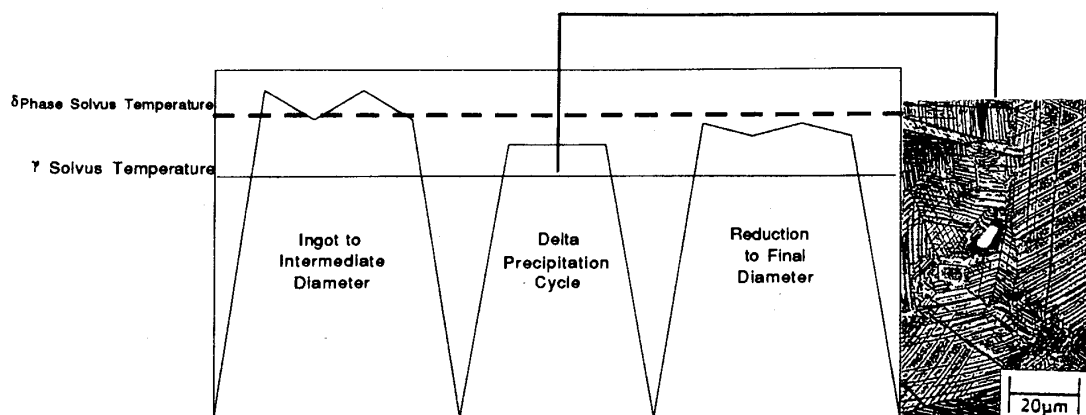
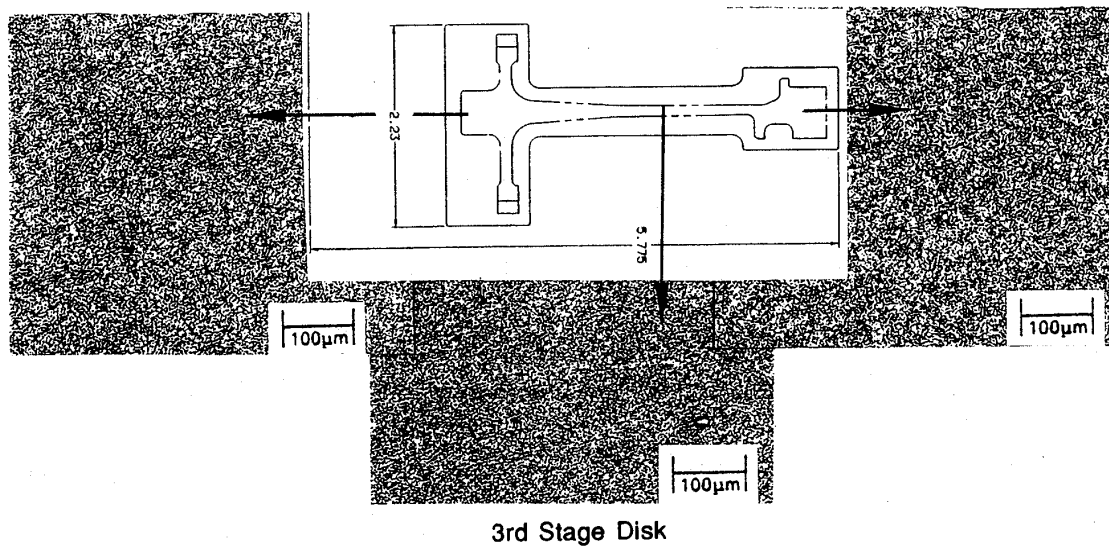
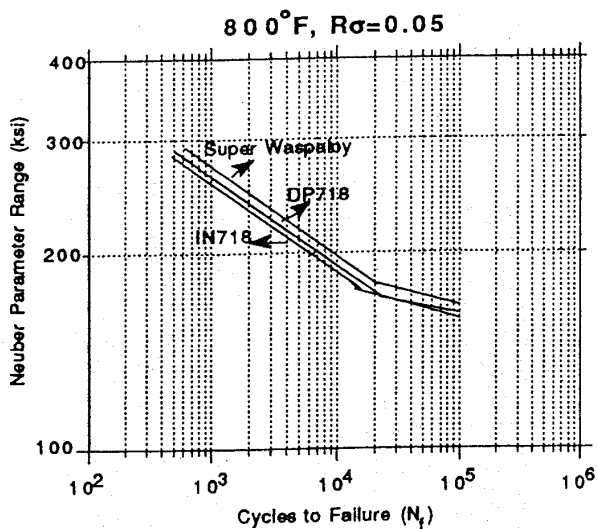
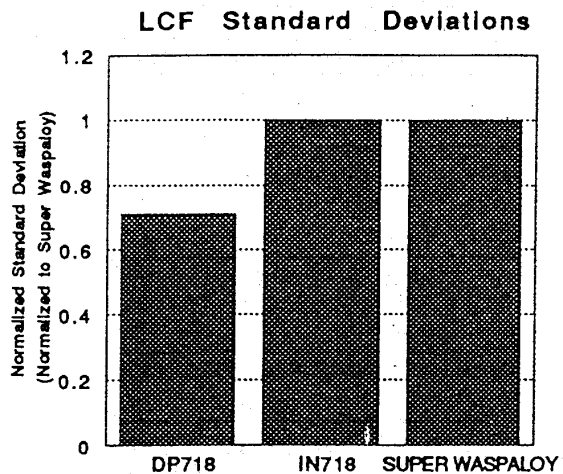


図 1 Inconel 718 のデルタプロセス⁽²⁾

(平成 7 年 9 月 22 日原稿受付)

図2 デルタプロセスによる Inconel 718 ディスクの組織⁽²⁾

(a)



(b)

図3 Inconel 718 ディスクの疲労特性とバラツキにおけるデルタプロセスと従来プロセス機との比較⁽²⁾

ルタプロセス⁽²⁾を適用した 150 mmφ ディスクにおいて均一な微細粒がえられ、従来プロセス材に比べ疲労強度が優れるだけでなく、且つそのバラツキも少なくなり(図3)、結果的に機器の設計許容値を上げる事ができることが指摘されている。成分的な材料開発が限界にきつつある中、最近の高品質化の手法の一つとして注目される。

また、ウルトラファイングレイン処理⁽³⁾では、デルタ相析出下の鍛造で最終的に ASTM No. 9 程度の結晶粒径をもつビレットを、また、仕上げ鍛造の段階で同13の微細結晶粒が得られ(460

mmφ ディスク)、さらに、最適熱処理条件の適用で使用環境に応じた特性向上が図れたとしている(図4)。また、このビレットの場合、機械的性質のメリットだけでなく、超音波検査でこれまでのファイングレイン処理したものよりノイズレベルが低下し(表1)、1/64 インチ FBH(Flat Bottom Hole: 平底穴)の欠陥が検出可能とされ、従来の2/64 インチ FBH よりも検出感度が2倍になるメリットがあるとしている。国内でも同様の試みは行われ、GFM 鍛造機で製作したビレット(結晶粒 ASTM 6~8)と 35 MT カウンタブローハン

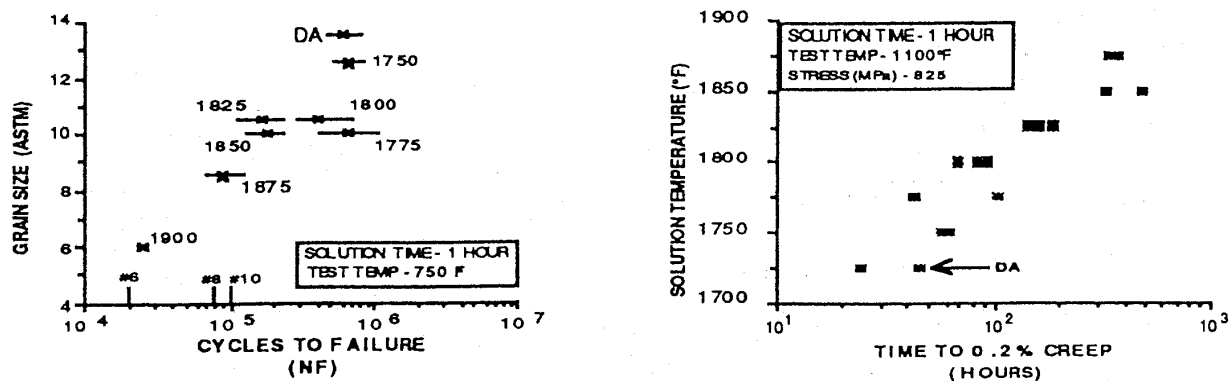
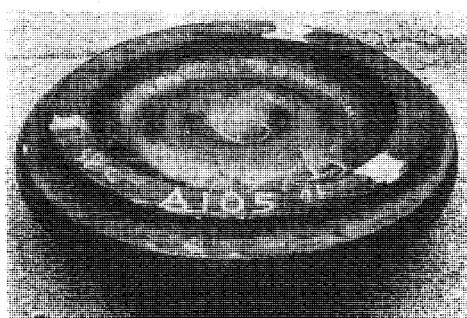


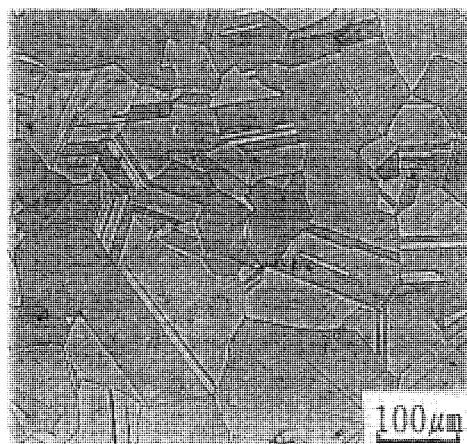
図4 ウルトラファイングレイン処理した Inconel 718 の熱処理条件と疲労及びクリープ特性⁽³⁾

表1 ウルトラファイングレイン処理したビレットの超音波特性と従来プロセスとの比較⁽³⁾

Billet	ASTM Grain Size	Far Zone Noise
Ultra fine grain, As cogged	10	16%
Ultra fine grain, Annealed	9	16%
Production fine grain	Rx 9-6, UnRx 4	40%
Production, Standard grade	NA	50%



(a) DA718 forged disk



(b) 組織

図5 DA 処理用 Inconel 718 ディスクと組織⁽⁴⁾

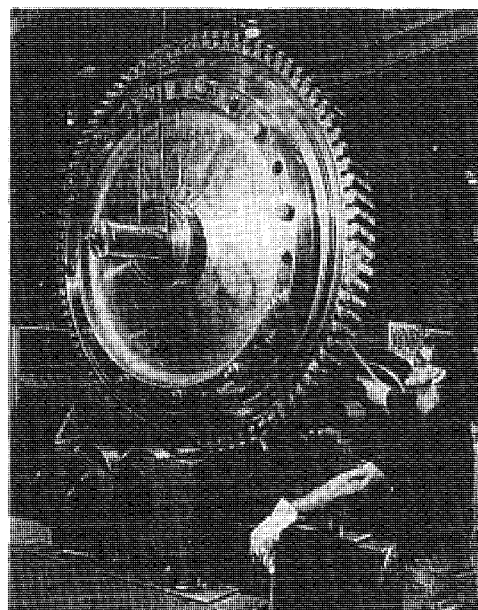


図6 大型発電機用 Inconel 706 大径ディスク⁽⁵⁾

マーで製作したディスク (425 mmφ, 結晶粒 ASTM 10) の In. 718 の報告がある⁽⁴⁾ (図5)。

最近、コンバインドサイクル等大型のガスタービンの需要が増している。これらには In. 706 の大型部材が使用される⁽⁵⁾ ことが多く加工熱処理を考慮した試みがなされている (図6)。

たとえば、フランスでは、2300 mmφ のディスクを、最終鍛造に 65000t プレスを用いてクロ-

ズドダイで製作している⁽⁶⁾。国内でも 1900 mmφ のディスクを 8000 t プレス，オープンダイでの試作を行っており⁽⁷⁾，技術的には十分対抗できる状況にあると思われる。

ここでは TMP プロセスとして，In. 718, 706 について述べたが，粉末超合金を含む更に高強度の合金，また最近注目されている金属間化合物等でも本プロセスは検討され，材料の持つ性能の十二分な活用が取り組まれている。

2.2 恒温鍛造技術

高温ガスタービンに用いられるディスク部品には，特に高温での疲労特性やストレスラプチャー特性が求められる。そのため，高強度化をねらいとした高合金材料が用いられるが，一般に析出相 γ' 量を増加させる成分を多量に含んだものとなっている。その結果，熱間加工性が急激に低下し，従来の鍛造方法では割れが生じ加工できないものが多い。これを解決したのが粉末冶金材を用いた恒温鍛造法である。前節で述べられているような粉末冶金法では大量の合金成分を含ませたまま急冷する事ができ，かつ，数 μm の微細な結晶粒を得ることができる。この数 μm の結晶粒を持った粉末は，所定の温度，歪速度条件下で 1000% の伸びを発現する超塑性成形能を有している。この超塑性成形能を実現する温度と歪速度の条件を維持して目標の形状に加工するのが恒温鍛造法である。

粉末冶金 Ni 基超合金には，Rene 95, In. 100, AF 115, アストロロイなどがあり，F 15 戦闘機用エンジンにも搭載されている。さらに，許容損傷

設計向けに γ' 量を抑制した Rene 88 DT 合金等の開発も行われている。これらは，変形抵抗を下げることにともなうことから，最近の大型化する民間機エンジン用を現有設備で製造するのに適しているとされている。

我国では次世代産業基盤技術研究開発制度が 1981 年度に開始され，Ni 基超合金の材料および成形技術の開発がすすめられた結果，技術的には恒温鍛造技術はほぼ確立した。

ここでは，筆者らの取り組みを中心とした Ni 基超合金製ディスクの鍛造と試作例について解説する。

2.2.1 恒温鍛造の工程

Ni 基超合金の超塑性変形挙動を利用して，ニアネットシェイプに鍛造する工程を図 7 に示す⁽⁸⁾。所望の特性を満たすように合金設計された成分の溶解材から真空溶解，ガスアトマイズ法によって粉末が製造される。その後粉末は鋼製容器に脱気密封され，熱間押出し，あるいは HIP 処理によって鍛造用素材が製造される。この段階で素材は微細結晶粒を有するように制御され，鍛造する際には，素材と金型の温度をほぼ同一の温度（1050～1150℃）に加熱し，歪速度 $10^{-2} \sim 10^{-4}/\text{s}$ の間で鍛造される。鍛造材は製品の健全性を保証するためにソニックシェイプに加工された後，超音波探傷による非破壊検査にかけられ，最終機械加工によって仕上げられる。

2.2.2 鍛造設備⁽⁸⁾

変形挙動が歪速度に著しく依存する超塑性材料を鍛造するためには液圧プレスが適当で，鍛造中

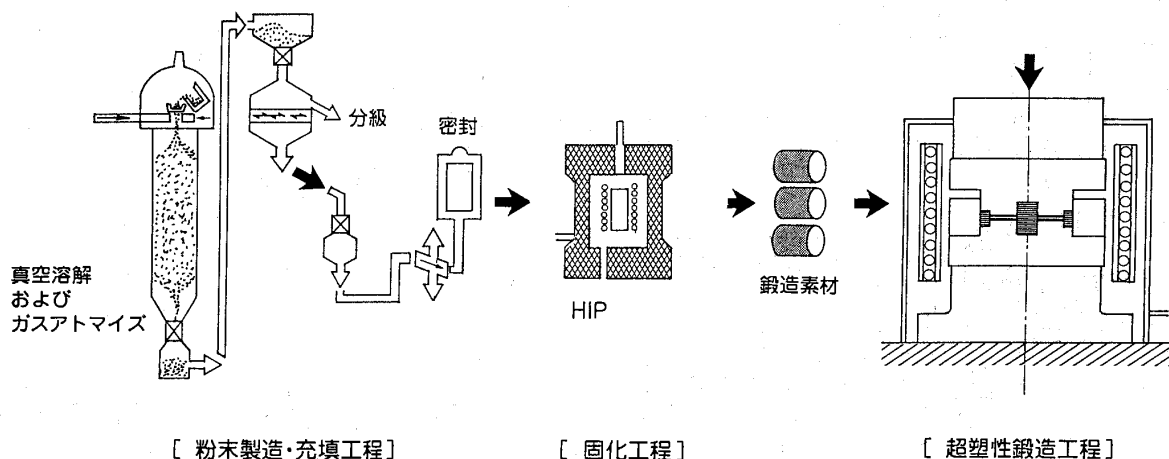


図 7 粉末 Ni 基超合金タービンディスクの製造工程⁽⁸⁾

精度の高い速度制御が望まれる。液压プレス枠内には図8に示すような構成のチャンバが設置され、チャンバ内はArガス等の不活性ガス雰囲気保持される。これは後述の金型材料にモリブデン合金(TZM)を用いるため、耐酸化性にすぐれた型の材料が開発されればチャンバは必ずしも必要でない。支持台上の金型はインダクションヒータで加熱され、支持台と金型の間にはセラミックス製の断熱材が挿入されている。

鍛造中の速度制御は超塑性特性を活用し、かつ、金型が損傷を受けない範囲で短時間に鍛造するために精度の高い制御が必要である。

速度制御の制約条件として

- ①加圧力がプレスの力量制限を超えない
- ②金型面圧が設計強度以下である
- ③鍛造中の歪速度が品質面から規定される最大値を超えない

があり、その条件を満足しながら、最大の速度で鍛造する適応制御超塑性鍛造法が開発されている⁽⁹⁾。この方法を採用すれば一定歪速度で全ストロークにわたって鍛造するよりも短時間で鍛造を行うことができる。

2.2.3 金型材料

Ni基超合金の恒温鍛造において金型は1000°C以上の高温にさらされるので、それに耐える金型材料は限定される。型として使用する以上、大寸

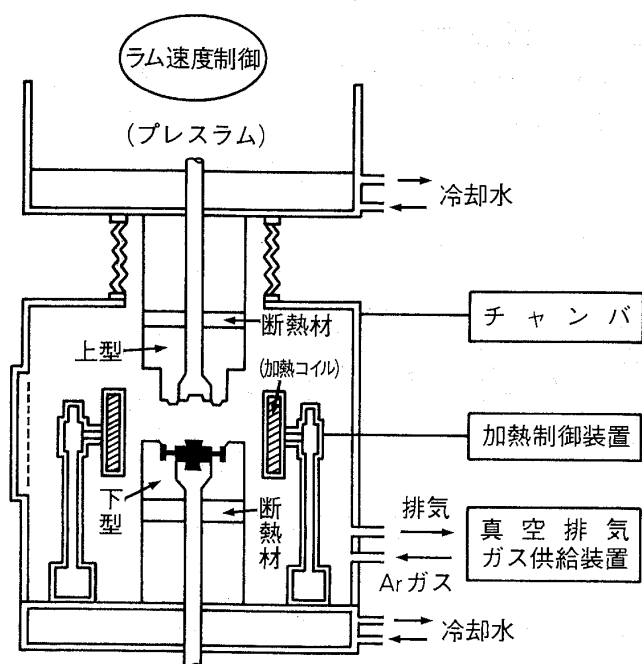


図8 超塑性鍛造設備の概略⁽⁸⁾

法の素材が製作でき、機械加工が可能で、繰返し使用に耐える材料でなければならない。高温強度の高い材料にはNiやCoを基材にした超合金、高融点金属、セラミックスなどがある。図9に各種超合金とモリブデン合金(TZM)の高温硬さを示す⁽¹⁰⁾。Ni基超合金の鍛造に適した温度域ではNi基超合金を金型に使用することはできず、現状では硬さ低下が少ないTZMが使用されている。

セラミックスについては高い硬度を示しているが、大型あるいは複雑形状の金型の適用に信頼性の点で問題があり実用されるには至っていない。

2.2.4 潤滑剤

潤滑剤は、加工荷重を低減し、材料流動を滑らかにする上で重要である。特に恒温鍛造状態の被加工材がほぼ同じ温度の金型に長時間接触するので、潤滑材がないと拡散接合のような状態となり鍛造ができなくなる。

金型にTZMを用い、In. 100超合金のリング圧縮を行った場合の摩擦せん断係数に及ぼす各種潤滑剤の影響を図10に示す^{(9),(10)}。これよりガラス系潤滑剤が恒温鍛造の場合適していることがわかる。

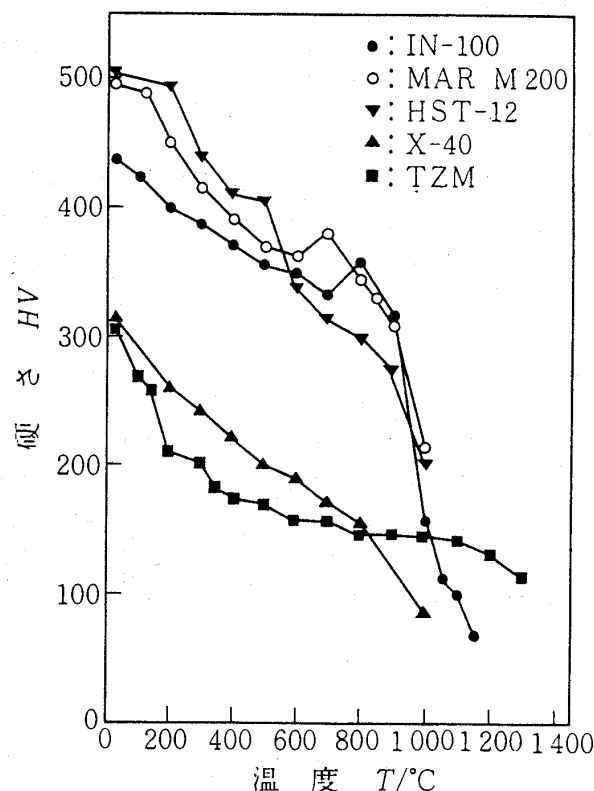
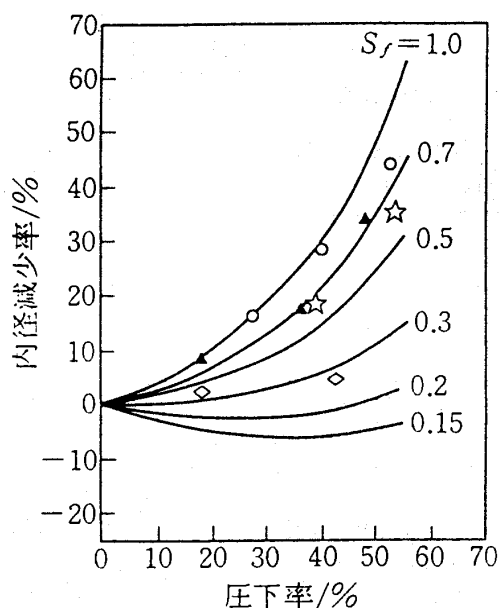


図9 金属材料の硬さにおよぼす温度の影響⁽¹⁰⁾



テスト I

素材：外径 10 mm, 内径 5 mm, 高さ 3.3 mm, 圧縮速度： $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, 温度：1100℃, 雰囲気：真空 (10^{-4} Torr)

潤滑剤

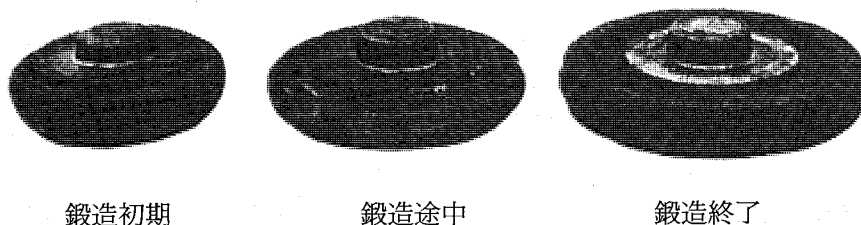
○：グラファイト, ▲：BN, ◇：ガラス

テスト II

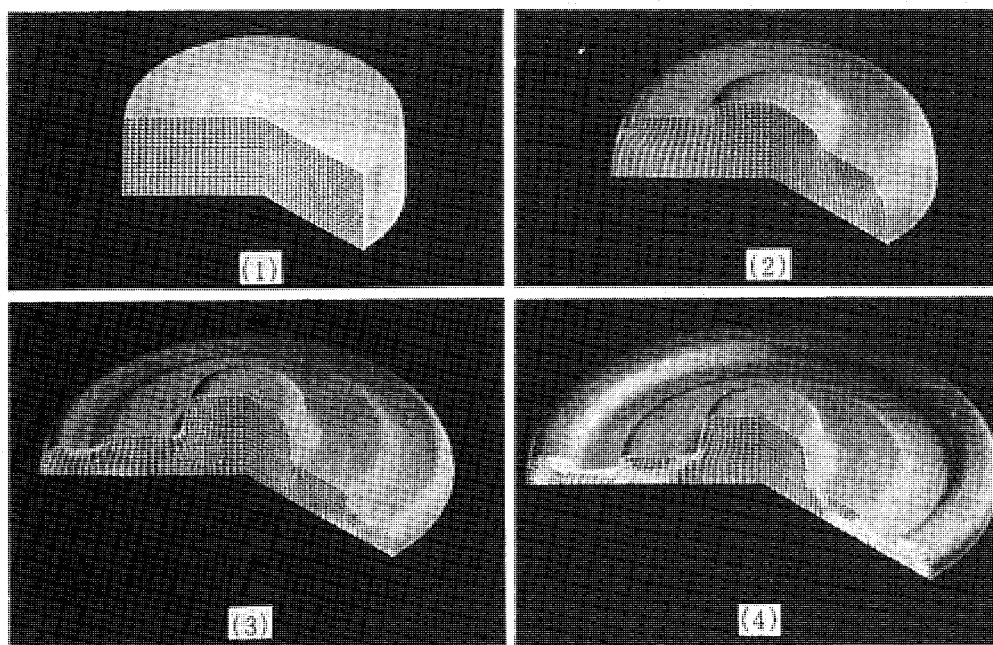
素材：外径 90 mm, 内径 45 mm, 高さ 30 mm, 圧縮速度： $3.0 \times 10^{-2} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, 温度：1090℃, 雰囲気：アルゴンガス

潤滑剤

☆：素材…BN, 金型…グラファイト

図 10 潤滑剤の摩擦せん断係数⁽⁹⁾

(a) 超塑性鍛造材の外観



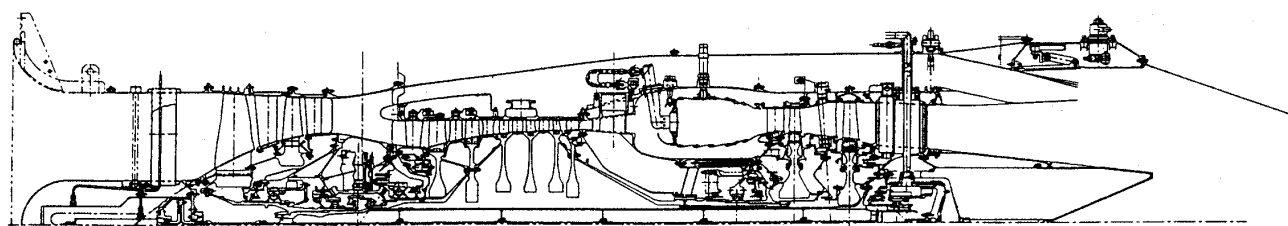
(b) 数値シミュレーションによる変形状態

図 11 Ni 基超合金の超塑性鍛造における変形状態⁽¹¹⁾

2.2.5 恒温鍛造時の変形状態

恒温鍛造に供する Ni 基超合金は高価であり, また, 金型も容易に製作できないため, 従来のよ

うな金型形状や素材形状の決定に試行錯誤は許されない。また多品種少量製品に対応するためにも精度の良いシミュレーションが必要である。



試作ターボエンジン断面図

近年、剛塑性 FEM の発達により鍛造の数値シミュレーションも広く行われるようになり、軸対称形状であれば、計算精度もずい分高くなっている。図 11 は In. 100 超合金の恒温鍛造時の変形を数値解析した結果で⁽¹¹⁾、ディスク鍛造後のマイクロ組織と解析により求めたひずみ分布の対応づけが可能となり、タービンディスクとして必要な低サイクル疲労特性を満足するひずみ量を付加することができる。また、ディスク充満時のひずみ分布は、素材形状によって影響されるので、数値解析による設計技術は最適素材形状を得る上で有用な手段となる⁽¹²⁾。

2.2.6 実用ディスクの試作開発

(A) AF 115 粉末超合金ディスク

国内では前述の鍛造技術だけでなくクリーンルーム中での連続した粉末製造とハンドリングの技術、さらには成形体の非破壊検査技術を整備して粉末冶金で問題になりがちな信頼性の問題を克服し、実物大のディスク製造技術を確立している。図 12 と図 13 は粉末冶金合金の中で最も強度の高いとされる AF 115 合金のソニックシェーブ仕上げのディスクと、そのディスクの鍛造に用いた設備である。

本合金の試作ディスクはエンジンの地上試験でも好結果が得られ、ATF (Altitude Test Facility: 地上にいながら高空を飛行している状態をシミュレーションできる装置での試験) を用いたエンジン試験に供されるところまで来ている。

(B) 複合ディスク

また、高温ガスの中で使用されるタービンディスクでは、中心部 (ボス部) と外周部 (リム部) で要求される特性が異なっている。中心部は、遠心力によって生じる周方向の応力が高くなり、高い引張強度や疲労強度が求められる。一方、外周部は高温部となるため、それに耐え得るストレス

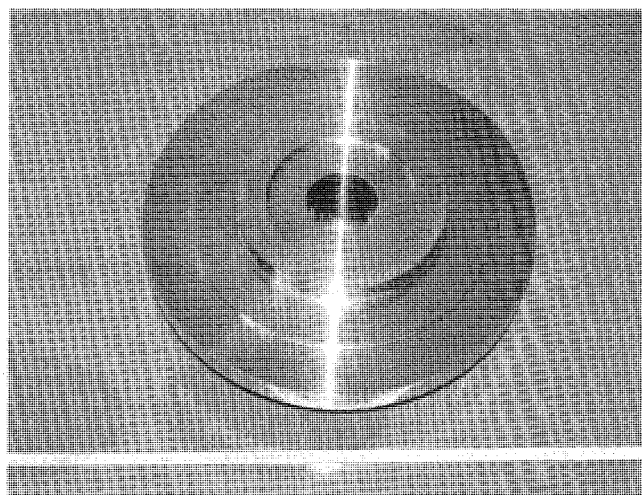


図 12 恒温鍛造された工技院 HYPR プロジェクト向粉末 AF 115 ディスク (520 mmφ) と同試作ターボエンジン断面図

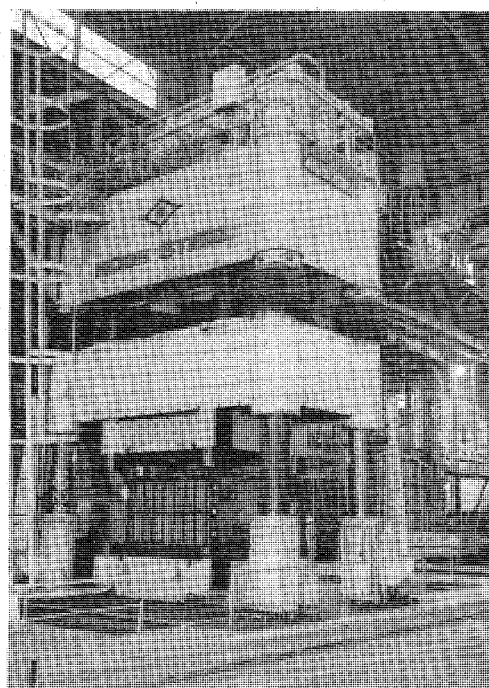


図 13 超合金恒温鍛造プレス (5000 t) とダイセットが内蔵された真空チャンバー

ラプチャ特性が必要である。このようなディスク材として、中心部と外周部をそれぞれ望ましい特性を持つように合金成分を調整し、それらを組合わせた複合ディスクも提案されている⁽¹³⁾。筆者らも「ガスアトマイズ微粉末→HIP→恒温鍛造」プロセスを応用して粉末複合ディスクの試作を行っており⁽¹⁴⁾、HIP過程で素材形状を種々の形態に複合化し、恒温鍛造にて仕上げることを試みている。今後、航空機ジェットエンジンや発電機用ガスタービンの複合部品開発に威力を発揮することを期待している。

3. 終わりに

粉末冶金 Ni 基超合金を中心に TMP プロセスと恒温鍛造技術について概説した。耐熱合金を鍛造する技術は米国を中心に発達し、欧州でも共同開発が進められている。我国においてもここ 10 年来の研究が進められたが、実用化を達成するには、材料、金型技術、操業技術などに関する課題が残されている。今後航空宇宙分野の発展やコージェネレーション発電用の高効率ガスタービンなどの

エネルギー分野で耐熱合金部品のニーズが増大することを考えると、この種の技術の進歩が期待される。

参考文献

- (1) Domald R. Muzyka, Met Eng Qua Nov (1971), 325
- (2) S. D. Antolovich, 'Super alloys 1992' (1992), 33, TMS 社
- (3) 同上 23
- (4) 今村, 電気製鋼, 64-2 (1993), 84
- (5) Edward A. Loria, Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (1994), 1, TMS 社
- (6) 同上, 229
- (7) 同上, 239
- (8) 高性能結晶制御合金技術ハンドブック 日本規格協会, (1991), 402
- (9) 松下ら, 塑性と加工, 27-302 (1986), 429
- (10) 大内ら, 塑性と加工, 28-316 (1987), 459
- (11) 松下ら, R&D 神鋼技報, 37-4 (1987), 23
- (12) 津田ら, 塑性と加工, 32-368 (1991), 1154
- (13) Ewing, B. A. : SUPER ALLOY (1980), 169, TMS 社
- (14) 金丸ら, 塑性と加工, 32-368 (1991), 1160

入 会 者 名 簿

正 会 員

吉 田 博 夫 (機械技術 研 究 所)	安 昭 八 (石川島播 磨重工業)	山 下 一 憲 (荏原製作所)
佐 伯 博 文 (三菱重工業)	井 出 琢 磨 (石川島播 磨重工業)	荒 川 忠 男 (日立製作所)
青 柳 稔 (石川島播 磨重工業)	安 藤 天 (東北電力)	鈴 木 祐 輔 (東北電力)
長 井 政 雄 (新潟鉄工所)	佐久間 俊 雄 (電力中央 研 究 所)	長 濱 利 和 (日本ポール)
真 保 正 道 (東京電力)	小 川 泰 規 (東京電力)	保 科 幸 雄 (日本内燃力 発電設備協会)
今 村 龍 三 (石川島播 磨重工業)	孫 野 成 和 (ヤンマー ディーゼル)	合 田 真 琴 (川崎重工業)
山 崎 賢 一 (東京電力)	市 原 弘 康 (東京電力)	波 場 義 博 (東京電力)
三 澤 将 宏 (石川島播 磨重工業)		

学生会員から正会員へ

松 沼 孝 幸 (機械技術 研 究 所)	村 田 耕 史 (筑波大学)
-------------------------	----------------

学生会員

遠 藤 靖 明 (東海大学)

賛助会員

ジャパングスタービン(株) 千代田化工建設(株) 石川島防音工業(株)

ラプチャ特性が必要である。このようなディスク材として、中心部と外周部をそれぞれ望ましい特性を持つように合金成分を調整し、それらを組合わせた複合ディスクも提案されている⁽¹³⁾。筆者らも「ガスアトマイズ微粉末→HIP→恒温鍛造」プロセスを応用して粉末複合ディスクの試作を行っており⁽¹⁴⁾、HIP過程で素材形状を種々の形態に複合化し、恒温鍛造にて仕上げることを試みている。今後、航空機ジェットエンジンや発電機用ガスタービンの複合部品開発に威力を発揮することを期待している。

3. 終わりに

粉末冶金 Ni 基超合金を中心に TMP プロセスと恒温鍛造技術について概説した。耐熱合金を鍛造する技術は米国を中心に発達し、欧州でも共同開発が進められている。我国においてもここ 10 年来の研究が進められたが、実用化を達成するには、材料、金型技術、操業技術などに関する課題が残されている。今後航空宇宙分野の発展やコージェネレーション発電用の高効率ガスタービンなどの

エネルギー分野で耐熱合金部品のニーズが増大することを考えると、この種の技術の進歩が期待される。

参考文献

- (1) Domald R. Muzyka, Met Eng Qua Nov (1971), 325
- (2) S. D. Antolovich, 'Super alloys 1992' (1992), 33, TMS 社
- (3) 同上 23
- (4) 今村, 電気製鋼, 64-2 (1993), 84
- (5) Edward A. Loria, Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (1994), 1, TMS 社
- (6) 同上, 229
- (7) 同上, 239
- (8) 高性能結晶制御合金技術ハンドブック 日本規格協会, (1991), 402
- (9) 松下ら, 塑性と加工, 27-302 (1986), 429
- (10) 大内ら, 塑性と加工, 28-316 (1987), 459
- (11) 松下ら, R&D 神鋼技報, 37-4 (1987), 23
- (12) 津田ら, 塑性と加工, 32-368 (1991), 1154
- (13) Ewing, B. A. : SUPER ALLOY (1980), 169, TMS 社
- (14) 金丸ら, 塑性と加工, 32-368 (1991), 1160

入 会 者 名 簿

正 会 員

吉 田 博 夫 (機械技術 研 究 所)	安 昭 八 (石川島播 磨重工業)	山 下 一 憲 (荏原製作所)
佐 伯 博 文 (三菱重工業)	井 出 琢 磨 (石川島播 磨重工業)	荒 川 忠 男 (日立製作所)
青 柳 稔 (石川島播 磨重工業)	安 藤 天 (東北電力)	鈴 木 祐 輔 (東北電力)
長 井 政 雄 (新潟鉄工所)	佐久間 俊 雄 (電力中央 研 究 所)	長 濱 利 和 (日本ポール)
真 保 正 道 (東京電力)	小 川 泰 規 (東京電力)	保 科 幸 雄 (日本内燃力 発電設備協会)
今 村 龍 三 (石川島播 磨重工業)	孫 野 成 和 (ヤンマー ディーゼル)	合 田 真 琴 (川崎重工業)
山 崎 賢 一 (東京電力)	市 原 弘 康 (東京電力)	波 場 義 博 (東京電力)
三 澤 将 宏 (石川島播 磨重工業)		

学生会員から正会員へ

松 沼 孝 幸 (機械技術 研 究 所)	村 田 耕 史 (筑波大学)
-------------------------	----------------

学生会員

遠 藤 靖 明 (東海大学)

賛助会員

ジャパングスタービン(株) 千代田化工建設(株) 石川島防音工業(株)

ガスタービン・エンジン部品へのコーティング技術

川崎重工業(株) 森 川 美 広
〃 岡 本 隆 治

まえがき

ガスタービン・エンジンは、高効率・長寿命化が重要なテーマであり、タービン入口温度の高温化および高温部品の長寿命化のための各種の研究開発が行われている。これらの開発では、耐熱材料の開発とともに重要な役割を担うものとして、コーティング技術があげられる。すなわち、高温燃焼ガスの中で材料の温度を低く保つためのセラミックス遮熱コーティング、燃焼ガスによる材料の酸化・腐食を抑えるための耐酸化・耐食コーティング、熱膨張や振動により生じるフレットング摩耗を防ぐための耐摩耗コーティング、回転部と静止部との隙間で圧縮空気や燃焼ガスのシールの役割を果たし、エンジン効率を向上させるためのアブレイダブル・アブレッシブコーティング等であり、これらは最適な部位に最良のコーティング

材料を最良の施工方法で適用するようにたゆまない研究が行われている。

当社では、ガスタービン・エンジン部品の表面改質のために30年以上前より、ガス式およびプラズマ溶射法、および化学蒸着法(CVD)を適用しているが、近年、低圧プラズマ溶射法(LPPS)を導入し、タービン部品への高品質コーティングの適用も図っている。本稿では、これらの手法を用いた、ガスタービン・エンジン部品へのコーティング適用例と、評価試験の一部について述べる。

1. ガスタービン・エンジン部品へのコーティング

図1は、当社の汎用ガスタービン・エンジンの一つであるM1A-13を例に、代表的なコーティング例を示したものである。この様にコーティング箇所は多岐に及び、その多くは、大気プラズマ

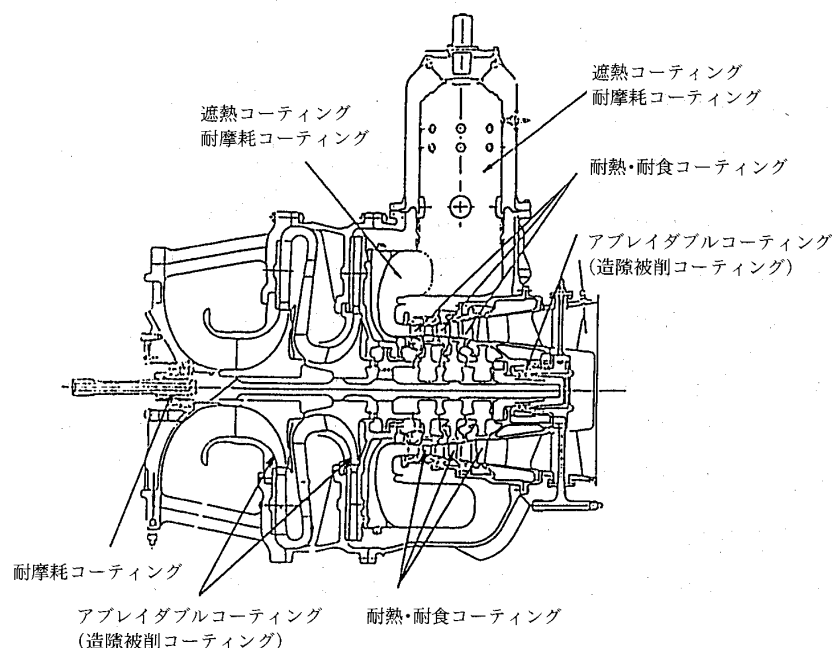


図1 コーティング適用例

(平成7年10月4日原稿受付)

溶射法により適用されているが、以下に、代表部品のコーティング適用例について説明する。

1.1 燃焼器

高温燃焼ガスを発生する燃焼器の内面には、その表面を、熱伝導率の低いセラミックスで覆い、高温燃焼ガスからの熱流量を少なくすることによって、燃焼器のメタル温度を下げる、セラミックス遮熱コーティング (通常 TBC と呼ばれる) が 10 年以上前から、大気プラズマ溶射法により適用されてきた。

当初は、Ni-Al, あるいは Ni-Cr をボンド層 (結合層) 材料に、また、マグネシア安定型ジルコニアをセラミックス層材料とする 2 層コーティングシステム、あるいは、中間層として、ボンド層材料とセラミックス層材料の混合材料層を挟む、3 層コーティングシステムが適用されてきた。

その後、燃焼温度の高温化に対応して、ボンド層、セラミックス層、双方の材料開発が進められた。図 2 に、材料のバーナーリグ試験結果の 1 例を示す⁽¹⁾が、この様な開発材料に対する評価試験

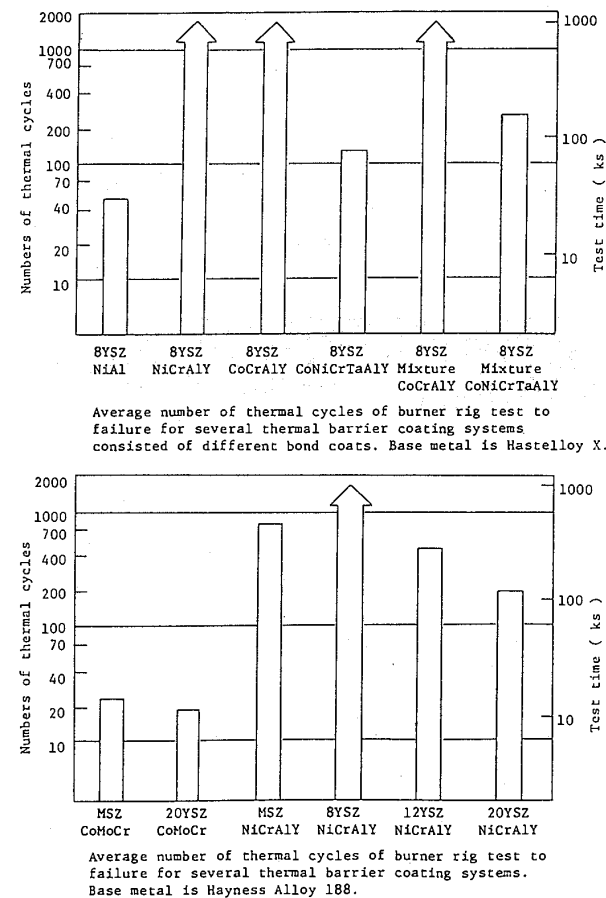


図 2 バーナーリグ試験結果

の結果、現在は、ボンド層を、MCrAlY 合金 (M は Ni, Co, Fe 等), セラミックス層を、イットリア安定型ジルコニアとする 2 層コーティングシステムが、最も有効なコーティングシステムとして、大気プラズマ溶射法により適用している。このコーティングシステムを適用した燃焼器は、既に、延べ、100 万時間以上の運用実績がある。

バーナーリグ試験については、2 項で述べることにする。

1.2 タービン動静翼

タービン動静翼は、高温の燃焼ガス雰囲気からされる為、酸化、高温腐食を防止するためのコーティングが必要であるが、従来の大気プラズマ溶射では密着強度が不足すること、また、適切な溶射材料が開発されていなかったことなどから、溶射以外のコーティング方法が適用されてきた。従来から適用していたコーティング方法としては、アルミニウム等を化学気相メッキ後拡散処理する Al パックコーティング、それにプラチナを加えた Pt-Al パックコーティング等の CVD 法であり、その後高温酸化および高温腐食の両面に優れた性能を示す MCrAlY 合金 (M は Ni, Co, Fe 等) が開発され、電子ビームを熱源とする真空蒸着法 (以下 EB-PVD と記す) でのコーティングの適用も行ってきた。

図 3 は、耐酸化・耐食コーティングの開発動向をまとめたものである^{(2),(3),(4),(5)}。この MCrAlY 合金のコーティング方法としては、図 3 に示す様に、EB-PVD 法および、低圧プラズマ溶射法がある。

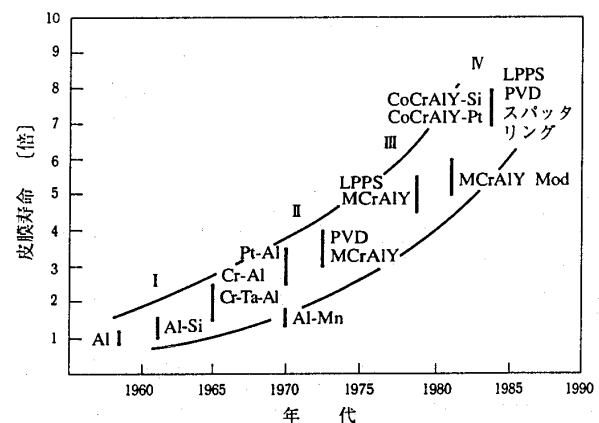


図 3 コーティング開発の推移

低圧プラズマ溶射は、不活性ガスの低圧雰囲気中でプラズマ溶射を行うもので、図4に示すように、プラズマ・ジェット速度が、大気プラズマ溶射と比べて格段に速く、溶射材料粒子の基材への衝突速度が大きくなること⁽⁶⁾、図5に示すように、大気圧下に比べノズル出口からの温度降下が小さく、溶射材料粒子の熔融状態が安定し均質な皮膜が得られること⁽⁷⁾、また不活性ガスの低圧雰囲気のため基材の温度上昇による酸化汚染が問題とならない等の理由により、非常に緻密で密着強度の優れた高品質のコーティングが期待される施工方法である。図6に基材予熱温度と密着強度の関係を示すが、この様に、溶射中の基材の温度を上げることが密着強度の上昇に有効であるとの報告もある⁽⁸⁾。

さらに、従来の大気プラズマ溶射では MCrAlY

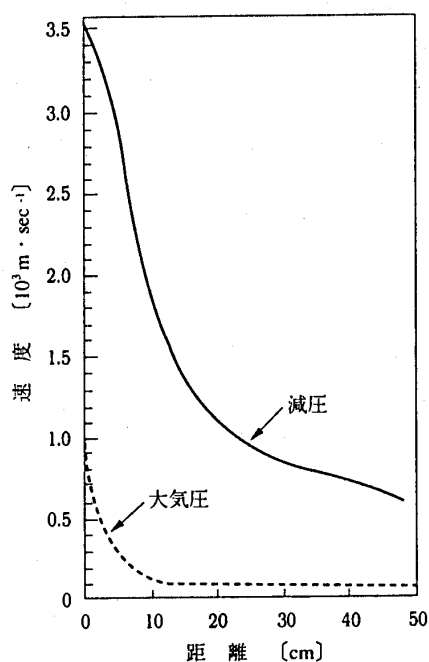


図4 プラズマ・ジェット速度分布計算結果

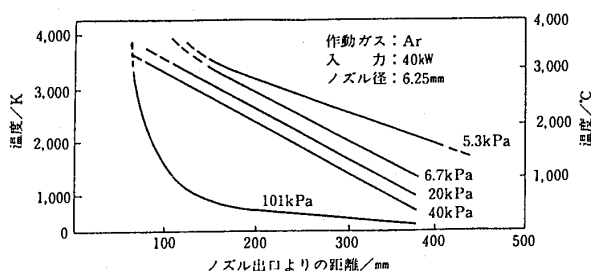


図5 プラズマ・ジェット中心軸上温度分布

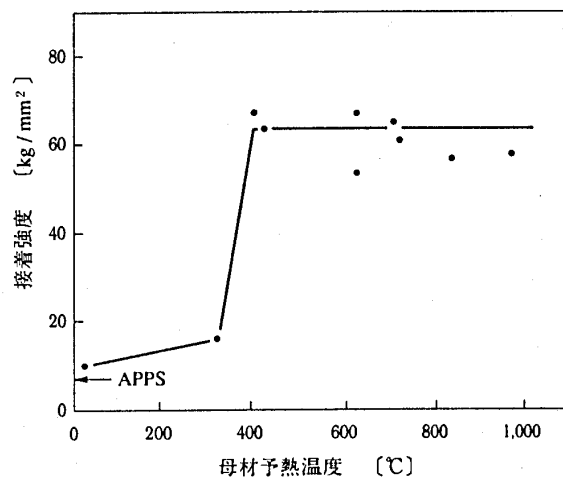
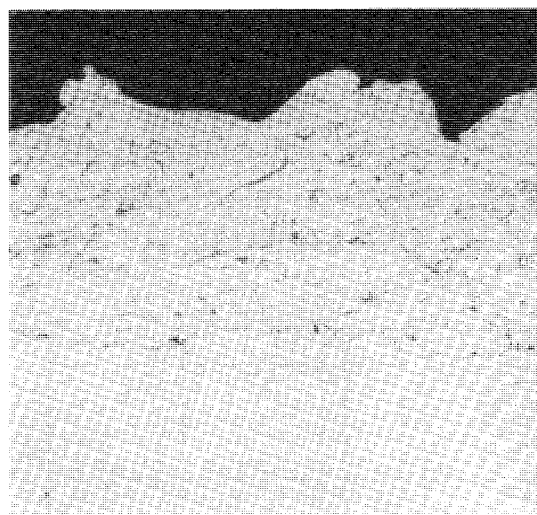
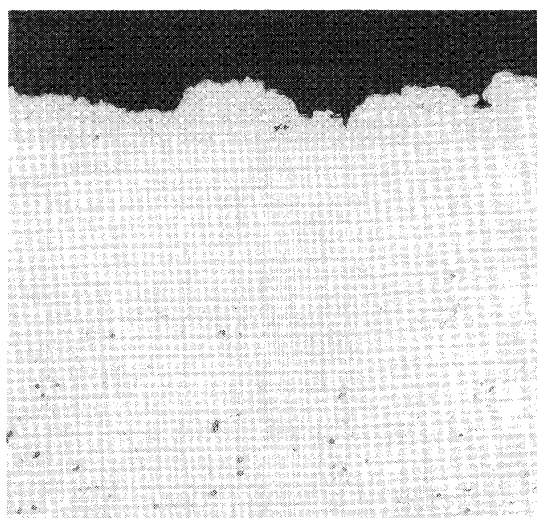


図6 コーティング密着強度



大気プラズマ溶射



低圧プラズマ溶射

図7 断面マイクロ組織 (200倍)

合金に包含される酸素に活性な Al や Y が溶射中に酸化を受ける結果、耐酸化抵抗性を失うこと、ガス吸蔵が起こるなどの問題があったが、低圧プラズマ溶射法の開発により、これらの問題も解決し、コーティングの品質は飛躍的に改善され、タービン動静翼へのコーティングを可能にした。図7に代表的な大気プラズマ溶射と低圧プラズマ溶射の断面ミクロ組織を示す。

当社では、材料の選択幅が広く、また汎用性に富む低圧プラズマ溶射法に着目し、その適用化を図り、現在、各種評価試験の結果、当社の汎用ガスタービン・エンジンのタービン動翼へのコーティングを実用に移した。これまでに、運用された時間は、延べ、100万時間を越えている。

図8に、当社が導入した低圧プラズマ溶射装置の外観を示す。装置の基本構成は図9に示すように、メインチャンバ、プラズマ溶射ガン、溶射ガンを移動させるガンモーションメカニズム、被溶射部品を保持移動させるスティング、被溶射部品

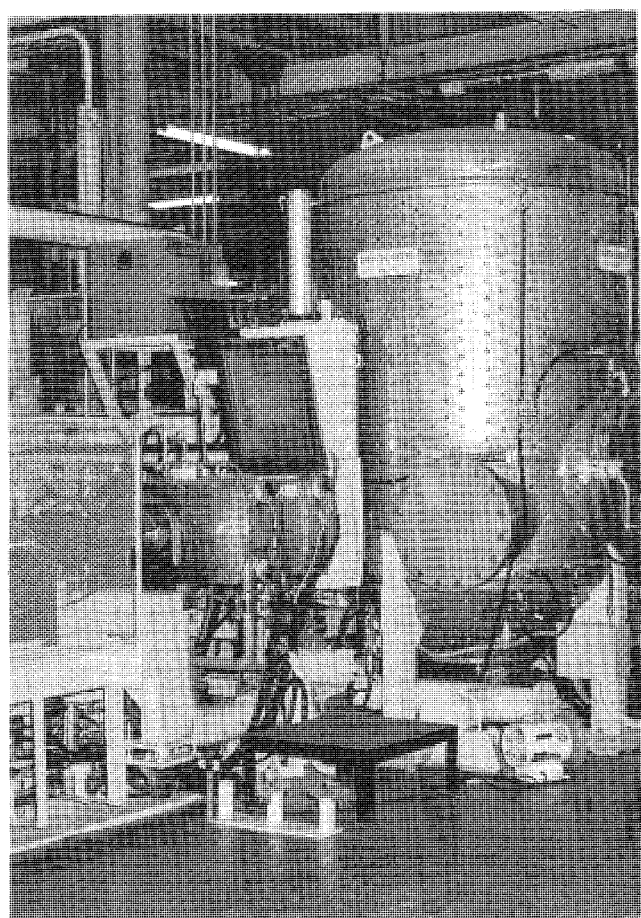


図8 低圧プラズマ溶射装置外観

を着脱、予熱するプリヒートチャンバ、その他に120 kW プラズマ電源、溶射パウダフィード、真空排気系、冷却系、制御系からなる。

この装置は、プリヒートチャンバで保持され、均一に予熱された部品が、真空を維持したメインチャンバに送られ、トランスファーアークによるクリーニング後、直ちに溶射を行うシステムとなっている。また、翼形状の部品を対象とするために、3軸のガンモーションと、2軸のスティングモーションをCNC制御し、これらとプラズマ溶射情報とを集中制御する完全自動溶射装置となっている。

さて、ガスタービン・エンジンのタービン動静翼は、高温高速の燃焼ガスに曝されるため、使用される材料には特に高温クリープ特性と熱疲労特性の優れたものが要求される。そのため従来の多結晶鑄造翼は、より高温特性の優れた一方向性凝固鑄造翼に、さらに単結晶鑄造翼にと改良が行われているが、高効率のガスタービン・エンジンが要求する燃焼ガス温度は、これらの翼材料の使用温度を超えたところにある。従って、高温部に使用されるタービン動静翼は、翼内部に冷却通路を設け、圧縮機から導かれた空気で強制冷却を行わなければならない。しかし、小型ガスタービン・エンジンのタービン動静翼は、寸法的にも非常に小さく、革新的な内部冷却構造が採用しにくい。またこの冷却のために、圧縮空気を多量に使用することは、エンジンの効率を低下させることになる。そのため、タービン動静翼の表面に対しても、より少ない冷却空気量で動静翼材料の温度を下げ

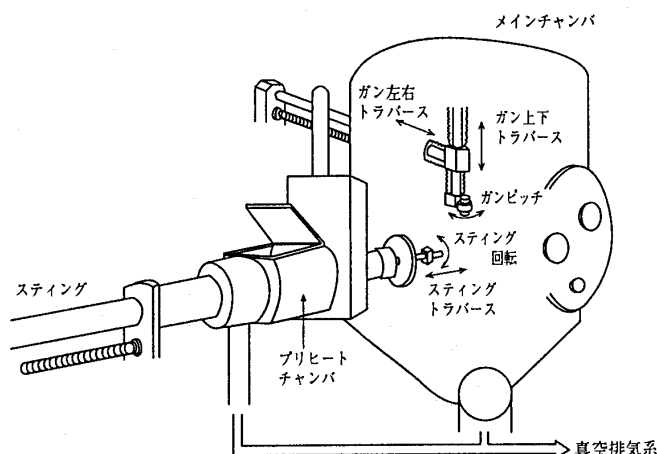


図9 低圧プラズマ溶射装置・動作機構

ることが可能であるセラミックス遮熱コーティングの適用が有効である。

このセラミックス遮熱コーティングは、前述の様に、燃焼器の内面等には既に適用されているが、タービン動静翼に関しては、使用環境が異なること、およびその形状の複雑さ、特にタービン動翼では、剝離損傷が生じない信頼性の高い遮熱コーティングが要求されるため、適用されていなかった。

しかしながら、低圧プラズマ溶射法の導入により、セラミックス遮熱コーティングをプラズマ溶射する際に、部品とセラミックスの間の密着強度を高めるために溶射されるボンド層（結合層）のプラズマ溶射の品質が改善され、タービン静翼へのコーティングの適用を可能にした。

現在、タービン静翼のセラミックス遮熱コーティングは、ボンド層を5軸CNC制御の低圧プラズマ溶射装置、またセラミックスのトップコーティングは、当社製6軸多関節ロボットを用いた大気プラズマ溶射装置により施工している。

コーティング材料は、ボンド層として、MCrAlY合金、また、トップコーティング材料としては、イットリア安定型ジルコニアを適用している。

図10に、セラミックス遮熱コーティングを施工した、タービン静翼の外観を示す。

また、図11, 12は、当社製ガスタービン動静翼

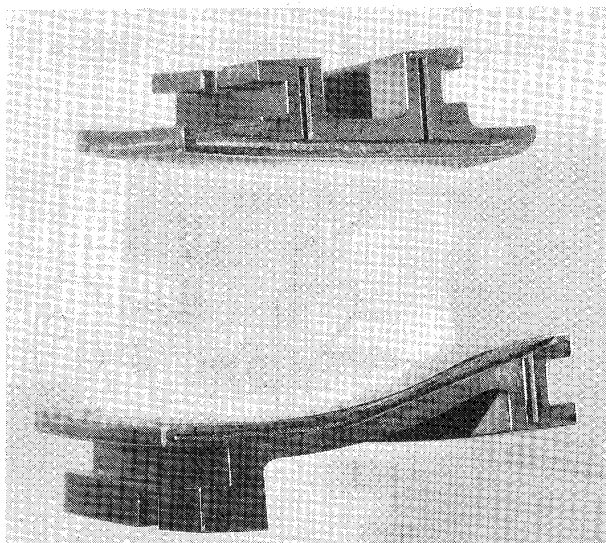


図10 セラミックス遮熱コーティング
外観（タービン静翼）

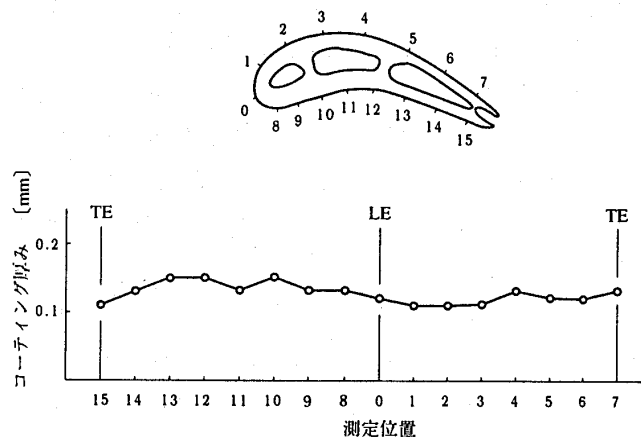


図11 コーティング厚み分布
(MCrAlY)

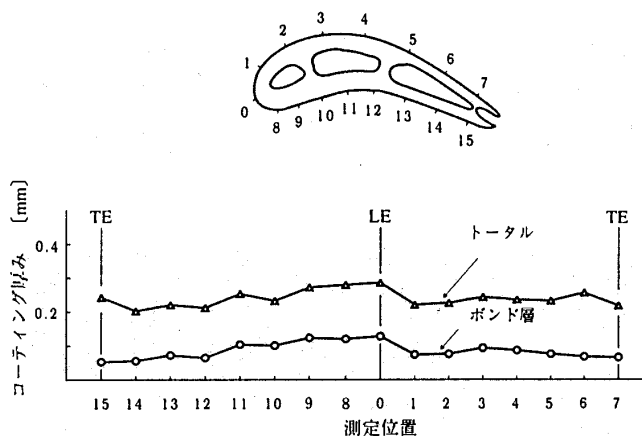


図12 コーティング厚み分布 (TBC)

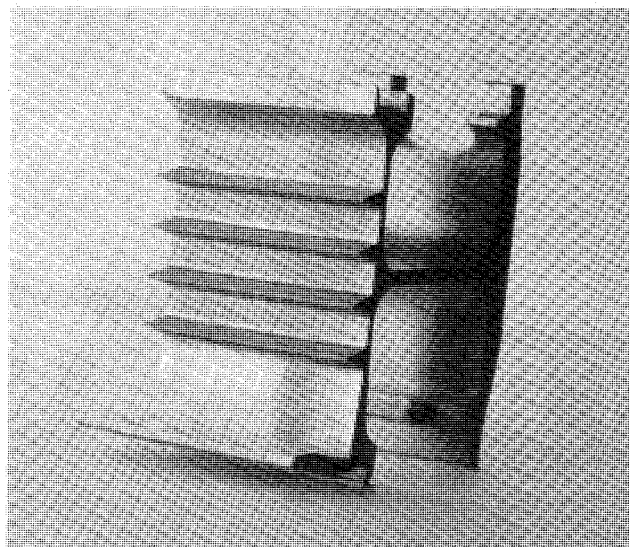


図13 シール部品例（カットモデル）

のコーティング厚み分布の1例を示したものである。

1.3 タービン動翼先端

タービン動翼先端のクリアランスが効率に与える影響が大きく、効率向上のためにはクリアランスを最小に維持する必要がある。このため、過渡運転状態において、動翼がシールシュラウドとラビングしても動翼が損傷しない様にするのが有効である。

比較的温度の低い低圧タービン部や出力タービン部には、従来より大気プラズマ溶射法によりコーティングが実施されている（図13にナイフエッジシールの先端に Al_2O_3 をコーティングした部品例を示す。）が、温度の高い高圧タービン部の動翼先端へのコーティングは実施されていなかった。

当社では、現在、溶融した溶射材料粒子が、不活性ガスでシールドされた範囲を飛行し、酸化することなく基材と凝着するように工夫された、アルゴンシールド法により $MgCrAlY$ と Al_2O_3 を混合した材料をコーティングしている。溶射材料は、次項で述べる高温シール試験機による評価試験により選定した。

図14にタービン動翼先端へのアブレッシブコーティングの断面マイクロ組織を示す。

2. コーティングの評価方法

コーティングの実用化にあつては、実機のエンジン環境が非常に複雑であるために、最終的に

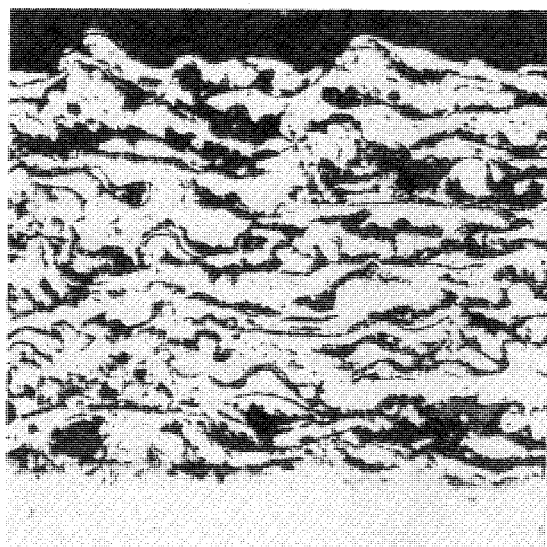


図14 断面マイクロ組織 (200倍)
(タービン動翼先端)

は、実機エンジンに組み込んで、その寿命や、信頼性を確認する必要があるが、コーティング方法や、コーティング材料の候補を選定するために、次に述べる様な、評価試験が実施される。

2.1 バーナーリグ試験

図15にバーナーリグ試験機の概略図を示す。バーナーリグ試験機は、ガスタービン・エンジンの燃焼器出口部分の環境を再現するための試験機で、プロアーから供給される空気に燃料を吹き込み、燃焼させ、ノズルから高温高速の燃焼ガスを発生するものである。

図16にバーナーリグ試験機の試験片保持部を示すが、この様に通常、複数の試験片を取り付け回転させながら、同時に比較試験をすることにより評価する。この試験機は、コーティングの耐酸化・耐食性、あるいは耐熱衝撃性の評価に用いられる。

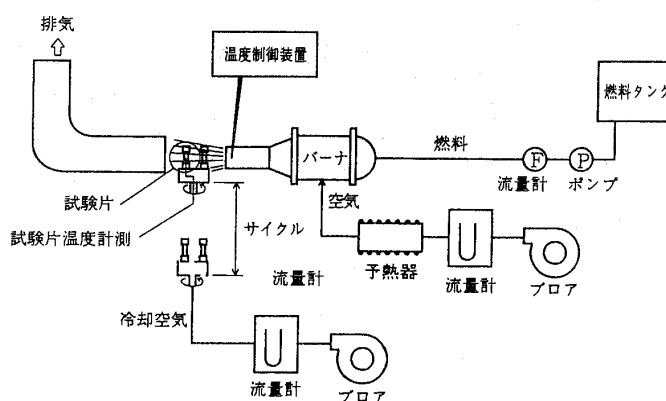


図15 バーナーリグ試験機外観

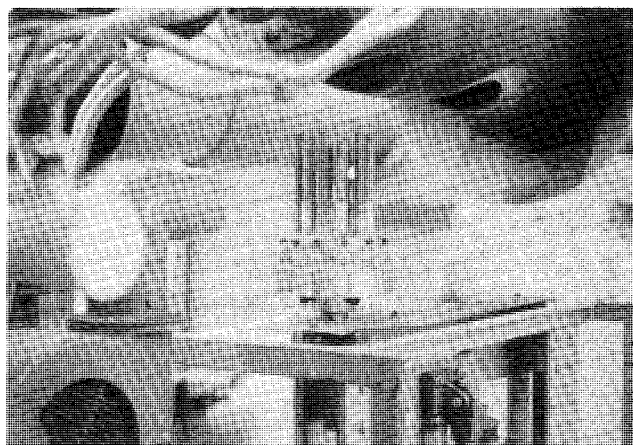


図16 バーナーリグ試験機
(試験片保持部)

耐食性試験の場合は、高温腐食が、塩分と燃料に含まれるイオウ分により発生するため、このような腐食環境雰囲気を再現し、試験を加速するために、燃焼ガス中に海水を吹き込み、燃料中にイオウ分を添加して試験を行う。

試験結果は、外観目視、ミクロ組織（腐食深さ、コーティング厚み等）、重量変化等により評価される。

またセラミックスコーティングは、金属表面に熱伝導率、および熱膨張率の異なるセラミックスをコーティングするために、エンジンの起動・停止による熱履歴により、割れ、剥離が発生する。したがって、熱衝撃試験では、エンジンの起動・停止状態を再現するため、試験片を、燃焼ガス流と常温空気流との間を往復させることにより、加熱・冷却を繰り返し、セラミックスコーティングに割れ、剥離が発生するまでのサイクル数を評価する。

2.2 高温シール試験

図 17 に高温シール試験機の試験状況を示す。高温シール試験機は、タービンプレード先端部の摩耗特性を評価する試験機で、回転するディスクと、静止側のシュラウドに相当するダミーシュラウドを保持する部分とから構成される。

試験は、ディスクの周囲に、先端にコーティング（アブレッシブコーティング）したダミーブレードを埋め込み、高速回転させながら、アブレイダブルコーティングされた、ダミーシュラウドを押しつけ、その接触部は、高周波誘導加熱により、実機相当の温度に保たれ状態で実施される。試験結果は、ダミーブレード、ダミーシュラウド双方のコーティング表面の摩耗の状態、付着物の有無等を調査・検討することにより評価され、最適のコーティングの組み合わせを選定することが可能である。

あとがき

ガスタービン・エンジン部品へのコーティングに関して、一部ではあるが、当社の現状について報告した。

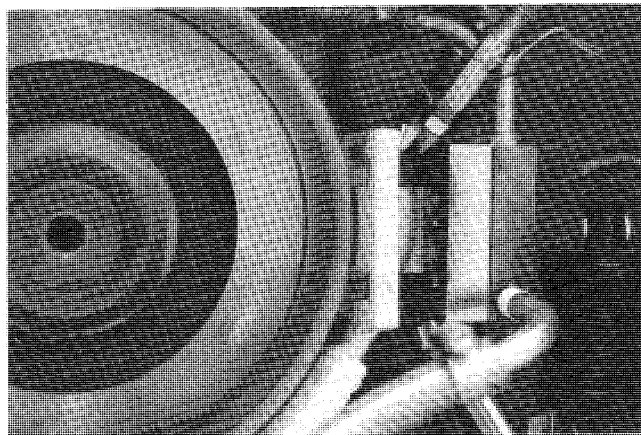


図 17 高温シール試験機

ガスタービン・エンジンの、タービン入口温度の高温化は、年々進んでおり、コーティングへの期待も大きい。当社では、低圧プラズマ溶射法によるコーティング品質の改良・適用化を図っているが、コーティング品質の改良は、コーティング技術だけでなく、コーティング材料によるところも大きく、この分野での開発を期待している。

参考文献

- (1) N. Akikawa, Ceramic Coating System for Thermal Insulation by Plasma Spraying, Proc. 7th ICVM (1982), p. 330
- (2) Shepard, S. B., NAVSE Marine Gas Turbine Materials Development Program, Naval Engineers Journal, August ('81), p. 65
- (3) Goward, G. W., Hot Corrosion of Gas Turbine Airfoils, MCIC Report, MCIC-77-33
- (4) Lordi, F. D., foster, A. D., Schilling, W. F., Gas Turbine Bucket Coatings Reduce Corrosion Attack, Modern Power System, April ('83), p. 37
- (5) S. Nagai, Current Surface Treatment for Gas Turbine Engine, Boshoku Gijutsu, 34 (1985) p. 573-579
- (6) K. Takeda, Japan Inst. Metals, 24 [10] ('85) p. 822
- (7) P. C. Wolf and F. N. Longo, Proc. 9th Int. Thermal Spray Conf. (1980), p. 187
- (8) K. Hayashi, M. Ito, A. Nogami, K. Takeda, Proc. 8th, Int. Symposium on Plasma Chemistry (1987) p. 1940

高純度ニッケル基超合金の評価技術の進歩

(株)ジャパンエナジー 傳 田 岳 史
日鉱特殊金属(株) 清 水 史 幸

1. はじめに

ニッケル基超合金の純度は合金の機械的性質や破壊強度に大きく影響することが知られている。なかでも特筆すべきは、電子ビームコールドハース溶解法⁽¹⁾などの高純度溶解法により不純物元素を低減し、非金属介在物の量と大きさを低減すると、疲労寿命を格段に長くすることができることである。

高純度化による疲労寿命延長の機構は、まず、非金属介在物の量が少なければそれを起点としたき裂の発生の確率が低いということ、また、介在物が小さければ他の応力集中要因（たとえば粒界の炭化物）と比べて無害であるか、たとえ起点となっても初期き裂長さが小さくてすむということである。そして、疲労寿命を正しく予測するためには、疲労き裂が微小き裂から伝ばし大きなき裂へと成長して破壊に至るまでの過程での純度とき裂伝ば則との関連性も重要である。

以下では、まずニッケル基超合金の純度の評価方法について、つぎに疲労強度を中心に純度がニッケル基超合金の強度に及ぼす影響についての最近の研究例を示す。

2. 純度の評価方法

クリーンな合金の定義を、き裂発生の要因となり得るような冶金的工場で生成する有害な欠陥を含まない高品質な合金材料⁽²⁾と考えれば、それらの欠陥の大きさと分布を調べるのが純度の評価である。有害な欠陥として主に問題となるのは金属の酸化物、窒化物、硫化物を主体とする介在物であり、介在物の量と大きさを定量的、あるいは準定量的に測定することにより純度を評価することが広く行われている。

ニッケル基超合金中では、 Al_2O_3 、 CaO 、 MgO 、 HfO_2 、 TiO 、 TiN 、 CaS 、 MgS がそれぞれ単独あるいは複合した形態で観察される。出川ら⁽³⁾によって論じられているように、介在物の生成は溶湯中の酸素、窒素、硫黄等の不純物元素と金属元素との反応の問題である。市販のニッケル基超合金で多く検出される TiN についていえば、溶湯中で TiN 粒子が安定して存在できるかどうかは窒素の溶解度に関係している⁽⁴⁾。

代表的ニッケル基超合金である IN 718 中の窒素の溶解度は融点直上で 40 ppm であり、過剰な窒素は $\text{Ti} + \text{N} = \text{TiN}$ の形態で存在する。溶湯中で生成する TiN は MgO 粒子を核として MgO 粒子を囲むように析出し粗大なものとなることが多い。 MgO が安定して存在できるのは溶解度以上の過剰な酸素があるためであり、IN 718 中の酸素の溶解度は融点直上の温度で 5 ppm である。したがって、有害な TiN フリーの溶湯の条件は窒素 40 ppm 以下、酸素 5 ppm 以下となる。

代表的な定量的介在物分析方法として種々の金属材料に対して古くから行なわれているものに抽出分離法⁽⁵⁾がある。これはマトリックスを選択的に分解する試薬を用いて酸分解あるいは電気分解し、介在物を残渣として抽出するものであるが、多くの工程からなる抽出作業は長時間を要する。迅速な介在物分析方法としてニッケル基超合金に対して広く行なわれている準定量的方法に、電子ビームボタン溶解法がある。これは、1980 年代の始めごろから欧米のタービングレードニッケル基超合金メーカーが用いてきた方法であるが^{(6),(7)}、図 1 に示すように真空中で 1 kg 程度のサンプルを電子ビーム照射により半球状の水冷銅のつぼに溶かし落としてボタンを造り、低比重の介在物をボタン表面中央部に浮上させた後にボタンを冷

(平成 7 年 9 月 19 日原稿受付)

却凝固させ、凝集した介在物の大きさと量を走査型電子顕微鏡を用いてイメージ解析することにより測定するものである。介在物の凝集した部分を介在物ラフトと呼んでいる。電子ビームの出力と照射パターンの調整によって半球状の水冷銅るつぼ内の材料の凝固をコントロールし、溶湯中に初めから粒子として存在する介在物と凝固過程で析出する介在物の両方が比重差によって浮上するのに十分な時間を与えている。

介在物粒子の捕集効率については Shamblen ら⁽⁷⁾や Quested ら⁽⁸⁾によって研究されている。表1に示すのは意図的に種々の介在物粒子を添加したニッケル基超合金を電子ビームボタン溶解し、捕集した介在物を分析した結果をまとめたものである⁽⁸⁾。50 μm 以上の大きさの介在物が添加された場合については電子ビームボタン溶解法の捕集効率は良好であるが、介在物が小さくなるにしたがい捕集効率が落ちるようである。しかし、この方法は迅速にニッケル基超合金の清浄度をランク付けする尺度としては十分に有用なものであると考える。現在電子ビームボタン溶解法では大きさが2 μm 以上の介在物の計測を行うことが通例で

あるが、これは、2 μm よりも小さい介在物は、結晶粒径、NbC に代表される粒界に析出した炭化物に対して十分に小さく、有害な欠陥とはみなされないためである。

さて、き裂発生要因となり得るような有害な欠陥の大きさと分布を比較するという意味では、電子ビームボタン溶解法はすぐれた清浄度の評価方法であると言えるが、2 μm よりも小さい介在物、あるいは、侵入型の不純物元素が静的機械強度、破壊靱性や疲労き裂伝ば速度に影響を及ぼす可能性がある。こういった直接的には介在物分析では評価できないごく小さい介在物や不純物元素の多少ももちろん合金の清浄度としてとらえられるべき問題である。合金に求められる機能に対して十分清浄であるか否かは、介在物分析値、不純物元素の化学成分分析値、合金中の不純物元素の溶解度等から総合的に判断されるべきであろう。

3. 電子ビームボタン溶解法による介在物分析例

電子ビームボタン溶解法は広く受け入れられているニッケル基超合金の介在物評価方法ではあるが、国際的な標準化はできておらず、電子ビームの出力と照射パターンの調整方法、溶解時間等は研究室ごとのローカルスタンダードによっている。また、捕集された介在物の走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いたイメージ解析の方法も、各々の研究室の SEM の仕様の違いにより反射電子像を用いる方法やカソードルミネッセンスをもちいる方法があり、解析結果が研究室間で多少ばらつく可能性はある。現在、ASTM タスクグループによる各研究機関での試験方法の調査と比較、同一の試験材料を各研究機関で電子ビームボタン溶解法し評価した場合の結果の比較等、規格化に向けた準備作業が進められている⁽¹⁰⁾。

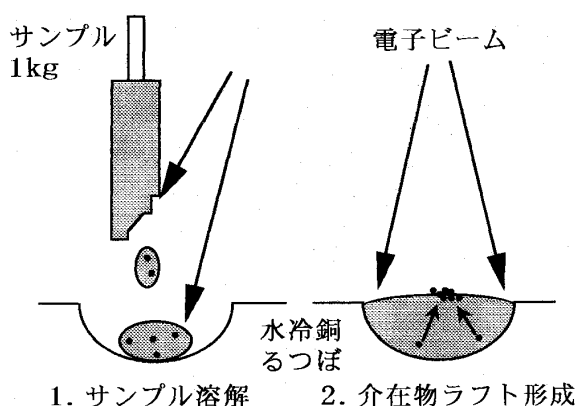


図1 電子ビームボタン溶解法

表1 介在物をドーピングした材料の電子ビームボタン溶解⁽⁸⁾

Concentration Level	Dopant Type	Size(μm)	Material	Method	Efficiency
$\sim 10^5$ Particles / kg	Al ₂ O ₃	100	Rene95	Extraction	100%
$\sim 10^5$ Particles / kg	Al ₂ O ₃	50	AP1	SEM	Better than 90%
100 Particles / kg	Al ₂ O ₃ -MgO	100~125	N18	SEM	Good Recovery
		45~50	Astroloy	SEM	Better than 80%
		45~50	IN718	SEM	40% Recovery

表2 供試材 IN 718 の化学成分 (wt. %. Ni は bal. O, N は ppm)

	C	S	Nb	Ti	Al	Fe	Co	Mo	Cr	B	O	N
VIM	0.048	0.0017	4.74	0.89	0.55	18.64	0.20	2.99	19.72	0.004	9	33
VAR	0.040	0.0005	5.38	0.98	0.60	18.89	0.15	2.88	18.13	0.005	5	63
EB	0.048	0.0019	4.86	0.90	0.55	18.64	0.20	3.02	19.38	0.004	5	24

つぎに介在物分析の例として示すのは、筆者ら^{(11),(12)}が製造方法の違う3種類のIN 718について電子ビームボタン溶解法による介在物分析をおこなったものである。供試材料は、真空誘導溶解により溶製したもの(VIM材),真空誘導溶解の後に真空アーク溶解により再溶解したもの(VAR材),真空誘導溶解の後に電子ビームコールドハース溶解したもの(EB材)である。Leybold社製ES-1-60型電子ビームボタン溶解装置を用いて1kgのボタンサンプルの溶解を行い、日本電子製JCMS 733型EPMA装置により反射電子像を用いて非金属介在物粒子の計量及び化学成分分析を行った。表2にそれぞれの材料の化学成分を示す。図2から図4には介在物ラフトの反射電子像を示す。また、 $2\mu\text{m}$ 以上の在物粒子を対象とした数と大きさの測定結果を表3に示す。全ての材料で主たる介在物は Al_2O_3 であり、窒素濃度の高いVAR材ではこの他にTiNが多く検出されている。EB材は従来プロセスで溶製された材料に比して、介在物粒子数で1/100以下、最大粒子の大きさが1/10程度に低減されていることがわかる。また、化学成分分析結果から、主たる不純物であ

る酸素、窒素の量と介在物分析結果が良い相関を持っていることがわかる。

表3中のInter-Inclusion Displacementは、 $2\mu\text{m}$ 以上の介在物粒子が供試材中に均一に分布すると仮定し、隣接する粒子の中心間距離を介在物粒子間の平均距離として求めたものである。小さな介在物の捕集効率の問題はあるが、材料強度に影響する他の因子に対する相対的な大きさの関係

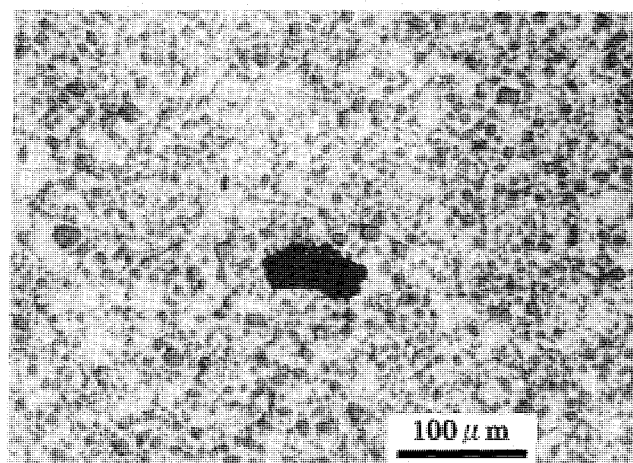


図3 VAR-IN 718 ボタンの介在物ラフト
方形粒子はTiN

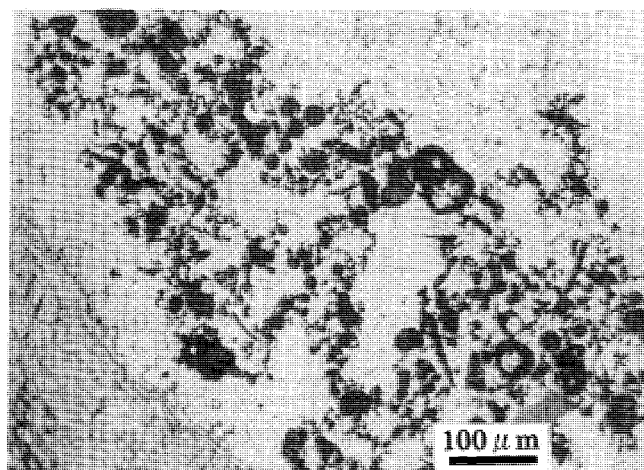


図2 VIM-IN 718 ボタンの介在ラフト
黒色の不定形粒子は Al_2O_3

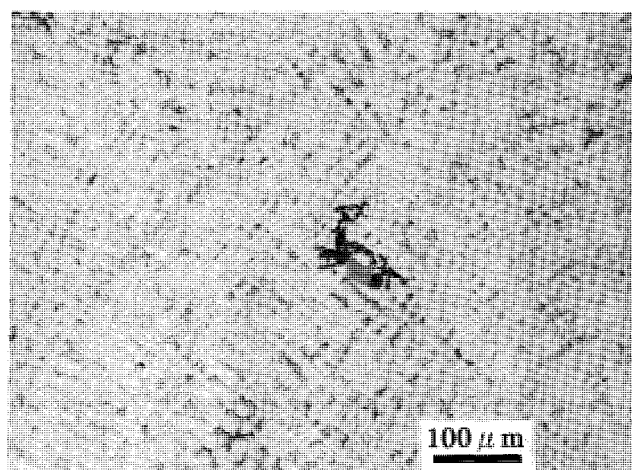


図4 EB-IN 718 ボタンの介在物ラフト
介在物の数と大きさが低減される

表3 供試材の非金属介在物分析結果

	Inclusions/kg $\geq 2 \mu\text{m}$	Inclusions/kg $\geq 25 \mu\text{m}$	Largest Inclusion (μm)	Major Inclusions	Inter-Inclusion Distance (μm)
VIM	$\approx 5,000$	$\approx 1,000$	380	Al ₂ O ₃	290
VAR	$\approx 10,000$	$\approx 1,000$	340	TiN, Al ₂ O ₃	230
EB	105	24	45	Al ₂ O ₃	1,060

を知ることができる。ニッケル基超合金の実用的鍛造材の結晶粒径は ASTM No.10 から No.6 程度で、平均結晶粒径は $11\mu\text{m}$ から $45\mu\text{m}$ 程度であるが⁽¹³⁾, $2\mu\text{m}$ 以上の介在物粒子間の平均距離はその数倍から数百倍であり、結晶粒径程度の大きさのエリアに多数の介在物が含まれる確率は低い。また、 $K_{IC} = 100 \text{ MPam}^{1/2}$, $\sigma_{ys} = 1100 \text{ MPa}$ としたとき⁽¹⁴⁾ の Dugdale モデルによる平面応力状態でのき裂先端の塑性域寸法は 3 mm 程度で、介在物粒子間の平均距離はその数分の 1 から数十分の 1 程度であるから塑性域寸法内には多数の介在物が含まれる。

4. 清浄度が材料特性に及ぼす影響

4.1 高清晰度化による疲労寿命延長

図5は筆者ら⁽¹⁵⁾が 538°C で得た IN 718 の低サイクル疲労寿命に及ぼす清浄度の影響を示す実験結果である。ASTM No.10 (平均結晶粒径 $11\mu\text{m}$) と ASTM No.8 (平均結晶粒径 $22\mu\text{m}$) の電子ビーム溶解により高清晰度化された材料は、一般的な清浄度の真空誘導溶解された材料に比してそ

れぞれの結晶粒径で 10 倍程度長い疲労寿命を示す。また、Patel ら⁽¹⁶⁾の実験では Udimet 720 の疲労寿命が電子ビーム溶解による高清晰度化によって延長されることが示されている。こうした高清晰度化による寿命延長のメカニズムは、一つには、疲労き裂起点の介在物寸法を初期き裂とみなした場合、初期き裂の大きさと存在確率が疲労寿命に及ぼす影響と考えることができる。Pineau⁽¹⁷⁾は、Rene 95 で疲労き裂の起点となった試験片表面近傍の介在物の観察と破壊力学的考察から、介在物に外接する半円き裂を初期き裂と考え応力拡大係数を Newmann-Raju の式を用いて導いている。そして、表面近傍の介在物から疲労き裂が発生する場合、き裂は負荷の開始後直ちに与えられた Paris 則にしたがって伝ばし、 $K = K_c = 70 \text{ MPam}^{1/2}$ となったときに破壊するものとして疲労寿命の予測を行っている。

その結果、図6のように表面近傍での介在物の存在確率が高いものほど少ない繰り返し数で破壊する確率が高いという計算結果を得ている。図中、Dmean は標準量、Dmean $\times 5$ は標準量の 5 倍、

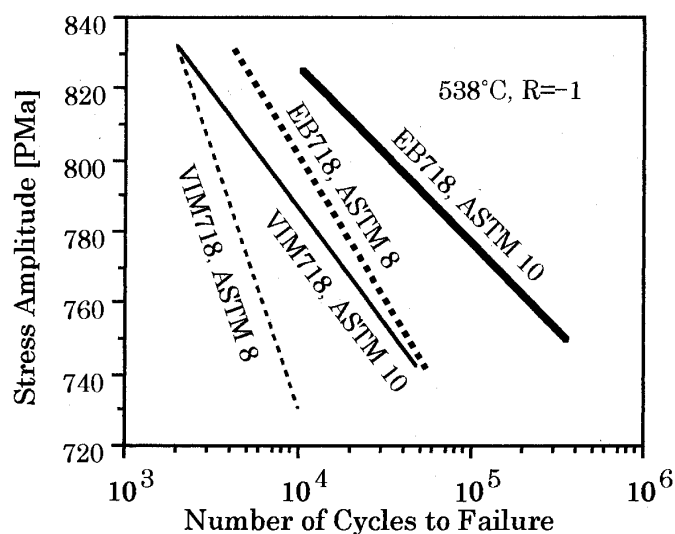
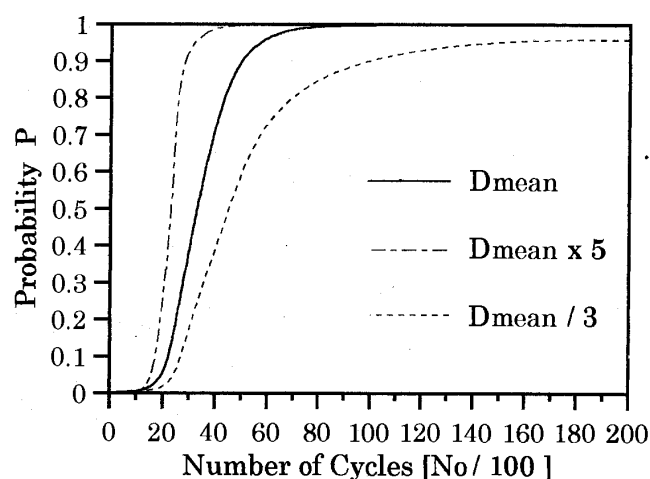


図5 IN 718 の低サイクル疲労寿命と清浄度

図6 介在物量と疲労寿命の関係⁽¹⁷⁾

$D_{mean}/3$ は標準量の $1/3$ の介在物を含む材料で、 N_0 は標準量の介在物を含む材料の限界寿命、 P は疲労破壊の確率である。図 7 は IN 718 の疲労試験片表面の介在物から発生したき裂の例であるが、疲労き裂が負荷の開始後直ちに介在物から発生し伝ばを開始できることは、低サイクル疲労試験⁽¹¹⁾で確認されている。

他方、Pineau の研究では Paris 則に代表されるき裂伝ば則に対しての清浄度の影響は論じられていないが、高純度化による寿命延長のメカニズムを考える場合、長い貫通き裂の伝ば速度と応力拡大係数範囲との関係におよぼす清浄度の影響、実際の部材の疲労寿命の中で大半の期間を占める微小き裂の伝ばに対する清浄度の影響も重要な問題である。清浄度の異なる IN 718 についてコンパクトテンション試験片を用いて長い貫通き裂の疲労き裂伝ば試験を室温で行なった結果⁽¹⁸⁾を図 8 および図 9 に示す。供試材料は、真空誘導溶解により溶製し、鍛造した、粗結晶粒のもの (CG-VIM, 平均結晶粒径 $65\mu\text{m}$)、真空誘導溶解の後に真空アーク溶解により再溶解し、鍛造した細結晶粒のもの (FG-VAR, 平均結晶粒径 $11\mu\text{m}$)、真空誘導溶解の後に電子ビームコールドハウス溶解し、鍛造した粗結晶粒のもの (CG-EB, 平均結晶粒径 $45\mu\text{m}$) および細結晶粒のもの (FG-EB, 平均結晶粒径 $11\mu\text{m}$) の 4 種である。 ΔK と da/dN の関係では、粗結晶粒材、細結晶粒材共に、清浄度の高い EB 材のき裂伝ば速度が高い傾向にある。き裂閉口の影響を除いて ΔK_{eff} で整理すると伝ば速度の差は縮まるが、清浄度の高い EB 材のき

裂伝ば速度が高い傾向は同様である。

次に、三点曲げ試験片を用いて室温で行った、き裂長さが $200\mu\text{m}$ 程度までの表面微小疲労き裂の発生伝ば試験の結果⁽¹⁸⁾を図 10 に示す。図 8 の長い貫通き裂の ΔK_{th} は $6\sim 10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であるが、微小き裂は長い貫通き裂の ΔK_{th} 付近あるいはそれ以下の ΔK の領域で高速に伝ばする。同様な結果は Brown⁽¹⁹⁾ らによって Astroloy 等の他のニッケル基超合金においても観察されている。表面微小き裂では、 ΔK_{th} 近傍の長い貫通き裂と同様にすべり面分離によるファセット状破面率が

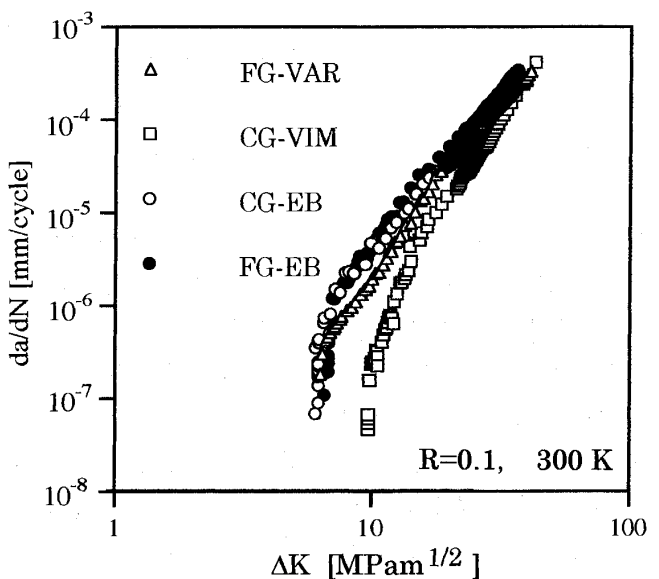


図 8 IN 718 中の長い貫通き裂の ΔK vs. da/dN

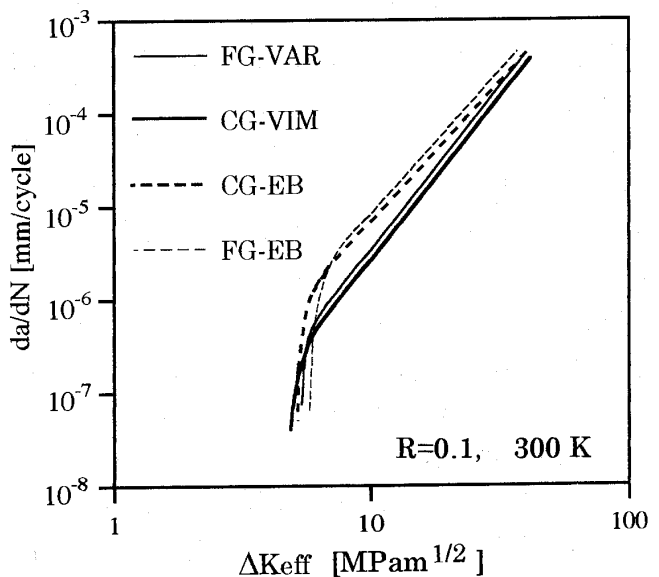


図 9 IN 718 中の長い貫通き裂の ΔK_{eff} vs. da/dN

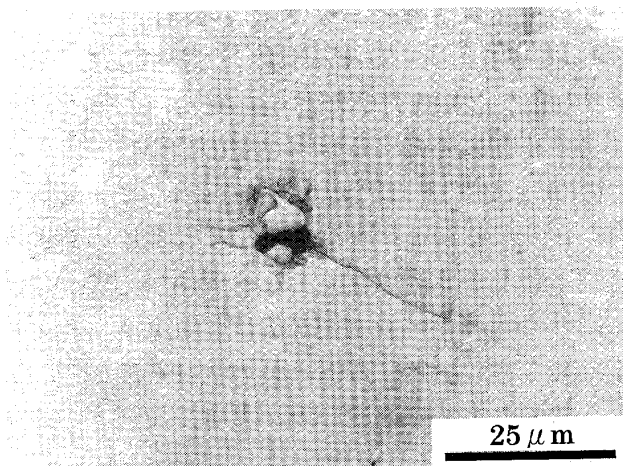
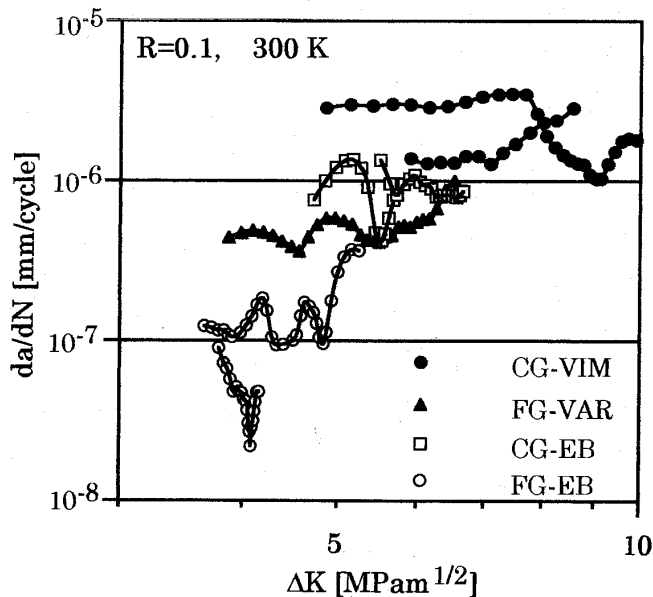


図 7 IN 718 中の介在物き裂の例

図10 IN 718 表面微小き裂の ΔK vs. da/dN

高いが、き裂長さがきわめて短く、き裂の屈曲とモード II の負荷に起因したき裂閉口は起きにくいこと⁽¹⁵⁾が高速き裂伝ばの主因であると考えられる。長い貫通き裂の時とは逆に、表面微小き裂では高纯净度のものが低い伝ば速度を示した。微小き裂は極めて低い ΔK 領域で伝ばするものであるから、き裂先端の塑性域寸法に比べて $2\mu\text{m}$ 以上の介在物粒子間の距離がはるかに大きいため、介在物に起因した応力集中や介在物とマトリックスの境界剥離による強度の低下といった $2\mu\text{m}$ 以上の介在物の存在そのものにより引き起こされる事象が支配的影響因子とは考えにくい。き裂先端の塑性域の大きさが結晶粒径と同程度か小さい微小き裂においては粒内で限られた方向のすべり系のみが作動しやすく、同一のすべり面上での Reverse Slip⁽²⁰⁾ が生じやすい。侵入型不純物元素としてあるいは微少な介在物形成元素としての不純物ガス成分が少ない高纯净度材では Reverse Slip が助長され、Schijve のモデル⁽²¹⁾ のようなき裂先端でのすべり面に沿った新生き裂面の形成が抑制され、高纯净度材でき裂伝ば速度が低下しているものと考ええる。

介在物から発生したき裂は負荷の開始後直ちに表面微小き裂として伝ばし、長大化して長い貫通き裂の $\Delta K_{\text{eff}} - da/dN$ に合流し、 $K_c = 100 \text{ MPam}^{1/2}$ となったときに破壊するものとする。

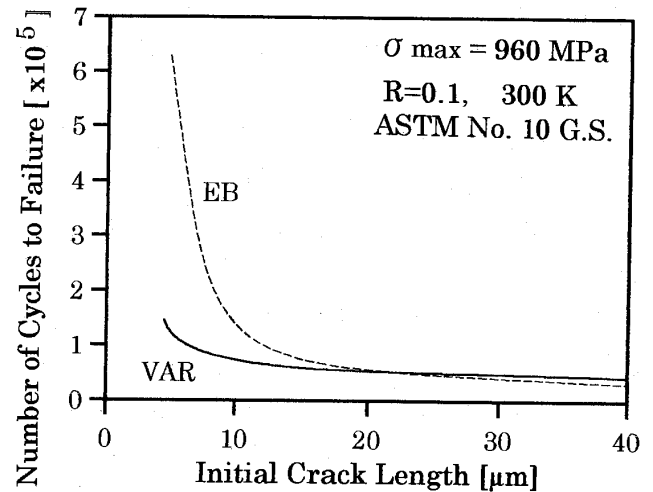


図11 介在物の大きさと疲労寿命の関係

と、初期き裂長さとしての介在物寸法から疲労寿命の予測ができる⁽²²⁾。すなわち、IN 718 の例で結晶粒径が同じで清浄度に差がある FG-VAR と FG-EB を比較すると、FG-VAR は微小き裂の $\Delta K - da/dN$ と長い貫通き裂の $\Delta K_{\text{eff}} - da/dN$ はほぼ統一的に、

$$\frac{da}{dN} = 2.5 \times 10^{-9} \Delta K^{3.2} \quad (1)$$

と表現できる。FG-EB では長い貫通き裂の $\Delta K_{\text{eff}} - dN/dN$ は、

$$\frac{da}{dN} = 1.0 \times 10^{-8} \Delta K^{3.0} \quad (2)$$

である。FG-EB の微小き裂伝ば速度は FG-VAR よりもずっと低速で、長い貫通き裂の $\Delta K_{\text{eff}} - da/dN$ に合流するまで、

$$\frac{da}{dN} = 7.1 \times 10^{-12} \quad (3)$$

に従って伝ばするとみなせる。材料の 0.2% 耐力の約 80% に相当する 960 MPa の最大応力で $R = 0.1$ の繰り返し負荷が作用した場合、初期き裂長さ（介在物に外接する半円き裂の半径）と疲労寿命の関係は図 11 に示すようになる。初期き裂長さが小さくなるに従い高纯净度の FG-EB の寿命が格段に長くなる計算結果となる理由は、FG-VAR に比べて低速で微小き裂が伝ばする期間が長くなるためである。長い貫通き裂の伝ば速度の差よりも、微小き裂伝ば速度の差が大きく疲労寿命に影響する。

このように、高纯净度材の疲労寿命延長は、起

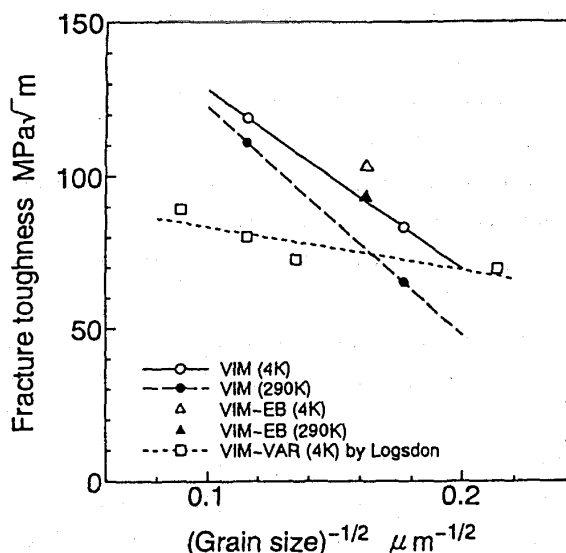


図12 IN 718 の破壊靱性値

点としての介在物の大きさと存在確率が低下すること、高纯净度材で低速で微小き裂が伝ばすることが複合的に働いた結果と考えられる。

4.1 高纯净度材の破壊靱性

寺本ら⁽¹⁴⁾は市販グレードと電子ビーム溶解された高纯净度のIN 718をもちいて室温と極低温(4 K)で破壊靱性試験を行い、図12に示すように、結晶粒径の影響を除けば室温と極低温の両方で高纯净度材の破壊靱性値が高くなる結果を得ている。すでに述べたように破壊靱性値近くではき裂先端の塑性域内には低纯净度の材料の場合多数の介在物が存在するものと考えられる。また、高強度材料では降伏応力の70%程度の引張応力を一回与えるだけで介在物マトリックス境界の剥離が生じることが観察されている⁽²³⁾。高纯净度材で破壊靱性が高くなる理由として、き裂先端近傍の高応力場でボイドの核となる介在物量の影響が考えられている。

5. 今後の課題

高纯净度化による副次的効果として微視組織の変化が生じることがある。例えば、炭化物の分布状況の変化があげられる。ニッケル基合金中の主要な炭化物はNbC, Nb₆Cnであるが、凝固過程で介在物を核として炭化物が成長することが知られている⁽²⁴⁾。Hartmannら⁽²⁵⁾がIN 713 Cの铸造組織中の炭化物量に及ぼす纯净度の影響について調べた結果では、高纯净度のEB溶解材料では炭化物が微細で粒子数が極めて多いが、炭化物の体

積含有率には一般材と比して大きな変化はない。炭化物の分布状況は特にクリープ特性に影響を及ぼす可能性があるが、こういった高纯净度化に起因する微視組織の変化がニッケル基合金の強度に及ぼす影響は今後の重要な検討課題のひとつと考えられる。

介在物分析法については、標準化に向かって動きが加速することが望まれる。介在物分析は個別の部品を対象とした非破壊検査ではなく、化学成分分析値と同様に一つのロットとして溶製された材料から適当数選ばれたサンプルの平均値である。サンプルが統計的にどの程度の信頼性をもって材料の纯净度を代表しているか、介在物の大きさと分布を損傷許容設計の基礎データとしてどのように用いるべきかと言うことは標準化を進める上で考慮すべき重要な問題であろう。

高纯净度材料では、微小き裂の伝ば則が疲労寿命に対して大きな影響因子となることを述べたが、種々の材料についての微小き裂伝ば特性データは長い貫通き裂のものほど充実していない。今後、特に実際の使用環境を模擬した雰囲気下で微小き裂伝ば特性を調べることが重要であろう。

参考文献

- (1) F. Shimizu, T. Yano, T. Denda, K. Numa, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1990), 209
- (2) 音谷・出川, 高纯净度金属の溶製プロセス, (1994), 丸善
- (3) 出川, 熔融金属中における非金属介在物の挙動解析と分離技術シンポジウム, (1992), 金属学会, 17
- (4) A. Mitchell, Proc. Int. Symposium on the Metallurgy and Applications of Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, (1991), 15
- (5) たとえば第3版鉄鋼便覧, IV, 日本鉄鋼協会
- (6) C. E. Shamblen, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1985), 160
- (7) J. A. Domingue, W. H. Sutton and K. O. Yu, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1984), 330
- (8) C. E. Shamblen, S. L. Culp and R. W. Lober, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1983), 6
- (9) P. N. Quested and D. M. Hayes, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1994), 61
- (10) P. L. Bretz and J. K. Tien, Proc. of Conf. on Elec-

- tron Beam Melting and Refining, (1992), 273
- (11) T. Denda, S. Himeno, F. Shimizu, N. Mori, P. L. Bretz and J. K. Tien, Proc. of Conf. on High Temp. Materials for Power Engineering, (1990), 1675
- (12) T. Denda, P. L. Bretz and J. K. Tien, Metallurgical Transaction, vol. 23 A, (1992), 519
- (13) K. R. Bain, M. L. Gambone, J. M. Hyzak and M. C. Thomas, Proc. 7th Int. Symposium on Superalloys, TMS, (1988), 13
- (14) 寺本・萱森・傳田, 機械学会論文集, A編 61 卷 583 号, (1995), 553
- (15) 傳田・菊地・寺本・斉藤, 機械学会論文集, A編 60 卷 576 号, (1994), 1746
- (16) Shailesh L. Patel, and Ian C. Elliott, Proc. 6th Int. Symposium on Superalloys, TMS, (1992), 13
- (17) A. Pineau, Proc. of Conf. on High Temp. Materials for Power Engineering, (1990), 913
- (18) 傳田・菊地・寺本・斉藤, 機械学会論文集, A編 61 卷 583 号, 1995, 537
- (19) C. W. Brown, J. E. King and M. A. Hicks, Materials Science, vol. 18, (1984), 374
- (20) A. Lasalmonie and J. L. Strudal, Journal of Materials Science, vol. 21, (1986), 1837
- (21) J. Schijve, NLR-RM, 2122, Nat. Aerospace Lab., Amsterdam, (1964)
- (22) Takeshi Denda, Tokuo Teramoto and Masakatu Saito, Int. Conf. on Nuclear Eng., ASME & JSME, (1995)
- (23) J. Lankford, Int. J. Fract., vol. 12, (1976), 155
- (24) John K. Tien and Thomas Caulfield, Superalloys, Supercomposites and Superceramics, Academic Press Inc. (1989)
- (25) D. Hartmann, Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining, (1991), 211

RECENT RESEARCH ACTIVITIES IN CIAM ON GAS TURBINE TECHNOLOGIES

M. Ja. Ivanov

Central Institute of Aviation Motors (CIAM) is located in Moscow, 6km to the east of Kremlin, at the street named exactly the Aviation Motors. It is responsible for development, design, production and certificate of aeroengines in Russia. It cooperates with several engine design bureaux and keeps its test centre in the suburbs where big jet engines can be operated in real size and at high altitude conditions. They can actually give a certificate for engine operations.

Prof. Ivanov is a deputy director and leads his group in Turbine Department, making a research in developing a mathematical model of engine performances. (T. Nagashima Univ. of Tokyo.)

FOREWORD

This review paper presents some research activities in CIAM on the gas turbine technologies. The considered topics have a close relation to the maintainencies of gas turbine engine development. These are thermodynamic cycle parameters growth and the improvement of efficiency, capability and economy. In advanced aircraft gas turbine engines in comparison with modern engines the specific weight must be 1.5-2 times less and the efficiency must be increased by 30-40%. As an example, at present time for civil aircraft engines we can see the transition to engines with a value of specific fuel consumption not higher than 0.5-0.55kg/kgf · h.

The first problem, which is developed and illustrated in this paper, concerns activities on designing gas turbine engines of variable thermodynamic cycle for manoeuvring turbojet aircrafts and perspective supersonic/hypersonic transport systems. Here should be applied a high level modelling, which allows to simulate not only main steady regimes, but also off-design and transient regimes. This model includes 2D and 3D simulation of steady and transient regimes taking place in whole gas

turbine engines. During last several years CIAM's staff has developed a large number of investigations in this direction. These researches are carried out under the supervision of Dr. R. Z. Nigmatullin, Dr. A. P. Tchiaston and the author.

The second one is the increasing of gas dynamic efficiency of engine components. Here for making trustful recommendations on the decreasing of losses it is necessary to have precise experimental and numerical 3D viscous simulation with employment of very accurate turbulent models. Experimental gas dynamic investigations of individual engine components (both model and full scale tests) at CIAM are accompanied by accurate numerical simulation of 3D viscous flows. These studies are carried out under the leadership of Dr. A. V. Granovsky, Dr. V.G. Krupa and the author.

The third of considered problems was raised due to very high (possible to say extreme) thermodynamic cycle parameters of advanced gas turbine engines, especially high temperature up to 2,000-2,200K. Here the most important is the problem of hot section design of gas turbine engine. Later there will be presented some results of heat transfer studies for high temperature cooling turbine modules with advanced convective film cooling. These topics

(平成 7 年 10 月 11 日原稿受付)

are carried out under the supervision of Dr. V. P. Pochuev and Prof. K. M. Popov.

The last among the considered problems is the thermo-stress-strain analysis of gas turbine engine components, which is very important for engine life time prediction. This paper demonstrates the typical results of studies, which are carried out under the supervision of Dr. Yu. M. Temis.

1. ADVANCED MODELS FOR STEADY AND TRANSIENT WORKING PROCESSES IN GAS TURBINE ENGINES

It is very important for gas turbine engine design to take into account correlated operation conditions of different engine components, their interaction within the engine as a whole system and prediction of required engine performances (such as altitude-speed, partial, climatic performances and etc.). These problems are critical especially for advanced gas turbine engine design for manoeuvring aircrafts or for combine cycle powerplants in supersonic/hypersonic transport systems. Wide application of various gas turbine engine simulation levels is required for solving these tasks. The level of correspondent engine simulator is defined by depth and completeness of gas turbine engine components presentation and their interaction.

Until recently the agreement of engine components, its draft and testing design were accompanied mainly by mathematical models of zero and first levels. The zero level corresponds to description of engine parameters and performances with help of tables, formal

approximations and statistic dependencies. This level presents the interest only for problems where gas turbine engines have been included as one of subsystem for more complex system (for example, for performance prediction of whole aircraft).

The first level models are based on 1D process simulation. Here the connections between engine components are described with help of integral balances of mass flows, powers and others. This level required different empirical information. Application of the first level gets only approximate engine performances and component efficiency.

At present time the perspective engine design must accompany high level engine models. In the following it is emphasized very shortly major peculiarities of the second and third levels for engine steady and transient working processes simulations.

Now the 2D engine flow passage modeling on

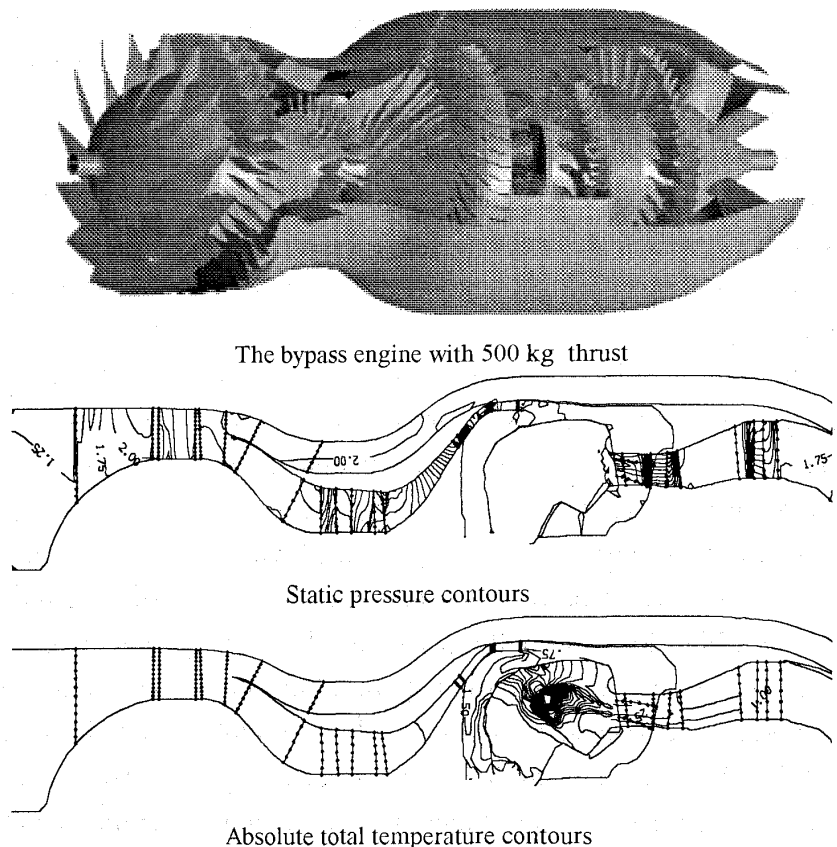


Fig.1 Flow structure on the engine passage S_2 surface.

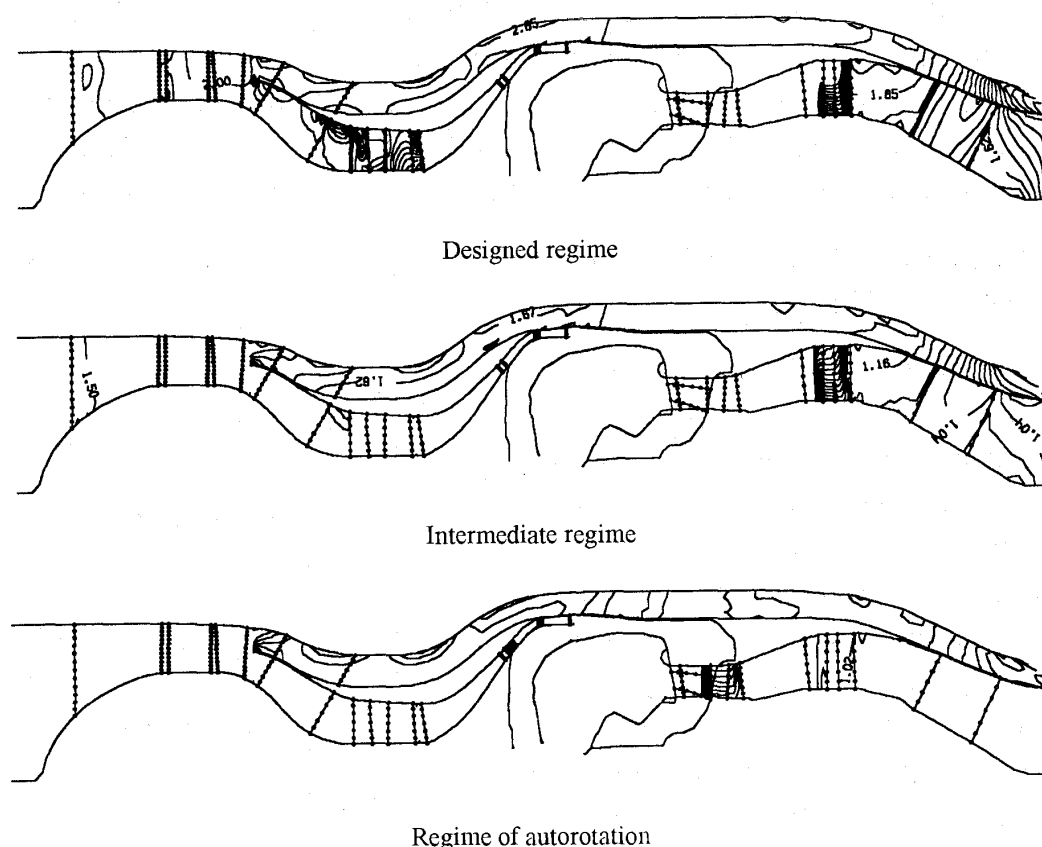


Fig.2 Transient process caused by sudden fuel injection break off (pressure distribution).

S_2 surface is used very widely (here we use the traditional terminology of the turbomachine theory). This model bases on unsteady 2D Euler or Navier-Stokes (Reynolds) equations averaged along circular direction, including real effects of viscous losses, leakages and air cooling effects. The figure 1 presents typical results of S_2 surface modelling for a small bypass engine with 500kg of the thrust. Static pressure and total temperature contours in meridional plane of engine flow passage are shown for the steady cruise regime.

The figure 2 demonstrates some results for transient regime caused by sudden fuel injection break off. Here the unsteady interactions between high and lower pressure parts are predicted very well.

The another engine simulator of the second level bases on the flow passage models on S_1 circular surface in various thickness layer and uses also unsteady 2D Euler or Navier-stokes

(Reynolds) equation averaged along radial direction with the same real effects. These S_1 models allow to simulate unsteady circular nonuniform flows in engine and to predict rotating stall and surge of internal engine flows.

The developed third level engine modeling corresponds to 3D description of the connection between engine components and engine flow passage. It bases on the integration of unsteady 3D Euler or Navier-Stokes (Reynolds) equations. Here there are variations from the just more simple models with circular direction averaging on surfaces in the middle of axial gaps between neighboring rows to the most complex full 3D unsteady models. The last full 3D models are very complex and their realization requires high power computers.

A wide use of high level engine flow modeling on initial stages of advanced engine design allows sufficiency to reduce the time and cost of new engine development and, in particular,

to reduce the number of experimental engines up to a few. The high level computer engine simulator must accompany the all life of new engines (including design, certification, production, any modification and exploitation).

2. GAS DYNAMICS RESEARCHES FOR ENGINE COMPONENTS

CIAM has unique test facilities for experimental investigation of different components of gas turbine engines (fans, compressors, combustion chambers, turbines and etc.). At present time the main experimental researches of full scale and model gas turbine components accompany numerical simulation of viscous flows (in 2D and 3D formulations).

The first results demonstrate pressure loss coefficient for rotor blades of high load turbine stage. The figure 3 shows profile loss coefficient distribution for various exit Mach number M_e and entrance flow angle i . Experimental

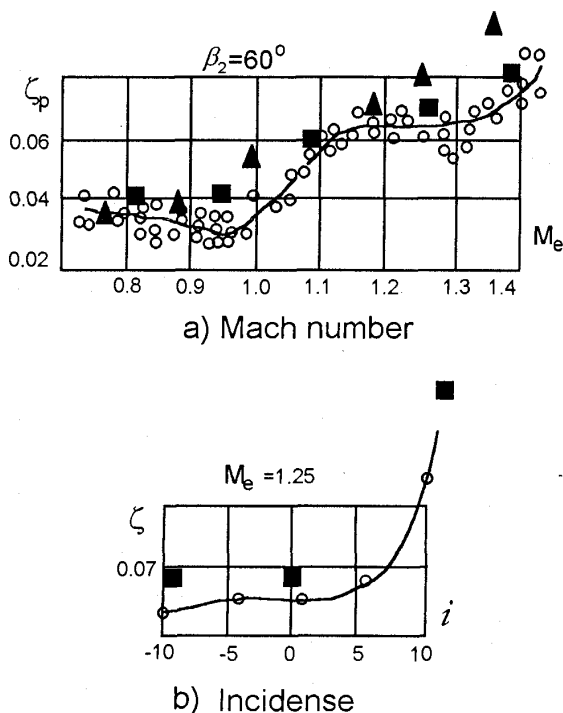


Fig.3 Profile loss coefficient ζ_p in the blade cascade.

a) loss coeff. variation with Mach,

b) loss coeff. variation with i .

O—experiment, $\square$ —Navier-Stokes calculation,
 Δ —calculation by statistic procedure.

data are in good agreement with numerical results.

The figure 4 presents typical 3D results for turbine stator vanes as the limiting streamlines on the suction side of a blade, hub and top

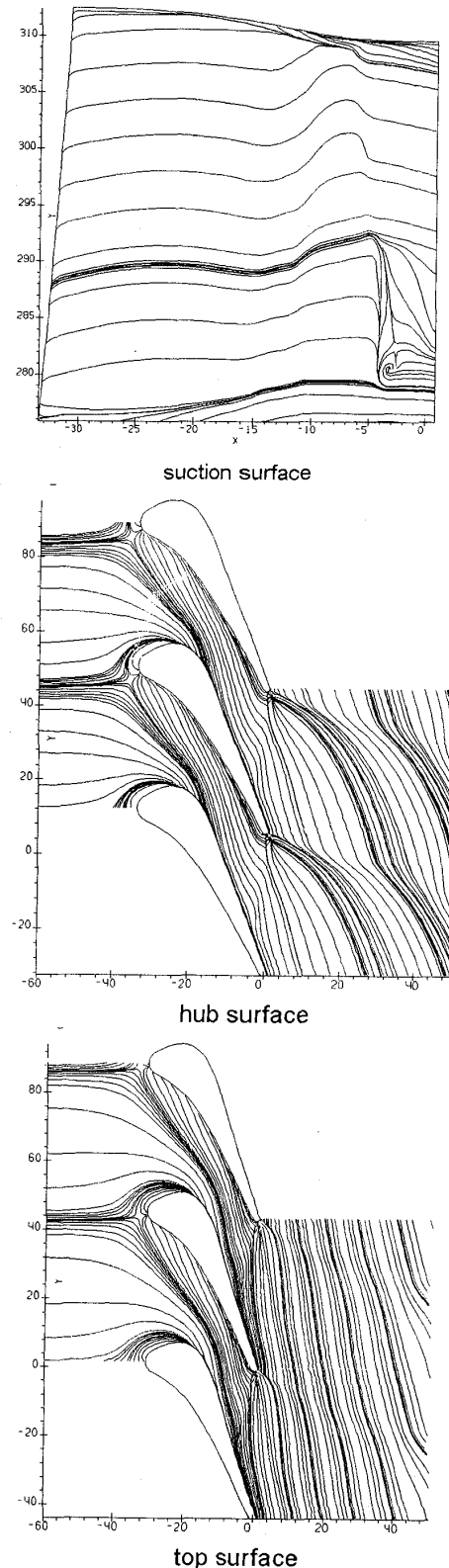


Fig.4 The limiting streamlines

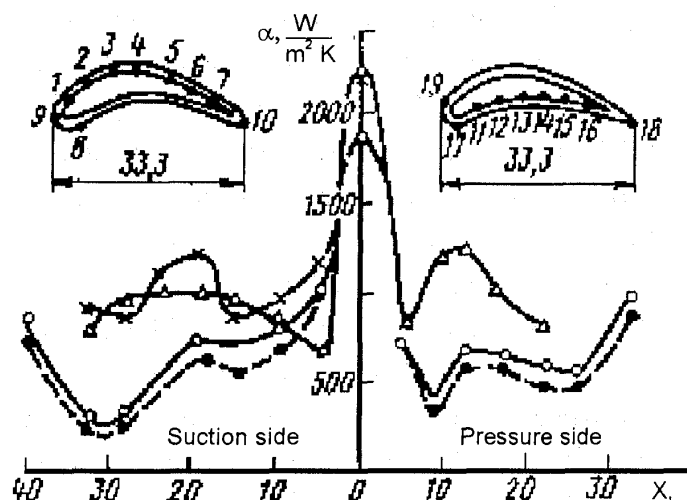


Fig.6 Heat transfer coefficient distributions on blade surface.

○, □—static conditions
X, Δ—rotational conditions

allows to define local heat transfer coefficient values on blade surface parts no more a few millimeters (up to 40 parts on blade contour). By that there is none to introduce into blade special probes. The calorimeter is itself thin blade body. In this case we have the possibility to realize the real experimental turbine conditions. The figure 6 presents the experimental data for heat transfer coefficient distribution on rotor blade surface for static and rotational conditions. Heat transfer coefficient has sufficiently higher value for rotational conditions.

The next experimental results demonstrate the influence of film hole size in leading edge on blade heat transfer (all another conditions were the same). The figures 7a, b show the data for cooling deepness $\theta = (T_g^* - T_b) / (T_g - T_a)$, where T_g —gas temperature, T_b —blade surface temperature, T_a —coolant air temperature. The temperatures on blade surface are shown in figure 7c, d for different hole diameters 0.5mm and 0.3mm correspondently.

Also heat transfer problems of engine design are solved numerically using finite element methods. This is the important part of interdis-

Calculation

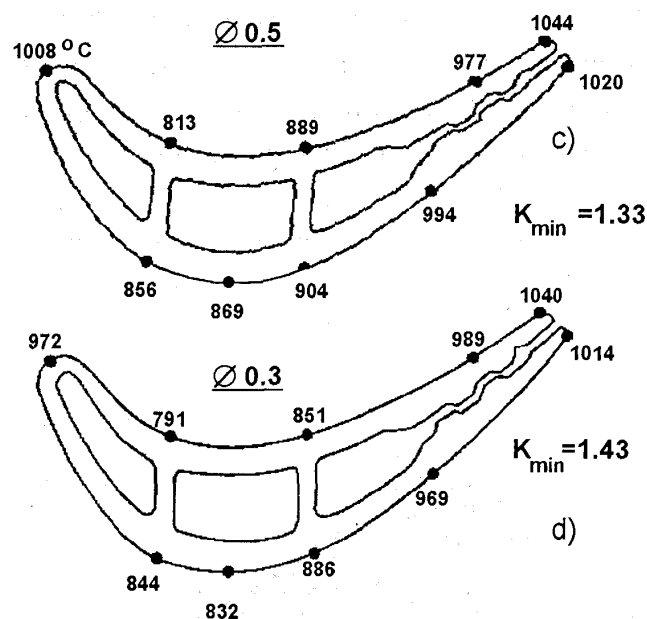
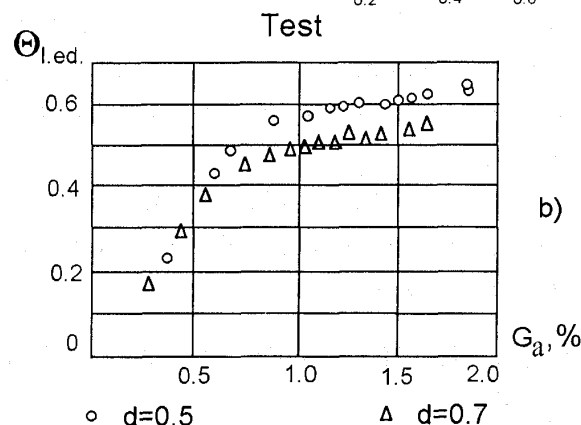
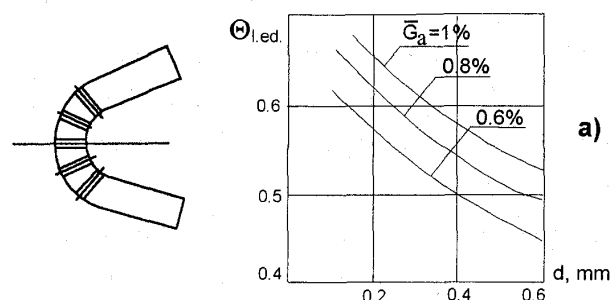


Fig.7 The influence of film hole size in leading edge on blade heat transfer.

ciplinary design, where are together considered the fluid dynamics, heat transfer, chemical reactions, stresses, strains and displacements. One of such solved interdisciplinary problems is 2D and 3D thermostress state of cooling turbine stator and rotor components. Recently many interesting results of thermostress analysis for

gas turbine components were published by CIAM's researchers, but here is not presented.

4. SOME STRUCTURE ANALYSIS PROBLEMS

Modern structural analysis gives a possibility to predict the engine components stresses, strains and displacements. Here we present some problems of engine structural analysis.

These solutions are required to develop special finite element models for thermal and stress-strain analysis simultaneously with gas dynamic or heat transfer analysis. In figure 8 stress-strain analysis of the hot section of the compressor rotor is shown. The aim of such a kind of analysis consists in the definition of the stress-strain state and in the influence of the rotor's displacements on gas dynamic flow in the compressor. Interaction of similar models with the models of flow in the gasdynamic passage gives possibility to determine compressor parameters and to search the new optimal

designer solutions without expensive experiments. One example of such optimal solution is presented in figure 9. The optimal blade surface was determined for a fan on the base of previously calculated gas dynamic flow parameters. This solution gives a designer a possibility to find the initial airfoil surfaces that will give a blade with minimal stresses and displacements. Similar approach allowed to obtain the new fan blade with stresses on 15% less than in the original. Displacements of the new blade add up to 60% from displacements of the original one.

The stress-strain state of engine components gives the initial data for the life time prediction of engine structure. The fillets, the holes, the roots, the contact places between different engine parts are the critical points of engine structure defying its life time. The main designer's problem is to minimize the influence of above critical points on engine reliability. The strategy of this investigation is based on

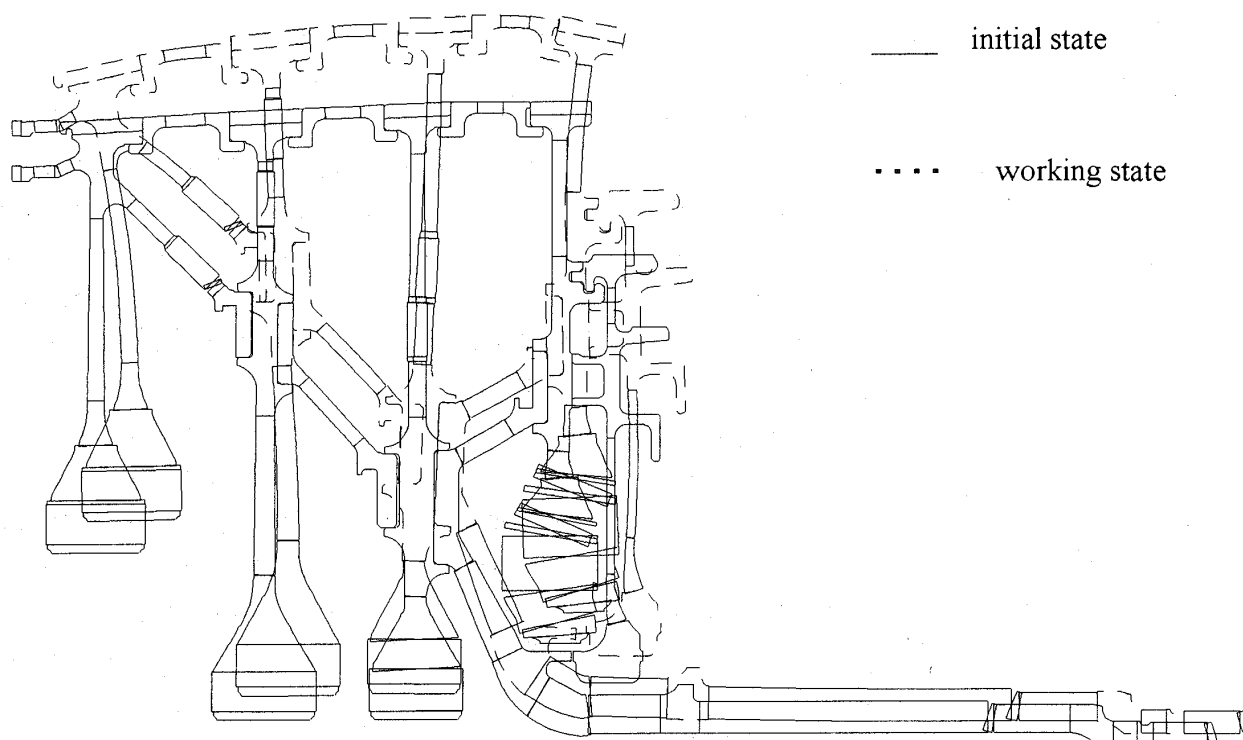


Fig.8 The stress-strain analysis of hot section of compressor rotor.

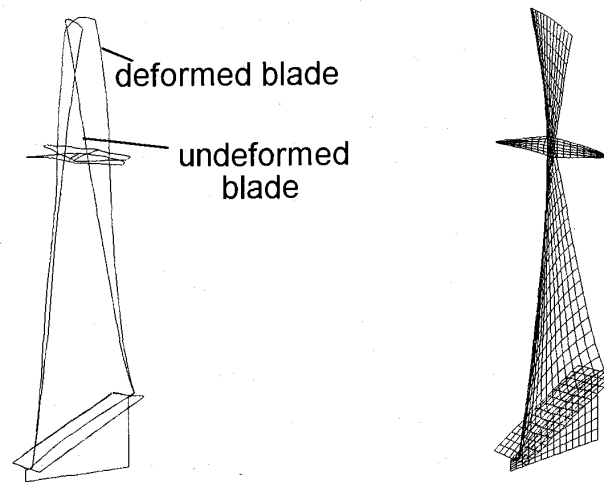


Fig.9 The finite element grid and deformed blade of the fan.

the development of mathematical models of material and structure behavior under nonisothermal high level cyclic loading. The results of these studies will be used for development of a finite element based damage accumulation models which are capable to predict both the stress and strain distributions in cyclically loaded components, and the time to failure in critical regions of high stress and strain concentration.

CONCLUSION

Presented results and additional research activities in CIAM on gas turbine design create very good base for advanced Computer Turboengine Simulator. It is based on complex 2D and 3D numerical joint solutions of aerodynamics, heat transfer, stress, strain, displacement, burning problems and increase greatly the possibilities of natural test rigs.

Let the real measurements of having limited number of points (usually, about a few hundreds) coincide in the limits of demanding accuracy with their calculated values on the identified mathematical engine Simulator. In this case we can with a sufficient confidence believe that the united system of real and mathematical cells presents itself the new high level quality test facility (measuring points number, equal points number of numerical grid,

used in Simulator). Here, at any point of measurements (in any computational cell) are registered all the parameters (for example, in flow passage points—pressure, temperature, density and three components of velocity). At that time the proposed system allows to make transparent the all engine and to observe the physical process in any region, at any point on display using impressive color graphic system. This can be related as well to gasdynamic process and also to heat transfer, stress, burning, deformation processes.

Such complex simulations of engine or turbine power unit can essentially influence over their competition capacity. There is open the new advertisement possibilities. So all important performances can be presented very impressively using the transparent computer model.

Moreover, the supply of engine or unit with its color 3D model will allow to get essentially clearer and more comfortable instructions, description of components and going processes.

The author is very grateful to Ms. Tatiana Weigandt for being so helpful and irreplaceable during preparation of this paper.

筆者の紹介



CIAM (Central Institute of Aviation Motors・ロシア航空原動機中央研究所) はモスクワ市クレムリンから東へ6 km, その名も Aviation Motor 通りに本部を有し, ロシアの航空エンジンの基礎から開発, 設計, 実証, 生産を担う中枢の研究機関である。その傘下に幾つかのエンジン設計機関が提携し, 郊外には大型ジェットエンジンの実機運転や高空性能試験まで可能な巨大テストセルを配備し, エンジン認定まで行う権限を持つ重要かつユニークな活動を展開している。前回 1991 年の横浜ガスタービン国際会議に, CIAM 所長代行のソソノフ教授が特別講演を行ったことを記憶されている方も多いと推察する。

筆者イワノフ教授は副所長の地位にあり, かつタービン部長としてグループを率い, 主としてエンジンの数学的モデル構築に関する研究を実践している。教授は数値流体力学に興味をもち, 若くからロシア流すなわちゴドノフ法リーマン厳密解の高精度化に業績をあげ, エンジン内部流へのその応用を手掛けています。最近, 本文にも紹介さ

れているように, 全エンジン内部流れを様々な要求レベルに応じて統一的に数値シミュレーションできるような設計支援の体系確立に努力していて, その内容は最近の AGARD Lecture Series TCP 02/LS 198 に詳しい。教授は, 1992 年春に IADF (財・航空機国際共同開発促進基金) の招へいで来日し, 東京大学, 九州大学, 航空宇宙技術研究所をはじめ, 石川島播磨重工, 三菱重工, 川崎重工を訪れ, 日本の技術レベルの高さと環境の清潔さを賞賛する知日派である。紹介者とは 1985 年 ISABE 北京大会以来の付き合いで, 昨年度から文部省科研国際学術研究による共同研究を実施できる幸運に恵まれている。

CIAM はこれまで, 軍事など特殊性から, 外に對し閉鎖されてきたが, 現在は, かつての 5 千人規模の従業者が半減するほどの経済的圧迫にさらされながら, そうした体質を一掃し公開に踏切り, フランス ONERA との世界初スクラムジェット飛行試験など国際協力に活路を見出す努力に懸命である。日本の当該分野の研究者・技術者がロシア流の思考にも触れ, さらに視野を広げ創造的になるための絶好な機会は丁度今訪れている。本稿の場を借りて, 学会に参集する産官学の皆様にそう訴え, 更なる友好を祈念する。(東京大学工学系研究科航空宇宙工学専攻・教授・長島利夫)

ガスタービンランジションピースの劣化・損傷予測法の検討

(株)東芝 重電技術研究所 吉 岡 洋 明
 // 齊 藤 大 蔵
 // 藤 山 一 成
 // 岡 部 永 年

Abstract

Serviced gas turbine transition pieces made of both Hastelloy X and Nimonic 263 were analyzed. Those of Hastelloy X were suffered from heavy creep deflection with material degradation, whereas those of Nimonic 263 were not, but material degradation was also observed.

This paper describes degradation behaviors of microstructure and mechanical properties in Nimonic 263 and the relationship between them as well as previous paper did those in Hastelloy X. By using the samples aged at temperatures of 750°–900°C up to 24,000h, γ' and η phases were preferentially observed at temperatures of 800° and 850°C. Time and temperature dependency of γ' coarsening and temperature dependency of η interlamellar spacing were analyzed and formulated.

Effects of precipitates on creep properties, which were minimum creep rate and rupture life, were also investigated. γ' phase was found to be good relationship with the creep properties as a function of mean diameter and interparticle distance, but η phase was not found to have any relationship with the properties.

1. まえがき

ガスタービンは燃焼ガスを駆動流体として用いることから、高温ガス通路部に当たる燃焼器ライナー、ランジションピース、静翼、動翼は非常に過酷な環境下で使用されている。ここでは、Ni

基あるいはCo基の超合金が用いられているが^{(1),(2)}、金属材料としての耐熱・耐雰囲気使用限界付近に達していることから、運転の初期段階においても損傷が生じている⁽³⁾。このため、実機の劣化・損傷状態を正確に把握し、補修を含めた部品管理基準へ反映させると共に、精度の高い寿命予測技術の開発が望まれている。

ここではガスタービン高温部品の余寿命評価技術開発の基盤技術研究の一環として、材料の経年劣化が顕著に生じ、余寿命を評価する上においてその影響を無視し得ないと考えられるランジションピースについて検討を行う。まず最初に破壊あるいは非破壊調査結果をもとに、これらの部品の劣化・損傷の実態を明らかにするとともに、人工劣化材の評価を基に、その材料劣化挙動を組織変化の観点から考察し、組織と機械的性質あるいは寿命と関係づける検討を行った。

2. 実機損傷形態

ガスタービンの高温部品の寿命は、運転方法、使用燃料、発電所の立地環境等によって異なり、また、部品によってその損傷形態は大きく異なることから、部品ごとに異なる寿命のクライテリアが設定されている。このため実機で生じている現象を正確に把握し、特定した寿命支配要因に対して予測技術の開発を行うことが重要と考える。ここではまずランジションピースの実機劣化・損傷形態について、約1年毎に行われる燃焼器点検時の検査結果をもとに概説する。

実機ランジションピースの損傷としては、内面に施した遮熱コーティング層の剥離、ピクチャーフレーム部とランジションピース本体との付け根部周辺の亀甲状の熱疲労クラック（表層部のごく浅い範囲のみ）、燃焼器ライナーあるいはノ

(平成7年9月30日原稿受付)

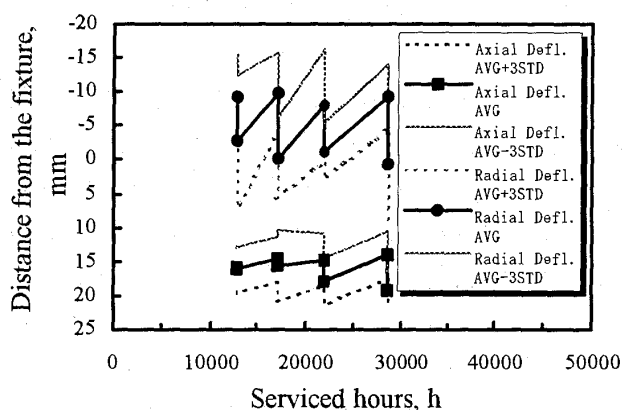


図1 Hastelloy X 製トランジションピースの変形計測結果

ズルとの勘合部の摩耗等の損傷と、本体の軸方向へのあるいはピクチャーフレーム部の半径方向（開口量）へのクリープ変形が認められている。Ni 基固溶強化型合金 Hastelloy X を用いたトランジションピースの軸方向の変形量あるいはピクチャーフレームの開口量の変化を図1に示す。ここで、半径方向は、変形がない場合は0となっている。定検ごとに変形量は0近くに近づいているがこれは変形量が基準値を越えた場合、変形修正を施すためである。軸方向と半径方向の変形を同一図上に示し、両変形の比較も行ったが、半径方向の変形がより顕著に認められている。また、変形速度は補修を重ねるに従い加速する傾向も認められている。他の損傷が特に機器の寿命を支配する性質のものでなく、定検時に補修することで対処が可能なのに対し、クリープ変形は、燃焼ガスの嵌合部からの噴出という事故につながることから、本製品の寿命を考える上で重要な要素と考えられている。近年、入口ガス温度の高温化に伴いトランジションピース材として更にクリープ強度の優れたNi 基析出強化型合金 Nimonic 263 に移行する傾向にある。このため、クリープ変形量は図2に見られるとおりかなり低減してきてはいるが、変形が生じた場合の問題は大きいこと、また、運転時すでに材料劣化が認められており、これに伴う強度低下が考えられることから、依然として本製品の寿命を支配する最も重要な要因と考える。

前報⁽⁴⁾では Hastelloy X を用いたトランジションピースの劣化予測法について検討を行ったが、ここでは、この新材料 Nimonic263 について

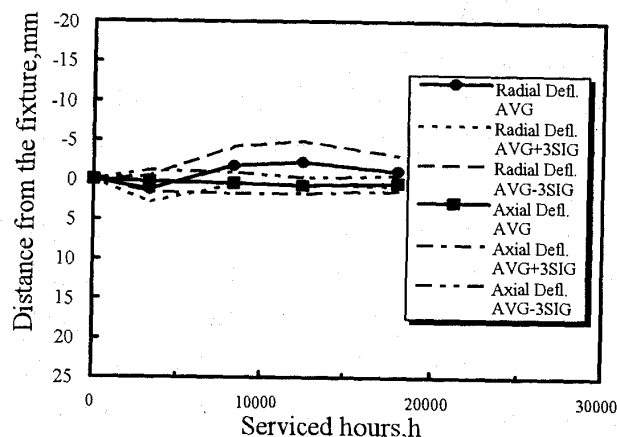


図2 Nimonic 263 製トランジションピースの変形計測結果

その劣化挙動を検討すると共に、組織変化が機械的性質に及ぼす影響についての検討を行う。

3. 試験方法

3.1 供試材

表1に試験材の化学組成を示す。板厚 20 mm の圧延材を、標準熱処理である 1150°C で 40 min、800°C で 8 h の溶体化時効処理を施した後、750, 800, 850, 900°C で 24,000 h までの長時間時効処理を施し、組織観察および機械試験に供した。

表1 供試材 Nimonic 263 の化学組成 (mass%)

C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	Fe	Ni
0.06	20.28	19.68	0.42	2.21	5.94	0.54	Bal.

3.2 試験方法

組織観察は、HNO₃、HCl およびグリセリンを 1:3:3 の割合で配合した溶液を用い、光学顕微鏡および2段階レプリカ法を用いた透過電子顕微鏡観察を行った。また、析出相の評価は、画像処理解析を行うことにより、粒状の析出相はその面積率、平均粒径および析出個数密度を、針状相は長さおよび相間距離をパラメータとして用い定量的な評価を行った。

機械試験は、直径 6 mm、標点間距離 30 mm の丸棒試験片を用いクリープ試験に供した。クリープ試験は 850°C で行い、負荷応力は 49 MPa と 78.5 MPa の2条件を用いた。

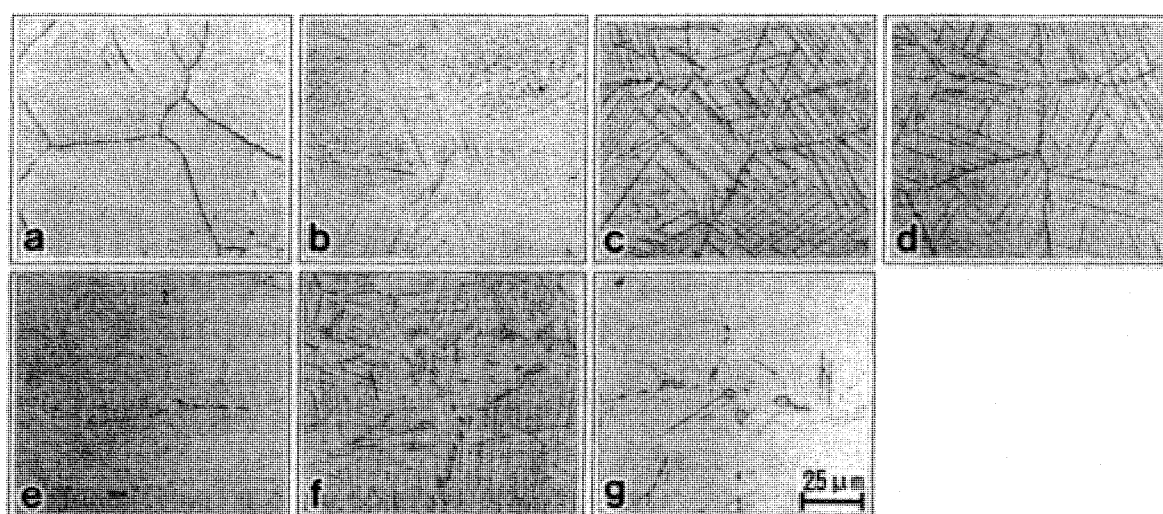
4. 試験結果

4.1 組織観察結果

時効材の光学顕微鏡観察結果を図3に示す。長時間時効処理により結晶粒界を核として針状あるいは板状の相がウッドマンステッテン状に析出している。その析出は800°Cあるいは850°Cで顕著であり、750°Cあるいは900°Cでは偏析帯と結晶粒界が重なった領域近傍に若干量認められる程度であった。析出物に関しては、析出物のみを抽出し電子線回析およびEDXによる構成元素の分析を行った。この結果、針状(板状)の析出物は Ni_3Ti からなる η 相であり、それに付随するように析出

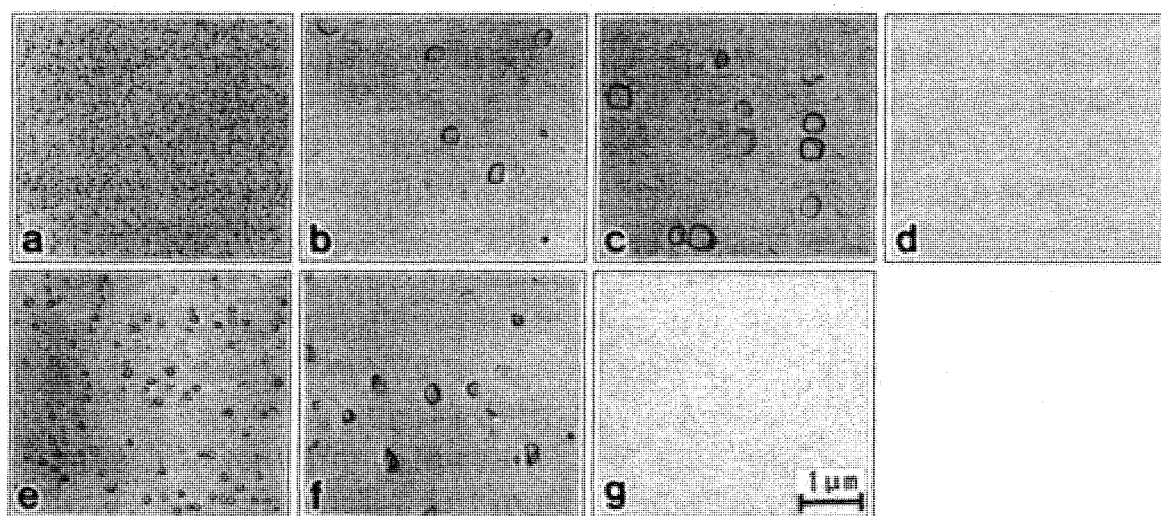
した棒状の析出物あるいは結晶粒界上の塊上の析出物は M_{23}C_6 型の炭化物であった。

本合金の主強化相である γ' 相を透過電子顕微鏡を用い観察した結果を図4に示す。新材の組織は、直径約 $0.06\mu\text{m}$ の微細な球状の γ' 相の析出が多数観察されるが、長時間の時効処理により次第に凝集粗大化する傾向が認められる。しかし、24,000 hでは析出量の顕著な低下が認められており、特に η 相の析出の顕著な800°Cあるいは850°Cにおいてその傾向は顕著であった。また、900°Cの処理においては、3,000 hの熱処理ですでに γ' 相は完全に消失していた。



a) 新材, b) 850°C, 3000 h 時効材, c) 850°C, 10000 h 時効材, d) 850°C, 24000 h 時効材
e) 750°C, 24000 h 時効材, f) 800°C, 24000 h 時効材, g) 900°C, 24000 h 時効材

図3 Nimonic 263 時効材の光学顕微鏡観察結果



a) 新材, b) 850°C, 3000 h 時効材, c) 850°C, 10000 h 時効材, d) 850°C, 24000 h 時効材
e) 750°C, 24000 h 時効材, f) 800°C, 24000 h 時効材, g) 900°C, 24000 h 時効材

図4 Nimonic 263 時効材の透過電子顕微鏡観察結果

4.2 機械試験結果

長時間時効材の850°Cにおけるクリープ試験結果をまとめて図5および図6に示す。49 MPaおよび78.5 MPaのいずれの試験条件においても、750°Cでの劣化材は加熱時間と共に破断寿命は長くなり、850°Cおよび900°Cでは逆に低下する傾向が、800°Cでは3,000 hでいったん寿命は延びその後低下する傾向が認められた。また、クリープ速度は、750°Cではほとんど変化は認められないが、他の温度においては、時間と共に速くなる傾向が認められた。

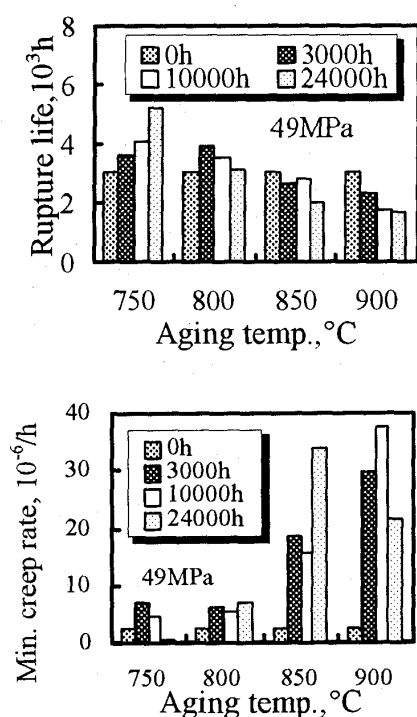


図5 Nimonic 263 時効材のクリープ試験結果 (850°C, 49 MPa)

5. 考察

5.1 析出形態に及ぼす時効の影響

各時効材の組織を γ' 相に着目し、その面積率、平均粒子間距離、析出個数密度を画像処理解析した結果を図7に、 η 相は総析出長さで整理した結果を図8に示す。750°Cの時効では γ' 相の面積率の増加が認められるのに対し、800°Cでは10,000h、850°Cでは3,000 hから減少が認められる。また、この減少と呼応して η 相の析出量の増加が認められる。本材料は、Alが0.42%であるのに対しTiは2.21%と多い。このため、 γ' 相 [$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$]

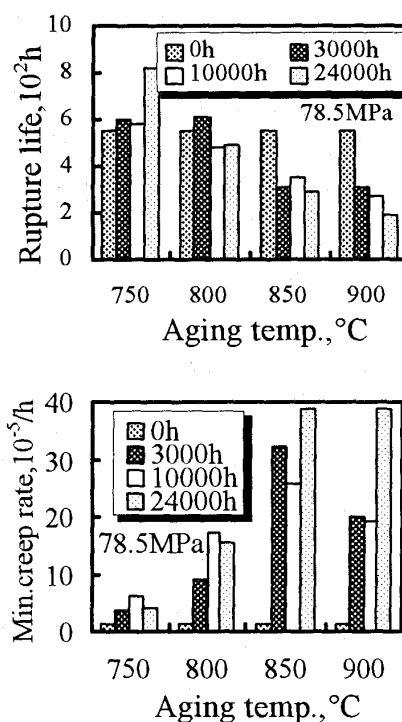


図6 Nimonic 263 時効材のクリープ試験結果 (850°C, 78.5 MPa)

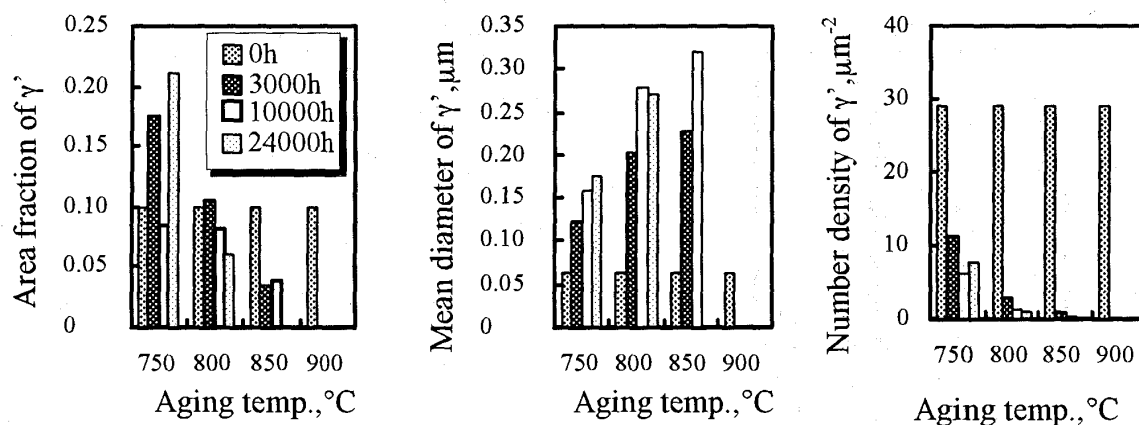


図7 Nimonic 263 時効材の γ' 相の画像処理結果

よりも η 相 $[\text{Ni}_3\text{Ti}]$ の方が安定であり、高温長時間側で η 相への相変化が顕著に認められたものとする。900°Cの時効では η 相の析出が認められないにも関わらず γ' 相の消失が認められている。本合金の γ' 相の固溶温度は 910~925°C の範囲と報告⁽⁵⁾ されており、 η 相もこれに準じると考えられることから、900°Cの時効ではいずれの相もマトリックス中に固溶したものとする。

ここでは、この γ' 相の成長に及ぼす時効温度および時間の影響について考察する。この γ' 相の粒径の成長速度は、時間の 1/3 乗に比例し、Lifshitz, Slyozov, Wagner の体積拡散理論に従うことが報告されている^{(6),(7),(8)}。図 9 に粒径 d の 3 乗を時効時間でプロットした結果を示す。 γ' 相が消失する 900°C、 η 相の析出が顕著となる 800°C および 850°C で 24,000 h の時効材の結果を除き良好な直線性が得られ、以下の式で表すことができた。

$$d^3 - d_0^3 = \chi \cdot t \quad (1)$$

ここで、

d_0 : 未時効材の γ' 相粒径

この式における成長速度係数 χ は温度依存性を示し、次式で表せる。

$$\chi = 64\gamma_e D C_e V_m^2 / 9kT \quad (2)$$

$$D = D_0 \exp(-Q/kT) \quad (3)$$

ここで、

D, D_0 : γ' 相中の溶質元素の拡散係数

γ_e : γ/γ' 相の界面エネルギー

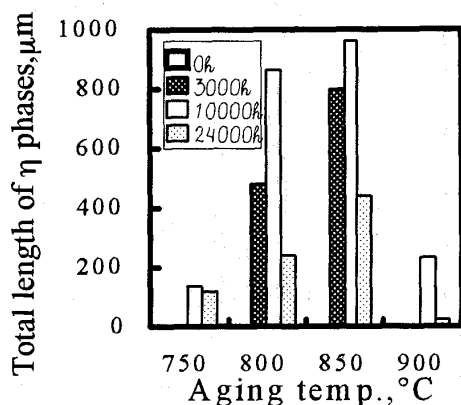


図 8 Nimonic 263 時効材の η 相計測結果

C_e : γ/γ' 相の平衡濃度

V_m : γ' 相の容積率

Q : γ' 相の溶質元素の拡散の活性化エネルギー

k : ボルツマン定数

図 10 にこの成長速度係数の温度依存性を示す。ここでは、縦軸 χT を横軸 $1/T$ で Arrhenius プロットしているが、良好な直線性が得られていた。この直線の傾きから得られた γ' 相の拡散の活性化エネルギーは $4.2 \times 10^{-19} \text{J}$ である。Ni-Al 中の Ti あるいは Al の拡散の活性化エネルギーは $4.27 \sim 4.48 \times 10^{-19} \text{J}$ であり⁽⁹⁾、ほぼ同等の値を示していることから、Al あるいは Ti の拡散の活性化エネルギーに相当するものとする。

5.2 クリープ強度に及ぼす組織変化の影響

本材料は、 γ' 相の析出強化型合金であるが、 γ' 相は準安定な析出相であり、時効により η 相への相変化が生じる。このため、両析出相のクリープ強度に及ぼす効果を中心に本合金における組織変化のクリープ強度に及ぼす影響について検討を行った。

析出物のクリープ強度に及ぼす影響としては、粒界への析出による粒界析出強化と粒内への析出による粒内析出強化作用が考えられる。本合金の場合、 γ' 相の粒界あるいは粒内への析出に伴う強化、 η 相の粒内析出に伴う強化とそれに付随して生じる γ' 相の減少による弱화가考えられる。しかし、時効材の組織観察の結果 3,000 h の時効ですでに結晶粒界は γ' 相あるいは M_{23}C_6 型の炭化物

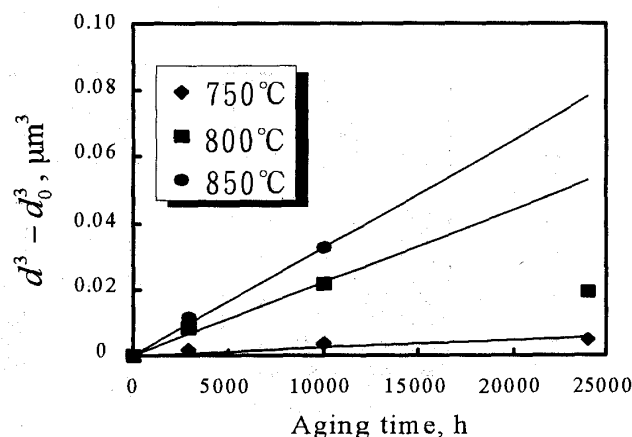


図 9 Nimonic 263 の γ' 相粒径に及ぼす時効の影響

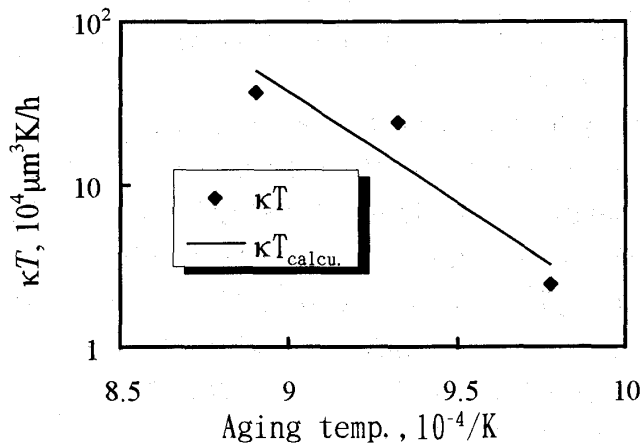


図10 Nimonic 263 の γ' 相成長に及ぼす温度の影響

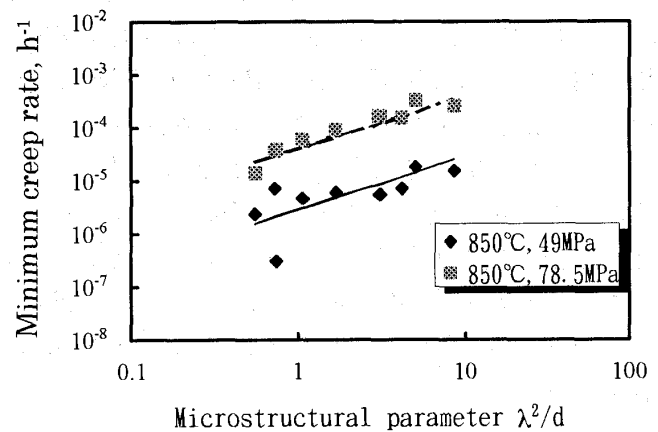


図12 Nimonic 263 の最小クリープ速度に及ぼす γ' 相の影響

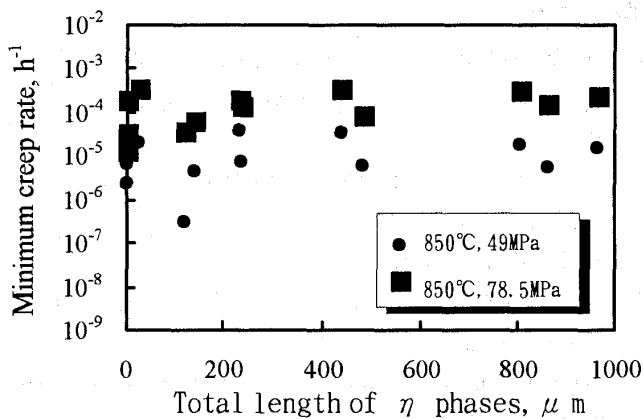


図11 Nimonic 263 の最小クリープ速度に及ぼす η 相析出の影響

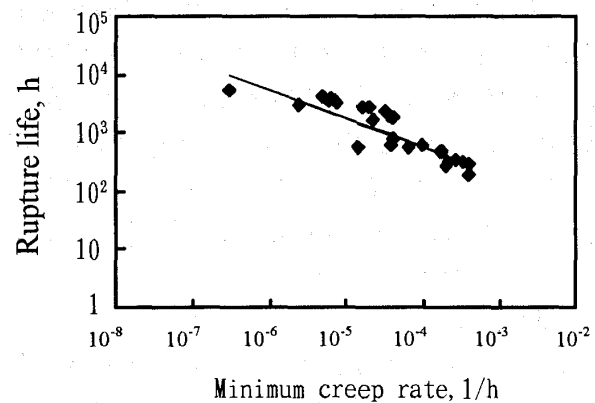


図13 Nimonic 263 の最小クリープ速度と破断寿命の関係

で全面被覆されていたことから、ここでは粒内の析出物の強度に及ぼす効果についてのみ検討を行った。

まず、 η 相の強度に及ぼす影響について検討する。針状相である η 相の強度に寄与するパラメータとして、針状相の相間距離、長さ等が考えられる。しかし、針状相の相間距離に関しては、時効による変化に顕著な傾向が認められなかったことからここでは針状相の長さの総和と最小クリープ速度との相関を検討した。検討結果を図11に示す。クリープ条件が、850°Cで49 MPaと78.5 MPaのいずれの条件下でも、今回の評価結果に見る限り η 相との相関は認められず、 η 相の析出による強化作用は認められなかった。

次に、 γ' 相の影響について検討する。ここでは850°Cにおけるクリープ変形機構として、 γ' 相の周

りに転位ループが集積し生じる斥力により、後から来た転位の上昇運動が生じるとし、この上昇が律速過程となるモデルを考えた。この場合、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{\min}$ は γ' 相の平均粒径 d および粒子間距離 λ との間に次式の関係が成り立つ⁽¹⁰⁾。

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}_{\min} &= \frac{2\pi\sigma^a\lambda^2D}{dG^3kT} \\ &= \frac{2\pi}{G^3kT} \left(\frac{\lambda^2}{d}\right) D^* \times \\ &\quad \exp\{-(Q - \beta \ln \sigma)/kT\}\end{aligned}\quad (4)$$

ここで、

$$\begin{aligned}\alpha &= \beta/kT \\ \beta &: \text{活性化体積}\end{aligned}$$

この(4)式から、最小クリープ速度と式中の組織パラメータ λ^2/d との相関を検討し、結果を図12に

示す。ここでは、 γ' 相の析出が認められる750°C、800°Cおよび850°Cで10,000 hまでの時効材の結果を用いている。850°Cで49 MPaと78.5 MPaのいずれの試験応力においても、両対数のグラフ上で傾き1の直線と全てのデータがほぼ一致しており、本モデルに基づく(4)式にて組織からクリープ速度を精度良く予測することができている。

なお、クリープ破断寿命 t_b は最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{\min}$ との間に下式で示す関係があることが知られている⁽¹¹⁾。

$$\dot{\epsilon}_{\min} \cdot t_b^m = C \quad (5)$$

この関係から、縦軸クリープ破断寿命、横軸最小クリープ速度で整理した図を図13に示す。かなり良い相関が認められており、クリープ破断寿命に関しても最小クリープ速度を介して γ' 相の粒径と粒子間距離の関係から求められることが解る。

以上の結果より、析出相として、 η 相は850°Cのクリープ強度にはほとんど寄与せず、 γ' 相のみに着目することによりその強度推定が可能となった。

6. おわりに

ガスタービンの実機トランジションピースに生じている問題点を、調査結果を基に解析すると共に、そこで問題となった組織劣化とクリープ変形の相関について、人工劣化材を作成し理論的な検討を行った。得られた結論をまとめると以下の通りである。

- 1) Hastelloy Xを用いたトランジションピースではクリープ変形が顕著に生じており、寿命評価上最も重要な要因と考えられる。これに対してNimonic 263を用いたトランジションピースではその変形はわずかであるが、組織変化は顕著に認められることから、組織との関連の基で材質劣化量の予測技術を開発することは重要である。
- 2) Nimonic 263材の高温時効により、 γ' 相の凝集粗大化と、 η 相の析出が認められた。 η 相の析

出は800°Cと850°Cで顕著に認められており、この析出に伴い γ' 相の析出量は減少する傾向が認められた。

- 3) γ' 相の成長速度は、 η 相の析出が顕著となる800°Cおよび850°Cで24,000 hのデータを除き、時間の1/3乗に比例する体積拡散律速を示した。
- 4) Nimonic 263のクリープ速度は、 γ' 相の周りに集積した転位の上昇過程が律速するモデルで説明でき、その相間距離と粒径のパラメータで予測することができた。これに対して、 η 相との間には相関は認められなかった。
- 5) Nimonic 263の長時間時効材においても最小クリープ速度とクリープ破断寿命の間には良い相関が認められた。

参考文献

- (1) P. W. Schilke, A. M. Beltran, A. D. Foster and J. J. Pepe, GE Reference Library GER-3569 C (1992), pp. 1-19
- (2) R. Viswanathan, EPRI GS-7031 (1990), pp. 155-164
- (3) 初芝信次, 第18回GTSJガスタービンセミナー資料集 (1990), pp. 65-72
- (4) 吉岡, 斉藤, 藤山, 岡部, ガスタービン学会秋期講演会 (1991), pp. 201-207
- (5) Henry Wiggin & Company Limited Nimonic alloys catalogue, (1971)
- (6) I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov, "The kinetics of Precipitation From Supersaturated Solid Solutions", J. Phys. Chem. Solids
- (7) C. Wagner, "Theorie der Alterung von Niederschlagen durch Umlosen (Ostwald Ripening)", Zeitschrift fuer Elektrochemie, 65 (1961) pp. 581-591
- (8) Y. Yoshioka, D. Saito, K. Fujiyama, N. Okabe, Proceeding of ASM 1993 Material Congress Materials Week '93, (1993), pp. 53-58
- (9) 金属データブック (日本金属学会編), 丸善, (1984), p. 27
- (10) G. S. Ansell and J. Weertman, Trans. Metall. Soc. AIME, 215 (1959), pp. 838-843
- (11) F. C. Monkman and N. J. Grant, Am. Soc. Test. Mater. Proc., 56 (1956), pp. 593-620



ガスタービン燃焼器の噴霧燃焼特性 (燃焼シミュレーションによる推算結果と測定結果の比較)

東北大学工学部	古 畑 朋 彦
〃	両 角 仁 夫
〃	丹 野 庄 二
〃	三 浦 隆 利
富士石油(株)	生 野 隆
三井造船(株)	安 部 利 男
〃	杉 本 富 男
〃	嬉 一 雄

Abstract

A spray combustion simulation for the prediction of the combustion characteristics in a gas turbine combustor is described. Thermal and prompt NO formations are considered in this simulation. As for prompt NO, we have developed the prompt NO formation model to describe its formation in the turbulent spray flame.

In this study, the profiles of gas composition and temperature in the practical gas turbine combustor were measured, and the measured data were compared with the calculated results to examine the accuracy of the simulation. From the comparisons, it was clear that this simulation could predict reasonably the overall combustion characteristics in the combustor. In the quantitative comparisons of the temperature and NO concentration profiles, however, there were the evident discrepancies especially near the exit of the combustor. It was inferred that the discrepancies were caused mainly by the error in predicting the combustion gas flow field.

1. 緒 言

現在は低 NO_x ガスタービン燃焼器の開発研究が積極的に行われているが、低 NO_x 燃焼器を開

発するためには、燃焼器内の燃焼ガス流れ、温度分布、化学種濃度分布等を詳細に把握し、NO_x 生成挙動との関連を明確にする必要がある。しかし、ガスタービン燃焼器の場合には燃焼器自体が圧力容器に格納され、高圧で運転されているために、燃焼器内部の燃焼状況を詳細に測定することはほぼ不可能であり、測定できるのは燃焼器出口温度分布や排ガス組成に限定される場合が多い。これでは明らかにデータ不足であり、最近の超低 NO_x を目指した開発研究では、燃焼器内の燃焼状況に関するより詳細な情報が求められている。

そこで注目されているのが、コンピュータを用いた燃焼シミュレーションである。燃焼シミュレーションを用いることにより測定上の困難を回避でき、燃焼器内部の燃焼ガス流れや温度分布等を詳細に把握することができる。従って、よりの確に NO_x 生成挙動を捕らえ、効果的な低 NO_x 燃焼法を開発できる可能性がある。ガスタービン燃焼器を対象とした燃焼シミュレーションは、これまでに比較的多くの報告がある^{(1)~(7)}。しかし、NO_x 生成挙動の推算が可能なシミュレーションは極めて少なく、さらに現段階では燃焼シミュレーションで得られる結果の妥当性が十分検討されているとは言えないため、燃焼器開発においてシミュレーションが有効に利用されていないのが実状である。我々もガスタービン燃焼器の噴霧燃焼シミュレーションを開発し既に報告しているが⁽⁸⁾、シミュレーション結果と比較すべき測定データが不十分で、その妥当性を詳細に議論する

(平成 7 年 3 月 23 日原稿受付)

には至らなかった。

そこで本論文では、ガスタービン燃焼器内の噴霧燃焼を対象とした NO_x 生成量の推算が可能なるシミュレーションを開発すると共に、実際のガスタービン燃焼器内部の温度、化学種濃度分布の詳細な測定を行い、シミュレーション結果と測定結果との比較を通してシミュレーションの妥当性を検討した結果を報告する。

2. 噴霧燃焼シミュレーションの概要

本研究の噴霧燃焼シミュレーションは、基本的に文献(8)で報告したものと同一であるが、本研究では NO 生成量の計算手法に改良を加えた。噴霧燃焼場解析法の詳細については文献(8)~(10)を参照して頂き、ここでは NO 生成量の推算法について説明する。

燃焼場で生成する NO は、その生成機構から一般にサーマル NO 、フューエル NO 及びプロンプト NO に分類される。本シミュレーションでは、窒素分を含まない灯油の噴霧燃焼を対象とするため、フューエル NO の生成は考慮せず、サーマル NO 及びプロンプト NO の生成挙動解析を行う。

2.1 サーマル NO

サーマル NO の生成挙動はゼルドビッチ機構に基づいて解析した。 NO 濃度が十分小さいとして、 NO 濃度を含む項を省略し、さらに O 原子濃度に関して部分平衡を仮定すると、サーマル NO の生成速度は次式で表すことができる⁽¹¹⁾。

$$d[\text{NO}]/dt = A_T[\text{N}_2][\text{O}_2]^{1/2}\exp(-E_T/T) \quad (1)$$

ここで、 $A_T = 5.74 \times 10^{14}[(\text{cm}^3/\text{mol})^{1/2}\text{s}]$, $E_T = 66900[\text{K}]$ である。

2.2 プロンプト NO

噴霧燃焼は基本的に拡散燃焼であり、局所的には燃料過濃状態(当量比が1以上)で燃焼反応が進行している領域が存在する。従って燃料過濃燃焼で重要となるプロンプト NO の生成は、ガスタービン燃焼器における灯油の噴霧燃焼においても無視できないと考えられる。しかし、プロンプト NO の生成機構は炭化水素燃料の燃焼機構と関連しているために非常に複雑であり、燃焼シミュレーションにおいて詳細な反応計算を行うことは極めて困難である。そこで、本研究ではプロンプト NO の生成機構を図1のようにモデル化

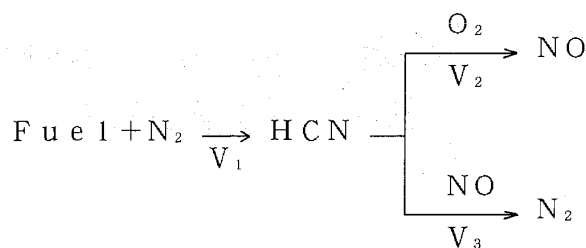


図1 プロンプト NO 生成モデル

してシミュレーションに組み込むこととした。

このモデルでは HCN をプロンプト NO 生成における中間生成物とし、炭化水素燃料と空気中の N_2 との反応により生成するとした。次いで O_2 と反応して NO に転換する経路と、 NO との反応により N_2 に転換する経路を考えた。各経路の総括反応速度 $V_i (i=1, 2, 3)$ は、De Soete⁽¹²⁾ により提案されている以下の式を用いた。

$$V_1 = 8.4 \times 10^{13} X_{\text{fuel}}^{0.9} \exp(-30000/RT) \quad (2)$$

$$V_2 = 1.0 \times 10^{10} X_{\text{HCN}} X_{\text{O}_2}^b \exp(-67000/RT) \quad (3)$$

$$V_3 = 3.0 \times 10^{12} X_{\text{HCN}} X_{\text{NO}} \exp(-60000/RT) \quad (4)$$

ここで X は各化学種のモル分率を表す。また(3)式中の b は反応次数であり、 O_2 濃度の関数として与えられている。ここで問題となるのは、 V_1 が N_2 モル分率一定という条件下で決定されていることである。従って(2)式中の 8.4×10^{13} という値は、 N_2 モル分率を含んでいると考えられる。実際の噴霧拡散火炎では N_2 モル分率も大きく変化し得ることから、(2)式はそのままでは適用できない。そこで、 V_1 については N_2 モル分率に関して一次であると仮定して次式を用いた。

$$V_1 = A_P X_{\text{fuel}}^{0.9} X_{\text{N}_2} \exp(-30000/RT) \quad (5)$$

(5)式中の A_P をモデルパラメータとして、本モデルによる HCN と NO 濃度分布の解析結果と、高城らによるプロパン乱流拡散火炎における測定結果⁽¹³⁾を比較することにより、その最適値を $A_P = 1.0 \times 10^3$ と決定した。

2.3 乱流燃焼場における NO 生成速度の推算法

シミュレーションでは、はじめに噴霧燃焼場を計算し、その計算結果を用いて NO 生成挙動の解析を行う。ただし乱流火炎における NO 生成速度を評価する際には、温度や化学種濃度変動の影響を考慮する必要がある。そこで本シミュレーショ

ンでは assumed P. D. F.モデル⁽¹⁴⁾を適用した。まず噴霧燃焼場計算の際に、燃料と O_2 の混合割合を表す混合分率の時間平均値 $\bar{f}$ と、その変動量 $g (= (\bar{f} - f)^2)$ の保存式を予め解いておく。次に NO 生成速度計算において、求めておいた $\bar{f}$ と g の値から f の時間変動に関する確率密度関数 (P. D. F.) を決定し、(1)式及び(3)~(5)式中の N_2 , O_2 , 燃料濃度及び温度の変動を考慮した。P. D. F.の関数形は clipped-Gaussian とした。

3. 実験方法

3.1 実験条件

実験では文献(8)と同一の燃焼器で灯油の噴霧燃焼を行い、燃焼器内の温度分布と化学種濃度分布を測定した。空気流量は 1890 kg/hr で一定とし、 210°C に予熱して燃焼器に供給した。燃焼器出口断面積で空気流量を除した値を代表流速とすると 19.2 m/s となる。燃料流量は 41.1 kg/hr (空燃比 46.0 kg/kg) とした。燃焼器は出口を大気圧開放とした。

測定したのは O_2 , CO , CO_2 , NO_x , 炭化水素 (HC) 濃度及び燃焼ガス温度である。燃焼ガスをステンレス製水冷サンプリングプローブにより採取し、 O_2 を磁気式酸素計、 CO と CO_2 を非分散形赤外分析計、 NO_x を化学発光法、HC を水素炎イオン化検出器で測定した。燃焼ガス温度は素線径 $300 \mu\text{m}$ の PtRh 30% - PtRh 6% (B-type) 熱電対にて測定した。

図2に測定位置を示す。測定は二次空気導入孔と希釈空気導入孔 (大) のある(a)面と、(a)面から燃焼用空気の旋回方向に 15° ずらした(b)面で行った。軸方向測定位置は二次空気孔下流 (断面(1))、

二次空気孔と希釈空気孔の中間 (断面(2))、希釈空気導入孔下流 (断面(3)) 及び燃焼器出口 (断面(4)) とし、各断面において中心から半径方向に 10 mm 間隔で 80 mm まで測定を行った。

4. 結果と考察

4.1 測定結果による燃焼状況の把握

はじめに測定結果を用いて燃焼器内の燃焼状況を検討しておく。図3, 4に測定結果と測定結果から推測される燃焼状況の模式図を示す。図3は(a)面、図4は(b)面における結果である。

まず図3について検討する。断面(1)の結果では、温度が $r/D = 0.27$ (r : 燃焼器中心軸からの半径方向距離, D : 燃焼器内径) から燃焼器壁側で急に低下し、それに対応して O_2 濃度が上昇しているが、これは二次空気の導入によるものである。また、 CO と HC 濃度が $r/D = 0.3$ より燃焼器壁側で急激に上昇しているが、これは二次空気導入位置より上流の一次燃焼領域の未燃分を多く含む燃焼ガスが二次空気噴流の周囲を回って下流に流れていることを示している。断面(2)では、温度は中心付近よりも燃焼器壁側の方が高くなっている。これは未燃分を含んだ燃焼ガスが、旋回のために主に燃焼器壁に沿う形で燃焼しながら流れていることを示している。しかし温度の半径方向勾配が小さいことから、燃焼ガスの一部は二次空気噴流により中心軸付近へも輸送されていると推測される。断面(3)では、希釈空気の流入に伴う急激な温度低下、酸素濃度の上昇が見られる。断面(4)では温度と化学種濃度分布の半径方向勾配はほとんどなく、希釈空気導入の影響が見られないことから、希釈空気と燃焼ガスの混合が良好であると考えられる。

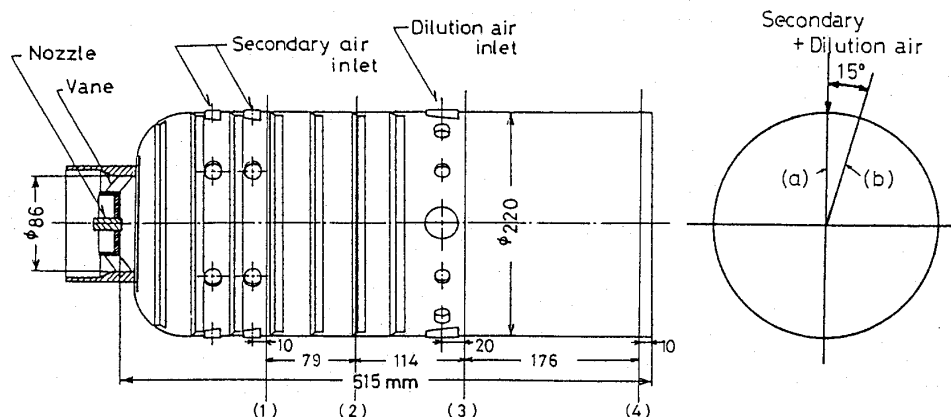


図2 測定位置

また NO_x 濃度は、全ての測定断面で温度と同様の分布を示し、高温領域で NO_x 濃度が高くなっていることがわかる。以上の結果を基に図3中に燃焼状況を模式的に示した。図中斜線部は高温領域を示し、矢印は燃焼ガスや二次及び希釈空気の流れを表している。(a)面では、二次空気導入位置より上流の一次燃焼領域で生成した未燃分を含む燃焼ガスが、一部は二次空気により燃焼器中心軸方向へ輸送され燃焼するが、多くは流れの旋回のために二次空気噴流の周囲を回って、燃焼器壁に沿って燃焼しながら下流へ流れていく。その後大

量の希釈空気が導入され、燃焼器出口に至るまでには一様に混合、希釈されることになる。

次に図4について検討する。断面(1)では、 $r/D = 0.27$ から燃焼器壁側で CO 、 CO_2 、 NO_x 及び温度が急激に上昇している。これは一次領域の未燃分を含む燃焼ガスが燃焼器壁に沿って流れていることを示している。一方燃焼器中心軸から $r/D = 0.27$ までは温度、 CO_2 濃度が減少しているが、これは流れの旋回のために二次空気噴流の影響が(b)面にも表れているものと推察される。断面(2)では、(a)面に比べて $r/D = 0.2$ から燃焼器壁側での温度

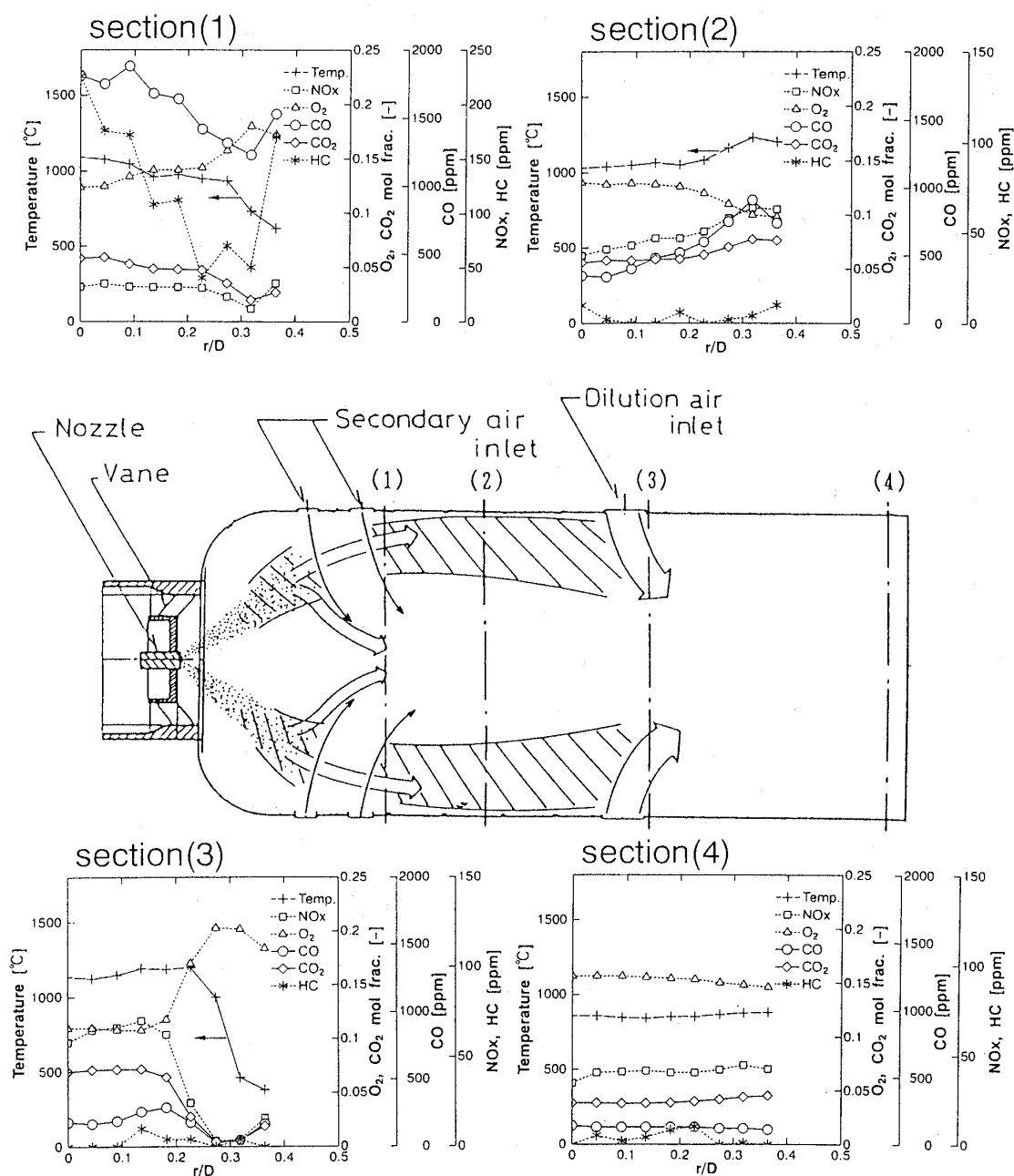


図3 (a)面の測定結果と燃焼状況模式図

上昇が大きい。これは、燃焼器壁に沿って流れる燃焼ガスが主に二次空気噴流の間を通過していることを示している。断面(3)では、 O_2 、 CO_2 及び NO_x 濃度に希釈空気導入の影響が表れている。断面(4)では(a)面と同様に温度、濃度とも半径方向に一樣な分布を示し、希釈空気の混合が良好であることがわかる。また(b)面でも NO_x 濃度と温度分布の対応関係が見られる。図4には(b)面における燃焼状況の模式図も示すが、この面では二次空気噴流による一次燃焼領域の燃焼ガスの中心軸方向への輸送が少ないため、高温領域は燃焼器壁に沿って

下流まで伸びることになる。燃焼器出口側から火炎形状を観察した結果、火炎は主に燃焼器壁にそって形成され、その形状は模式図で示した高温領域と良好に一致した。

4.2 シミュレーション結果の検討

図5, 6に燃焼ガス流れ、温度及び NO 濃度分布のシミュレーション結果を示す。図5が(a)面、図6が(b)面の結果である。

図5の燃焼ガス流れを見ると、(a)面で導入される二次空気及び希釈空気噴流がほぼ燃焼器中心軸付近まで到達している。またスワローから流入す

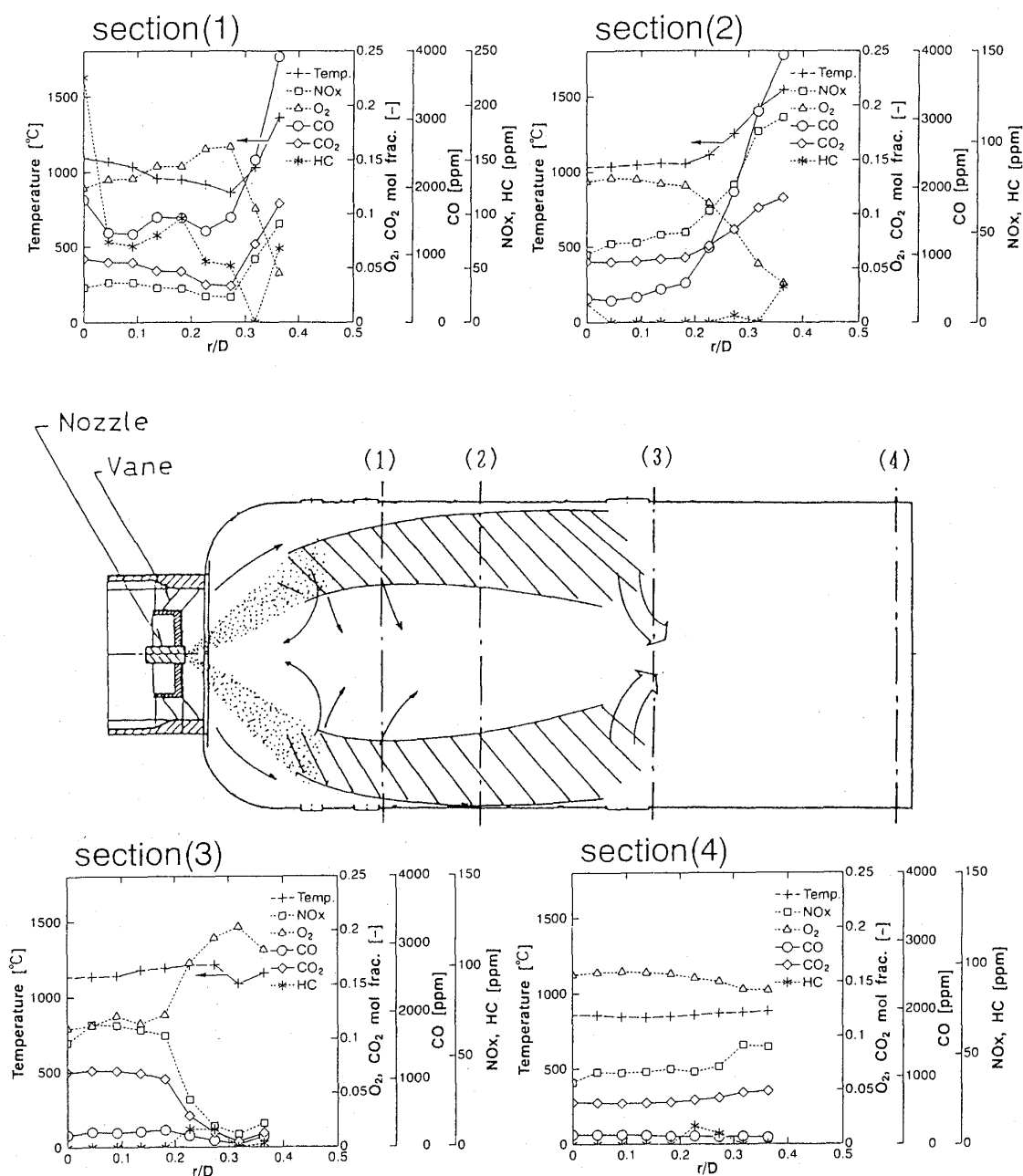


図4 (b)面の測定結果と燃焼状況模式図

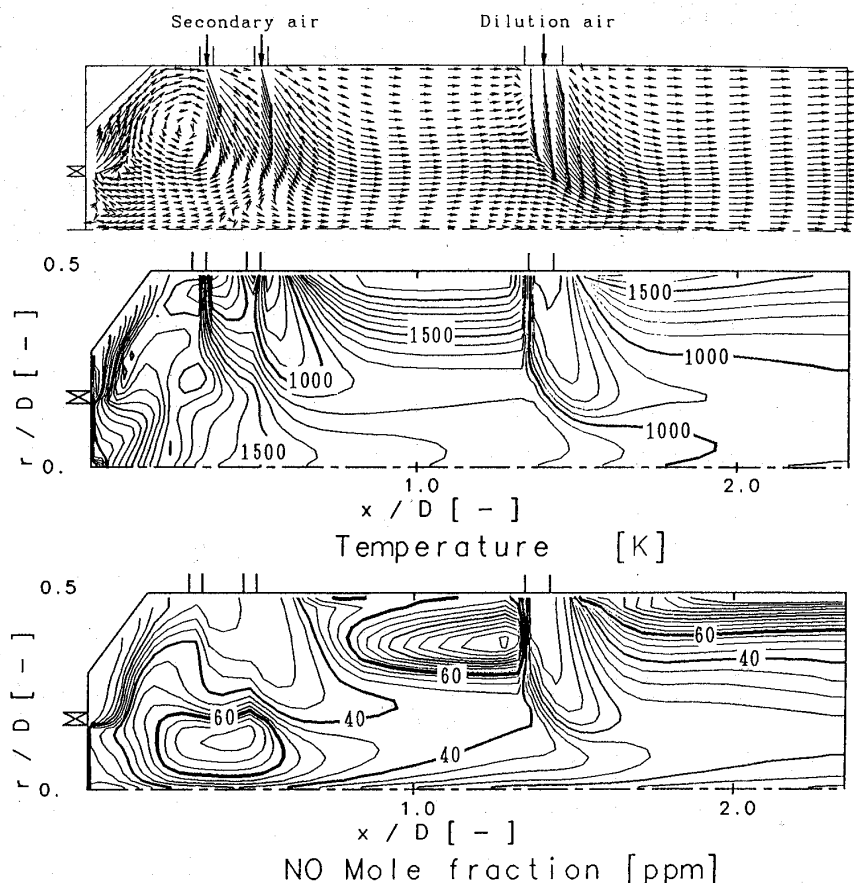


図5 (a)面のシミュレーション結果

(上: 燃焼ガス流れ, 中: 温度分布, 下: NO 濃度分布)

る旋回流と二次空気噴流により再循環領域が形成されている。温度分布では、二次空気と希釈空気の流入に対応して低温領域が形成されている。1,500 K 以上の高温領域は、二次空気導入位置より上流の一次燃焼領域と、二次空気導入位置と希釈空気導入位置の間の燃焼器壁近傍にあり、わずかに希釈空気導入位置より下流の燃焼器壁近くにも存在する。このシミュレーション結果における高温領域の位置は、図3に示した測定結果に基づく燃焼状況模式図と良好に一致している。また、NO 濃度分布に関しても、シミュレーション結果では高温領域において 60 ppm 以上の高濃度領域が形成され、測定結果における温度と NO_x 濃度分布との対応関係を十分再現していると考えられる。

図6中の温度分布は、(b)面にも二次空気と希釈空気導入の影響が表れていることを示しているが、1500 K 以上の高温領域は一次燃焼領域から燃焼器壁に沿って続き、図4の燃焼状況模式図と良好

な一致がみられる。また NO 濃度分布のシミュレーション結果でも高温領域での NO 濃度が高くなっている。

以上のように、シミュレーション結果と測定結果から推測された燃焼器内燃焼状況は良好に一致し、本研究で開発した噴霧燃焼シミュレーションは燃焼器内の NO_x 生成も含めた全体的な燃焼状況を良好に推算できることが明らかになった。

4.3 シミュレーション結果と測定結果の比較

ここでは各断面の温度分布と NO 濃度分布についてシミュレーション結果と測定結果の比較を行う。

図7, 8に(a)面における温度分布と NO 濃度分布の比較を示す。ただし図8における測定値は NO_x として測定した値を示してある。これは、火炎中で生成する NO_x のほとんどが NO で、実際に測定される NO 以外の NO_x は、サンプリングプローブで燃焼ガスを冷却した際に NO から生成した NO₂⁽¹⁵⁾, あるいは NO が燃焼器中で酸化

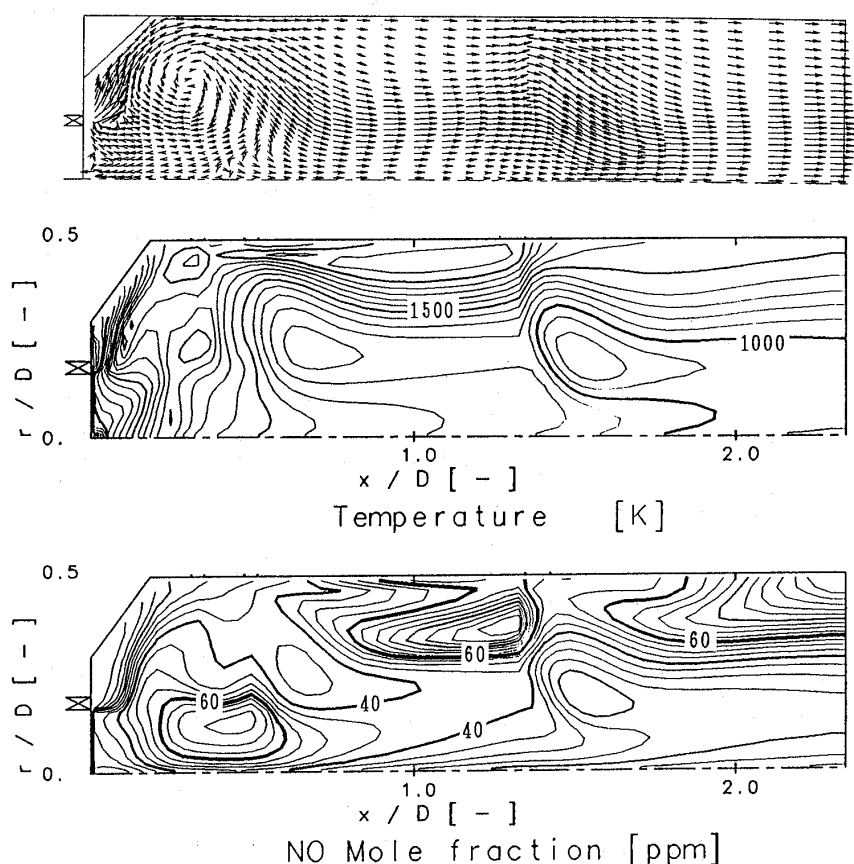


図6 (b)面のシミュレーション結果

(上: 燃焼ガス流れ, 中: 温度分布, 下: NO 濃度分布)

され生成した $\text{NO}_2^{(16)}$ であると考えられているためである。

図7の温度分布の比較では、シミュレーション結果は測定値の分布を定性的に再現していると思われるが、違いが顕著なのは断面(3)、(4)である。断面(3)では、 $r/D=0.25$ 付近より燃焼器中心軸側のシミュレーション結果が測定値を大きく（最大で約 300°C ）下回っている。また断面(4)では、測定値には半径方向勾配がほとんどないのに対して、シミュレーション結果では中心軸付近が低く、燃焼器壁に近づくほど高くなっている。これはシミュレーションで推算される希釈空気と燃焼ガスとの混合が不十分であることを示していると考えられる。シミュレーションでは図5に示したように、希釈空気噴流が中心軸付近まで到達し、そのまま中心軸に沿って出口まで流れる形になっているために中心軸付近の温度が低くなると考えられる。

図8の NO_x 濃度分布の比較でも、断面(1)、(2)で

はシミュレーション結果と測定結果は比較的良好に一致しているものの、やはり断面(3)、(4)における両者の差異が大きい。断面(3)の $r/D=0.2$ より中心軸側では、シミュレーション結果が約 40 ppm ほど測定結果を下回っている。実際には希釈空気は中心軸付近まで到達する前に減衰、混合するため、上流の高濃度の NO_x がこの断面の中心軸側で検出されるのに対し、シミュレーションでは希釈空気噴流が中心軸付近まで貫通しているために希釈され、 NO_x 濃度が低く推算されてしまうものと推察される。また断面(4)では、測定結果に半径方向勾配が見られないのに対して、シミュレーション結果では中心軸から燃焼器壁にかけて急激に増加している。シミュレーションでは希釈空気の混合が十分でなく、主に中心軸に沿って流れているため、 NO_x 濃度も中心軸側では低くなり、一方燃焼器壁側では高温の燃焼ガスがそのまま流入しているため、 NO_x 濃度が高く推算されることになる。

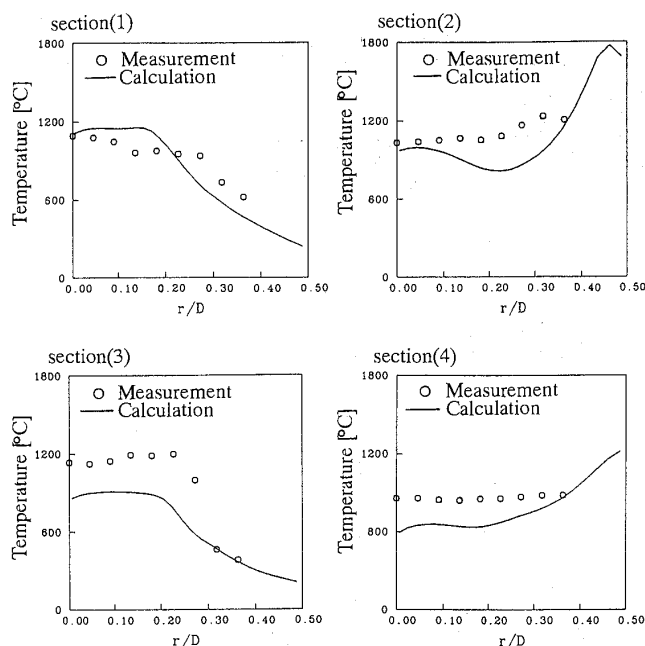


図7 各断面における温度分布の比較 (a)面
○: 測定結果, —: シミュレーション結果

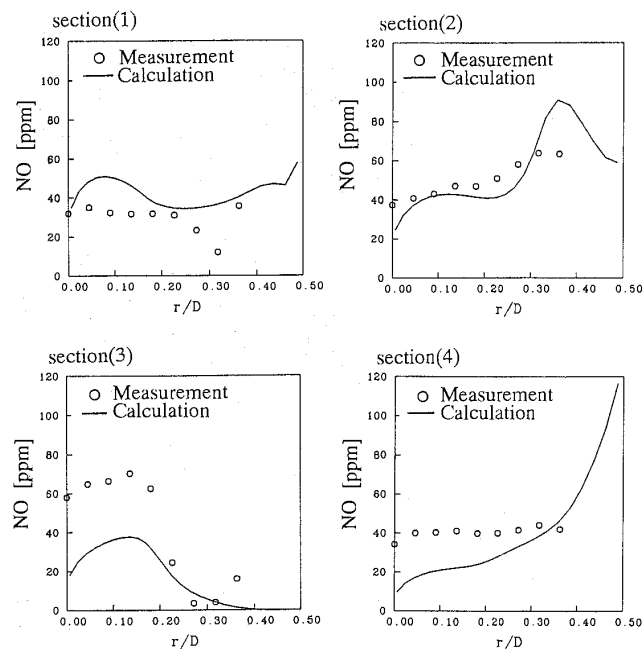


図8 各断面における NO 濃度分布の比較 (a)面
○: 測定結果, —: シミュレーション結果

5. 結 言

シミュレーション結果と測定結果との比較により、本研究で開発した噴霧燃焼シミュレーションはガスタービン燃焼器内の全体的な燃焼状況を再現できることが示された。詳細に比較すると、断面(1), (2)ではシミュレーション結果は測定結果と比較的良好に一致していたが、特に希釈空気導入位置(断面(3))から燃焼器出口(断面(4))にかけての温度分布及び NO_x 濃度分布の予測精度に問題があることも明らかになった。その原因は、実験において燃焼ガス流れを測定していないため断定はできないが、断面(3), (4)の温度分布及び NO_x 濃度分布の違いから、シミュレーションによって推算された希釈空気の流入挙動が、実際の状況と一致していないことにあると推察された。

以上から、燃焼シミュレーションにおける温度分布や NO 濃度分布の予測精度を改善するためには、まず第1に燃焼ガス流れの予測精度向上が重要であり、そのために今後は計算格子の設定や乱流モデルの改良等流れ場の予測精度に関係する要因について検討していく予定である。

参考文献

(1) Serag-Eldin, M. A. and Spalding, D. B., Trans. ASME J. Eng. Power, 101 (1979), 326

(2) Jones, W. P and Priddin, C. H., 17 th Symp. (Int.) on Comb. (1979), 399
(3) Boysan, F., Ayers, W. H., Swithenbank, J. and Pan, Z., J. Energy, 6 (1982), 368
(4) Sampath, S. and Ganesan, V., Fuel, 66 (1987), 421
(5) Sampath, S. and Ganesan, V., J. Inst. Energy, 60 (1987), 15
(6) Wild, P. N., Boysan, F. and Swithenbank, J., J. Inst. Energy, 61 (1988), 27
(7) Lee, D., Yeh, C. L., Tsuei, Y. M. and Chou, J., Trans. ASME J. Prop. Power, 9 (1993), 322
(8) 古畑, 他 6 名, 日本エネルギー学会誌, 73-28 (1994), 120
(9) 青木, 他 6 名, 燃料協会誌, 68-12 (1989), 1053
(10) 古畑, 他 3 名, 燃料協会誌, 70-11 (1991), 1082
(11) Peters, N., Comb. Sci. Tech., 19 (1978), 39
(12) De Soete, G. G., 15 th Symp. (Int.) on Comb., (1975), 1093
(13) 高城, 他 3 名, 日本機械学会論文集 B 編, 43-368 (1977), 1426
(14) Lockwood, F. C. and Naguib, A. S., Comb. Flame, 24 (1975), 109
(15) Johnson, G. M., Smith, M. Y. and Mulcahy, F. R., 17 th Symp. (Int.) on Comb., (1979), 647
(16) Cernansky, N. P. and Sawyer, R. F., 15 th Symp. (Int.) on Comb., (1975), 1039



軸方向に翼端隙間の変化する タービンシュラウド面上の熱伝達特性

石川島播磨重工業(株) 小 幡 正 一
〃 伊地知 伸 彰
岐阜大学工学部 熊 田 雅 弥
〃 工 (院) 宇 野 聡

Abstract

This paper presents the result of experiments undertaken to investigate the heat transfer characteristics on a shroud wall with changing of tip-clearance to the axial direction. An axial-flow real turbine of single-stage was used to measure the local heat transfer coefficients and the static pressures on the surface. All heat transfer measurements were performed under uniform heat-flux conditions. It is shown that from the results the local heat transfer coefficients increased from near the middle of the wall opposite the rotor blade row and reached a peak value near the trailing-edge. The location of the peak value corresponded to that of the minimum value of static pressures. It is also indicated that the mean heat transfer coefficients in the region opposite the rotor blade were correlated with the blade-chord Reynolds number and were little affected by the blade tip-clearance and the incidence flow angle.

1. まえがき

ガスタービンの高温化は、エンジンのサイクル性能を向上させる上で最も有効な手段である。しかし、近年タービンの高温化に伴う冷却空気量の増大が、むしろサイクル性能を低下させるため、タービンの高温要素部品をセラミックス化したセラミックガスタービン (CGT) の研究開発が進められるようになってきた。高温 CGT の開発においては、セラミックスと金属部品の熱膨張を吸収する技術と熱遮断技術の確立が必要であり、熱伝達率の予測精度の向上が求められている。特に

CGT では、タービン動翼やシュラウド自体がセラミックス製であり、金属に比べ靱性が低いため、動翼とシュラウド面の接触を極力避けるとともに、翼端隙間を最小に保つ必要があり、CGT に適した新しいシュラウド形状の開発が望まれている。基本的な形態としては、空力性能を重視し、翼端とシュラウドの接触をあらかじめ考慮したアブレードダブルシュラウドの適用が考えられる。現在の耐熱温度 900°C 以上のガス温度で作動する高温 CGT への適用は、高温アブレードダブル材料の開発と同時に動翼を破損することなく、シュラウド面をすり減らす技術の確立が前提となっている。特に後者については、空力特性と密接に関連するが、接触面積を少なくする意味で、具体的には溝付きシュラウドや軸方向に翼端隙間を変化させるシュラウドの適用が考えられる。

最近、セラミック・アブレードダブル冷却シュラウドに関して、タービン動翼に対向するシュラウド面上の熱伝達率の測定^{(1)~(3)}と、翼列の空力性能の向上の為に、翼端隙間の流れと翼間流れとの複雑な流れ減少の解明の研究^{(4)~(6)}が数多くなされている。著者らは、軸流タービン実機を用いてシュラウド面上の局所熱伝達率特性と流動特性⁽³⁾を明らかにしてきた。しかしながら、これらの研究は、金属製のタービンを対象としている為、シュラウド面の形状が動翼の先端面に平行な翼端隙間一定の場合を扱っており、面の形状が変化する場合は熱伝達特性や流動特性は必ずしも明らかにされていない。

本研究は、CGT に適したセラミックシュラウドの開発を目的に、動翼先端の漏れ流れの結果⁽³⁾を考慮して、比較的漏れ流れの少ない翼前縁部から中央部の翼端隙間を大きくし、翼端とシュラウド面の接触面積を減少させるテーパ形状のシュラウド

(平成 6 年 10 月 5 日原稿受付)

ド面について、その局所熱伝達特性と翼端隙間流れ特性を明らかにするものである。

2. 実験装置および方法

本実験装置として、軸流タービン型過給機(IHI製 VTR 161 製ターボチャージャ)を使用した。このターボチャージャは、外径 $d = 169.2 \text{ mm}$ 、ハブ/チップ比 0.76 のロータを持つ。動翼の枚数は 53 枚で、その翼弦長 C_r は翼端において 13.14 mm である。タービン駆動用の空気は、ブローから供給され、タービンスクロールに入り、ノズルガイドベーンを通過した後、ロータに向けてテストセクションに流入する。ロータの回転数 N は、タービンに取り付けられたフォトピックアップからの信号を、パルスカウンタに入力して計測した。本実験では、 $N = 4,000 \sim 9,000 \text{ rpm}$ の範囲で行った。流量 Q と回転数 N を測定することにより図 1 に示す速度三角形から幾何学的にタービンの主要パラメータを算出した。翼端隙間 δ は、シックネスゲージを用いて測定した。 δ のばらつきは、シュラウド全周で $\pm 5\%$ 以内であった。本実験では、 δ の変化はアクリル製のシュラウド内径を変化させた物を製作し行った。入射角の制御は、ターボチャージャのコンプレッサのインペラの翼高さや、フィルタ部の通過面積を調整してコンプレッサ側の仕事を操作することによりタービン軸への負荷を操作した。これより定常状態で相対流入角 R_3 を -48° から $+59^\circ$ まで変化させることが可能となった。ここで本実験に用いた軸流タービンの動翼先端で、流れが動翼に対して無衝突の場合、 $R_3 = 36^\circ$ である。

実験に供したシュラウド面形状は、図 2 に示すように、シュラウド平行面に対し動翼先端部の位置で翼端隙間が 0.8 mm になるようにノズリング出口から動翼中央部(前縁 $x = 0$ から $x = 11 \text{ mm}$)までテーパ状にした。本実機は、ノズル出口に基本的に約 1.5 mm の段差を有しているの、テーパ状にすることにより段差は約 3 mm になった。

シュラウド面上の局所熱伝達率の測定は、熱流束一定の条件に対応する箔法(ステンレス箔厚み $30 \mu\text{m}$)によって行った。シュラウドは翼端半分的位置までテーパ状になっているため、テーパ部と直線部を 2 枚の箔で分離接着した。箔は周方向に

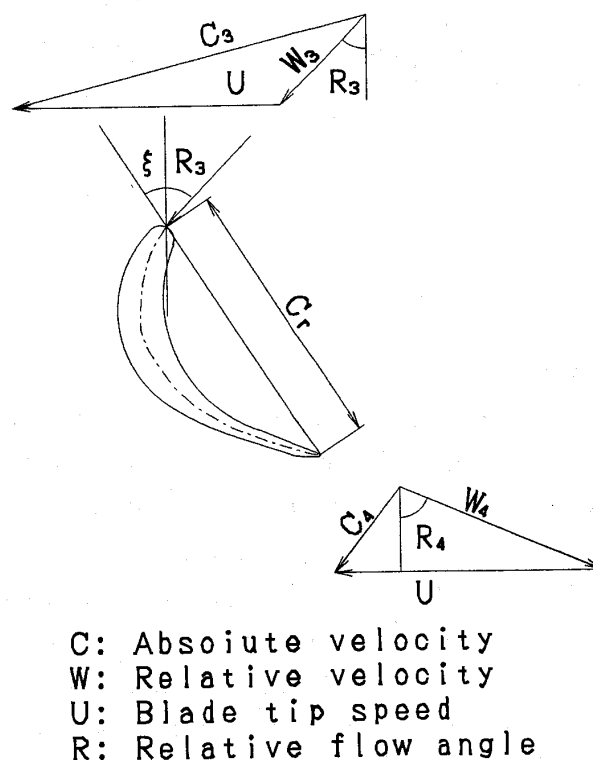


図1 速度三角形

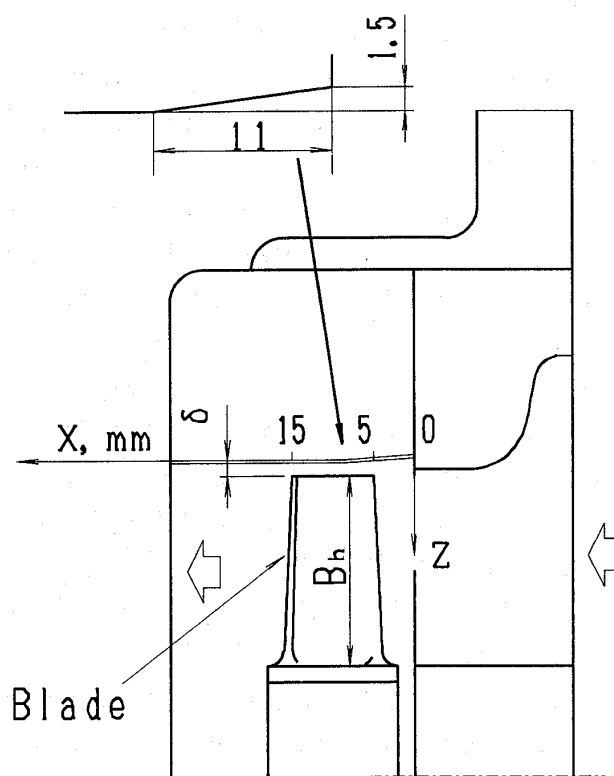


図2 テストセクション

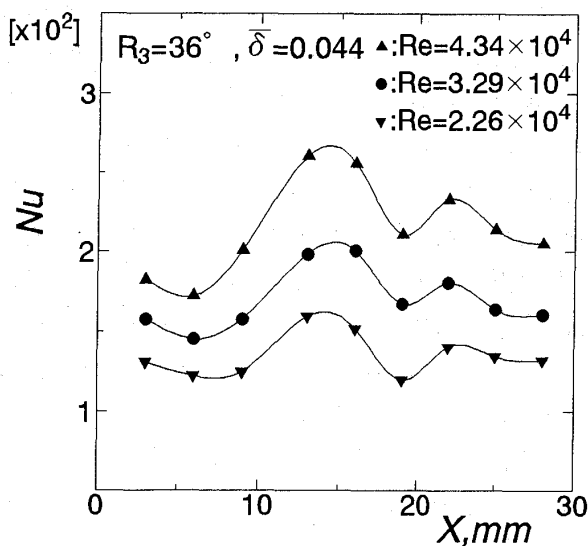
も2分割され、電極はアクリル製のシュラウドに加工された溝より取り出された。それぞれ箔は直流通安全化電源により等熱流束になるよう通電加熱された。局所表面温度は、箔の裏面に半田付けされた9本のCu-Co熱電対(テーパー部3本、直線部6本)により測定された。熱電対は、裏面への熱損失を抑えるために幅6mm、深さ10mmの溝から取り出され、溝にはグラスウールを断熱のために挿入した。本実験における気流との温度差(10~15°C)での熱損失は、供給熱量の2%以下であったので、熱損失を無視して熱伝達率を算出した。熱電対用溝は周方向に2カ所設けた。熱伝達

率の定義に用いた温度差は、加熱時と非加熱時の箔の温度差を用いた。これは、気流温度が動翼回転部での熱落差の影響を避けるためである。

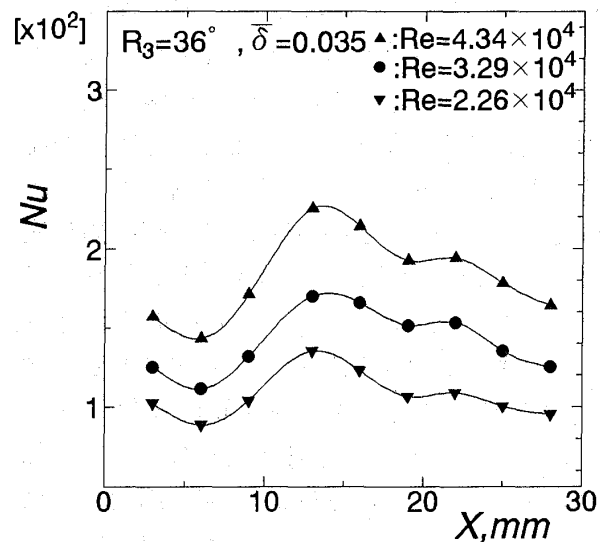
3. 実験結果および考察

3.1 局所熱伝達率分布

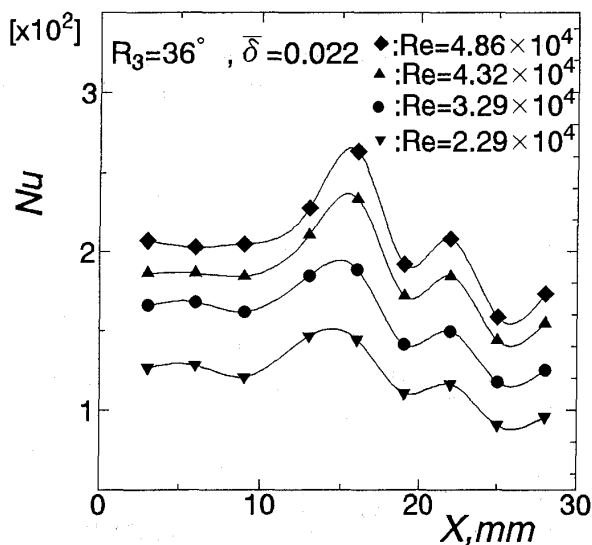
図3(a)~(d)に動翼に平行なシュラウド面での無次元翼端隙間 $\bar{\delta} (= \delta/B_h)$ に対する軸方向局所熱伝達率分布をレイノルズ数 Re をパラメータに示す。ここで B_h は翼長である。 Re の代表長は翼端での翼弦長 C_r を、代表速度は絶対流入速度 C_3 と絶対流出速度 C_4 の平均値を用いた。また、 Nu の代表長は翼弦長である。図(d)は、全シュラウド面



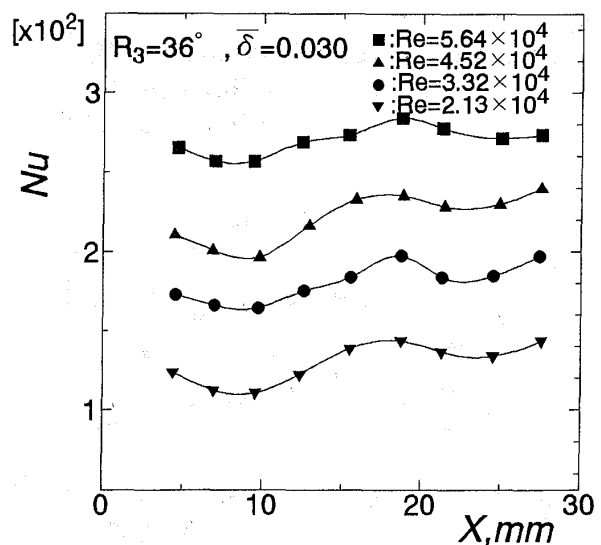
図(a)



図(b)



図(c)

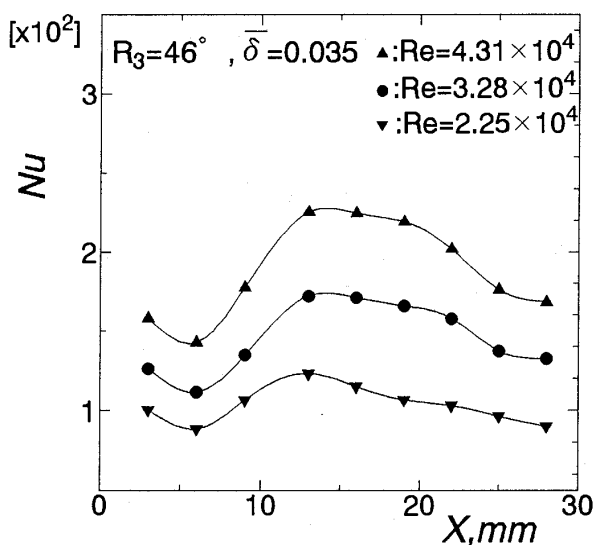


図(d)

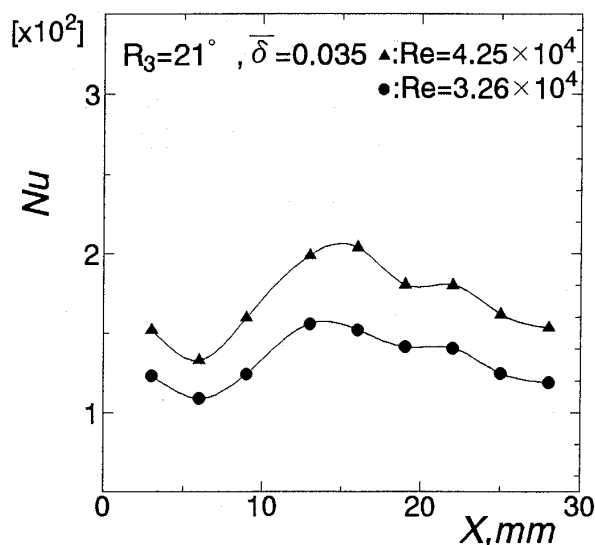
図3 局所熱伝達率分布 ($R_3 = 36^\circ$: 設計点)

が翼端に平行な場合の結果(δ 一定)⁽³⁾である。図中の横軸 $x = 0 \sim 11$ mm がテーパ部であり, $x = 5 \sim 15$ mm が翼端に対向している。 δ によらず Re に対してほぼ相似な分布になっている。図(d)の δ 一定の場合, 熱伝達率はノズル出口から下流方向に減少し, ロータ直下中央付近から上昇に転じている。その後, 翼後端下流付近で極大に達した後, 再び減少し翼後端より 1 翼弦長下流より再度上昇する。これに対して, テーパ部を有する場合は, ノズル出口より減少し, 翼対向部で上昇し翼端下流で極大値を示す点は同じであるが, しかし, その極大値は極めて顕著であり, その位置も若干上流に位置しているなど, 決定的にも大きな相違がみられた。その後, 翼端隙間によって, 程度の差はあるが, 第二の極大値を示した後単調に減少する。 δ 一定の場合の結果によれば, 第一極大値までは, 境界槽の発達とシュラウド面上の速度の加速によることは, 前報⁽³⁾での速度の計測によって確認されている。特に, 最大値は, 翼先端の漏れ流れに誘起された二次流れによるものと確認されている。しかし, δ 一定の場合, 翼端隙間の増加は, 一般的には熱伝達率の増加をもたらすことと, ノズル出口下流の熱伝達率の絶対値の変化が δ に大きく依存していることを考えた場合, テーパ部を有する場合の第一極大値は, ノズル出口直後に約 3 mm の段差があるので, これが, はく離・再付着減少を引き起こし, その再付着点での値に

応していると考えられる。さらに, δ が大きい場合には, はく離・再付着現象が顕著で再循環領域に対応するノズル出口領域が低下したと考えられる。しかし, 動翼の存在下で, 一般的なステップ流れにおけるはく離・再付着現象の存在を直ちに認めるだけのデータは得られていない。例えば, シュラウド面上の静圧分布(図6)は, 再付着現象を示唆する結果になっていない。また, テーパ状での再付着位置がどの程度段差から下流か明確でない。したがって, このような現象を明確にするためには, シュラウド面上の速度場の計測が重要である。現在, 前報⁽³⁾と同様の回転熱線プローブ方式によって計測を行っているので, 次報でその詳細を明らかにするが, テーパ形状のシュラウドのため, 極大値に対応するテーパから平行な面への移行直後での測定は容易でないためデータの集積が必要である。ただ, 現在までに得られた結果は, ノズル出口近傍の絶対速度の方向が δ 一定の場合の逆方向になるなど, 流れ場の大きな変化を示唆する結果は得ている。しかし, 翼後端近傍での漏れ流れの絶対値は別にして存在自身に変化はない。また, 第二の極大値については, 翼端隙間の影響が顕著であるため, 二次流れと関係するものであるが, これについても, 速度場の計測によって明らかにする必要がある。したがって, テーパ部の存在と直線部への境界でのエッジの存在は, 流れの機構にどのような影響を与えているか, 最終的



図(a)



図(b)

図4 局所熱伝達率分布

な判断は次報で議論することにした。

図4(a)(b)は、相対流入角度の影響を示した一例である。図(a)の $R_3 = 46^\circ$ は、正の incidence の結果を、図(b)の $R_3 = 21^\circ$ は負の incidence の結果をそれぞれ示す。設計点 ($R_3 = 36^\circ$) の場合と比較して、レイノルズ数や翼端隙間に対して基本的に相似な分布になっている。ただし、第一極大値近傍の分布は平坦化し、第二極大値が顕著でなくなっている。この様な傾向は、翼端隙間によって変化しないが、第二極大値の存在は、翼端隙間が大きいほど残存しているようである。また、シュラウド全面が翼端に平行な前報の結果と比較した場合、基本的に相似な分布になっているが、ノズル出口直後のテーパ部での変化が相対流入角度を変化させても顕著である。この様に局所熱伝達率分布は、テーパ状にすることによって、 δ や R_3 による影響が変化する。

3.2 平均熱伝達率

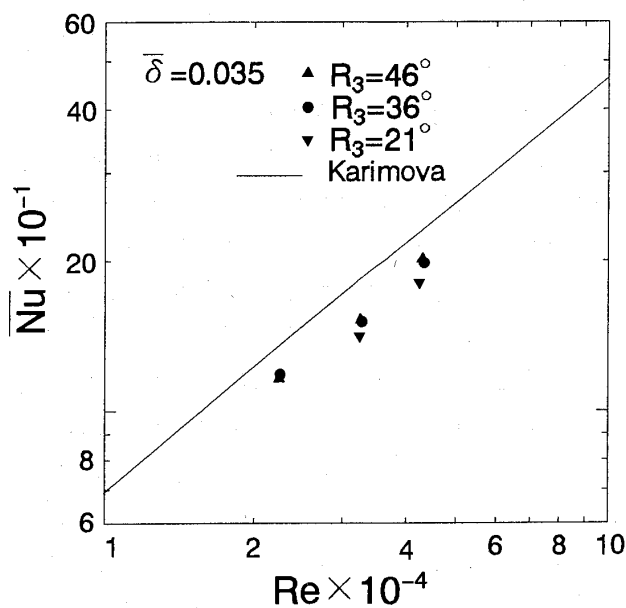
上述の局所熱伝達率分布の翼端コード長に対向する面 ($x = 5 \text{ mm} \sim 15 \text{ mm}$) の図式積分より求めた平均熱伝達率の結果の一例を、レイノルズ数 Re に対して図5(a)～(c)に示す。ここでヌッセルト数の代表長は、翼端でのコード長である。図(c)は、前報のシュラウド面が翼端に対して一定な場合の結果である。これらの図に示されるように、 Nu は負荷によらず $Re^{0.8}$ によって整理される。また、図

中の実線で示される Karimova⁽¹⁾ の結果は、次式で示されるように本実験結果

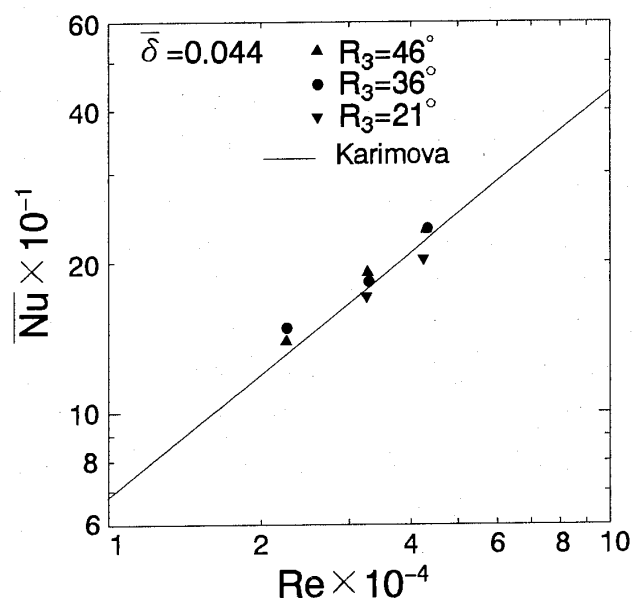
$$\overline{Nu} = 0.052 \cdot Re^{0.8} \cdot (1 - 2 \cdot \delta^{0.8})$$

と同じ形であり、翼端隙間が一定でも本実験のように軸方向に変化しても大きく変わらない。この Re に対する依存性は、平板乱流熱伝達に対する Colburn の結果と同じであることは興味深い事実である。

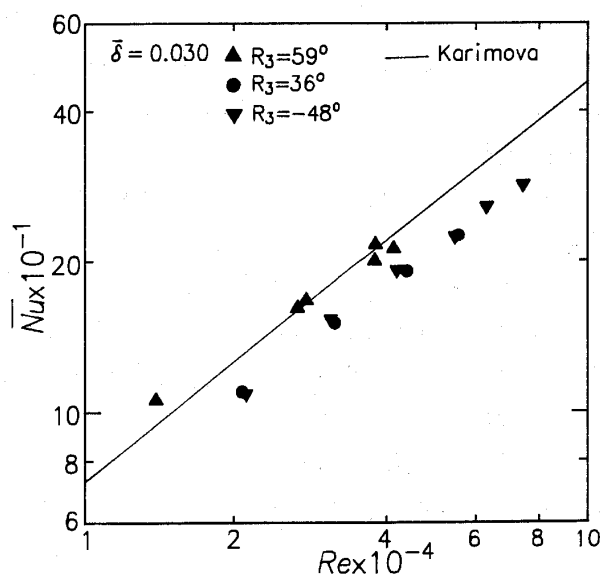
Karimova の結果と値自体を比較することは、



図(b)



図(a)



図(c)

図5 平均熱伝達率

Re 範囲, 速度三角形, タービンの形式や翼のプロファイルが相違していて問題があるが, $\delta = \text{一定}$ の場合, 正の incidence ではほとんど同じ値である。しかし, シュラウドがテーパ状の本実験の場合, R_3 や翼端隙間が異なっているので厳密なことは言えないが, $\delta = \text{一定}$ の場合とほぼ絶対値の変化範囲は同じであると言えるが, δ が大きいほど平均熱伝達率は大きく, 相対流入角度の影響は少なくなっているようである。この様に絶対値の変化が小さいのは, 局所分布から予想されるように翼の上流部での減少が, 翼後縁下流での上昇によって相殺されたためである。翼端隙間が小さい場合も基本的には同じである。

4. シュラウド面状の静圧分布

図 6 は, シュラウド面上の静圧を動翼先端の周速度に対する動圧で無次元化して示したものである。壁面静圧は, 本実験の Re 範囲では, Re によらず, ノズル終端から翼後端まで急激に減少している。その後, 1 コード長下流まで幾分上昇傾向を示した後大気圧に近づく。この静圧の最小値の位置はほぼ翼後端にあたり, δ 一定の場合には熱伝達率分布での極大値の位置とよく対応している。しかし, テーパの場合は, 第一の極大値は若干それより上流である。この傾向は, 他の翼端隙間においても同じである。ただ, incidence が正負の場合は分布形状は, 若干異なるが, 熱伝達率の極大値と静圧の低下位置との対応はほぼ同じである⁽⁷⁾。しかし, 局所熱伝達率分布で議論したような, 再付着によると思われる圧力の極大値は, 静圧測定点が細かくないこともあるが, 認められない。

5. 結 論

試験機として, 軸流タービン型過給機を用いて, 動翼の半分より上流のシュラウドをテーパ状にした場合, すなわち軸方向に翼端隙間が変化する場合のシュラウド壁面における局所熱伝達率と壁面静圧を測定し, 翼端隙間一定の場合と比較し, 以下のような結論を得た。

(1) シュラウド面状の局所熱伝達率分布は, 軸方向に次のような傾向を持っている。ノズルから

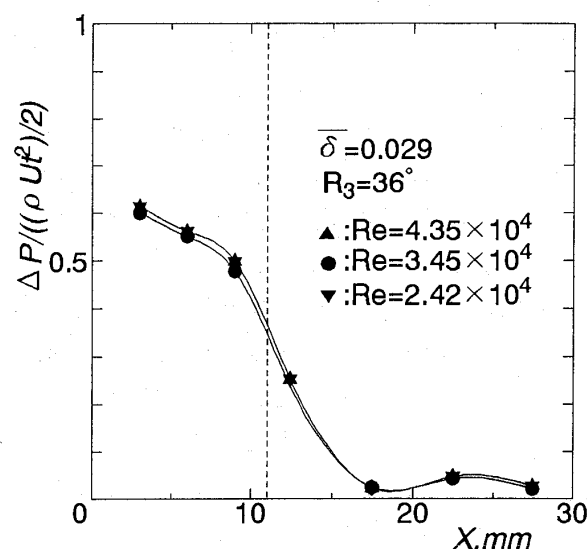


図 6 壁面静圧分布

下流方向に単調に減少していき, 動翼対向部中央付近から増加に転じ動翼後端付近で極大値を示す。その後減少し, 動翼後端 1 コード長下流で第二の極大値を示した後, 再び減少する。

- (2) この様な傾向は, Re, 相対流入角や翼端隙間の影響を基本的にはほとんど受けない。また, 翼端隙間が一定の場合と比較して, 基本的には同じ傾向であるが, テーパ部での変化が顕著で, ノズル出口での段差によるはく離・再付着現象と類似のような現象を示唆する結果になっている。しかし, この極大値の機構を議論するには, シュラウド面上の流れ場のデータの集積が必要である。
- (3) 動翼に対向した部分の平均熱伝達率は, 平板乱流熱伝達と同じ Re の 0.8 乗で整理され, Re の増加と共に増加する。翼端隙間に比して相対流入角の影響は小さい。この様な傾向は, 翼端隙間が一定の場合とほとんど同じである。
- (4) シュラウド壁面上の静圧分布は, ノズル出口から下流に急激に減少する。静圧の極小値の位置は, 熱伝達率の極大値の位置に対応している。この様な傾向は, Re や軸方向に翼端隙間が変化しても同じである。

参考文献

- (1) Karimova, A. G., Lokai, V. I., and Tkachenko, N. S., 1973, "Investigation of Heat Release from a Gas to the Elements of Turbine Body," *Izvestiya VUZ Aiat-sinnaya Tekhnika*, Vol. 16, pp. 114-119.
- (2) Guenette, G. R., Epstein, A. H., Norton, R. J. G., and Yozhang, C., 1985, "Time Resolved Measurements of a Turbine Rotor Stationary Tip Casing Pressure and Heat Transfer Field," *AIAA Paper No. 85-1220*.
- (3) Kumada, M., Iwata, I., Obata, M., and Watanabe, O., 1994, "Tip Clearance Effect on Heat Transfer and Leakage Flows on the Shroud-Wall Surface in an Axial Flow Turbine," *ASME Journal of Turbomachinery*, Vol. 116, pp. 39-45.
- (4) Inoue, M., and Kuroumaru, M., 1989, "Structure of Tip Clearance Flow in an Isolated Axial Compressor Rotor," *ASME Journal of Turbomachinery*, Vol. 111, pp. 250-256.
- (5) Lakshminarayana, B., Pouagare, M., and Davino, R., 1982, "Three-Dimensional Flow Field in the Tip Region of a Compressor Rotor Passage-Part 1: Mean Velocity Profiles and Annulus Wall Boundary Layer," *ASME Journal of Engineering for Power*, Vol. 104, pp. 760-771.
- (6) Pouagare, M., and Delaney, R. A., 1986, "Study of Three-Dimensional Viscous Flows in an Axial Compressor Cascade Including Tip Leakage Effect Using a SIMPLE-Based Algorithm," *ASME Journal of Turbomachinery*, Vol. 108, pp. 51-58.
- (7) 熊田, 渡辺, 小幡, 榊田, 1990, "ガスタービンシュラウドの熱伝達特性," 第18回ガスタービン定期講演会講演論文集, pp. 59-65.



周期的後流による平板境界層の遷移に関する研究 (熱線流速計による境界層計測)

岩手大学工学部 船 崎 健 一
〃 大学院 北 澤 貴

Abstract

Detailed measurements by use of a hot-wire anemometry are performed about boundary layers on a flat plate that is subjected to incident periodic wakes. The objective of this study is to examine whether the velocity fluctuation associated with the wake passage, so-called negative jet, might have any effects on the wake-induced boundary layer transition. A spoked-wheel type wake-generator is used to generate periodic wakes coming from upstream blades in turbomachines. Directions of the negative jet with respect to the plate surface can be changed by changing the direction of rotation of the wake-generator. A noticeable difference in time-resolved transitional behavior then appears due to the change in the rotation direction. In the case of the normal rotation of the wake-generator where the negative jet is directed toward the plate surface, wake-induced turbulent regions occurs quickly in the boundary layer beneath the wake. On the contrary, in the case of the reverse rotation where the negative jet is direction away from the plate surface, wake-induced turbulent regions do not appear until the wake moves far downstream from the leading edge. Effects of the direction of the negative jet upon the boundary layer are also confirmed by checking the boundary layer characteristics, i. e., shape factor. In general, the negative jet associated with the normal rotation case tends to cause earlier transition than that in the reverse rotation case does.

1. 緒 言

著者らは、ガスタービン内のタービン翼表面の境界層遷移に影響を与える種々の因子、特に、周期的後流と主流乱れについて研究を行い、境界層遷移モデルを提唱した。これらの研究では、回転する円盤外周に取り付けられた円柱が流れを横切るタイプの後流発生器 (spoked-wheel-type wake generator) を用い、これにより発生する後流が供試平板表面に相対的に衝突する方向に円盤を回転することにより、タービン翼背面の境界層の状態をシミュレートしていた。一方、著者らは、この円盤の回転方向を逆方向に回転すると (この場合の供試平板表面は圧縮機背面に相当する)、同じ供試平板表面での熱伝達率が正回転の場合と比べかなり低下し、周期的後流による境界層の遷移が遅れることを確認した⁽¹⁾。そして、この現象には、後流通過に伴う局所的な速度変化が関与している可能性を、時間的加速パラメータ (temporal acceleration parameter) を導入する事で示した⁽²⁾。以上のように、周期的後流が境界層遷移に及ぼす影響の程度が、タービン翼と圧縮機翼とで異なる可能性がある、というのが著者らの見解であるが、このことは圧縮機翼の境界層遷移の予測や、その性能予測にとり重要な意味を持つため、その妥当性をさらに議論するには、同一流動条件で後流発生器の回転方向を変えた場合の境界層の詳細な計測データが不可欠である。

今回の研究では、正回転、および逆回転する後流発生器からの周期的後流の影響を受ける平板境界層を I 型熱線プローブを使用して計測し、そのデータから境界層の非定常および時間平均特性 (形状係数など) を算出した。また、ほぼ一定の圧力勾配 (加速流) 下での計測も行い、圧力勾配が平板境界層の強制遷移に与える影響も調べた。

(平成 7 年 6 月 23 日原稿受付)

2. 実験方法

2.1 実験装置

図1に実験装置の概観を示す⁽²⁾。図2には、供試平板及び熱線プローブによる計測状況を示す。供試平板はアクリル製で、全長1000 mm、幅200 mm、厚み10 mmで、先端には角度20°のエッジがついている。測定面側の平板中心線をはさんで千鳥状に、圧力分布を計測するための静圧孔が設

けられている。この供試平板は全長1500 mm、流路断面300 mm（高さ）×200 mm（幅）の供試ダクト内に収納されている。供試ダクト自身は直接には収縮ノズルに接続されておらず、ダクト先端から境界層が発達するため、供試ダクト内に発生する境界層の排除効果による流れの加速は十分小さいものと考えられる。境界層計測は単線熱線プローブを用いて行われる。熱線プローブ先端の位

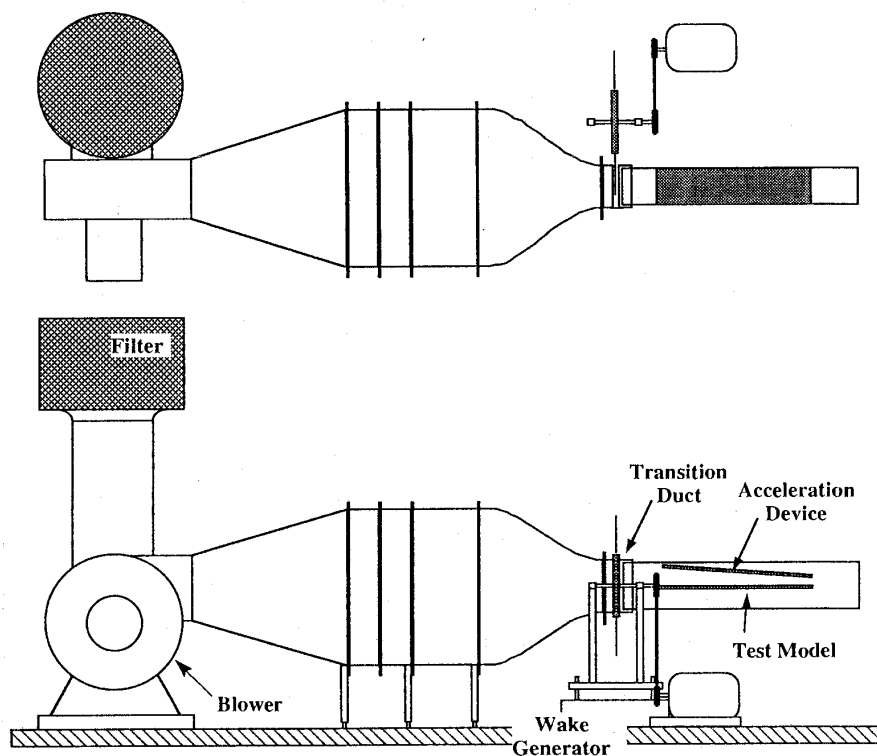


図1 実験装置概観

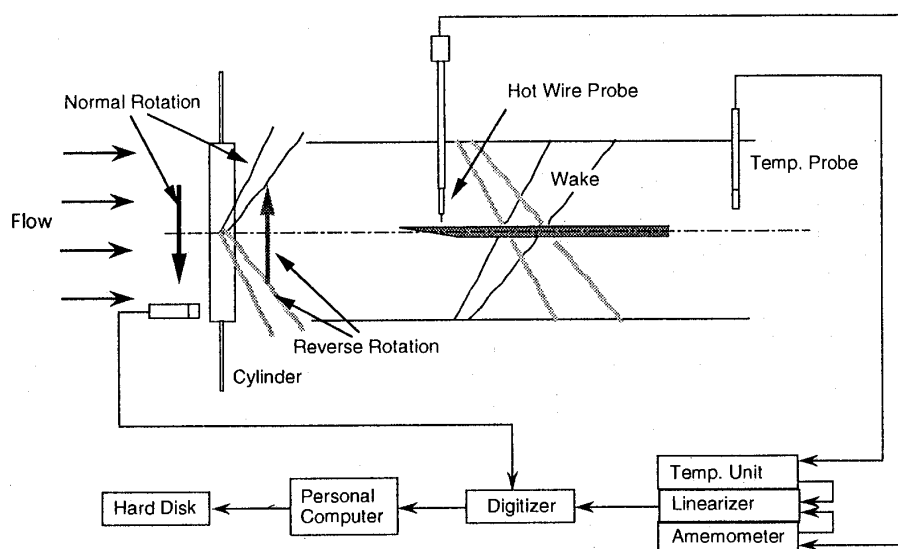


図2 計測システム

置決めには、二軸制御トラバース装置を用い、トラバース装置を水平方向に移動することで、流れ方向数ヵ所での境界層計測を行う。なお、計測部での主流乱れは約0.5%である。

後流発生器は、直径400 mmの円盤の外周に長さ250 mm、直径5 mmのステンレス棒を取り付けたもので、変速機付きのモータで回転させる構造になっている。円盤の回転軸を供試平板と同一水平面上に置くことにより、供試平板表面に影響を与える後流が平板のスパン方向にはほぼ同時に作用する。後流発生器の回転方向を、円柱が供試平板の計測面方向に接近または遠ざかる方向に移動するように変えることにより、後流と平板の計測対象表面との関係が、(1)タービン翼背面(これを正回転 normal rotation と呼ぶ) (2)圧縮機翼背面(これを逆回転 reverse rotation と呼ぶ)、の状態になる。

供試ダクトの上面(平板表面との対向面)には、流れ方向への加速を得るための傾斜板(全長1000 mm、幅200 mm、厚み6 mmのアルミニウム製の平板)が取り付け可能であり、その傾斜角を変えることで流れ方向への加速度を変化させる。傾斜板には熱線プローブを通すためのスロット(幅10 mm)が長手方向に設けられている。なお、測定時には、プローブ挿入部を除きスロットを塞いでいる。

2.2 計測方法

各計測点における熱線プローブトラバースの原点設定は、プローブ先端を目視で確認しながら十分に平板表面に近づけ、ほぼ接触したと思われる

位置を原点としている。しかし、平板前縁近傍では、入口レイノルズ数が高いこともあり、境界層厚みはかなり薄いので、原点設定の際の誤差が境界層特性の評価に大きく影響することが考えられる。そこで、平板前縁近傍では、上で述べた原点を仮の原点とし、実際に計測した定常流の速度データを基に原点位置を補正している。計測点は、流れ方向 $x/L = 0.05 \sim 0.7$ の範囲に合計11点の場所を設定し、それぞれの場所において、高さ方向に20点($y/L = 0.2 \times 10^{-3} \sim 0.01$ の範囲)である。このようにして得られた平板前縁での定常速度分布は、Blasius 相似解とよく一致しており、層流境界層になっていることが確認された。

熱線プローブからの出力は、後流発生器の回転に同期して作動するように設定したA/D変換器でデジタルデータに変換される。1点の計測点毎に100個の時系列データ(1個のサイズはサンプリング周波数50 KHzで2 Kワード)が取得され、ハードディスクに転送される。

2.3 実験条件

平板入口速度 U_{in} は20 m/sに固定する。このとき入口レイノルズ数は $Re_L = U_{in}L/\nu = 1.33 \times 10^6$ である。ただし、加速装置を装着した際に、所定値に入口速度が達しなかった場合があった($U_{in} = 18.4$ m/s, $Re_L = 1.22 \times 10^6$)。後流発生器の回転数は1130 rpm、円柱本数は2, 3および6本である。実験条件を表1に示す。ここで、後流通過ストローハル数 S 、加速度パラメータ K は次式で与えられる。

$$S = fL / U_{in} = (nn_c / 60) L / U_{in} \quad (1)$$

$$K = \frac{\nu}{U^2} \frac{dU_e}{dx} \quad (2)$$

周期的後流による境界層の遷移開始が自然遷移開始点よりも上流に位置することから⁽³⁾、本研究での計測対象範囲は、平板前縁付近から数百 mm 下流までである。この場合、実機への応用の立場から入口レイノルズ数を比較的高く設定しているため、境界層が非常に薄く、前縁近傍($x/L = 0.0 \sim 0.3$)でのデータはかなり大きな不確かさを含む。

3. 実験結果

3.1 データ処理

熱線プローブからの速度データ $v_i(t_j)$ ($j=1,$

表1 実験条件

case	Acceleration Parameter	Direction of Rotation	Strouhal Number
1	0	Normal	2.83
2	0	Reverse	2.83
3	0	Normal	1.88
4	0	Reverse	1.88
5	0	Normal	5.65
6	0	Reverse	5.65
7	0.45×10^{-6}	Normal	3.07
8	0.45×10^{-6}	Reverse	3.07

…、2048) から、各計測点でのアンサンブル平均速度 $\bar{v}(t_j)$ 及び乱れ度 $Tu(t_j)$ は次式で計算される。

$$\bar{v}(t_j) = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k v_i(t_j) \quad (3)$$

$$Tu(t_j) = \sqrt{\frac{1}{k-1} \sum_{i=1}^k [v_i(t_j) - \bar{v}(t_j)]^2} / U_\infty \quad (4)$$

また、アンサンブル平均速度から、各瞬間での境界層に関する各特性値（排除厚さ、運動量厚さ、エネルギー散逸厚さ）を算出する。

$$\delta_1(t_j) = \int_0^{\delta(t_j)} \left(1 - \frac{\bar{v}(t_j)}{U_e(t_j)}\right) dy \quad (5)$$

$$\delta_2(t_j) = \int_0^{\delta(t_j)} \frac{\bar{v}(t_j)}{U_e(t_j)} \left(1 - \frac{\bar{v}(t_j)}{U_e(t_j)}\right) dy \quad (6)$$

$$\delta_3(t_j) = \int_0^{\delta(t_j)} \frac{\bar{v}(t_j)}{U_e(t_j)} \left(1 - \left(\frac{\bar{v}(t_j)}{U_e(t_j)}\right)^2\right) dy \quad (7)$$

非定常流における境界層では、その厚みや境界層外縁速度を定常流の場合と同じようには定義できない。そこで、本研究では、計測範囲内 ($y/L = 0.2 \times 10^{-3} \sim 0.01$) における最大速度を境界層外縁速度 $U_e(t_j)$ とし、これが観測された位置を境界層厚み $\delta(t_j)$ と定義する。また、形状係数は

$$H_{12}(t_j) = \delta_1(t_j) / \delta_2(t_j) \quad (8)$$

で算出する。

3.2 後流モデル

周期的後流による境界層の強制遷移の過程を観測する際に、後流自身の乱れと後流によって誘発された乱れとを分離することは容易ではない。そこで、後流の乱れ度を表す式（後流モデル）を導入して、両者の識別を試みる。

船崎らは、円柱からの後流内の乱れ度分布を次のようにモデル化した⁽⁴⁾。

$$Tu(t) = \max \left[Tu_b, Tu_{\max} \exp \left(-\ln 2 \left(\frac{t}{\tau_{1/2}} \right)^2 \right) \right] \quad (9)$$

ここで、

$$\tau_{1/2} = \frac{1.5 b_{1/2}}{U_m \cos \lambda_m}$$

$$b_{1/2} = 0.308 \sqrt{C_d d (x + l) / \cos \lambda_m},$$

$$\cos \lambda_m = \tan^{-1} (U_{in} / U_m) \quad (10)$$

これを基に、任意の計測点 x における乱れ度の時間変化を、乱流パッチ（後流通過により誘発された乱れの領域；後流自身を含む）の移動を考慮して次式の様に表す。

$$Tu(x, t) = \max \left[Tu_b, Tu_{\max} \sum_{k=-\infty}^{\infty} \exp \left\{ -\ln 2 \left(\left(t - \left(t_0 + \frac{x - x_0}{\beta_F U_{in}} \right) \right) / \tau_{1/2} \right)^2 \right\} \right] \quad (11)$$

ここで、 β_F は、乱流パッチ前縁の伝播速度と U_{in} との比を表す。また、 x_0 , t_0 は、式(9)と平板前縁近傍での乱れ度の波形が一致するように決定される。

3.3 非定常乱れ度分布

図 3, 4 には、壁近傍 ($y/L = 0.0002$ 及び $y/L = 0.010$) における乱れ度分布の変化および式(11)で与えられる後流モデルを、正回転、逆回転それぞれについて示す。正回転の場合、平板前縁近傍 $x/L = 0.05$ の乱れ度は後流モデルとほぼ一致しているが（壁から離れた $y/L = 0.010$ でのデータ参照）、僅かながらモデルよりも乱れの持続時間が長く、後流の下で乱流スポット群が発生しているものと思われる。 $x/L = 0.20$ で計測された壁近傍の乱れ度は、後流モデルよりも乱流状態の持続時間が長くなっており、境界層内での乱流スポット群の成長が確認される。一方、逆回転の場合、平板前縁近傍の乱れ度は後流モデルと一致しており、乱流スポット群の発生は確認できないが、下流側 $x/L = 0.2$ 付近でようやくその存在が顕在化してくる。図 4（逆回転）で特徴的な点としては、後流も含めた乱れ領域の前縁の伝播速度 $\beta_F U_{in}$ が正回転の場合よりも遅いこと（ $\beta_F = 0.9$ ）、下流側に行くにつれ壁から離れた位置での乱れ度の持続時間が短くなっている（後流が細くなっている）ことが挙げられる。このことは図 5 でより鮮明に表されている。図 5 では、 $x/L = 0.20$ において観測された、平板表面から 10 mm までの乱れ度の時間的変化を示す。正回転と逆回転とで乱れ度の持続時間にかなりの差が見られるが、特に平板表面から離れた位置での乱れ度の持続時間の著しい違いに留意されたい。このような現象は後流内の相対的速度による乱れエネルギーの輸送効果として理解できる。乱れエネルギーの輸送現象は、後流内の相対的速度即ち negative jet によっ

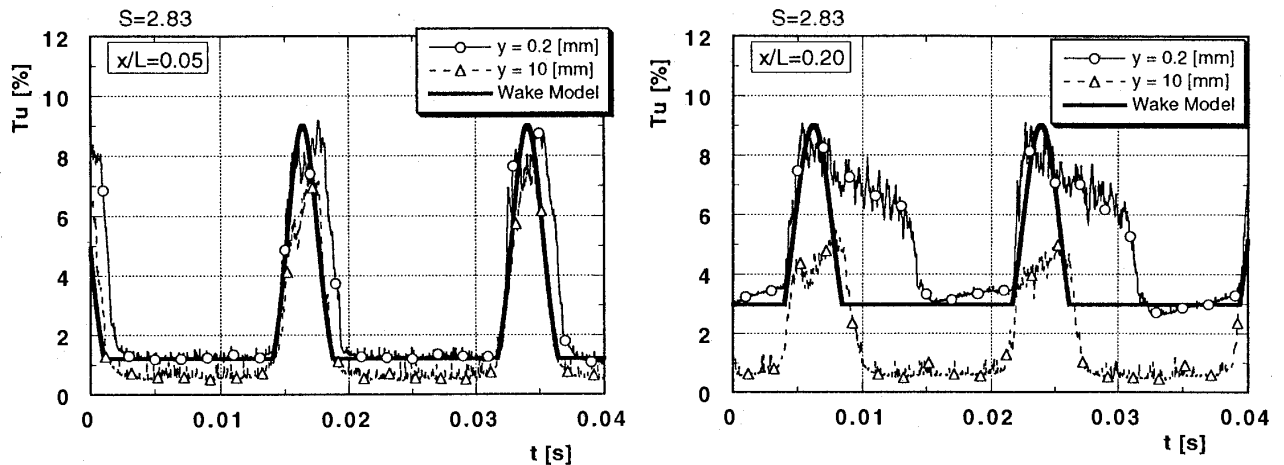


図3 正回転時の壁近傍での乱れ度の時間的変化と後流モデル (左) $x/L=0.05$ (右) $x/L=0.20$

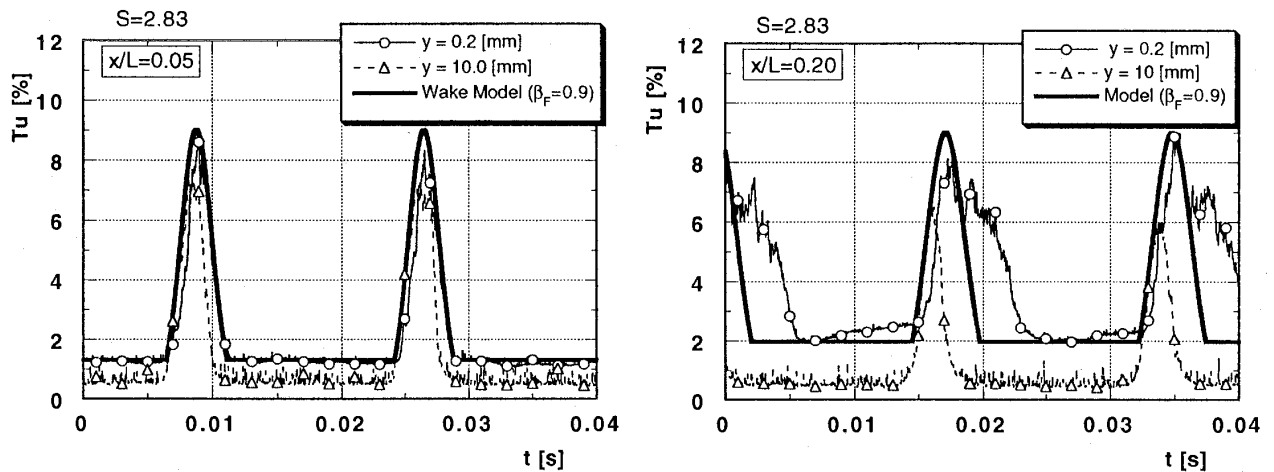


図4 逆回転時の壁近傍での乱れ度の時間的変化と後流モデル (左) $x/L=0.05$ (右) $x/L=0.20$

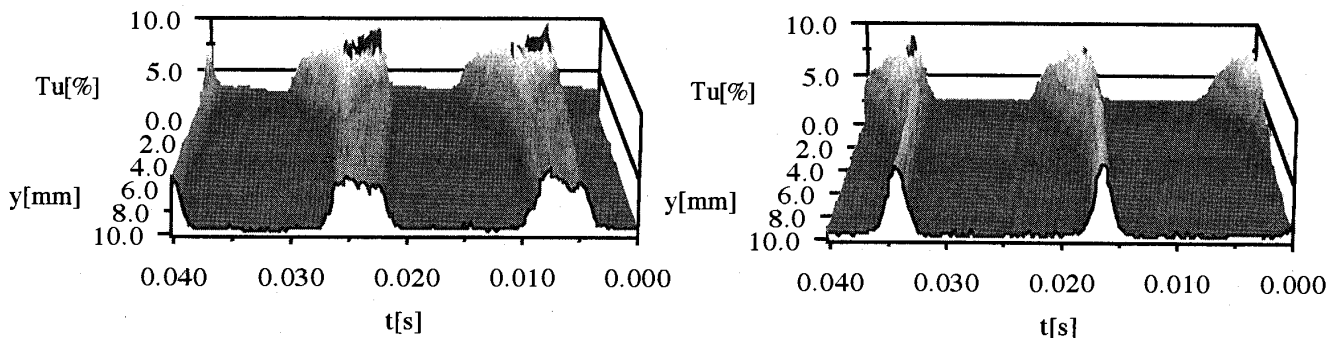


図5 壁近傍での乱れ度の時間的変化 $x/L=0.20$ (左) 正回転 (右) 逆回転

て、乱れエネルギーが翼腹面から翼背面へ運ばれる、とされる現象であり、既に Kerrebrock, Mikolajczak⁽⁵⁾ や Hodson⁽⁶⁾ によってその存在が明らかにされている。しかし、境界層の強制遷移との関連で議論されたことはなく、これは今回の研究の知見の一つである。

図6には、 $x/L=0.50$ での乱れ度の時間変化を示す(逆回転)。後流による高乱れ度の部分(W)と後流によって誘発された乱流スポット群(S)による高乱れ度の部分とが分離し始めている状況がわか

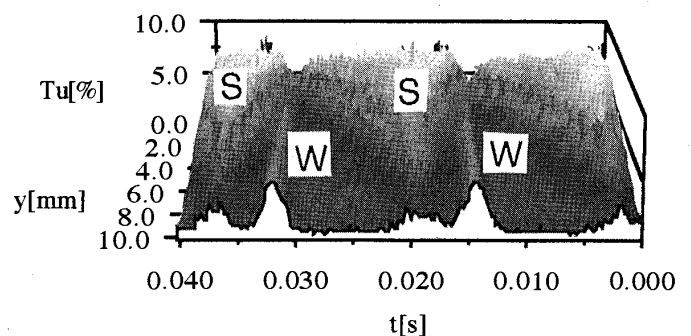


図6 逆回転時の壁近傍での乱れ度の時間的変化 $x/L=0.50$

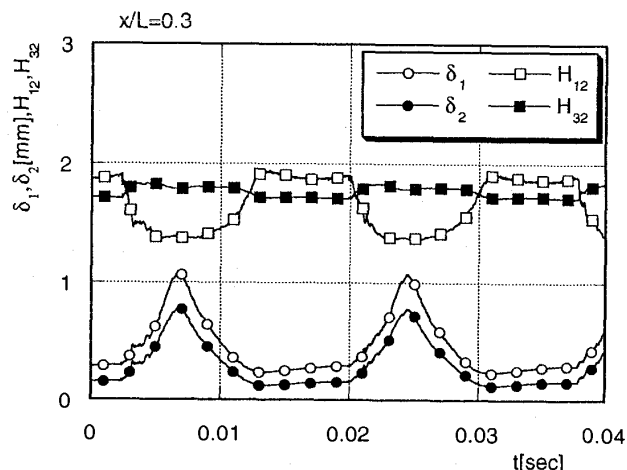
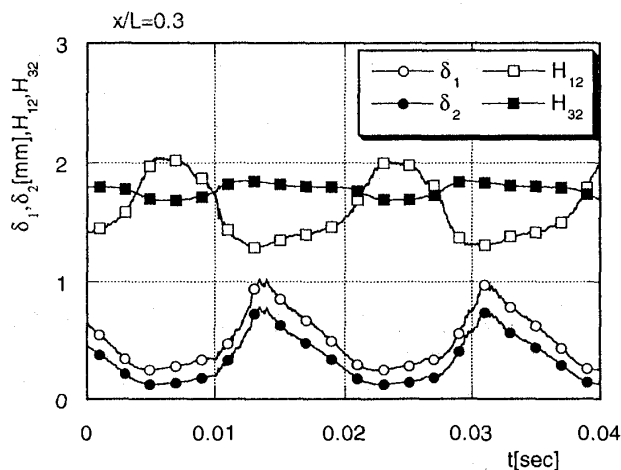


図7 境界層特性の時間的变化 $x/L=0.30$ (左) 正回転 (右) 逆回転

る。この現象は、後流の移動速度と乱流スポット群の移動速度との違いにより鮮明になり、後流による壁面近傍での乱れ度への寄与はさらに小さくなる。このことが、Walker が圧縮機翼背面で観測した、後流と乱流スポット群との分離現象⁽⁷⁾に対応するものと思われる。即ち、Walker は、圧縮機背面で計測した非定常速度分布の結果から、後流による乱れ度の高い領域の出現とそれに続く境界層内の乱れ度の高い領域の出現とにかなりの時間遅れがあることを示し、このことから後流内の乱れ度と乱流スポット群の発生とは直接の関係はない、と主張した。しかし、今回の実験でも明らかになったように、著者をはじめとした多くの研究者の考えの通り、後流内の強い乱れにより境界層内に乱流スポットが発生している。従って、Walker の実験では、negative jet を移送速度とする後流内の乱れエネルギーの輸送現象により、圧縮機翼背面（本研究での逆回転時に相当）での翼表面近傍乱れ度へ後流自身の寄与が減少し、その結果後流と乱流スポット群とが独立しているように観測されたものと判断できる。

3.4 境界層特性

図7に排除厚さ、運動量厚さ、形状係数等の時間的变化を、正回転、逆回転の場合について示す ($x/L=0.30$)。後流及び発生した乱流スポット群が通過する間は境界層は乱流状態に達し、また排除厚さ、運動量厚さも増加しているが、正回転の方がそれらの時間は長い。図8~10には、時間平均された特性値の流れ方向への変化を示す。平均化すると回転方向による違いは明確ではないが、

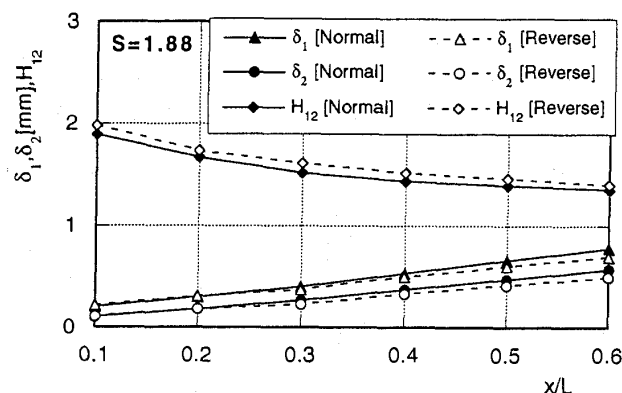


図8 時間平均境界層特性の流れ方向への変化
 $S=1.88$

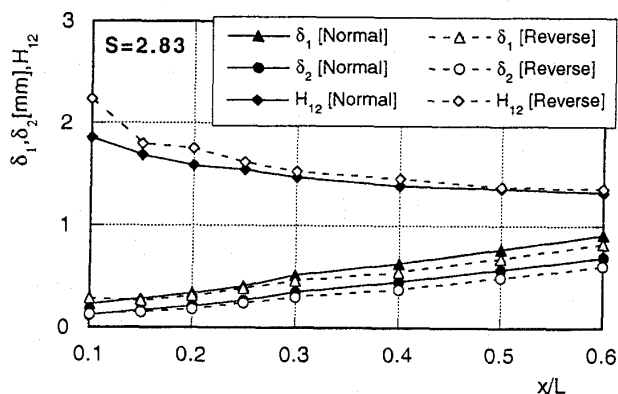


図9 時間平均境界層特性の流れ方向への変化
 $S=2.83$

逆回転の方が強制遷移が緩やかに起きていることがわかる。

3.5 圧力勾配の効果

図11には、流れ方向に加速が存在するときの、時間平均境界層特性の変化を示す。加速により排除厚さや運動量厚さは、加速のない場合よりも小

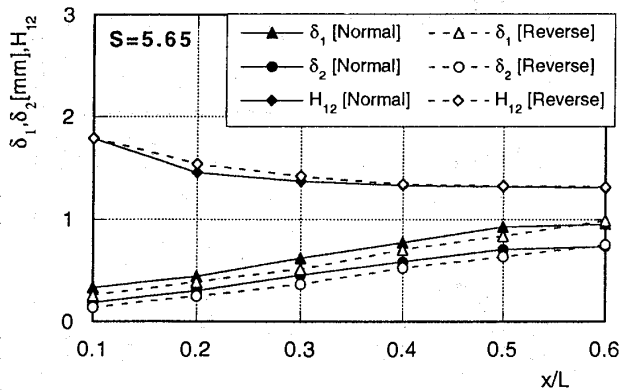


図10 時間平均境界層特性の流れ方向への変化
 $S = 5.65$

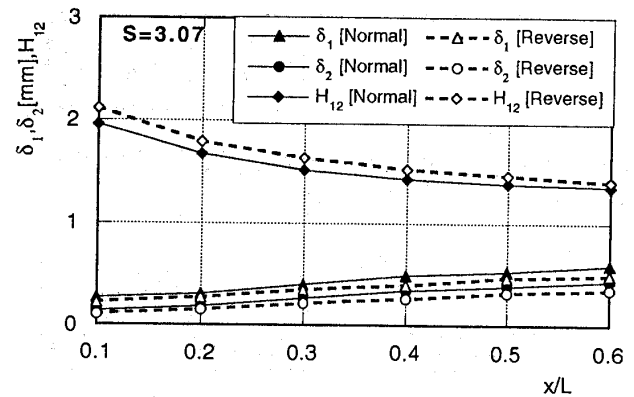


図11 加速場での時間平均境界層特性の流れ方向への変化 $S = 3.07$

さくなっているが、形状係数に関しては、加速の効果は鮮明ではない。しかし、全般的には、加速により乱流境界層への遷移が遅れる傾向にある。

3.6 強制遷移開始点

北澤⁽⁸⁾が、今回の試験と同一の条件で行った伝熱試験の結果では、周期的後流の通過による強制境界層遷移点（後流と乱流スポット群とが分離する位置、として定義）は、正回転では運動量厚さに基づくレイノルズ数 Re_θ が約180、逆回転では約220のところであった。この値は、加速がある場合でもほとんど変化しなかった。

4. 結 論

正回転、および逆回転する後流発生器からの周期的後流の影響を受ける平板境界層をI型熱線プローブを使用して計測した。本研究で得た知見は以下の通りである。

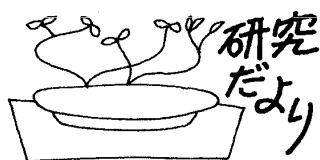
- (1) 後流発生器の回転方向の違いにより、境界層内の乱れ領域の成長過程に明らかな違いが確認された。即ち、正回転の場合（このとき計測面がタービン翼背面の状況に対応）の乱れ領域の持続時間が、逆回転の場合（このとき計測面が

圧縮機翼背面の状況に対応）の乱れ領域の持続時間よりも長く、強制遷移の進行が早く完了する。

- (2) 逆回転の場合、円柱からの後流は次第に乱れの持続時間が減少していく（特に壁面近傍において）。このことが、(1)で述べた乱れ領域の持続時間の違いの原因である。

参考文献

- (1) 船崎，北澤，第26回乱流シンポジウム講演論文集，1994，pp.282-285
- (2) 船崎，北澤，渡邊，機論B，61巻583号，1995，pp.874-881
- (3) 船崎，目黒，山脇，機論，59-558，1993，pp.357-365
- (4) 船崎，山下，山脇，ガスタービン学会誌，20-80，1993，pp.77-83
- (5) Kerrebrock, Mikolajczak, J. Eng. for Power, 1970, pp.359-370
- (6) Hodson, H. P., ASME Paper 84-GT-189, 1984
- (7) Walker, G. J., J. Turbomachinery, 115, 1993, pp.207-217
- (8) 北澤，岩手大学大学院修士論文，1995



東京ガス株式会社 エネルギー技術研究所

東京ガス(株) 佐 美 次 彦

ガス会社の研究開発体制は、アメリカと日本ではかなりの差がある。すなわち、アメリカではガス会社が資金をプールして研究開発機関や他企業に委託する方式が一般的であるが、日本では大手のガス会社は独自の研究開発組織を持ち、ガス事業の展開に当たって戦略的な分野を重点的に取り扱っている。ガス事業はエネルギー供給を本業とするものであり、必ずしもメーカーとして製造に携わるわけではないが、コージェネレーションを始めとする新しいガス利用分野では、ガス会社としての研究開発が不可欠なものとなっているのが実情である。

東京ガスのエネルギー技術研究所は、所長以下研究員 43 名、総員 50 名で、主として天然ガスの利用技術に関する研究開発を担当している。ちなみに、東京ガスには 4 つの研究所があり、それぞれガス事業に関連する各種の技術分野を担当しているが、全て 50 名から 70 名程度の小規模な研究所であり、所長と研究チームが直結したフラットな体制をとっている。さらに、チームの改廃や研究テーマの設定は所長の権限とされている。そのため、所長の決断によりその時々的重要なテーマに柔軟に対応することができるようになっている。平成 7 年時点でのエネルギー技術研究所の体制を図 1 に示す。当研究所のキーワードは「エネルギーと環境」である。国のエネルギー政策の中で、天然ガスは従来の石油代替エネルギーから、一歩進んで今や基幹エネルギーとして位置付けられているが、その一次エネルギーに占める割合はただか 10% にすぎず、さらにガス事業の中で扱われているのはその半分にも満たない。石油依存率が 60% に近い状況の中で、天然ガスはさらに広範に利用されていくことが期待されているが、その期待に応えるためには環境に優しくかつ高効率な天然ガス利用技術の開発が必要である。このような

観点から、家庭用は言うまでもなく、商業用・工業用に至る全ての分野での研究開発に取り組んでいる。

ガス利用技術の基盤は燃焼技術・伝熱技術であり、

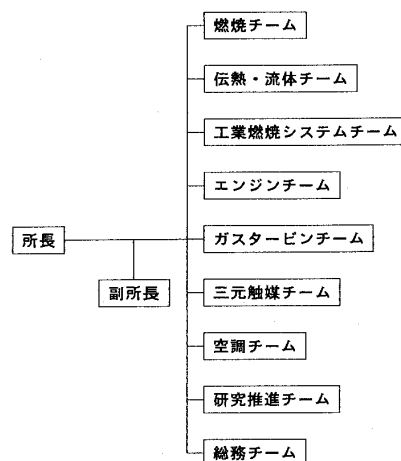


図 1 エネルギー研究所の体制

この分野につ

いては基礎的な取り組みも含めて特に力を入れている。各種の燃焼機器開発において、単に試行錯誤に基づく方法では、現代の高度な要求に短期間で応えることは不可能に近い。家庭用給湯機の低 NO_x 燃焼技術を例にとると、要求される低 NO_x 化の水準はますます高度になる一方、より一層の低騒音化が求められている。このような、従来の概念では相反する特性を実現するためには、NO_x の生成機構や燃焼騒音の発生機構に対する深い理解が必要であり、またそれは器具開発の中で技術的な問題が発生した時に、その解決策を速やかに立案する上で大いに役立つものである。また後述するガスタービンの低 NO_x 化においても、燃料である炭化水素の酸化反応が限られた滞留時間の中で進行するための温度条件や混合条件が予測できなければ、多くの試作燃焼器による実験を余儀なくされ、多大な開発期間を要することになってしまう。以上のような観点から、当研究所では実験による検証に裏付けられたシミュレーション技術の開発に力を注いでいる。

ガスタービンについては、民生用コージェネレーションに利用される小型 (1~2 MW) の燃焼器を対象として研究開発を行っている。東京ガスがガスタービン燃焼器の開発に着手した契機は、

(平成 7 年 9 月 21 日原稿受付)

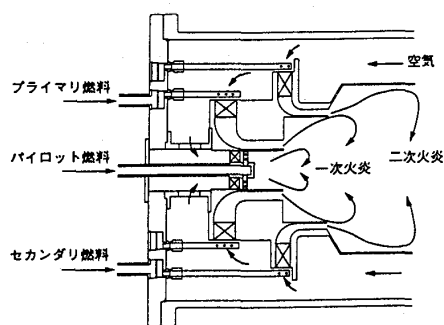


図2 ダブルスワラ燃焼器の概念

特に都市部における厳しい NO_x 低減の要求にあった。すでに当社では、取り扱いの容易なアンモニア水や重炭酸アンモニウムを用いた触媒脱硝法を開発しており、地域冷暖房プラントの中で実際に使用している。しかしこの方法はイニシャルコスト、ランニングコストの面で不利であり、コストダウンの要求される中小規模のコージェネレーションプラントに対しては、このような脱硝や水・蒸気噴射といった対策なしに、燃焼改善のみで現時点で最も厳しい規制である80 ppmレベル(2 MW超のクラスでは60 ppmレベル)を達成することが望まれていた。低 NO_x ガスタービン燃焼に対しては予混合希薄燃焼が有効であることは従来から知られているが、実際には低 NO_x と高い燃焼効率の両立が難しく、多数のバーナを切り替えることによって負荷変動に対応する方法が一般的である。また大型の燃焼器では負荷に応じてバーナに送られる空気量を制御する方法も採用されている。しかしこれらの対策は必然的にバーナ構造を複雑なものとし、コストアップにつながるため、当研究所では空気量制御のない単バーナによる希薄予混合低 NO_x 燃焼を実現すべく、図2に示すようなダブルスワラ燃焼器を開発した。この燃焼器は、一定量の燃料が空気と予混合されて安定な希薄一次火炎を形成し、負荷変動に対応するための二次燃料は、二次予混合気としてその周囲に供給される構造となっている。二次燃料の供給が開始される時点では、二次予混合気は自立的に燃焼できない極めて希薄なものであるが、中心の一次火炎の燃焼ガスと混合することにより酸化反応は十分に進行し、燃焼器出口では高い燃焼効率を得ることができる。現在この燃焼法を用いた2 MWクラスの燃焼器が商品化の段階にある

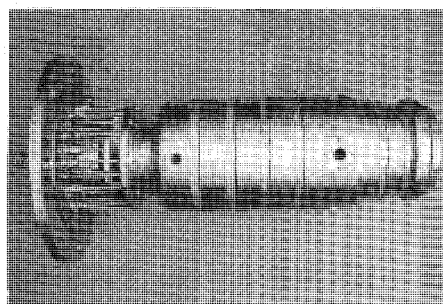


写真1 200 kW 試作燃焼器

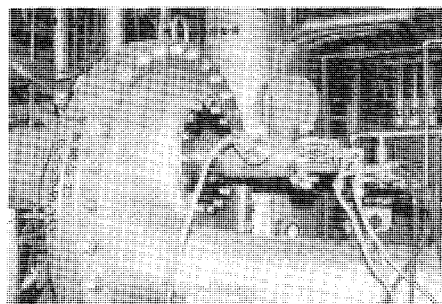


写真2 燃焼試験装置

が、当初は写真1のような200 kWクラスの燃焼器を試作し、一次・二次の空気量やガス量の配分、スワラの形状の最適化等が行われた。当研究所の燃焼設備は写真2に示すようなものであり、3 ata程度の加圧燃焼実験が可能である。 NO_x 生成に大きな影響を持つ空気温度については、空気加熱器により実圧時の空気温度と同等の温度となるよう補正されている。一方より小型のコージェネレーション用にはガスエンジンが利用されるが、これに対しても低 NO_x 化、高効率化が求められている。ガスエンジンの NO_x 対策として最も完成度の高いものは三元触媒システムであるが、これは理論空気比燃焼を要求するため、エンジンの発電効率としては約30%にとどまっていた。これに対し、圧縮比を抑えたまま膨脹比を大きくすることによって高効率を実現するミラーサイクルを用いたエンジンの開発が行われており、三元触媒仕様でありながら希薄燃焼エンジンの効率に匹敵する性能が得られている。

以上のように、当研究所では主としてコージェネレーション用の機器を中心に研究を進めているが、今後の普及が期待されるオフィスビルのような、空調用のエネルギー利用が中心となる用途に向けて、エンジンの排熱を効率的に冷房に利用する技術についても併せて研究開発を進めている。



エアブリージングエンジン国際会議 (ISABE) 第12回メルボルン大会

東京大学工学系研究科 長 島 利 夫

ISABE はガスタービンやラムジェットなど空気吸込み式推進機関の開発・生産・利用すべての分野を科学的に討議する国際会議であり、2年前第11回大会が東京で開催されたことをご記憶の方も多いと想像する。(会議の沿革については参考文献をご覧ください。)引続き標記が本年9月10日(日)から9月15日(金)までオーストラリア・メルボルン市ダラスブルックセンターにて開催され、幸いに筆者は参加できたので、その様子を簡単に報告する。



参加国及び登録人数: 会議プログラムからは、米、加、独、仏、英、伊、ベルギー、スペイン、ギリシャ、スロバニア、トルコ、エジプト、イスラエル、スウェーデン、露、ウクライナ、印、シンガポール、中、日、南ア、豪、ニュージーランドの23国が予定されたが、そのうちスペイン、エジプト、イスラエル、ウクライナが不参加であった。公式登録者数は172名で、うち18名が学生登録である。日本からの参加者は、組織委員である松木(敬称略、日工大)、難波(九大)をはじめ、杉山(防衛庁)、バレピン(宇科研)、鎮西・田丸・吉田・山根(航技研)、小出・山根・徳永(IHI)、久保田・田口(MHI)、久山(KHI)、白鳥(都立科技大)、小幡(防衛大)、小野寺・佐藤・高橋(東大院)、永井(九大院)、田口(日工大院)および筆者の22名にのぼり、前回開催国の面目を保つことができたと信じる。一方、世界経済の動向を反映して、南半球遠方への旅を控える人々もあり、講演取止めの目立つセッションでは座長が苦勞する場面も見受けられた。

論文講演: 招待9件のタイトル、講演者、所属は次のとおりであり、非常にバランスのとれた良い構成であった。ISABEでは、回を重ねるにつれ、招待講演が充実し、その重要性が認識されてゆく

感じがある。

- Condition Based Monitoring, J. Hocking, QANTAS Airways, Australia
- The Future of Aeronautics-Propulsion in NASA, D. Campbell, NASA Lewis R. C., US
- Project DERWENT-A New Approach to Product Definition and Manufacture, P. Ruffles, Rolls-Royce, UK
- Overview of French Research Centre ONERA Activities on Hypersonic Airbreathing Propulsion, F. Falempin, ONERA, France
- People and Their Role in Design Process, C. Pearce & A. Bodnar, Ricardo Aerospace, UK
- Airbreathing Propulsion for Missiles and Space Vehicles, V. Sundaram et al., Defence Research & Development Lab., India
- Two Generations of Russian Scramjet Flying Testbeds, V. Sosounov, CIAM, Russia
- Gas Turbine Technologies of the Future, C. Meece, Pratt & Whitney, US
- Thrust Measurement in Shock Tunnels, R. Stalker & A. Paull, Univ. Queensland, Australia

(平成7年9月22日原稿受付)

次に、一般 27 セッションの項目と件数を列記すれば、軸流圧縮機 10, 遠心圧縮機 5, タービン+熱伝達 10, 極超音速飛行推進 5, コンバインドサイクル 6, エンジン過渡性能 4, エンジン性能 10, タービンエンジン設計+プルーム 5, ラムジェット 9, スクラムジェット 11, ノズル 6, インレット+ナセル 5, 燃焼 11, 混合 6, 流体力学 6, 翼列+ダクト流れ 6, フラッター+振動 6, 材料+機械力学 6, 診断+計測 5, テスト 6, エミッション 4 の合計 133 件の講演が予定されたが、そのうち 19 件が取止めとなった。国別統計としては、米 26 件, 日 17 件, 豪 15 件, 英 13 件, 仏 12 件, 独 11 件の順に続くが、複数国の共著や BMW Rolls Royce のように国際協力を象徴する所属も目立った。

Wu Chung Hua Lecture: 本講義は ISABE 創設に多大な貢献をした呉仲華教授を偲ぶ主旨で新たに設けられたもので、今第 1 回は、故人ご出身の中国科学院工程熱物理研究所の J. Xu 教授が下記の題目にて記念講演を行った。

- Wu's Three Dimensional Flow Theory of Turbomachinery and its Latest Development
次回以降の ISABE においても適宜講演者が選択され継続されるはずと聞いた。

見学: 会議 3 日目の午後は、バスに分乗して、次の 2 箇所のうち 1 つを見学した。

- Ansett Australia - Tullamarine エンジンオーバホール施設
- Aeronautical and Maritime Research Laboratory - Fishermens Bend Site

筆者は後者を選択したが、同研究所では開発研究は行わず、エンジン・機体の寿命評価ならびに長命化につながる研究に力点が置かれていた。なお、操縦シミュレーション(含軍事目的)設備などの説明も行われた。

その他: 登録の際に歓迎会、初日夕方に組織委員会によるレセプション(RR 社支援)が会議場で簡単に催された。また、昼食(サンドウィッチ)は会場にて無料サービスされ、講演から持越された討議が続く光景も見受けられ友好的かつ効率的

であった。歓迎行事の主役は 4 日目の晩餐会であり、やはりバス 4 台に分乗してメルボルン空港方向に走ること約 40 km, Emu Bottom Homestead というカントリー風の郊外レストランでは乗馬姿の従業員が出迎え、羊群を犬に追わせ、蹄鉄を加工し、音楽を演奏するなど料理以外にも参加者を堪能させてくれた。ちなみに同伴者一人あたり費用は AUD \$ 80 であった。参加者は皆コイン投げなどの余興に遊び、和気あいあいと楽しく時を過ごした。

Sir Lawrence Wackett Lecture: 会期中の一晩は ISABE と直接関係は無いものの、王立航空学会(Royal Aeronautical Society) オーストラリア支部メルボルン地区および工学者協会(The Institution of Engineers) 航空宇宙工学支部ビクトリア地区共催により、当地航空産業の父である表記卿を記念する講演が同じ会場で催され、ISABE 会長 Swihart が次のような題目で講演した。

- Prospects for a 2nd Generation Supersonic Transport

ボーイング社の重鎮であった Swihart は、米国で 25 年ほど前に政治的に断念させられた超音速機計画を回顧遺憾し、人々が望むところは"Speed is Power"に尽きると熱っぽく超高速輸送機の実現を訴えていた。迫力が印象に残る講演であった。

こうして、オーストラリア組織委員会のお陰で、一同無事(一部に下痢症状が出たが)に会議を終了し、次回 1997 年 10 月 12-17 日の米国ナッシュビル大会での再会を期して解散した次第である。著者は文部省平成 7 年度国際研究集会派遣研究員の援助を受けたので、ここに感謝したい。

参考文献

- 笥・横井 日本ガスタービン学会誌 9-33, 1981
- 松木・佐々木 同上 11-42, 1983
- 難波・渡辺 同上 13-51, 1985
- 難波・藤・松木 同上 15-58, 1987
- 辻角 同上 17-67, 1989
- 長島・能瀬 日本航空宇宙学会誌 42-484, 1994



ASME コ・ジェネ ターボパワー'95

川崎重工業㈱ 曾 根 泰 幸

ASME コ・ジェネ ターボパワー'95 は、オーストリアの首都ウィーンのシティーホール (写真-1) で8月23日~25日の日程で開催された。開催地ウィーンは、モーツァルト、シューベルトで有名な音楽の都であり、またウィーンの森を代表とする緑豊かな都市である。

ASME 国際ガスタービン会議と比較すると、発表論文数及び展示ブースの数も少し見劣りするが、論文数にして90件、展示ブースが29ブースであり、参加者総数約1,000人強と盛会であった。

(写真-2)

一般講演は23日午前から始まった。付表にその内訳を記す。

セッション数が多数であったのは、コージェネレーション関係、石炭関係であった。今回は、ヨーロッパの中央部で開催されたためか、米国からの参加は少なかった。しかしながら、ヨーロッパでは伝統的にコージェネレーションの下地があるためか、各ブースでは参加者が盛んに意見の交換をしていた。

展示ブースでは、ABB-PBSが川崎重工製のM7A-01のカットモデルを展示しており今回の展示では唯一のカットモデル展示であったため、参加者の興味を引いていた。(写真-3, 4)

その他の展示関係では吸気フィルター (1社)、ボイラー (2社)、エンジンメーカー (2社)、エンジニアリング会社 (7社)、CFD (2社) 等のメーカーが展示していた。(写真-5)

付表 論文の内訳

・コントロール、故障診断	2件
・燃焼、燃料	5件
・石炭利用	7件
・電力用/コージェネレーション	27件
・伝熱	8件
・産業用/コージェネレーション	36件
・排気ガス	5件



写真-1



写真-2

(平成7年9月25日原稿受付)



写真-3

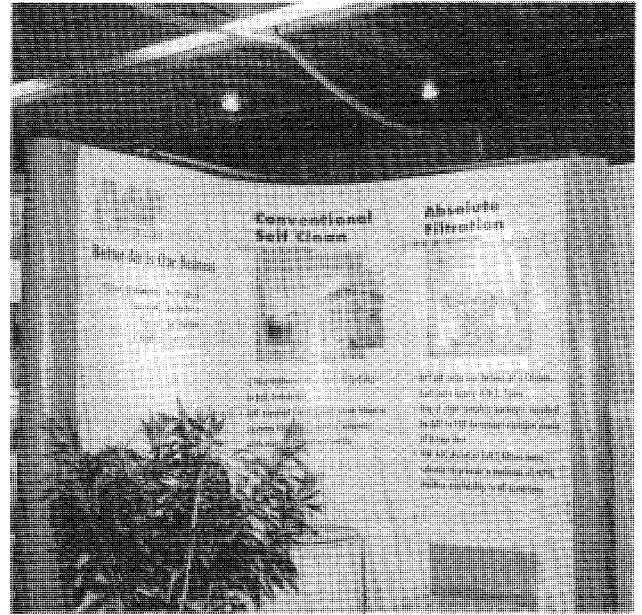


写真-5

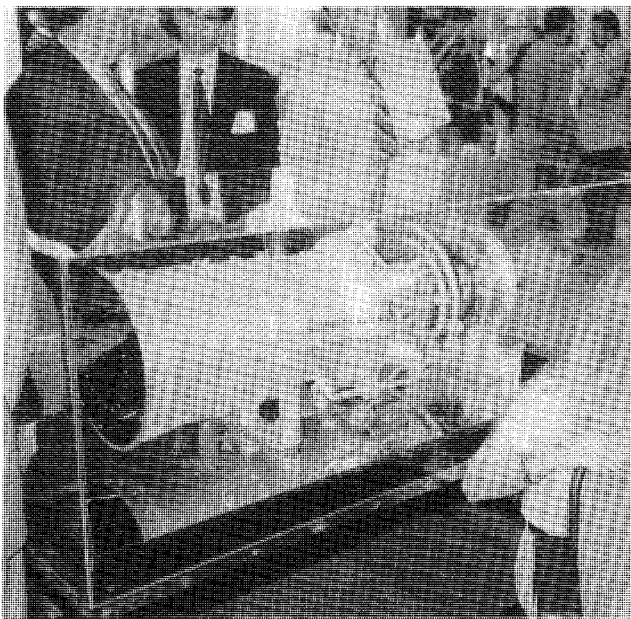


写真-4

セッションでは、“Redesign”“Reinvest”“Repower”に関する3人の発表者によるKeynoteセッションが開かれた。Redesignについては、ドイツのDr. Becker氏が効率向上策として、次の開発項目を挙げた。

- ・圧縮機の翼の流れ改善
- ・タービン動翼の材質のDS, SC化
- ・タービン動翼の耐熱コーティング
- ・タービン翼の冷却技術の改善

また、ガスタービンエンジンにとってRAM (Reliability, Availability, Maintainability) を忘れてはならないと指摘していたのが注目を引いた。

YIGTC 論文集頒布のお知らせ

1995 年国際ガスタービン会議横浜大会 (1995.10.23-26 開催) 論文集に残部がありますので、下記により頒布します。ご入用の方は残部をご確認の上、お申込み下さい。

内容・体裁 A4版 3分冊箱入り 約1,050 ページ 149 論文収録

頒布価格 18,000 円 (送料を含む)

申込先 1995 年国際ガスタービン会議横浜大会実行委員会

〒106 東京都港区麻布台 2-3-22

一乗寺ビル 5F (株)コンベックス内

TEL 03-3589-3355 FAX 03-3589-3974



写真-3

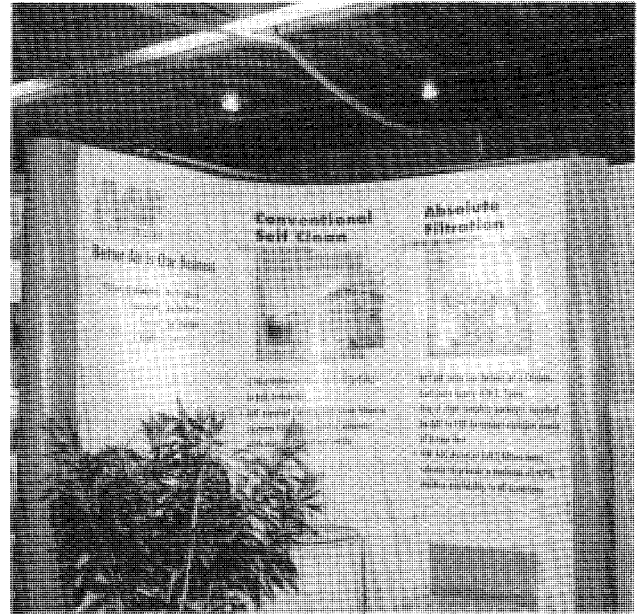


写真-5

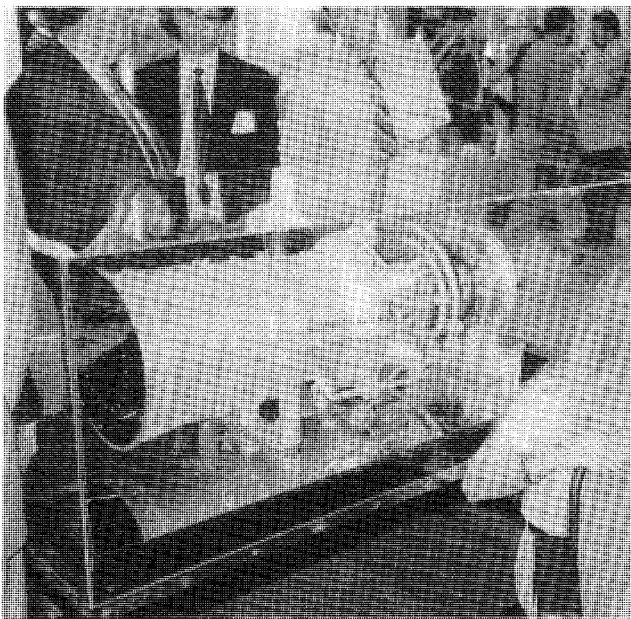


写真-4

セッションでは、“Redesign”“Reinvest”“Repower”に関する3人の発表者によるKeynoteセッションが開かれた。Redesignについては、ドイツのDr. Becker氏が効率向上策として、次の開発項目を挙げた。

- ・圧縮機の翼の流れ改善
- ・タービン動翼の材質のDS, SC化
- ・タービン動翼の耐熱コーティング
- ・タービン翼の冷却技術の改善

また、ガスタービンエンジンにとってRAM (Reliability, Availability, Maintainability) を忘れてはならないと指摘していたのが注目を引いた。

YIGTC 論文集頒布のお知らせ

1995 年国際ガスタービン会議横浜大会 (1995.10.23-26 開催) 論文集に残部がありますので、下記により頒布します。ご入用の方は残部をご確認の上、お申込み下さい。

内容・体裁 A4版 3分冊箱入り 約1,050 ページ 149 論文収録

頒布価格 18,000 円 (送料を含む)

申込先 1995 年国際ガスタービン会議横浜大会実行委員会

〒106 東京都港区麻布台 2-3-22

一乗寺ビル 5F (株)コンベックス内

TEL 03-3589-3355 FAX 03-3589-3974



ガス焼きコージェネレーション発電装置用 IM 270 型ガスタービン

石川島播磨重工業(株) 高 橋 袈裟雄
 // 小 林 英 夫
 東京ガス(株) 森 雅 晶

1. はじめに

自家発電装置の導入が進む一方で、環境対策がますます重要になっている。中でも窒素酸化物(NO_x)の低減は最重要課題であり、脱硝装置、水又は蒸気噴射等による低減方法が現在稼働中の機種的主流である。

石川島播磨重工業(株)開発の IM 270 型ガスタービンと、東京ガス(株)開発のダブルスワラー型をベースとした燃焼器を組合わせ、水又は蒸気噴射等を用いなくて低 NO_x を実現するコージェネレーション発電装置用 IM 270 ガスタービンを開発した。

以下、IM 270 ガスタービン及び発電装置を紹介する。

2. IM 270 の特徴

本ガスタービン及び発電装置の主要目を表 1 に示す。

(1) 低 NO_x

ダブルスワラー型希薄予混合燃焼器を採用し、出力に応じて 2 種類のモードで燃料制御を行うことにより低 NO_x 化を図っている。

(2) 高性能

航空用ガスタービン技術を応用し、2 段遠心圧縮機、単缶燃焼器、及び 3 段軸流タービンを組合せた構造を採用し高性能化を図っている。

(3) 低コスト

VE, CE 手法を活用し開発期間を短縮して、低コスト化を図っている。

3. 今後の取り組み

平成 8 年度初めに、IM 270 ガスタービンを搭載した耐久性実証用発電プラントが稼働する予定であり、市場への投入は、平成 8 年度後半を予定している。

表 1 ガスタービン及び発電装置主要目

発電装置	定格出力	2, 000 kW
	発電端効率	26. 6%
	NO_x	20 ppm (16% O_2)
	発生蒸気	5. 8 t/h
	燃料	都市ガス 13A
ガ性能タービン構造	形式	単純開放サイクル軸型
	圧縮比	12
	回転数	約 20, 300 rpm
	空気流量	9. 8 kg/s
	圧縮機	遠心 2 段出口案内翼付き
	燃焼器	単缶 ダブルスワラー型 希薄予混合燃焼器
	タービン	軸流 3 段, 1 段動静翼空冷
	燃料制御	FADEC 式

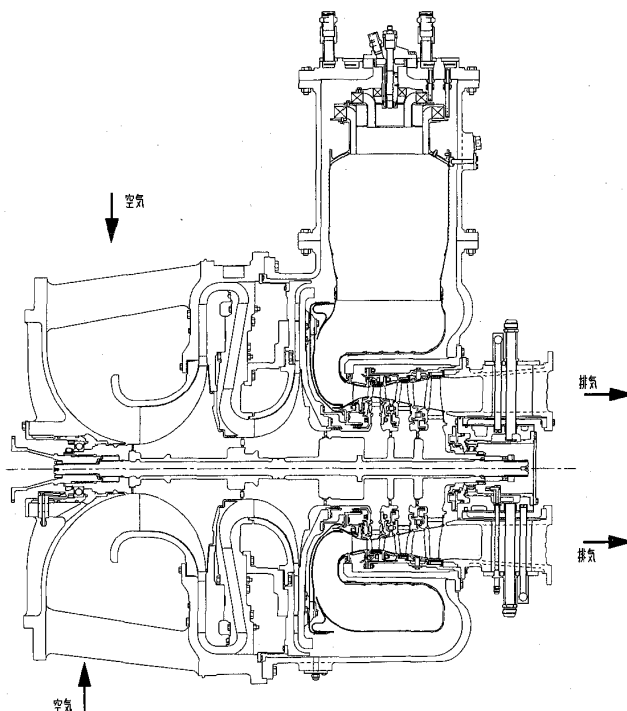


図 1 IM 270 ガスタービン構造

(平成 7 年 9 月 20 日原稿受付)



IHI IM 400-FLECS

石川島播磨重工業(株) 山口 亨
宇治 茂一

1. はじめに

近年コジェネレーションの導入に当たり熱負荷の変動が大きいために従来のコジェネレーションシステムでは経済メリットが見いだせず導入が困難なケースがみられる。

これに対応するために熱・電気負荷バランスを可変にしたシステムを当社の4,000 kW級ガスタービンに適用したIM 400-FLECS (FLECS = Flexible Electric Cogeneration System) を実用化した。

以下内容について説明する。

2. IM 400-FLECS の特徴

(1) 熱電可変

ユーザーの熱電負荷の変動にあわせ、熱負荷の低い時には余剰蒸気をガスタービンに噴射することにより余剰熱を電力に変換することができる。

蒸気噴射量を変化させたときの性能緒元を表1に示す。

(2) システムの簡素化

本システムの概略フローを図1に示す。

本システムの最大の特徴は過熱蒸気を得るために高温の圧縮空気の一部を抽気し蒸気混合器にて蒸気と混合することにより過熱蒸気を得ることである。

これにより、従来の蒸気噴射形ガスタービンの排ガスダクト中に設けている過熱器が不要となる。

(3) 高熱回収率

蒸気混合器で過熱蒸気を得るために、過熱器での熱交換が不要となる。このため蒸気発生量が従来の蒸気噴射形ガスタービンより多くなり、より高い熱回収率が実現できる。

3. 今後の取り組み

より発電効率を重視したユーザーに対しては、混合器で得た過熱蒸気をさらにガスタービン排熱

により過熱する高効率FLECS(HI-FLECS, 図3参照)を提案している。このシステムは、蒸気噴射による効率向上に加えて、抽気された圧縮空気による排熱回収がさらに発電効率を向上させるものである。

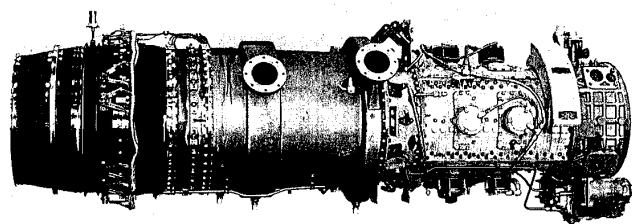


図1 FLECS用エンジン外観

表1 IM 400-FLECS 性能表

	噴射蒸気最大時	噴射蒸気最小時
発電機端出力	6440 kW	4256 kW
送気蒸気量	3810 kW	9900 kg
発電機端効率	34.4%	27.9%
総合効率	48.8%	73.7%

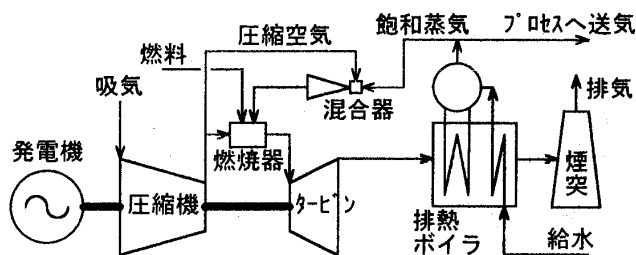


図2 FLECS システムフロー

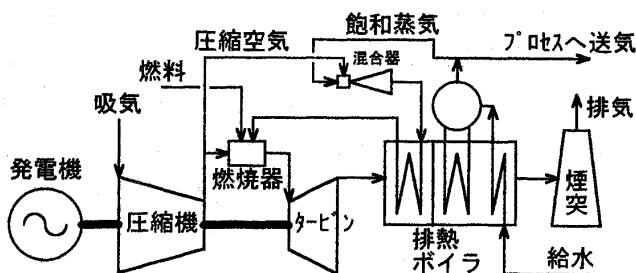


図3 HI-FLECS システムフロー

(平成7年9月20日原稿受付)

八田桂三先生を追悼する

東京大学名誉教授 田中英穂

日本ガスタービン学会名誉会員八田桂三先生には、平成7年6月13日享年80才をもって急逝されました。またとに愛惜の念に堪えません。

先生は、京都にお生まれになり、旧制浦和高等学校を経て、昭和12年3月東京帝国大学工学部機械工学科を御卒業になりました。その後東京帝国大学工学部講師、同学助教授を歴任され、昭和17年6月同学航空研究所所員に補せられました。昭和29年4月工学博士の学位を授与され、同年7月東京大学教授（理工学研究所）に任ぜられ、昭和31年8月以降東京大学教授（工学部）に併任されて航空原動機学第四講座を担当され、研究と教育に勝れた業績を挙げて来られました。さらに昭和45年11月より昭和47年2月まで、東京大学宇宙航空研究所所長に任ぜられて研究所運営の重責を果たされ、昭和50年4月東京大学を停年退官されると共に、東京大学名誉教授の称号を受けられました。

東京大学退官後は、請われて東海大学工学部教授に迎えられ、昭和54年12月、航空事故調査委員会委員長に就任のため同大学を退職されるまで、私学振興に盡力されて来られました。

一方、学外においても、勝れた研究業績や広い識見と卓越した人格によって、日本学術会議力学研究連絡委員会委員、航空審議会専門委員、航空技術審議会委員、航空機工業審議会委員、宇宙開発委員会参与、中央公害対策審議会委員、工業技術協議会臨時委員、産業技術審議会臨時委員、産業構造審議会臨時委員、航空事故調査委員会委員、同委員長などを歴任し、さらに学会においては日本機械学会副会長、日本航空学会会長の重責を果たし、わが国の学会ならびに産業会の発展に多大の貢献をなされて来られました。

先生の研究分野は、内燃機関の燃焼工学に関する研究および流体機械の非定常流体工学に関する研究に大別でき、前者においては、複雑な非定常燃焼現象に熱流体力学的手法を導入して機関性能の定量的解析を可能にし、さらに燃焼過程に化学反応動力学を取入れ、燃焼に伴う環境汚染物質の生成機構とその抑制方法を明らかにし、自動車排

出ガスによる大気汚染低減の基礎を与えておられます。そしてこの研究を総合研究に発展させ、環境汚染物質の生成機構をその拡散過程と関連づけ、都市空間における自動車排出ガスによる大気汚染の数値シミュレーション手法を確立し、国内外で高い評価を得、この成果を基に、環境庁の自動車排出ガス規制の審議に指導的役割を果たし、自動車排出ガス公害の低減に大きな貢献をしておられます。

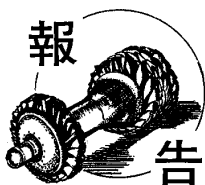
後者の流体機械の非定常流体工学に関する研究分野では、ジェットエンジンやガスタービンの非定常流動現象や、翼列フラッタなどの流体関連現象の流体力学的解明に先鞭をつけ、わが国のガスタービン開発に大きく貢献し、この研究で昭和38年日本機械学会論文賞を受賞しておられます。

また先生は、通産省の大型プロジェクトに基づくわが国初の低公害、高効率の国産ファンジェットエンジン（FJR-710）の研究開発や、同省の大型省エネルギー開発計画に基づく複合発電用高効率ガスタービン（AGTJ-100A）の研究開発などに指導的役割を果たすなど、わが国のジェットエンジンやガスタービン開発の基盤確立に大きく貢献されました。

そして昭和49年より運輸省航空事故調査委員会委員、昭和55年2月より昭和60年10月まで同委員会委員長として、幾多の航空事故の原因解明とその対策技術の確立に大きく貢献されておられます。

以上のように先生は、原動機工学の勝れた研究者・教育者であられたと同時に、わが国原動機産業の指導者として偉大な足跡を残され昭和61年4月には永年の御功績によって、勲二等旭日重光章を授与されておられます。

先生は、本学会の前身である日本ガスタービン議会も含め、本学会の評議員ならびに監事を歴任され、本学会の発展に大きな寄与をなされました。先生のような人格・識見共に勝れた偉大な指導者を失なったことは、痛恨のきわみでございます。ここに故八田桂三先生の御功績を偲び、謹しんで先生の御冥福をお祈り申し上げます。



第 10 回秋季講演会・見学会の報告

㈱荏原総合研究所 丸 田 芳 幸

平成7年9月7日に新潟市のオークラホテル新潟において第10回ガスタービン秋季講演会が開催され、翌日の8日には㈱新潟鉄工所新潟ガスタービン工場他の見学会が行なわれた。講演会では、次世代ガスタービン技術のオーガナイズドセッションの7件と耐熱材料・先端材料のオーガナイズドセッションでの6件の発表を含めて、全体で39件の研究発表が3室に分かれて行なわれた。一般セッションの中でもセラミックスガスタービン関係の発表が9件、燃焼関連の発表も7件あって、中身が濃い講演会であった。参加者が160名という秋季講演会での最高の参加者数になり、6月に行なわれた定期講演会の参加者数よりも多くなっていた。2つのオーガナイズドセッションへの出席者が参加者の過半数であり、オーガナイズドセッションがタイムリーな企画として好評を得ていた。昼過ぎの特別講演では、新潟市郷土資料館前館長の三村哲司氏に「水都にいがたの源流」のテーマで古代から現代までの新潟の水都としての歴史を解説して頂いた。昔から信濃川

河口に栄えた港町として海運の要所であったことや、会場のホテルの前に架かっている万代橋の由来など、専門外の参加者にも興味を持たせるお話しであった。夕方まで講演会の各室では熱心な発表と質疑が続き、新潟観光に抜け出す人もほとんど無いまま講演会終了後の懇親会へと移っていった。この懇親会にも例年を上回る数の出席者があったにもかかわらず、ホテル側及び㈱新潟鉄工所の様々なご厚意により食べ物も飲み物も十分有り、盛会であった。翌日の見学会でも82名という多数の参加者があり、大型バス2台で㈱新潟鉄工所と北方文化博物館及び石油の里などを見学した。㈱新潟鉄工所では見学時間をオーバーするほどの質疑応答が繰り返され、充実した見学会であった。なお講演会委員側の予想を大きく上回る参加者数であったために、幾つかの不手際が生じてしまったことをお許し願います。併せて、来年の宮崎へも今回を上回る数の会員が参加されることを期待しています。

(学術講演会委員会)





後記

今年も十二月を迎えることになりました。時代の変化が激しいせいか時間の立つのが早く感じられます。今年には新春を迎えてまもなくの阪神大震災をはじめ、宗教に関連する事件、米国プロ野球界での野茂投手の素晴らしい活躍、夏には101年ぶりの連続真夏日の記録更新等、話題に事欠かない年でしたが、まもなく暮れようとしています。何はともあれ来年は一層平和な年であることを期待してやみません。

十二月号の特集は如何でしたか？ ガスタービンの進歩は高温化、すなわち材料開発と冷却技術の進歩に負うところが大きく、二十一世紀に向けて更なる高温化が要求されています。冷却技術については、昨年九月に鈴鹿サーキット研修センターで開催されました「ガスタービン高温化技術の現状と将来動向」と題したセミナーで取り上げられています。材料それ自体に対する特集は何回か組まれましたが、今回のような特集は材料分野の重要性に比べ、取り上げられる機会が少なかったように感じられます。今回は溶解技術、精

密鑄造技術、粉末冶金技術、鍛造技術等のプロセス・加工の側面から光を当て、それに伴う材料の高温強度、寿命評価方法を取り上げました。これらの内のあるものは「航空用ジェットエンジン」を対象にした材料の分野では実用化されているようですが、過去の歴史から見ても「産業用ガスタービン」に導入されるであろうことは確実であります。この特集が皆様のお役に立てばと思います。

七月の夏真っ盛りの夏休みの折りに、それぞれの第一線でご研究の方々に無理を承知で執筆をお願いしましたところ、快く引き受けて下さいました執筆者の方々に心より御礼申し上げます。ガスタービンの高温化・高効率化には難しい問題が山積みしていますが、将来の高温・高効率ガスタービンの現われることを期待したいと思います。

最後になりましたが本号は宮地編集理事、出川委員の努力により発刊に漕ぎつきましたことを付け加えておきます。
(編集委員 室田光春)

〔事務局だより〕

このビルの谷間からのぞく澄みきった青い空を久し振りに見上げていると先日の国際会議の様子が走馬燈のように思い出されます。おかげさまで無事終了することが出来、幹事学会としてもホッと一息ついているところです。

さて、今年の大きなイベントだった国際会議のあとは来年1月のセミナーです。阪神大震災でのガスタービンの信頼性について等、時代に即応したテーマと思われますので参加者も多いのではと期待しています。

同じことのくり返しで恐縮ですが、またまた次の2つについてお願い致します。

- 1) 会費の銀行自動引落としについてご協力いただきたいこと。(巻末とじ込み用紙をご利用下さい)
- 2) 参加費等を銀行振込なさる場合、個人の名が入れない時は必ずご一報いただきたいこと。

1) につきましては10月末現在今年度分会費未納者が約550人という現状からも是非ご協力をお願いしたいと思います。

今年もあと残りわずか。年の初めから大震災、サリン等々不幸な事件が多かった亥年。来年こそはと淡い希望を抱きつゝ今年最後の“事務局だより”を閉じることにいたしましょう。
[A]

学会誌表紙デザイン募集のお知らせ

日本ガスタービン学会誌は平成8年6月号 (Vol. 24, No. 93) より A4 版に変わります。学会ではこの機会に表紙のデザインを改訂することと致しました。そこで下記要領により表紙デザインを募集いたします。奮ってご応募下さるようお願いいたします。

応 募 要 領

1. 体 裁

- (1) A4 版, 原則として2色刷り。
- (2) 表紙に必ず記載する事項
 - a. 会誌名称 (和文および英文)
日本ガスタービン学会誌
Journal of the Gas Turbine Society of Japan (大文字でもよい)
 - b. 会誌巻号, 発行年月
6月号の場合, Vol. 24 No. 93 Jun. 1996
 - c. 学会マーク
 - d. 特集テーマ
6月号の場合, 特集「ガスタービンの信頼性向上に向けて」の予定
 - e. ISSN 番号
ISSN 0387-4168

2. 応募方法

応募締切: 平成8年2月20日

送 付 先: 〒105 東京都港区西新橋1-17-5

ニッセイエプロ株式会社

制作部 編集室 越司 昭 宛

そ の 他: 応募にあたっては A4 版原寸大の彩色原稿をお送り下さい。なお, 文字のみ, あるいは文字を除く下地デザインのみでも構いません。また, ひとり何作でもお送り下さって結構です。

3. デザインの決定

編集委員会で候補を選定し, デザイン提案者と専門家を交えて最終デザインを決定します。最終デザインの著作権は学会に委譲していただきます。

採用されたデザインは平成8年6月号から使用いたします。デザイナーのお名前を6月号に報告し, 若干の謝礼を進呈いたします。

第 24 回ガスタービンセミナー開催のお知らせ

今回は、「ガスタービンの信頼性向上」の面から、ガスタービン、周辺機器、及びガスタービンシステムに関する技術の「現状と将来」について講演を予定しておりますので、奮ってご参加下さい。

1. 日 時: 平成 8 年 1 月 25 日(木), 26 日(金) 9:30~16:00

2. 場 所: 東京ガス(株)本社 2 階大会議室 (港区海岸 1-5-20 Tel:03-3433-2111)

3. テーマ: ガスタービンの信頼性向上技術

4. プログラム:

- | | | | |
|----------|--------------------------------------|----------------|-------|
| 1 月 25 日 | (1) 阪神大震災におけるガスタービンの信頼性 | 東大 | 吉識晴夫氏 |
| | (2) ガスタービン故障診断のエキスパートシステムの構築と活用 | | |
| | | 日立製作所 | 丸山武一氏 |
| | (3) ガスタービン高温部品の検査技術について | 三菱重工業 | 佐伯博文氏 |
| | (4) ガスタービン高温部品の余寿命診断技術 | 東芝 | 吉岡洋明氏 |
| 1 月 26 日 | (5) DERATING OPERATION による航空エンジンの信頼性 | 全日空 | 杉浦重泰氏 |
| | (6) コージェネ用小型ガスタービンのメンテナンス要領の紹介 | | |
| | | カワサキガスタービンテクノス | 廣瀬昌敏氏 |
| | (7) 電気事業用ガスタービンの診断技術と保守技術 | 東北電力 | 遠藤幸雄氏 |
| | (8) 非常用ガスタービンの診断技術と保守技術 | ヤンマーディーゼル | 中野博文氏 |

5. 参加要領:

- (1) 参加費: ◆主催および協賛団体正会員 2 日間 25,000 円, 1 日のみ 18,000 円
(資料代含む) ◆学生会員 5,000 円
◆会員外 2 日間 35,000 円, 1 日のみ 25,000 円
◆資料のみ 1 冊 5,000 円 (残部ある場合)

(2) 申込方法

所属・氏名・加入学協会名 (GT 学会の場合は会員番号)・受講月日を明記の上, 参加費を郵便振替または現金書留にて, 事務局宛 12 月 22 日(金)までにお送り下さい。

(社)日本ガスタービン学会事務局

〒160 新宿区西新宿 7-5-13 第 3 工新ビル 402
TEL 03-3365-0095 FAX 03-3365-0387
郵便振替番号 00170-9-179578

訃 報

正会員 永盛 和夫君 43 才 平成 7 年 10 月 29 日逝去

本会に関する記事 GTSJ 第 20 期評議員, 第 16, 17, 18 期学術講演会委員
第 19, 20 期企画委員

ご遺族 東京都杉並区荻窪 4-37-16 永盛 陽子 殿

謹んで哀悼の意を表します。

第 24 回ガスタービンセミナー開催のお知らせ

今回は、「ガスタービンの信頼性向上」の面から、ガスタービン、周辺機器、及びガスタービンシステムに関する技術の「現状と将来」について講演を予定しておりますので、奮ってご参加下さい。

1. 日 時: 平成 8 年 1 月 25 日(木), 26 日(金) 9:30~16:00

2. 場 所: 東京ガス(株)本社 2 階大会議室 (港区海岸 1-5-20 Tel:03-3433-2111)

3. テーマ: ガスタービンの信頼性向上技術

4. プログラム:

- | | | | |
|----------|--------------------------------------|----------------|-------|
| 1 月 25 日 | (1) 阪神大震災におけるガスタービンの信頼性 | 東大 | 吉識晴夫氏 |
| | (2) ガスタービン故障診断のエキスパートシステムの構築と活用 | | |
| | | 日立製作所 | 丸山武一氏 |
| | (3) ガスタービン高温部品の検査技術について | 三菱重工業 | 佐伯博文氏 |
| | (4) ガスタービン高温部品の余寿命診断技術 | 東芝 | 吉岡洋明氏 |
| 1 月 26 日 | (5) DERATING OPERATION による航空エンジンの信頼性 | 全日空 | 杉浦重泰氏 |
| | (6) コージェネ用小型ガスタービンのメンテナンス要領の紹介 | | |
| | | カワサキガスタービンテクノス | 廣瀬昌敏氏 |
| | (7) 電気事業用ガスタービンの診断技術と保守技術 | 東北電力 | 遠藤幸雄氏 |
| | (8) 非常用ガスタービンの診断技術と保守技術 | ヤンマーディーゼル | 中野博文氏 |

5. 参加要領:

- (1) 参加費: ◆主催および協賛団体正会員 2 日間 25,000 円, 1 日のみ 18,000 円
(資料代含む) ◆学生会員 5,000 円
◆会員外 2 日間 35,000 円, 1 日のみ 25,000 円
◆資料のみ 1 冊 5,000 円 (残部ある場合)

(2) 申込方法

所属・氏名・加入学協会名 (GT 学会の場合は会員番号)・受講月日を明記の上, 参加費を郵便振替または現金書留にて, 事務局宛 12 月 22 日(金)までにお送り下さい。

(社)日本ガスタービン学会事務局

〒160 新宿区西新宿 7-5-13 第 3 工新ビル 402
TEL 03-3365-0095 FAX 03-3365-0387
郵便振替番号 00170-9-179578

訃 報

正会員 永盛 和夫君 43 才 平成 7 年 10 月 29 日逝去

本会に関する記事 GTSJ 第 20 期評議員, 第 16, 17, 18 期学術講演会委員
第 19, 20 期企画委員

ご遺族 東京都杉並区荻窪 4-37-16 永盛 陽子 殿

謹んで哀悼の意を表します。

《平成8年度学術講演会・講演論文募集のお知らせ》

下記の日程にて、日本ガスタービン学会（幹事団体）と日本機械学会の共催による第24回ガスタービン定期講演会および第11回秋季講演会を開催します。

1. 第24回ガスタービン定期講演会・講演論文募集

今回は会場を変え、また新たにスチューデント・セッションを設けることになりました。期日までに下記により講演の申し込みをお願いします。

開催日 1996年（平成8年）5月29日（水）

開催場所 早稲田大学国際会議場3階（東京都新宿区、早稲田大学西早稲田キャンパス）

講演申込締切 1996年（平成8年）1月19日（金）

講演原稿締切 1996年（平成8年）4月10日（水）

募集論文

応募論文内容は最近の研究で未発表のものとします。一部既発表部分を含む場合には未発表部分が主体となるものに限ります。今回は特に大学院生の参加発表をも積極的に奨励する主旨で、スチューデントセッションを企画します。鋭意ご投稿のご検討下さい。

(1) 一般講演セッション

ガスタービンおよび過給機ならびにそれらの応用に関する理論や技術を扱ったもので、ガスタービン本体のみならず、補機・付属品、ガスタービンを含むシステムおよびユーザーの使用実績等も歓迎します。

(2) オーガナイズドセッション

今回は下記のオーガナイズドセッションを企画します。講演数の制約により、あるいは講演の内容により、一般講演への変更をお願いする場合があります。

(a) 「燃焼器、伝熱・冷却技術に関するCFD」

(b) 「石炭ガス化発電技術」

(3) スチューデントセッション

大学院生の講演発表と情報交換をこれまで以上に活発にする為のセッションです。今回は、下記の統一テーマで講演募集します。講演数の制約により、あるいは講演の内容により、一般講演への変更をお願いする場合があります。（発表者は申し込み時に学生または大学院生である者としてします）

テーマ「ターボ機械における計測技術」

講演者の資格 本会会員もしくは日本機械学会会員で、1人1題目に限ります。

講演申込方法と採否の決定

巻末の申込書に必要事項を記入し、日本ガスタービン学会事務局に郵送してください。

郵便未着（事故）の場合もありますので、送付されたことを電話・FAX等でご連絡下さい。

（FAXで申し込みを行った場合は、郵便でも申込書をお送りください）

なお、講演申込後の講演題目、講演者、連名者の変更は受け付けません。

申込先 160 東京都新宿区西新宿7-5-13 第3工新ビル402 (株)日本ガスタービン学会
TEL 03-3365-0095 FAX 03-3365-0387

講演発表の採否は両学会において決定し、2月20日までに結果をご連絡します。

講演原稿の提出

講演者は講演原稿を講演論文集原稿執筆要領に従って、A4用紙 44字×40行（1ページ）2～6ページで作成し、所定の講演論文原稿表紙と共に期限までに提出して下さい。提出された原稿はそのままの寸法で印刷し、学術講演会講演論文集（A4版）を作成します。原稿執筆要領および原稿表紙用紙は

採否の連絡に同封してお送りします。

技術論文としての学会誌への投稿

- (1) 原稿執筆要領に記載の要件を満たす講演論文は、著者の希望により、講演会終了後に技術論文として受理され、校閲を経て日本ガスタービン学会誌に掲載されます。詳細については原稿執筆要領をご覧ください。
- (2) 講演者が日本機械学会会員であり、同学会出版物（論文集および International Journal）への投稿を希望される場合は、日本機械学会の所定の手続きを経て投稿することになります。

2. 第11回ガスタービン秋季講演会（宮崎）・見学会

平成8年度のカスタービン秋季講演会を宮崎市にて開催致します。講演募集、見学会等の詳細は会誌6月号会告でお知らせします。スチューデントセッションの企画は予定しません。

開 催 日 1996年（平成8年）11月7日（木）、8日（金）
開 催 場 所 宮崎県宮崎市内
講演申込締切 1996年（平成8年）7月19日（金）
講演原稿締切 1996年（平成8年）9月20日（金）
募集論文内容 次号以降に詳細をお知らせします。
見 学 会 興味ある企画を予定しています。

国産ガスタービン・過給機資料集 [1994 年度版] 頒布のお知らせ

当学会が毎年調査しております国産のカスタービン・過給機の生産統計資料を過去5年分（1989～1993）取り纏めた資料集を下記により頒布いたします。

記

1. 頒 布 実 費 1部 6,000円（送料は別に申し受けます）
2. 割 引 制 度 20部以上一括申し込みの場合1部につき 5,000円（送料は学会負担）
3. 申 込 方 法 葉書又はFAXに名前・住所・電話番号・申し込み部数を記入の上、学会事務局までお申し込み下さい。

会費納入・自動振替のお願い

今年度会費（正会員 5000円 学生会員 2500円）を未納の方は、至急事務局宛お送り下さい。又、以前よりお願い致しております「会費の自動振替制度」につき再度お願い申し上げます。未だ手続きをされていない方は、過日お送りしました振替依頼書又は会誌巻末のとじ込み用紙にご記入の上、事務局宛お送り下さい。

採否の連絡に同封してお送りします。

技術論文としての学会誌への投稿

- (1) 原稿執筆要領に記載の要件を満たす講演論文は、著者の希望により、講演会終了後に技術論文として受理され、校閲を経て日本ガスタービン学会誌に掲載されます。詳細については原稿執筆要領をご覧ください。
- (2) 講演者が日本機械学会会員であり、同学会出版物（論文集および International Journal）への投稿を希望される場合は、日本機械学会の所定の手続きを経て投稿することになります。

2. 第11回ガスタービン秋季講演会（宮崎）・見学会

平成8年度のカスタービン秋季講演会を宮崎市にて開催致します。講演募集、見学会等の詳細は会誌6月号会告でお知らせします。スチューデントセッションの企画は予定しません。

開 催 日 1996年（平成8年）11月7日（木）、8日（金）
開 催 場 所 宮崎県宮崎市内
講演申込締切 1996年（平成8年）7月19日（金）
講演原稿締切 1996年（平成8年）9月20日（金）
募集論文内容 次号以降に詳細をお知らせします。
見 学 会 興味ある企画を予定しています。

国産ガスタービン・過給機資料集 [1994 年度版] 頒布のお知らせ

当学会が毎年調査しております国産のカスタービン・過給機の生産統計資料を過去5年分（1989～1993）取り纏めた資料集を下記により頒布いたします。

記

1. 頒 布 実 費 1部 6,000円（送料は別に申し受けます）
2. 割 引 制 度 20部以上一括申し込みの場合1部につき 5,000円（送料は学会負担）
3. 申 込 方 法 葉書又はFAXに名前・住所・電話番号・申し込み部数を記入の上、学会事務局までお申し込み下さい。

会費納入・自動振替のお願い

今年度会費（正会員 5000円 学生会員 2500円）を未納の方は、至急事務局宛お送り下さい。又、以前よりお願い致しております「会費の自動振替制度」につき再度お願い申し上げます。未だ手続きをされていない方は、過日お送りしました振替依頼書又は会誌巻末のとじ込み用紙にご記入の上、事務局宛お送り下さい。

採否の連絡に同封してお送りします。

技術論文としての学会誌への投稿

- (1) 原稿執筆要領に記載の要件を満たす講演論文は、著者の希望により、講演会終了後に技術論文として受理され、校閲を経て日本ガスタービン学会誌に掲載されます。詳細については原稿執筆要領をご覧ください。
- (2) 講演者が日本機械学会会員であり、同学会出版物（論文集および International Journal）への投稿を希望される場合は、日本機械学会の所定の手続きを経て投稿することになります。

2. 第11回ガスタービン秋季講演会（宮崎）・見学会

平成8年度のカスタービン秋季講演会を宮崎市にて開催致します。講演募集、見学会等の詳細は会誌6月号会告でお知らせします。スチューデントセッションの企画は予定しません。

開 催 日 1996年（平成8年）11月7日（木）、8日（金）
開 催 場 所 宮崎県宮崎市内
講演申込締切 1996年（平成8年）7月19日（金）
講演原稿締切 1996年（平成8年）9月20日（金）
募集論文内容 次号以降に詳細をお知らせします。
見 学 会 興味ある企画を予定しています。

国産ガスタービン・過給機資料集 [1994 年度版] 頒布のお知らせ

当学会が毎年調査しております国産のカスタービン・過給機の生産統計資料を過去5年分（1989～1993）取り纏めた資料集を下記により頒布いたします。

記

1. 頒 布 実 費 1部 6,000円（送料は別に申し受けます）
2. 割 引 制 度 20部以上一括申し込みの場合1部につき 5,000円（送料は学会負担）
3. 申 込 方 法 葉書又はFAXに名前・住所・電話番号・申し込み部数を記入の上、学会事務局までお申し込み下さい。

会費納入・自動振替のお願い

今年度会費（正会員 5000円 学生会員 2500円）を未納の方は、至急事務局宛お送り下さい。又、以前よりお願い致しております「会費の自動振替制度」につき再度お願い申し上げます。未だ手続きをされていない方は、過日お送りしました振替依頼書又は会誌巻末のとじ込み用紙にご記入の上、事務局宛お送り下さい。

(講演申込書)

第 24 回ガスタービン定期講演会講演申込み			
講演題目:			
講演種目: 一般講演・オーガナイズドセッション ()・スチューデントセッション			
著者氏名 (講演者に○印)	学 校・勤 務 先 (略 称)	所 属 学 会 (GTSJ・JSME・他)	会員資格 (正員・学生員)
連絡者氏名:		会員番号:	
学校・勤務先:			
所在地: 〒____			
TEL	()	FAX	()
講演内容 (100～200 字)			

講演申込期限は 1996 年 1 月 19 日です。早めにお申し込み下さい。
講演申込後の講演題目、著者氏名等の変更は受け付けませんのでご注意下さい。

伝言板 9512 B

ガスタービン定期講演会にスチューデントセッション開設 講演募集のお知らせ

毎年、5月末から6月始めに開催されますガスタービン定期講演会も24回を数えることになりました。明年5月29日(水)に予定します第24回定期講演会では、スチューデントセッションと称し、大学院生の諸君が気軽に活発に研究成果の発表と討論ができる場を設けます。本号会告ご一読のうえ、講演申し込みのご指導をお願い致します。

ガスタービン定期講演会は、その統一テーマをガスタービンおよび過給機ならびにそれらの応用に関する理論や技術を扱ったものとし、国内で定期的に行われる学術講演会の中ではユニークな位置にあります。ガスタービン本体のみならず圧縮機やタービンの空力、伝熱、燃焼と排気ガス、計測法やCFD、材料、システムのサイクルや制御法、またユーザー実績等々はばの広い分野からの研究発表で構成されています。

学会では学生会員の諸君も多数研究成果の発表に参加し、情報交換をし、またガスタービン技術の先端を学ぶ機会にすることを期待しているのですが、躊躇されたり、敬遠される向きも多くあったかとも思われます。そこで、スチューデントセッションを設け、積極的に講演を募ることとしました。しかし、バラバラのテーマではまとまりに欠けますので、今回は「ターボ機械における計測技術」に絞りました。今後、(ガスタービンに関連する)燃焼、高速気流の基礎研究、CFD、……とテーマを予定していきます。先生方には、主旨ご賛同のうえ、一層のご協力をお願い致します。

問い合わせ先：学術講演会委員長・早大 大田英輔 (TEL 03-5286-3246)

学会誌への広告掲載について

当学会もおかげさまで設立23周年となり、会員数も約2000名を擁するまでに発展し、活発な活動を行っております。当学会誌は6, 9, 12, 3月の4回/年に各回3000部発行し、当学会の関係各位にご愛読頂いております。当学会誌への広告掲載については下記要領で広く募集致しております。

1. 一般広告 (掲載1回の料金)

	普通 頁
モノ黒半頁	30,000 円
モノ黒1頁	50,000 円
カラー1頁	200,000 円

2. 求人広告 (掲載1回の料金)

	普通 頁
モノ黒1/4頁	18,000 円
モノ黒半頁	30,000 円
モノ黒1頁	50,000 円

但し、表紙2・3・4は既に予約で一杯になっておりますので悪しからずご了承ください。

3. お問い合わせ先

(株)日本ガスタービン学会事務局

〒160 新宿区西新宿 7-5-13 第3工新ビル 402

電話 (03) 3365-0095 FAX (03) 3365-0387

又は、ニッセイエブロー(株) 日本ガスタービン学会担当 越司 昭

〒105 港区西新橋 1-17-5

電話 (03) 3508-9061 FAX (03) 3580-9217

学会誌編集規定

1. 本学会誌の原稿は依頼原稿と会員の自由投稿原稿の2種類とする。依頼原稿とは本学会よりあるテーマについて特定の方に執筆を依頼した原稿、自由投稿原稿とは会員から自由に随時投稿された原稿である。
2. 原稿の内容は、ガスタービン及び過給機に関連のある論説、解説、技術論文、速報（研究速報、技術速報）、寄書、随筆、見聞記、ニュース、新製品の紹介及び書評などとする。
3. 原稿は都合により修正を依頼する場合がある。また、用済み後は執筆者に返却する。
4. 原稿用紙は、原則として本会指定の横書440字詰（22×20）を使用する。本原稿用紙4枚で刷り上がり約1頁となる。ワードプロセッサを使用する場合はA4版用紙に横書きで22字×20行とする。
5. 刷り上がり頁数は1編につき、図表を含めてそれぞれ次のとおりとする。論説4～5頁、解説及び技術論文6～8頁、見聞記、速報及び寄書3～4頁、随筆2～3頁、ニュース、新製品紹介、書評等1頁以内。超過する場合は短縮を依頼することがある。技術論文については別に定める技術論文投稿規定による。
6. 依頼原稿には規定の原稿料を支払う。
7. 自由投稿原稿の採否は編集委員会で決定する。
8. 自由投稿原稿には原稿料は支払わない。
9. 本学会誌に掲載される記事・論文などの著作権は原則として本学会に帰属する。
10. 原稿は下記宛に送付する。
〒105 東京都港区西新橋1-17-5
ニッセイエブプロ株式会社 制作部 編集室
ガスタービン学会誌担当（越司）
TEL 03-3508-9061 FAX 03-3580-9217

技術論文投稿規定

1. 本学会誌に技術論文として投稿する原稿は次の条件を満たすものであること。
 - 1) 投稿原稿は邦文で書かれた著者の原著で、ガスタービン及び過給機の技術に関連するものであること。
 - 2) 投稿原稿は、一般に公表されている刊行物に未投稿のものに限る。ただし、要旨または抄録として発表されたものは差し支えない。
2. 投稿原稿の規定頁数は原則として図表を含めて刷り上がり8頁以内とする。ただし、1頁につき15,000円の著者負担で4頁以内の増頁をすることができる。
3. 投稿原稿は原稿執筆要領に従って執筆し、正原稿1部、副原稿（コピー）2部を提出する。
4. 投稿原稿の採否は技術論文校閲基準に基づいて校閲し、編集委員会で決定する。
5. 本学会誌に掲載される技術論文の著作権は原則として本学会に帰属する。

複写をされる方に

本誌（書）に掲載された著作物を複写したい方は、著作権者から複写権の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。

学協会著作権協議会

〒107 東京都港区赤坂9-6-41

社団法人日本工学会内

Phone: 03-3475-4621

Fax : 03-3403-1738

お詫びと訂正

第23巻第90号（平成7年9月）の1ページ、随筆の表題に誤りがありました。

「ガスタービン開発の一つの歴史」を「ガスタービン開発の一つの歴史」に訂正させていただきます。

ここに著者樗木康夫様並びに関係者各位にお詫び申し上げます。

日本ガスタービン学会誌 編集委員会

日本ガスタービン学会誌
第23巻 第91号
平成7年12月10日

編集者 菅 進
発行者 葉山 眞治
(社)日本ガスタービン学会

〒160 東京都新宿区西新宿7-5-13
第3工新ビル402
TEL (03) 3365-0095
FAX (03) 3365-0387
振替 00170-9-179578

印刷所 ニッセイエブプロ(株)
東京都港区西新橋2-5-10

©1995(社)日本ガスタービン学会

本誌に掲載したすべての記事内容は(社)日本ガスタービン学会の許可なく転載・複写することはできません。