

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

耐熱材料の R&D 雑感

菊池 實*¹
KIKUCHI Makoto

耐熱材料、特に耐熱金属材料にいささかでも関わりを持たれたことのある技術者・研究者の多くは、日本学術振興会 産学協力研究委員会の一つである耐熱金属材料第 123 委員会の活動について、なにがしかの知見を持たれていることであろう。実は、この委員会は、1957 年に発足し、すでに半世紀に近い長期間にわたり、おもに耐熱材料に関するフォーラムとしての役割を果たしてきている。ここでは、わが国における耐熱材料に関する研究開発の一側面を、この委員会の活動を通じて振り返り、今後の研究開発の問題点についても触れてみたい。

この委員会の半世紀に及ぶ活動の中には、10 年毎の節目に開催されてきた記念講演会があり、その内容は耐熱金属材料第 123 委員会研究報告集の特集号としてまとめられている。最新の記念講演会は、すでに 5 年以上の歳月が経過しているが、40 周年を記念して 1997 年に行われたもので、「21 世紀を目指す耐熱材料」と題していた。これより 20 年前、1977 年に開催された設立 20 周年記念講演会「耐熱金属材料の最近 10 年間の進歩」のまえがき「設立 20 周年を迎えて」には、この委員会が、次のような二つの研究組織を前身として、発展的に設立された経緯が記されている。いずれも、敗戦によって著しい遅れを余儀なくされていた、ガスタービン・ジェットエンジン用耐熱材料の工業技術を、先進国の水準に引き上げることを目的としていた。第一はいまだ占領下にあった 1950 年に開始された、故三島徳七東京大学教授を研究代表者とする文部省科学研究費「ガスタービン用耐熱材料」に関する総合研究の大学と民間にまたがる研究組織、第二はそれに続く故武田修三名古屋大学教授を代表者とする、同じ科学研究費「ジェットエンジン用耐熱材料」に関する共同研究の研究組織である。

当時も今も、ガスタービン・ジェットエンジン用の材料が、耐熱材料の最先端の位置を占めている状況に変わりはないが、上に述べたような背景を持った耐熱金属材料第 123 委員会は、設立当初から、耐熱金属材料全般について、委員会活動を繰り返してきた。ところで、この委員会の半世紀になんなんとする活動成果の一つは、フォーラムで討論された研究報告を論文形式にまとめて研究報告集として刊行してきたことである。この研究報

告集は、1960 年に耐熱金属材料第 123 委員会研究報告集 vol.1, No.1 として発刊され、2002 年末には vol.43, No.3 に達している。この研究報告集に掲載された研究報告には、通し番号が付されており、平成 14 年末現在で、その数は 1387 となっている。この研究報告の総索引が、設立 40 周年記念事業の一環として、1999 年に刊行された。表は、この総索引を利用して、10 年毎の研究報告数、その中に占める超合金関係および先進材料関係の研究報告の割合を調査した結果である。この表から、いくつかのことを読みとることができる。例えば、第 I 期においてガスタービン・ジェットエンジン用耐熱材料の中心をなす超合金関係報告が 40% であるのは、上に述べた設立時の経緯を反映したものである。実は、超合金関係の中には高温ガス炉中間熱交換器用の超合金なども含めているので、このプロジェクトが推進された第 III 期では、超合金関係が 40% に達している。先進材料関係とは、これまで使用実績のない材料の開発に関わるもので、このような材料が本特集号でも取り上げられている。この関係の報告が第 IV 期には 20%、さらに第 V 期では 30% と近年増加している。このことから、わが国の耐熱材料の研究開発が未踏の領域に深く踏み込んできていることが知られる。

さて、現在のわが国における耐熱材料の典型的な研究開発を次のような 3 種類に大別してみる。すなわち、(1) ボイラー用フェライト系耐熱鋼などに代表される、すでに十分に実績のある材料の高性能化。(2) Ni 基超合金に代表される、合金設計手法が積極的に利用されるようになった材料の高性能化。(3) 先進耐熱材料。すなわち、これまで実質的な使用実績のない、有望候補新材料の実用化である。(2) および (3) が本特集号で取り上げられている材料である。

まず、(1) の分野は、藤田利夫東京大学名誉教授による先駆的な研究開発が基盤となり、石油危機を契機とした 1980 年代以降の超々臨界圧発電技術の開発努力とも

表 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告集における各期毎の分野別研究報告の割合

期	I	II	III	IV	V
期間	(1960~1966)	(1967~1976)	(1977~1986)	(1987~1996)	(1997~2002)
超合金関係(%)	40	30	40	35	30
先進材料関係(%)	--	--	3	20	30
研究報告総数	110	302	345	384	246

原稿受付 2003 年 2 月 3 日

* 1 日本学術振興会耐熱金属材料第 123 委員会 前委員長
〒182-0003 調布市若葉町 1-38-9

あいまって、現在わが国が先導的な位置にある分野である。ボイラー用フェライト系 9~12Cr 耐熱鋼を例にとると、この系の耐熱鋼の $600^{\circ}\text{C} \times 10^5\text{h}$ クリーブ破断強度は、1940 年代には 35 MPa 程度であったものが、1960~70 年代には 60 MPa 程度、1980 年代はじめには 100 MPa 程度に達し、140 MPa の材料も開発され、現在では 180 MPa 級の材料も出現している。この強度改善は、15 種類以上にも及ぶ合金元素を、あまり広くない組成範囲で変化させ、最適組成を見いだすことによって実現されており、このような手法で高性能化するための努力が続けられている。この分野に充分精通していないもの目から見ると、このような微妙な合金元素の調整によって、大幅な強度増加が実現できたということは、驚きでもある。この驚きは見方を変えれば、われわれのフェライト系耐熱鋼のクリーブ破断強度に対する基本的理解の欠如を露わにしたものともいえる。確かに、最適化された合金組成が、どのような因子を通じて高性能化をもたらしたかについての説明は、定性的には与えられている。しかし、これらの因子と合金組成、さらには、強度との関係は定量的にはほとんど明らかにされていない。このために、合金開発は経験に大きく依存しているように見える。生データの蓄積に比べて工学的な理解が著しく立ち後れている。確かに、合金組成、組織、強度間の関係は著しく錯綜しているように見えるが、この分野におけるブレイクスルーをもたらすような工学体系の構築が強く望まれる。

次に(2)の分野については本号で詳しい説明があるが、初期には(1)の分野と似たような試行錯誤的な合金開発が行われていた。しかし、TCP 相のような有害相の生成条件を組成から計算によって推定する PHACOMP がまず開発された。その後、わが国において、旧金属材料技術研究所、現物質・材料研究機構が中心となって、合金元素組成と組織因子との関係、さらにこれらのクリーブ破断強度や耐高温腐食性などに対する寄与、これらの関係を実験式を用いて定量化する努力が進められ、合金設計法として総合化され、この手法が合金組成選定に効果的に利用できることが示された。これらは経験的手法であるから、不断に改良・改善が加えられてきているが、プログラムに取り入れられている経験則を、より原理的な立場から理論づけする洗練化の試みも進められる一方で、データベースなども取り込みより進んだ材料設計システムとして構築する試みも模索されている。これまでに開発された合金設計法によって、すでに既存の合金より優れた性能が期待できる何種類かの Ni 基超合金組成が提案されているが、これら選定合金を実用化するためには、なお多くの努力が必要とされている。良く知られ

ているように、超合金の主要な適用分野は発電用ガスタービンおよびジェットエンジンである。しかし、わが国の発電用ガスタービンのかなりの部分およびジェットエンジンのほとんど全てがライセンス生産となっており、独自に開発された合金の適用が著しく限定されているのが実状である。この部分の壁が取り除かれれば、この分野における研究開発はさらに一段と進捗し、わが国の耐熱合金の工業技術に貢献することになることは間違いのないといえよう。

最後に(3)の分野の材料を、さらに2種類に分類してみる。すなわち、(3-1): 金属系の材料で、過去において、すでに類似の目的で研究開発が試みられたが、何らかの理由で、開発が断念されていた材料、および(3-2): 金属間化合物およびセラミックス系の材料で、これまで高い信頼性の要求される部位に高温構造材料として使用された実績が全くない材料である。

(3-1)のような材料を再度取り上げるにあたっては、新規に開始される材料開発の目的と、過去の研究開発が頓挫した原因との関係を明確にすることが特に重要である。すなわち、新規の開発目的では、過去の研究で遭遇した困難が回避できるのであれば、その困難の克服が必ずしも最優先の課題とはならない。しかし、新規の開発目的でも、この困難が克服されなければならないのであれば、研究開発の最優先課題はこれを乗り越えることであって、この場合対象とする材料の実用化の正否は、過去の困難が克服可能か否かにかかっていることになる。注意すべきことは、(1)および(2)の分野のように、すでに実用化されている材料に対しては、いわゆるスパイラル的な開発手法が有効であるが、実用化されていない材料に対しては、このような手法は意味がないということである。

(3-2)の材料開発では、耐用温度あるいは比強度を増加させて、随伴する材料特性を、Ni 基超合金のそれに匹敵するものに高性能化できれば、これまでの Ni 基超合金の利用技術の延長上で利用可能な、夢の耐熱材料の出現ということになる。

(3-1)の材料でも似たような状況にあるが、現実には、高い信頼性を確保した上で、個々の材料の持つ特に優れた特性を巧みに利用できる、材料利用技術の開発とあいまって、はじめてこれまでにない斬新な耐熱材料の実用化が実現するのであろう。この意味でも、先進材料の実用化のためには、これまで以上に材料開発技術者と材料利用技術者との緊密な連携が求められている。最近において比重を増した(3)の分野におけるわが国の開発努力が、この分野においても、近い将来に先導的な役割として結実することが期待される。

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

ガスタービン用 Ni 基超合金開発の現状と展望 - 耐用温度のいっそうの向上を目指して -

原田 広史*
HARADA Hiroshi横川 忠晴*
YOKOKAWA Tadaharuキーワード：Ni 基超合金，単結晶超合金，一方向凝固超合金，タービン翼，タービンディスク，
材料設計

1. はじめに

Ni 基超合金は、種々の耐熱材料のなかでも、高温強度、延性、耐酸化・耐腐食性、製造性など総合的な特性に最も優れた材料である。このため、ガスタービンの心臓部とも言える高温高圧部のタービン翼材、ディスク材などとして広く用いられ、ガスタービン機関の高温化、高効率化に寄与してきた。

本稿では、タービン翼材やディスク材などを中心とした Ni 基超合金の開発状況について、国内外でのガスタービン関連プロジェクト等における材料開発・適用の経緯を含めて解説する。さらに合金設計法の進展についても紹介するとともに、耐用温度向上の可能性など、Ni 基超合金開発の将来を展望する。

2. タービン翼用 Ni 基超合金

ジェットエンジンや産業用ガスタービンの出力や効率を決定づける高温部、特に高温高圧タービンには Ni 基超合金が多用されている。ジェットエンジンでの材料使用例を表 1 に示す。

表 1 航空エンジン使用部品の材質と製造方法

部 位	部 品	材 質	素材製造方法
①ファン	ケーシング	Ti 合金, Al 合金	鍛造
	フレーム	Ti 合金	鍛造
	ディスク	Ti 合金	鍛造
	動 翼	Ti 合金	精密鍛造
	静 翼	Ti 合金, Al 合金	精密鍛造
②圧縮機	ケーシング	Ti 合金, Ni 基合金	鍛造
	ディスク	Ti 合金, Ni 基合金	鍛造
	動 翼	Ti 合金, Ni 基合金	精密鍛造
③燃焼器	ケーシング	Ni 基合金	鍛造, 鋳造
	⑥アフターバーナ ライナー	Co 基合金, Ni 基合金	板材
④高圧タービン	ケーシング	Ni 基合金	鍛造, 鋳造
	ディスク	Ni 基合金	鍛造
⑤低圧タービン	動 翼	Ni 基合金	精密鋳造
	静 翼	Ni 基合金, Co 基合金	精密鋳造
	シャフト	特殊鋼, Ni 基合金	鍛造
⑦補 機	ハウジング	Al 合金	鋳造
⑧ベアリング		特殊鋼	鍛造

原稿受付 2003 年 2 月 12 日

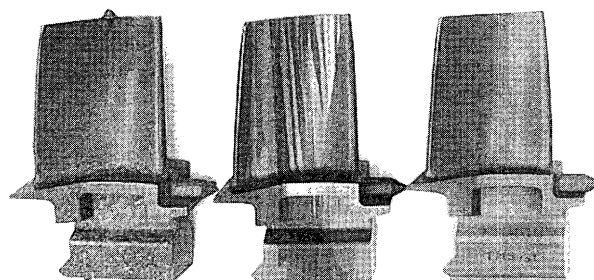
* 1 独立行政法人 物質・材料研究機構 材料研究所
超耐熱材料グループ
〒305-0047 茨城県つくば市千現 1-2-1

タービン翼用 Ni 基超合金は、1941 年に発明された鍛造合金から、普通鋳造合金、一方向凝固合金、単結晶合金へと進化してきた (図 1)。その過程をマイクロ組織の変遷で示したのが図 2⁽¹⁾である。年代とともに γ' 析出量が増加し、組織が変化してきた様子が示されている。図中 1980 年以降は主として単結晶超合金の組成改良が進み、現在、Ru など貴金属元素を含む第 4 世代単結晶合金が開発されるに至っている。単結晶超合金の典型的なマイクロ組織を図 3 に示す。

以上のような Ni 基超合金の耐用温度向上の経緯を図 4 に示す⁽²⁾。図中「目標」は、現在、文部科学省所管の物質材料研究機構においてガスタービン関連企業との協力で進められている「新世紀耐熱材料プロジェクト(1999-2003 年度)」の開発目標である。代表的なタービン翼用 Ni 基超合金の組成を国内開発合金の組成とあわせて表 2 に示す。以下、各種 Ni 基超合金の開発経緯と現状について概説する。

2.1 鍛造合金から鋳造合金へ

1940 年代に Nimonic 系など鍛造合金がジェットエンジンのタービン動・静翼に適用された。鍛造合金は Al, Ti の増量による γ' 析出物の増加, Mo, W, Nb などの増量で次第に強化され、Udimet 700/720 レベルの強度に達すると、鍛造成形が次第に困難になってきた。これを解決したのが、1950 年代半ばに適用開始された真空溶解・鋳造技術であった。Al, Ti ほかの活性元素を多



普通鋳造 一方向凝固 単結晶凝固
図 1 普通鋳造、一方向凝固、及び単結晶凝固によるタービン動翼

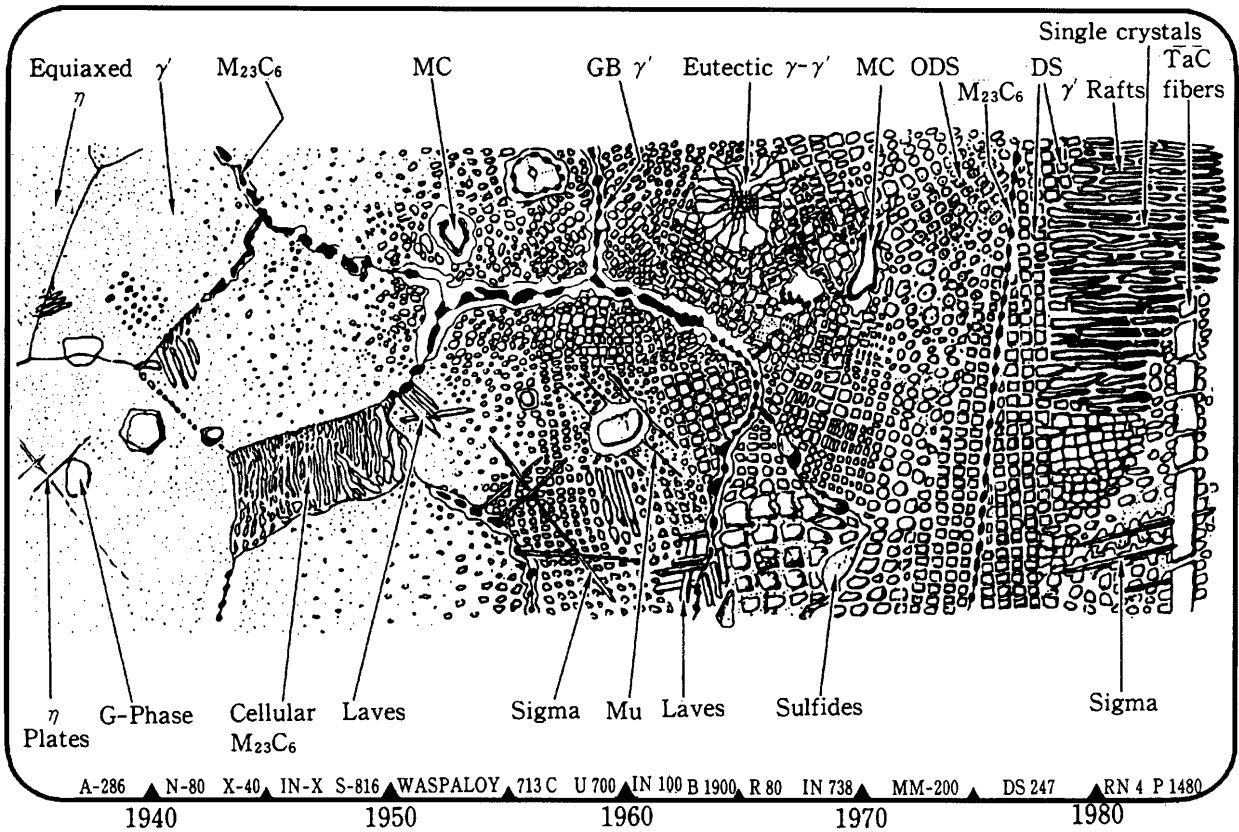


図 2 Ni 基超合金のマイクロ組織の変遷のパノラマ表示

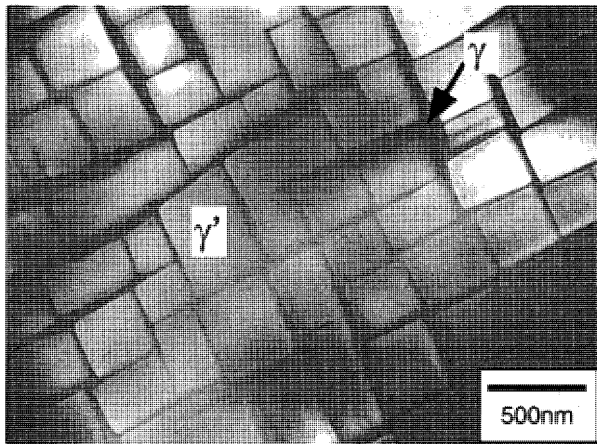


図 3 Ni 基単結晶超合金の典型的なマイクロ組織。 γ 相は Ni の合金相, γ' 相は Ni_3Al を基本とする化合物相。両相とも面心立方構造で格子定数も非常に近いので, 結晶格子は連続しており, 2相ではあるが“単結晶”と見なされる。

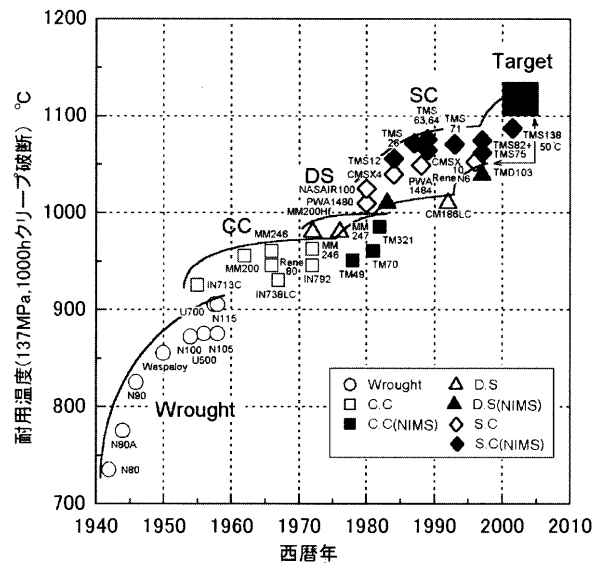


図 4 Ni 基超合金の耐用温度向上の歴史

量に含む Ni 基超合金を溶解し, 中子を用いた普通铸造 (CC: Conventionally Cast) 铸物として動静翼に精密铸造することが可能となり, γ' 量の増加, 固溶強化元素の増量による強化がさらに進んだ。代表的な CC 合金である MarM 200, IN 738, Rene'80, MarM 247 などの多くが 1960 年代に開発された。

2.2 一方凝固プロセスの適用

1970 年頃には米国で一方凝固 (DS: Directionally

Solidified) プロセスの適用が開始され (図 5), タービン翼の長手方向のクリープ強度と延性, および疲れ特性が大幅に向上し, ジェットエンジンの出力および信頼性向上に大きく寄与した。初期の合金としては, MarM 200 に DS 時の粒界割れ防止のため Hf を添加して得られた MarM 200 Hf が代表的である。その後, 代表的な CC 合金の多くについてそれぞれ DS 改良合金が開発された。Cr 量が多く耐高温腐食性のよい Rene'80 DS や GTD 111 DS, 高温強度と耐酸化性の点で優れた MarM

表 2 代表的なタービン翼用 Ni 基超合金の組成

種類	合金名	合金組成														備考
		Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Others	
CC	IN 738	8.5	16	1.7	2.6	3.4	3.4	-	1.7	-	-	0.17	0.01	0.1	-	-
	IN 792	9	12.4	1.9	3.8	3.1	4.5	-	3.9	-	-	0.12	0.02	0.2	-	-
	Rene'80	9.5	14	4	4	3	5	-	-	-	-	0.17	0.015	0.03	-	-
	MarM247	10	8.5	0.7	10	5.6	1	-	3	-	-	0.16	0.015	0.04	-	-
	TM-321	8.2	8.1	-	12.6	5	0.8	-	4.7	-	-	0.11	0.01	0.05	-	-
DS	GTD111	9.5	14	1.5	3.8	3	4.9	-	2.8	-	-	0.1	0.01	-	-	1 st
	MGA1400	10	14	1.5	4	4	3	-	5	-	-	0.08	?	0.03	-	1 st
	CM247LC	9	8	0.5	10	5.6	0.7	-	3.2	1.4	-	0.07	0.015	0.01	-	1 st
	TMD-5	9.5	5.8	1.9	13.7	4.6	0.9	-	3.3	1.4	-	0.07	0.015	0.015	-	1 st
	PWA1426	12	6.5	1.7	6.5	6	-	-	4	1.5	3	0.1	0.015	0.03	-	2 nd
	CM186LC	9	6	0.5	8.4	5.7	0.7	-	3.4	-	3	0.07	0.015	0.005	-	2 nd
	TMD-103	12	3	2	6	6	-	-	6	0.1	5	0.07	0.015	-	-	3 rd
	TMD-107	6	3	3	6	6	-	-	6	0.1	5	0.07	0.015	-	2Ru	4 th
SC	PWA1480	5	10	-	4	5	1.5	-	12	-	-	-	-	-	-	1 st
	Rene'N4	8	9	2	6	3.7	4.2	0.5	4	-	-	-	-	-	-	1 st
	CMSX-2	4.6	8	0.6	8	5.6	1	-	9	-	-	-	-	-	-	1 st
	MC2	5	8	2	8	5	1.5	-	6	-	-	-	-	-	-	1 st
	MDSC-7M	4.5	10	0.7	6	5.4	2	-	5.4	-	0.1	-	-	-	-	1 st
	TMS-26	8.2	5.6	1.9	10.9	5.1	-	-	7.7	-	-	-	-	-	-	2 nd
	PWA1484	10	5	2	6	5.6	-	-	9	-	3	-	-	-	-	2 nd
	Rene'N5	8	7	2	5	6.2	-	-	7	0.2	3	-	-	-	-	2 nd
	CMSX-4	9	6.5	0.6	6	5.6	1	-	6.5	0.1	3	-	-	-	-	2 nd
	TMS-82+	7.8	4.9	1.9	8.7	5.3	0.5	-	6	0.1	2.4	-	-	-	-	2 nd
	YH 61	1	7.1	0.8	8.8	5.1	-	0.8	8.9	0.25	1.4	0.07	0.02	-	-	2 nd
	Rene'N6	12.5	4.2	1.4	6	5.75	-	-	7.2	0.15	5.4	0.05	0.004	-	0.01Y	3 rd
	CMSX-10	3	2	0.4	5	5.7	0.2	0.1	8	0.03	6	-	-	-	-	3 rd
	TMS-75	12	3	2	6	6	-	-	6	0.1	5	-	-	-	-	3 rd
	MC 653	-	4	1	6	5.3	1	-	6.2	0.1	5	-	-	-	3Ru, 0.1Si	4 th
TMS-138	6	3	3	6	6	-	-	6	0.1	5	-	-	-	2Ru	4 th	
ODS	MA6000	2	15	2	4	4.5	2.5	-	2	-	-	0.05	0.01	0.15	1.1Y2O3	-
	TMO-20	8.7	4.3	1.5	11.6	5.5	1.1	-	6	-	-	0.05	0.01	0.05	1.1Y2O3	-

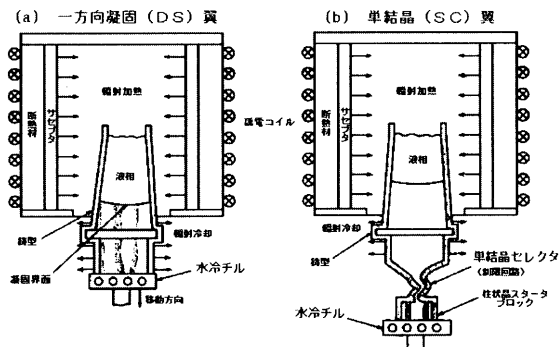


図 5 一方向凝固, 及び単結晶凝固プロセス

247 DS などが今日まで広く用いられている。

ムーンライト計画「高効率ガスタービン(1978-87 年度:通産省(当時))」で開発され、パイロットプラントの第一段動翼として試験された TMD-5 は、第 1 世代として最強で、第 2 世代 DS 合金に匹敵する強度を有している。1999 年には三菱重工業において、MGA1400, MGA 2400 など自社開発合金を動・静翼に用いた 1500℃ 級大型ガスタービンが実用化された⁽³⁾。第 1 段及び第 2 段動翼には MGA 1400 の一方向凝固材が用いられている(図 6)。MGA 1400 の DS 材は、IN 738 LC(CC 材)に比べて耐用温度を約 50℃ 向上させたもので、開発 Ni 基超合金の国内初の本格的実用化として画期的な成果といえる。



図 6 MGA 1400 を用いて作成された 1500℃ 級ガスタービン第一段 DS 動翼

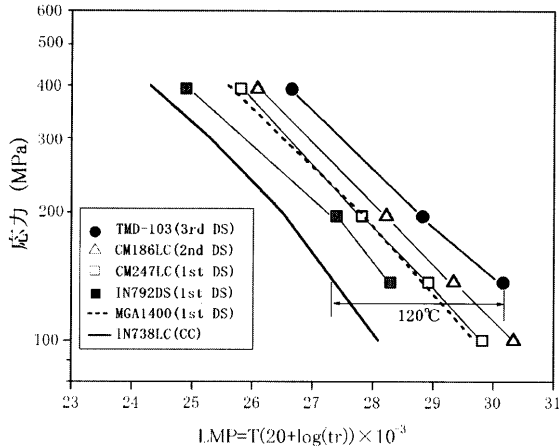


図7 各種 DS 合金のクリープ破断強度, T: 温度 (K), tr: 破断寿命 (h).

第2世代 DS 合金は, γ 相の固溶強化に有効な Re を 3 wt% 含み, 第1世代単結晶合金に匹敵するクリープ強度を有する。CM 186 LC や Rene'142 などが代表的な合金としてジェットエンジンに広く使用されている。1998 年に世界で初めて発表された第3世代 DS 合金 TMD-103⁽⁴⁾ は国内で開発されたもので, 後述の第3世代単結晶合金に粒界強化元素である炭素 (C), ボロン (B) などを添加して DS 材に転用したものである。この合金は第2世代単結晶合金 CMSX-4 と同等のクリープ強度を示す。図7にこれらの DS 合金の強度を IN 738 LC (CC 材) と比較して示す。ルテニウム (Ru) を含む第4世代 DS 合金 TMD-107 などの開発も進められている。

DS 合金は単結晶合金に比べて铸造歩留まりがよく, 補修も行いやすい。従ってコストパフォーマンスの点で大きなメリットがある。今後も, 動翼に比べて単結晶铸造が困難とされる静翼や, 後段の大型動翼などに広く用いられるものと考えられる。

2.3 単結晶合金の開発と導入

結晶粒界強化元素である C, B, Zr を除去した単結晶専用合金 PWA 1480 が 1980 年に発表された。粒界強化元素を除くことによって溶融開始温度が大幅に上昇し, 1300°C を超える高温での溶体化処理が可能となった。これにより 70 vol% もの γ' 相を完全溶体化し理想的に再析出させることができるようになり, 結晶粒界が無くなったことと合わせて, 高温強度の大幅な向上につながった。また, 図8のように, 合金の使用中に γ' 析出物が連結したいわゆるラフト構造を形成し, 転位の移動を妨げ, 特に 1000°C を超えるような高温域でのクリープ強度向上に重要な役割を果たしている。

1984 年には, レニウム (Re) を 3 wt% 程度含む ReneN 5 や CMSX-4 に代表される第2世代合金が開発された。国内においては, 「高性能結晶制御合金 (1981-88 年: 通産省 (当時))」⁽⁵⁾ にて, 合金設計プログラムを用いて組成と組織を最適化する研究が行われた。その結果, Re 添加なしで TMS-12 や TMS-26 など当時の世界レベ

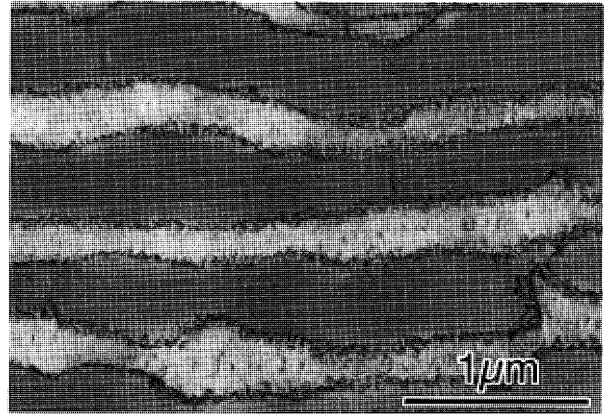


図8 単結晶超合金のクリープ試験中に生じたラフト構造

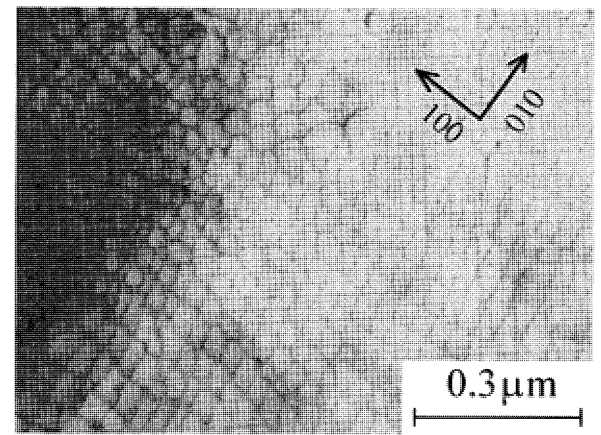


図9 第4世代単結晶超合金の γ/γ' 界面に生じた微細転位網

ルを超える単結晶超合金が開発され, 部材成形技術開発など広範な研究が行われた。

1990 年代になって, Re を 5-6 wt% 含む第3世代合金へと開発が進んだ。公表されている第3世代単結晶合金は, Rene'N 6, CMSX-10, および TMS-75 の3合金である。このうち CMSX-10 及びその改良合金 CMSX-10+ はそれぞれ RR 3000 及び RR 3010 としてロールスロイスの Trent 800 など民間機用最新型ジェットエンジンの無冷却中圧タービン動翼に用いられている。国内開発の TMS-75 は, 第3世代合金としては組織安定性が比較的良く, 熱処理プロセスも容易であるなどのメリットを有しており, 東芝京浜工場の 1300°C 級 15 MW ガスタービンによる約 50 日間の実機試験のほか, 各社において実用化に向けた評価が行われている。

最新の第4世代合金開発では貴金属の添加が行われている。GE 社では Ru 添加により第3世代単結晶合金で問題点となっている組織安定性の向上とそれによる高温長時間側でのクリープ強度向上を図っているようであるが詳細は公表されていない。国内でも「新世紀耐熱材料プロジェクト」において, Ru またはイリジウム (Ir) を強化元素と複合添加することで第4世代合金 TMS-138, TMS-139 などが開発された^(6,7)。これらの合金はラフト化した γ 相と γ' 相の界面に第3世代までの合金に比

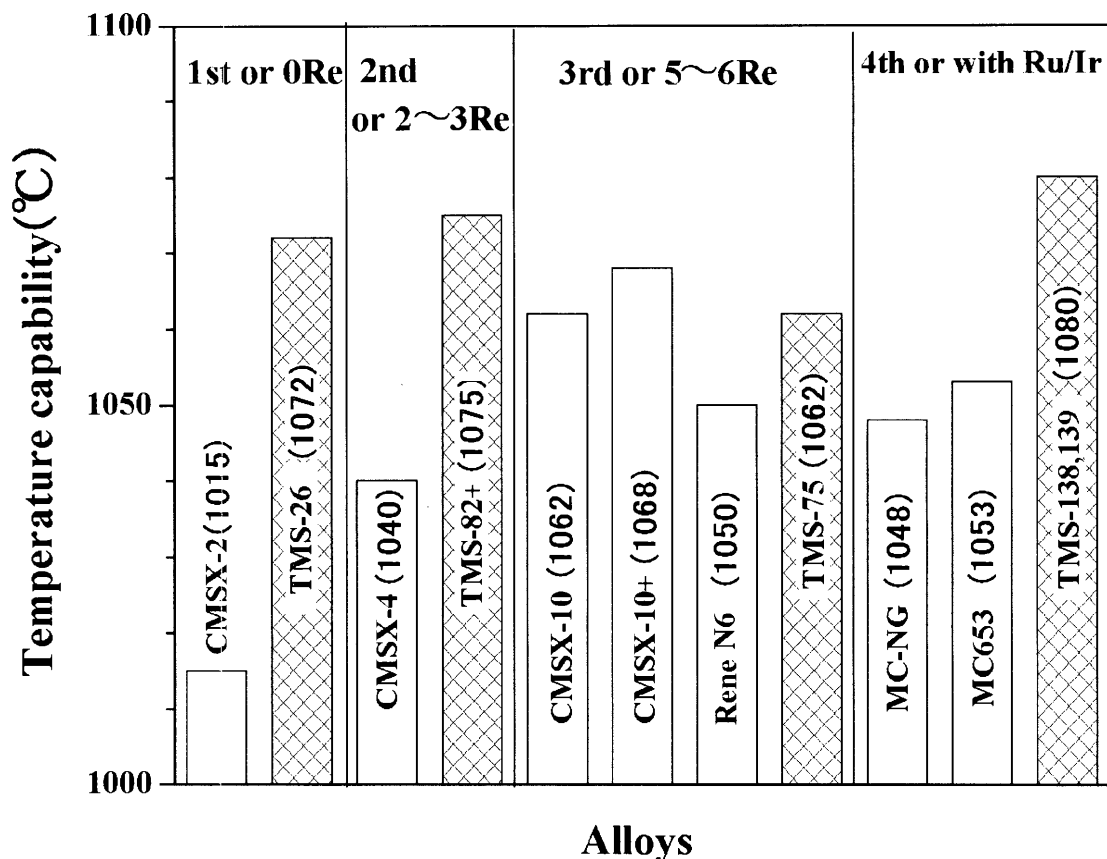


図 10 代表的な単結晶超合金の耐用温度 (137 MPa, 1000 h クリープ破断)

べてより緻密な転位網を形成させて転位の移動のバリアとし強化した合金である⁽⁸⁾。図 9 に界面転位網の電子顕微鏡写真を示す。TMS-138 については、現在、経済産業省プロジェクト「環境適合型次世代超音速推進システム (ESPR)」の動翼候補材としての検討が進んでいるほか、海外のジェットエンジンメーカーでも評価試験が行われている。Ru は貴金属の一種であるが Re と同程度の価格 (約 25 万円/kg) であるため、添加元素として十分現実的である。今後 5~10 年に実用化される次期ジェットエンジンには、このような第 4 世代合金が用いられる可能性が高いと見られている。

図 10 に、第 1 世代から第 4 世代までの代表的な合金の耐用温度を示す。以上、第 1 世代の初期の合金から第 4 世代単結晶超合金にかけて、約 70℃ の耐用温度向上が見られた。「新世紀耐熱材料プロジェクト」では耐用温度 1100℃ の合金も開発されている。後述の材料設計の予測によれば耐用温度のいっそうの向上も可能と見られている。

2.4 大型発電ガスタービン翼への単結晶超合金の適用

コンバインドサイクルなどに用いる大型ガスタービン翼への単結晶合金の適用は、鑄造が難しいことなど製造性の制約から、ジェットエンジンに比べて遅れていた。しかし 1990 年代半ばより、ABB 社 (現在アルストム社) およびシーメンス社が、最新機種の動翼に CMSX-4 相当の単結晶動翼を用いている模様である。ヨーロッパに

おいては、EU 諸国の協力プロジェクト「COST-501」での CMSX-4 の広範な特性データベース作成を受けて、1998 年に「COST-522 プロジェクト」が発足し、1450℃ 級、熱効率 60% (LHV) の発電タービンを最終目標に研究が開始されている⁽⁹⁾。一方米国では、エネルギー省 (DOE) の「先進タービンシステム (ATS) プロジェクト」にて、1450℃ 級のガスタービンが GE を中心に開発され、第 1 段動翼には第 2 世代の Rene'N5 が用いられている。

国内では、「新世紀耐熱材料」において、Re を 2.5 wt% とやや低めに抑えながら、マイクロ組織の最適化により高温低応力域では第 3 世代合金を超える強度を有する TMS-82+⁽¹⁰⁾ が開発され、前述の TMS-75 とともに 1300℃ 級の 15 MW 実験タービンで実証試験が行われた。図 11 に示すように、大型翼への鑄造性試験も行われている。Re 量が 1.4 wt% とさらに低く、異結晶や低角粒界の許容性、鑄造性、高温強度に優れた単結晶合金 YH 61⁽¹¹⁾、Cr を 10 wt% 程度含み耐高温腐食性を確保した大型単結晶翼用合金 MDSC-7 M⁽¹²⁾ などの単結晶合金が開発されており、それぞれ実用化が期待されている。

エネルギー起源の CO₂ 削減のために、1450-1500℃ 級コンバインドサイクル発電の早期普及はもちろん、例えばガス温度を 1700℃ に上昇させた超高効率コンバインドサイクル発電など、新しい技術開発にも大きな期待

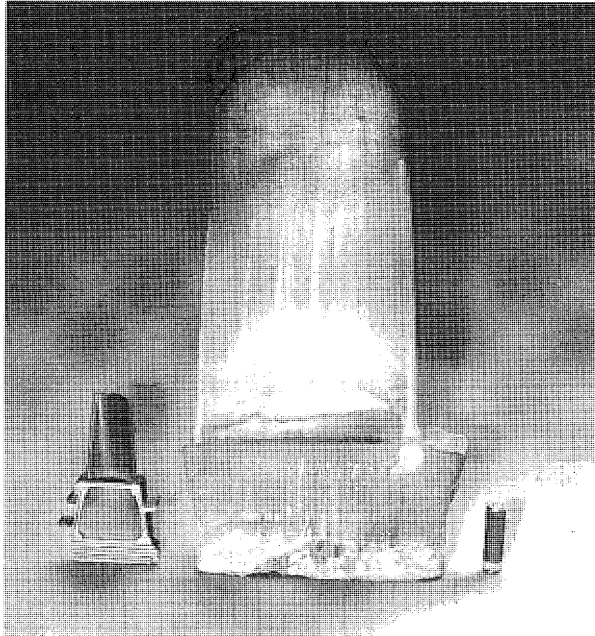


図 11 国内開発合金 TMS 82+ を用いて単結晶铸造した大型タービン模擬翼

が寄せられている。その際、高性能 Ni 基単結晶合金による大型冷却翼（全長～300 mm）の铸造性確保が重要なポイントとなる。また、蒸気冷却によって材料中に高い温度勾配が生じることから、これに起因する熱疲れ（Thermo-Mechanical Fatigue）に対する抵抗力の向上も材料開発の重要課題となっている。

3. タービンディスク用鍛造／粉末冶金合金

ディスク用合金は、大きく鍛造材と粉末プロセス（P/M）材に分けられる。鍛造材としては、Ni₃Nb 型の γ' （ダブルガンマプライム）相の析出強化を利用した Inconel 718 が普及しているが、高温化の観点から最近はより安定な Ni₃Al 型 γ' 相が析出する通常の超合金 Udimet 720 などへ移行する傾向にあり、特に、炭素などの微量元素を低下させた Udimet 720 Li が主流となっている。

P/M 材では偏析のない均質なディスクが得られ、超塑性鍛造や高温鍛造などによるニアネット加工ができるなどのメリットがある一方、異物混入などに対する高度の品質管理を要求され、コストアップにつながる。これまで開発された材料のなかでは、強化元素 W を多く含む AF 115 や Rene 88 DT などが最も高強度である。最

近は、クラック進展速度の遅い材料を用いた損傷許容設計の考え方がより重視され、N 18 合金などがこのような設計に基づいて使用されるようになってきている。海外のジェットエンジンメーカーでは RR 1000（組成未発表）など次期エンジンに向けた新合金の開発も行われている。国内では、「高性能結晶制御合金」において TMP-3 など P/M 超塑性合金が開発され、AF-115 とのデュアルプロパティディスクも試作された。これまでに開発された代表的なディスク合金の組成を表 3 に示す。また強度向上の過程を図 12 に示す⁽¹³⁾。

高圧タービンの高温化に伴って、タービンディスク用超合金にも 700℃ を超える高温のクリープ特性が求められるようになっており、新しい材料の開発が必要となってきている。ディスクの密閉鍛造には、3～7 万トン級の大型の鍛造プレスが必要となる。現在国内にはこのクラスの設備がないこともあって、ディスクのほとんどを輸入に頼らざるを得ない状況である。国内ジェットエンジン・ガスタービン産業のいっそうの発展のため、大型鍛造設備の導入、及びディスク材の開発研究の再開が大いに期待されるところであり、そのための調査研究も行われている⁽¹⁴⁾。

4. 合金設計技術

Ni 基超合金の開発には、材料設計・合金設計技術が有効である。従来用いられていたフェイコンブ（PHA-COMP）法は合金組成から有害析出相の有無を判定するのみであり、精度も良くなかった。しかしその後、合金組成から経験式に基づいて各種組織因子や高温特性を予測し最適合金組成を決定できる「合金設計プログラム（NIMS-ADP）」⁽¹⁵⁾や、熱力学計算により高温の相平衡状態を予測する「サーモカルプログラム（Thermocalc）」⁽¹⁶⁾、さらに原子配置まで含めて組織予測を行う統計熱力学計算プログラム⁽¹⁷⁾など、種々のソフトウェアが開発され、合金開発に利用されるようになってきている。

例えば、「合金設計プログラム」は日本国有特許として英国のジェットエンジンメーカーに実施許諾され、同社の合金開発に利用されている。この合金設計プログラムは Ru など貴金属を添加した第 4 世代合金まで設計できるよう改良されている。この合金設計法を用いて耐用温度を予測した結果を図 13 に示す。 γ/γ' 格子定数ミスフィットを負に大きくすることにより、耐用温度が大幅

表 3 代表的なタービンディスク用 Ni 基超合金の組成

種類	合金名	合金組成														
		Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Others	
P / M	MERL76	18.6	12.4	3.2	-	5.0	4.3	1.4	-	0.4	-	0.03	0.02	0.06	-	
	AF115	15	10.5	2.8	5.9	3.8	3.9	1.8	-	0.8	-	0.05	0.02	0.05	-	
	N18	15.7	11.5	6.5	-	4.4	4.4	-	-	0.45	-	0.02	0.02	0.03	-	
鍛 造	Inconel 718	-	19	3	-	0.5	0.9	5.1	-	-	-	0.04	-	-	18.5Fe, 0.2Mn, 0.2Si	
	WASPALLOY	13.5	19.5	4.3	-	1.3	3.0	-	-	-	-	0.05	0.01	0.06	-	
	U 720Li	14.6	16.2	3	1.3	2.5	5	-	-	-	-	0.02	0.01	-	-	

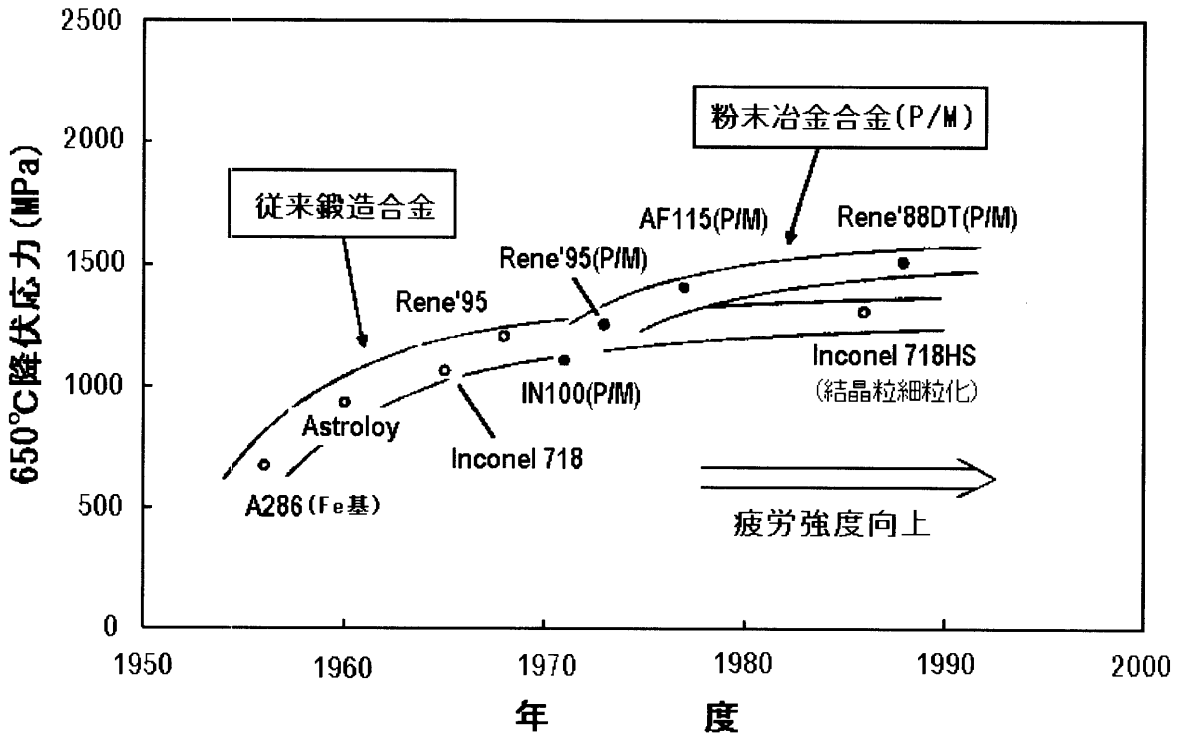


図 12 ディスク用超合金の強度向上の経緯

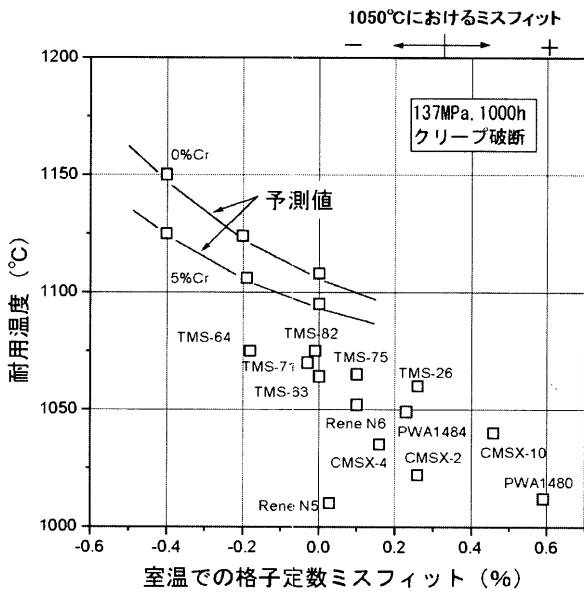


図 13 合金設計により予測される耐用温度上昇

に向上することが示されている。

前述のフェイコンプ (PHACOMP) 法も、d 軌道エネルギーレベル (Md) などのパラメータを用いて経験的に最適組成を探索する方法に発展し、新合金開発に用いられている⁽¹⁸⁾。

材料設計と対応して材料組織解析の面でも、アトムプローブマイクロアナライザー (APFIM) を用いた原子レベルの超合金組織解析、電子顕微鏡内での高温 (~1100°C) 組織観察など、新しい技術が可能となっており、Ni 基超合金の設計開発に有用な情報を与えている。

新しい取組みとしては、材料設計ソフトをタービン設計ソフトと連動させて、材料評価と効率推定などを行うバーチャルタービン (仮想タービン) の研究^(19,20)が行われている。図 14 はバーチャルタービンの概念を示したものである。Ni 基超合金の組成とタービン運転条件を入力することにより、遮熱コーティングを施し空冷翼として用いた場合の Ni 基単結晶超合金動翼のクリープ寿命や、コンバインドサイクル発電を行った場合の熱効率などが計算される。このように、材料研究者が使用環境での材料寿命と効率向上効果を確認しながら材料開発を行うことがしだいに可能になりつつある。

5. おわりに

地球温暖化防止のための CO₂ 削減など、地球規模での問題解決のために、ガスタービン機関の高温化、高効率化への期待はいっそう大きくなっている。その達成に必要な高温部材として耐熱材料の重要性は増しており、コーティング、冷却技術とも連携することによって、今後とも大きな寄与が可能と考えている。

マイクロガスタービンから大型コンバインドサイクル発電ガスタービン、ジェットエンジンなど各種ガスタービン技術が、耐熱材料技術との密接な協力によっていっそう進展し、将来に発展していくことを願うものである。なお、本稿は当会 30 周年記念写真集「日本のガスタービンの歩み」に掲載された解説「ガスタービン用耐熱材料の進歩と将来への展望」の一部をもとに加筆したものである。

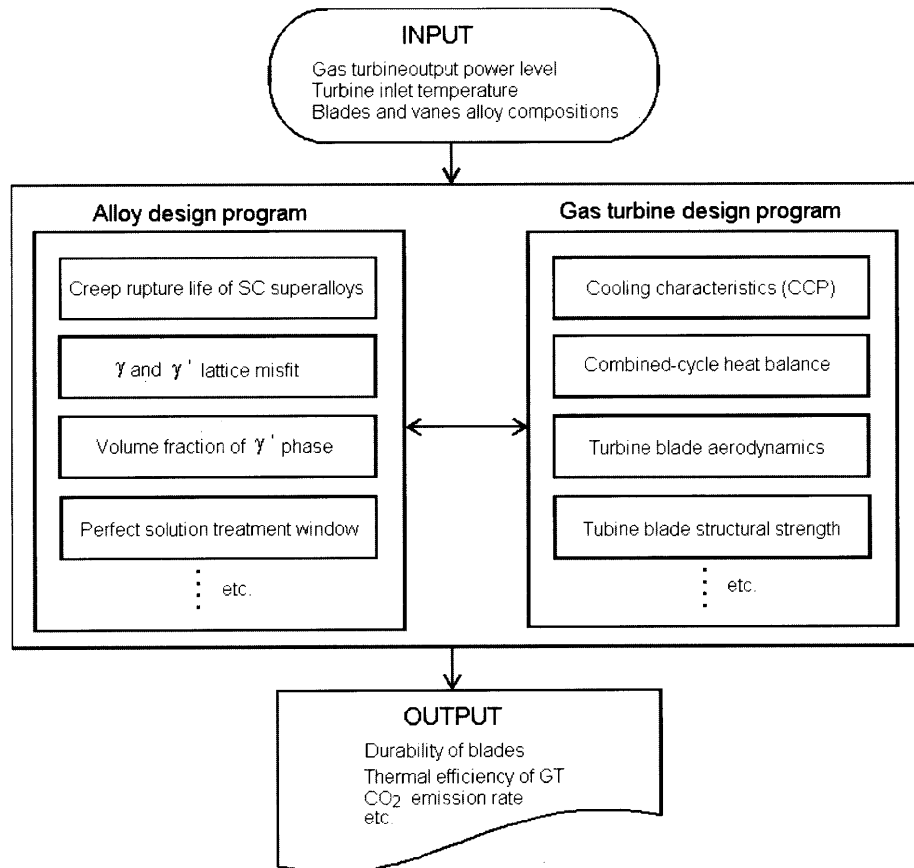


図 14 合金設計ソフトとタービン設計ソフトを融合させた仮想タービン

参考文献

- (1) C. T. Sims, et. al (Ed.), Superalloys, John Wiley & Sons (1987), p. 12
- (2) 原田広史, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 28 (2000), No. 4, p. 278
- (3) 河合久孝, ほか: までりあ (日本金属学会報), Vol. 36 (1997), p. 643
- (4) T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada, T. Yamagata, A. Tamura and S. Nitta: Proc. of Conf. "Materials for Power Engineering 1998", Ed. by J. Lecomte-Beckers, et al, p. 1079
- (5) 山崎道夫編, 高性能結晶制御合金技術ハンドブック (日本規格協会), 1991 年
- (6) Y. Koizumi, T. Kobayashi, T. Yokokawa, H. Harada, Y. Aoki, M. Arai, S. Masaki, K. Chikugo, presented at 2nd International Symposium, "High Temperature Materials 2001", May 31 – June 2, 2001, and submitted to Materials Science and Engineering A.
- (7) 小泉裕, 小林敏治, 横川忠晴, 原田広史, 青木祥宏, 荒井幹也, 正木彰樹, 筑後一義, 第 16 回ガスタービン秋期講演会講演論文集, 2001.10 (秋田), pp. 81 – 86
- (8) J. X. Zhang, T. Murakumo, Y. Koizumi, T. Kobayashi, H. Harada and S. Masaki, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33 A (2002), pp. 3741 – 3746
- (9) D. H. Allen et al: Proc. of Conf. "Materials for Power Engineering 1998", Ed. by J. Lecomte-Beckers, et al, p. 1825
- (10) T. Hino, Y. Ishiwata, Y. Yoshioka, K. Nagata, T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada, and T. Yamagata: Proc. of Intern. Gas Turbine Congress 1999 Kobe, Nov. 14 – 19, 1999, p. 169
- (11) H. Tamaki, A. Yoshinari, A. Okayama and S. Nakamura: Proc. of Conf. "Materials for Power Engineering 1998", Ed. by J. Lecomte-Beckers, et al, p. 1099
- (12) A. Mitsuhashi, et. al, Proc. of Conf. "High Temperature Materials for Power Engineering 1990", Liege, Belgium, 24 – 27 September, 1990, p. 1301
- (13) 服部博, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 25 (1997), No. 98, p. 71
- (14) 素形材センター研究調査報告 562, 平成 13 年度航空機用重要鍛造品の輸入実態と今後の展望に関する調査—航空機用鍛造品の国産化と超大型鍛造プレス機導入のための基礎調査—, 2002, 2.
- (15) H. Harada, K. Ohne, T. Yamagata, T. Yokokawa and M. Yamazaki, Superalloys 1988, p. 733
- (16) N. Saunders, Superalloys 1996, Ed. by R. D. Kissinger et. al, p. 101
- (17) 榎本正人, 原田広史, 村上秀之, 鉄と鋼, Vol. 80 (1994), p. 487
- (18) Y. Murata, S. Miyazaki, M. Morinaga and R. Hashizume, Superalloys 1996, Ed. by R. D. Kissinger et. al p. 61
- (19) T. Yoshida, et. al, presented at 2nd International Symposium, "High Temperature Materials 2001", accepted for publication in Materials Science and Engineering A.
- (20) T. Yokokawa, H. Saeki, Y. Fukuyama, T. Odaka, T. Yoshida and H. Harada, Materials for Advanced Power Engineering 2002, Proc. of 7th Liege Conference, Liege, Belgium, p. 733

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

ガスタービン用 Co 基および Fe 基材料

飯島 活巳^{*1}

IJIMA Katsumi

土井 裕之^{*2}

DOI Hiroyuki

キーワード：ガスタービン用材料，Co 基耐熱合金，フェライト系耐熱鋼，タービン静翼，ディスク
Gas turbine materials, Cobalt-base superalloys, Ferritic steels, Turbine nozzles, Turbine disks

1. はじめに

ガスタービンはタービン入口温度が高いほど効率が向上するため、航空機用では 1600℃ 以上、発電用ガスタービンでも 1500℃ に達する機種を開発あるいは開発中である。このため、ガスタービン用材料の使用温度範囲は低温部、中温部および高温部など広範にわたり、それぞれの使用環境に適した材料が必要とされる。航空機用ガスタービンを例にとると、従来のガスタービンの低温部には主として Al 合金が、中温部には Fe 基耐熱鋼が、そして高温部には Ni 基や Co 基耐熱合金が使用されてきた。しかし、出力の増加、高強度化、高効率化および軽量化などの要請に対応するための材料開発が進められた結果、低温部では高強度の Ti 合金、中温部では Ti 合金と Ni 基耐熱合金、高温部では Co 基に変わって Ni 基耐熱合金の使用される割合が近年増加¹⁾する傾向が示されている。一方、発電用ガスタービンの分野でも、1500℃ 級ガスタービンなど最新鋭のガスタービンを対象に、静止部材のタービン静翼用に Co 基に変わる高強度の Ni 基耐熱合金を開発する動きがある^{2), 3), 4)}。その背景として、Ni 基耐熱合金の高温強度は主要強化因子の γ' (Ni₃Al) 相に強く依存するため合金設計が比較的しやすく、合金開発による高温強度の向上が効率的に実現できることが考えられる。さらに、Ni 基耐熱合金の場合、一方向凝固や単結晶精密鍛造技術を開発し、応力軸に垂直な結晶粒界の発生を抑制したり粒界をなくすことなどにより、耐用温度を著しく向上できたことが上げられる。発電用ガスタービンの別の動きとして、大容量化による効率の改善のニーズも高く、大型鍛造品となるディスク材料用に大型鋼塊の製造性に優れ、かつ低コストな Fe 基耐熱鋼の開発が積極的に進められている^{5), 6), 7), 8)}。

上記の通り、ガスタービン用金属材料の特徴的な傾向として、発電用ガスタービン分野での Fe 基耐熱鋼(フェライト系耐熱鋼)の開発促進と Co 基耐熱合金の適用範

囲の変化が上げられる。こうした動きに着目し、タービンディスク用 Fe 基耐熱鋼および静翼用 Co 基耐熱合金の特徴とこれまでの開発の状況および将来性につき以下に述べる。

2. Fe 基耐熱鋼

ロータは複数のディスクをボルト締結または溶接により一体化した複雑な形状を有する。そのディスクは、先端部に動翼を装着し高速回転で運用されるため、ガスタービン部品の中でも最も信頼性が要求される部位の一つである。

航空機用ガスタービンに適用されるディスク材料の中で、ファンや圧縮機用ディスク材料には高強度で軽量の Ti 合金が使用され、600℃ 以上のクリープ強度が必要なタービンディスクには Ni 基耐熱合金が一般的に用いられている。

一方、発電用ガスタービンのディスクは航空機用エンジンに比べ大型となることから、使用温度が 400 から 450℃ 以下の条件では、Ni 基耐熱合金に比べ製造性に優れた Fe 基耐熱鋼が使用される。そこで、発電用ガスタービンのタービンディスク材料に使用される Fe 基耐熱鋼とその開発動向につき概説する。

2.1 タービンディスク材料

タービンディスク材料は高い信頼性を確保するため、高温強度と韌性に優れている必要がある。さらに、直径が 1メートル前後あるいはそれ以上で、かつ厚肉な大型部材となることから、大型鋼塊が溶製できることも重要な特性の一つである。このため、Fe 基耐熱鋼が大型鍛造品としての製造性に優れていることは、ディスク材料を検討する上で大きな利点である。表 1 に、タービンディスク材料として使用された実績のある Fe 基耐熱鋼の化学組成を示す。なお、航空機用ガスタービンおよび発電用ガスタービンのディスク材料に適用された実績のある IN 706 および IN 718 Ni 基耐熱合金もあわせて示した。ここで、Cr-Mo-V フェライト系耐熱鋼は元々蒸気タービンロータ材料として実績がある材料で、その優れたクリープ強度、韌性、使用時の金属組織の安定性および製造性などのため、ディスクのメタル温度が 350℃ までの

原稿受付 2003 年 1 月 17 日

* 1 株式会社製作所 電力・電機グループ 火力・水力事業部
火力・水力技術本部

〒317-8511 茨城県日立市幸町 3-1-1

* 2 株式会社製作所 日立研究所 エネルギー材料研究部

表1 代表的な発電用ガスタービンディスク材料 (重量%)

材料名		化学組成										
		C	Cr	Ni	Co	Mo	Nb	V	Ti	Al	Fe	B
Fe 基耐熱鋼 (フェライト系)	Cr-Mo-V	0.3	1.1	0.3	-	1.3	-	0.25	-	-	Bal	-
	M152	0.10	12.0	2.5	-	1.8	-	0.35	-	-	Bal	-
	開発鋼	0.12	11.5	2.5	-	2.0	0.1	0.25	-	-	Bal	NO.04
Fe 基耐熱鋼 (オーステナイト系)	A286	0.05	15.0	26.0	-	1.3	-	0.3	2.0	0.2	Bal	0.003
Ni 基耐熱 合金	IN706	0.06	16.0	Bal	-	-	2.9	-	1.8	0.2	40.0	-
	IN718	0.05	19.0	Bal	-	3.0	5.2	-	0.8	0.6	19.0	0.004

条件で幅広く使用されている⁹⁾。M 152 鋼は約 12 重量%の Cr と、2 から 3 重量%の Ni などを含む 12 Cr フェライト系耐熱鋼で、約 480℃ までの温度域で高い破壊靱性と優れた高温での延性を有する⁹⁾。その他のフェライト系耐熱鋼として、2.25 Cr-Mo-V 耐熱鋼や 2.25 Cr-Mo-V-Nb-N 耐熱鋼が実用化されている⁹⁾。A 286 オーステナイト系耐熱鋼は 1960 年代の半ばにディスク材料に適用されたもののその後、M 152 鋼に置き換えられた⁹⁾ことが報告されている。当初 A 286 鋼は航空機用ガスタービン材料として開発され、Cr-Mo-V 耐熱鋼や 12 Cr 耐熱鋼より高いクリープ強度を有する。さらに、A 286 鋼は化学組成の点では Cr-Mo-V 耐熱鋼や 12 Cr 耐熱鋼と同様の Fe 基耐熱鋼に属するものの、結晶構造および強化機構は、むしろ Ni 基耐熱合金と同等である。

その他、優れた特性を有するディスク材料を得るには、化学組成とともに熱処理条件および製造プロセスを適正化し安定で偏析のない均一な金属組織とすることが重要である。このため、溶解は真空アーク再溶解 (Vacuum arc remelting) 法、エレクトロスラグ再溶解 (Electroslag remelting) 法および取鍋精練 (Ladle refining) 法などが用いられる。

2.2 Fe 基耐熱鋼の開発動向

地球環境の保全および省資源の観点から、発電用ガスタービンは燃焼ガス温度を高め発電効率を向上する趨勢にある。このため、タービンディスクはさらに過酷な運転条件で使用され、従来の Cr-Mo-V 耐熱鋼や 12 Cr 耐熱鋼では高温強度が不十分となった。そこで、蒸気タービン用 12 Cr 系耐熱鋼の開発研究などの知見をベースに新しいタービンディスク用 12 Cr 系耐熱鋼の開発が推進されている。例えば、志賀らは従来材に対し V の添加量を下げ Mo 量を上げるとともに Nb を添加した新材料を開発し⁷⁾、クリープ破断強度が高く靱性にも優れることを明らかにした。本開発材は 1300℃ 級ガスタービン (25 MW 級) のディスク材料に適用され高い信頼性を示した。開発材 (開発鋼と表記) の化学組成を表 1 に、10 万時間クリープ破断強度と温度との関係を比較材料とともに図 1 に示す。また、機械加工後のタービンディスクの外観写真を図 2 に示す。志賀らはさらに、開発鋼の高温強度に及ぼす Co や Ni など添加元素の影響を検討し、図 1 に示すように Co を約 3% 添加すると耐用温度が

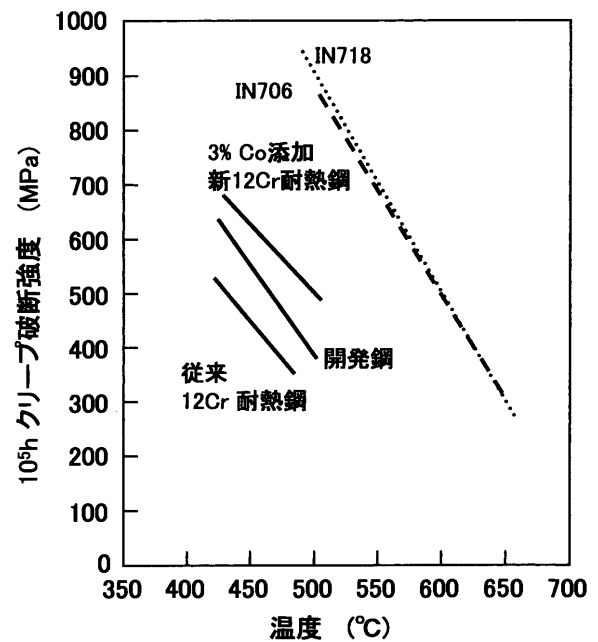


図1 既存のディスク材料および開発 12 Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度の比較

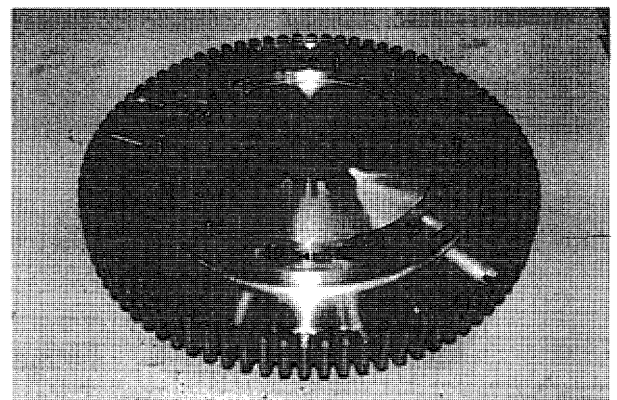


図2 開発した 12 Cr 耐熱鋼により製造したタービンディスクの機械加工後の外観写真

従来材に比べ 50℃ 以上向上する可能性を明らかにした⁸⁾。

12 Cr 系ディスク材料の研究はその他にも数多く推進され、大型鋼塊の製造性などに問題のある Ni 基耐熱合金に代わり得る開発材が 1980 年代以降種々開発された¹⁰⁾。このように、ガスタービンの高温化や大型化の要

表 2 代表的なガスタービン静翼用 Co 基耐熱合金 (重量%)

材料名	化学組成												
	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	B	Zr	Ta
S-816	0.38	20.0	20.0	Bal	4.0	4.0	4.0	-	-	4.0	-	-	-
WI-52	0.45	21.0	<1.0	Bal	-	11.0	2.0	-	-	2.0	-	-	-
X-45	0.25	25.5	10.5	Bal	-	7.5	-	-	-	2.0	0.01	-	-
FSX-414	0.25	29.5	10.5	Bal	-	7.0	-	-	-	2.0	0.01	-	-
MAR-M509	0.60	24.0	10.0	Bal	-	7.0	-	0.2	-	-	-	0.5	3.5
ECY768	0.60	24.0	10.0	Bal	-	7.0	-	0.25	0.18	-	-	-	3.5
開発合金 ¹³⁾	0.40	29.0	10.0	Bal	-	7.0	0.25	0.2	-	-	0.01	0.15	-

求に対応し、ディスク用 Fe 基耐熱鋼の開発は今後とも推進されると考えられる。

3. Co 基耐熱合金

HS-21 (Co-Cr-Mo 系合金) や S-816 (Co-Ni-Cr 系合金) が 1940 年代にガスタービン機器に適用¹¹⁾されて以来、Co 基耐熱合金はガスタービン材料として主に、ライナーやトラジションピースなどの燃焼器材料および静翼材料に適用されてきた。ここでは、静翼材料を例にその適用状況と材料の開発動向につき述べる。

3.1 ガスタービン静翼材料

燃焼器で発生した高温のガスはタービン静翼を通過し流れを整えられた後、タービン動翼に作用しタービンを回転させる。従って、静翼材料は最も過酷な高温環境にさらされるため、優れた高温強度、耐食性および耐酸化性などが要求される。静翼材料の場合、起動停止運転による温度履歴や空気冷却などにより材料内部に生じる温度勾配のため大きな熱応力やひずみが発生する。そこで、特に熱疲労や熱衝撃性が重要な材料特性と考えられる。こうした理由から、Ni 基耐熱合金と同等以上の熱疲労強度を有する Co 基耐熱合金が従来、主要な静翼材料として使用されてきた。

Co 基超合金の主な強化機構は炭化物による析出強化と Mo や W など耐火金属の添加による固溶強化であり、Ni 基耐熱合金の場合とは強化機構がまったく異なる。すなわち、Ni 基耐熱合金における γ 相 (Ni₃Al) のように母相に整合析出し高温強度を改善する析出相は、Co 基耐熱合金では期待できない。その他、Co 基耐熱合金の一般的な特性として次の点が上げられる。

- 1) 融点が高く、クリープ破断時間と応力線図の勾配が緩やかである。その結果、高温領域のクリープ強度が Ni 基耐熱合金に比べ高い
- 2) Cr 量が高く、耐高温腐食特性に優れる
- 3) Ni 基耐熱合金に比較し、相対的に熱疲労強度が高く、溶接性にも優れる¹¹⁾ (一般的に、熱疲労強度は、ひずみ範囲が大きい場合に Co 基合金が優れ、小さい場合に Ni 基合金が優位である。ただし、温度が上昇すると Co 基合金が優位となる傾向にある。)

表 2 は、ガスタービンの静翼材料に使用された実績のある Co 基耐熱合金とその化学組成を示す¹²⁾。ここで、

FSX-414 は X-45 の高温特性を改善した改良材である。Cr 量を約 30 重量%に増加し耐食性を向上するとともに、Ni および W を添加し、固溶強化と炭化物による析出強化を狙った材料である。一方、ECY 768 は MAR-M509 の改良材である。W を添加し母相を固溶強化するとともに、Cr および W を添加し析出強化により複合的な強度の改善が得られる。

3.2 Co 基耐熱合金の開発動向

ガスタービンの熱効率の増加とともに向上する。そこで、燃焼温度の上昇を可能にする、優れた高温特性を有する Co 基耐熱合金の開発が精力的に進められた。その一例を示す。

佐々木らはガスタービン第 1 段静翼に使用された Co 基耐熱合金に、Ti, Nb およびミッシュメタルを添加し 1000℃ 付近での高温特性の向上を試みた。その結果、これらの合金元素は材料中のガス量 (酸素、窒素量) を軽減し母相の延性の向上に効果がある¹²⁾ことが明らかとなった。

さらに、福井らはクリープ破断強度および熱疲労強度の向上を目的に、佐々木らが検討した材料と同系材料の高温強度に及ぼす C と炭化物生成元素である Ti, Nb および Zr などの複合添加の影響を検討した。そして、C とその他添加元素の割合を適正化することにより、溶接性を損なうことなく高温強度を改善した新しい合金を開発¹³⁾した。その化学組成を表 2 (開発合金と表記) に、クリープ破断強度を従来材と比較し図 3 に示す。本合金は 25 MW クラスの実機ガスタービンの初段静翼材に適用され¹⁴⁾、高い信頼性が確認された。

その後、柴田らは凝固過程に発生する共晶炭化物と熱疲労き裂の進展挙動および高温腐食機構との関係を検討した。その結果、Cr 量を約 25 重量%に低減すると共晶炭化物の発生を抑制でき、熱疲労強度が向上するとともに高温腐食が軽減する¹⁵⁾ことを明らかにし、更なる高温化への Co 基耐熱合金の開発指針を示した。開発材により試作した静翼の外観写真を図 4 に示す。

これまで述べたように、Co 基耐熱合金はガスタービン用静翼などへの適用を目的に開発が推進され、その重責をになってきた。しかし、近年の航空用ガスタービン静翼材料において、一方向凝固や単結晶精密製造された Ni 基合金が Co 基合金に変わり使用される動きがみられ

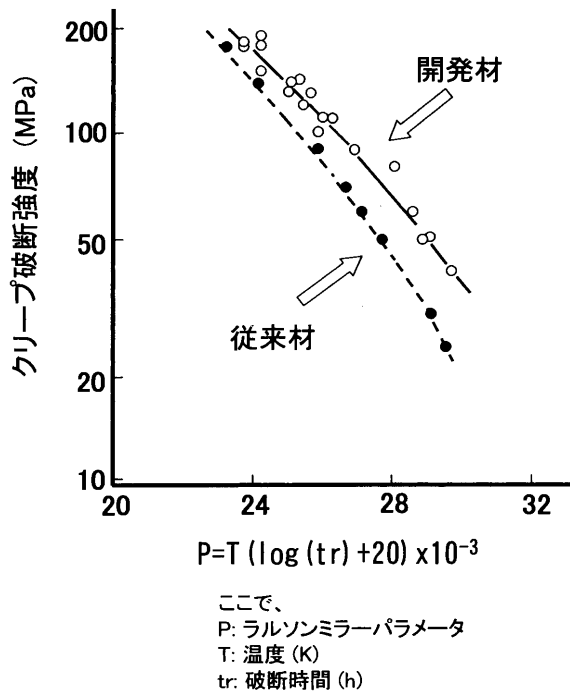


図3 Ti, Nb および Zr を複合添加した Co 基開発合金のクリープ破断強度

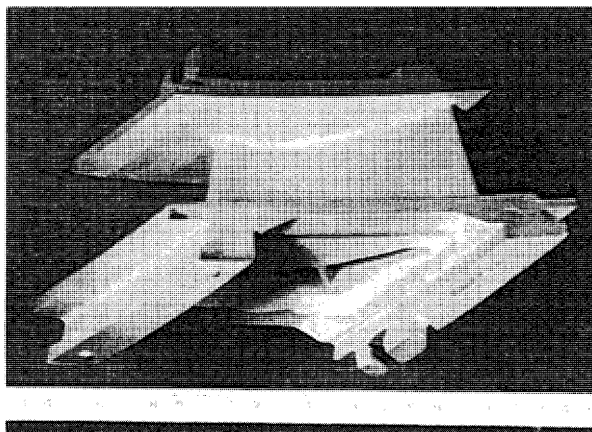


図4 Cr 量を低減し熱疲労強度を向上した新 Co 基合金により試作した精密鋳造翼

る¹⁾。さらに、発電用ガスタービンにおいて、ガスタービン入口温度が 1500℃ に達する最新鋭機に向け、静翼用 Ni 基耐熱合金を開発するため溶接性の改善等が検討されている³⁾。Co は資源が偏在し供給が不安定であったり、Co 基耐熱合金のクリープ破断強度や降伏応力が Ni 基耐熱合金に劣ることが、先に述べた要因に加え、Co 基耐熱合金が Ni 基耐熱合金に置き換わる大きな理由と考えられる。Co 基耐熱合金の材料特性を改善するため、Ni 基耐熱合金における γ 相に相当する整合析出相の検討など革新的な研究開発が実施された。しかし、Ni 基耐熱合金の開発が Co 基耐熱合金に先行すれば、Ni 基耐熱合金の適用範囲が拡大することも予想される。一方、Co 基耐熱合金は溶接性に優れ、耐高温腐食性に富むなど材料特有の特徴がある。ステライト (Co-Cr-W-C) や

トリバロイ (Co-Cr-Mo-Si) に代表される材料は耐摩耗材とし今後とも有望であり、溶射や肉盛り等の分野で使用され続けるものと考えられる。

4. おわりに

Fe 基耐熱鋼および Co 基耐熱合金に関し、それぞれタービンディスクおよび静翼材料の適用状況と開発動向を示した。第 1 章でも述べたように、ガスタービンの使用環境は多岐にわたるため記載した以外にも、例えば、Fe 基材料は圧縮機動翼、ケーシング、配管およびベアリング材料などに低合金鋼やフェライト系耐熱鋼が使用されている。Co 基合金も航空機用ガスタービンのノズルフラップやフレームホルダ材として実績がある¹⁾ことが示されているが、本稿では対象を主要部位のみの説明にとどめた。Fe 基耐熱鋼および Co 基耐熱合金はともにガスタービン用材料として長年の実績をもつ材料であるが、全般的には適用範囲が制限される傾向が見られる。しかし、特に、タービンディスク用フェライト系耐熱鋼は蒸気タービンロータ材料の研究成果と関連するなど、わが国が最先端の技術を保有し世界をリードできる分野であり、国として重視すべき要素技術の一つと考えられる。将来にわたり材料開発およびプロセス開発などが精力的に実施され、個々の材料の特徴にあった使用が継続されることを期待したい。

参考文献

- 1) 正木彰樹ら, 石川島播磨技報, 34-4, (1994 年), p. 193
- 2) 土井裕之ら, 日本鉄鋼協会講演論文集, CAMP-ISIJ Vol. 6, (1993 年), p. 773
- 3) 岡田郁生ら, 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, 38-2 (1997 年), pp. 93-103
- 4) 日野武久ら, 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, 42-3 (2001 年), pp. 307-314
- 5) 福井寛, 西山記念技術講座, 第 133 回, (1990 年), pp. 63-85
- 6) 角屋好邦ら, 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, 42-3 (2001 年), pp. 291-296
- 7) 志賀正男, 学位論文, (1995 年), pp. 125-172
- 8) M. Shiga et al., Proceedings of JSME-ASME International Conference on Power Engineering-93, Volume 1, (September, 1993), pp. 97-102
- 9) P. W. Schilke et al., Advanced materials & Processes, 4/92, p. 28
- 10) 太田定雄, フェライト系耐熱鋼, (1998 年), p. 164
- 11) C. T. Sims, Superalloys II, (1987), P. 135
- 12) 佐々木良一ら, 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, 17-1 (1976 年), p. 103
- 13) S. Nakamura et al., Proceedings of the Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition, 90-GT-79 (June, 1990)
- 14) M. Shimizu et al., Proceedings of 1987 Tokyo IGTC III, 87-Tokyo-IGTCD-65, pp. 159-166
- 15) T. Shibata et al., Proceedings of the Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition, 96-GT-39 (June, 1996)

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

酸化物分散強化型合金

川村 忠久*1

KAWAMURA Tadahisa

キーワード：酸化物分散強化型合金，ODS 合金，メカニカルアロイイング，ボールミル，
イットリア，二次再結晶，クリープ破断強度，耐酸化性

1. はじめに

酸化物分散強化型合金とは、微細な金属酸化物を母相内に均一に分散させることにより強化した合金で、ODS 合金 (Oxide Dispersion Strengthened Alloy) と呼ばれる。その製造方法から、単にメカニカルアロイと称されることもある。

1960 年代に Inco 社で研究が開始され、1970 年代に開発および実用化が進み、1980 年代以降には種々の ODS 合金がガスタービン用を主体に商品化されてきた。

一般の Ni 基耐熱合金または超合金は γ' 相析出強化型であるが、この析出相は 1000℃ 以上の高温になると母相に固溶し、転位の移動を阻止する作用を失う。 γ' 相の代わりに合金の融点以上まで安定な粒子を合金中に分散できれば、固相線に近い高温まで強度を維持する超合金が可能となる。それに適した分散相はイットリウム酸化物 (Y_2O_3 、以下イットリア) で、 γ' 相よりも数倍安定な化合物であり、入手も容易である⁽¹⁾。この微細な高融点

酸化物を耐熱合金の母相中に分散させる方法としてメカニカルアロイイングが採用されている。これ以外の方法も考えられるが、量産ベースとしてはいずれも問題がある。単純な粉末混合法では微細分散の組織が得られないし、溶解法では軽いイットリアがスラグとして分離してしまうからである。

以下、代表的な ODS 合金の製法、特性および用途例について述べる。なお、データなどは主に Special Metals 社 (前 Inco Alloys International 社、以下 SM 社) の資料を参考にした。

2. ODS 合金の製造工程

SM 社における工業的規模の ODS 合金の製造工程概略を (図 1) に示した。

当初の試作はアトライターで行っていたが、ガスタービン用の INCONEL MA 754 を製造するために、最初のボールミルを約 25 年前に設置した。現在、およそ 2 m

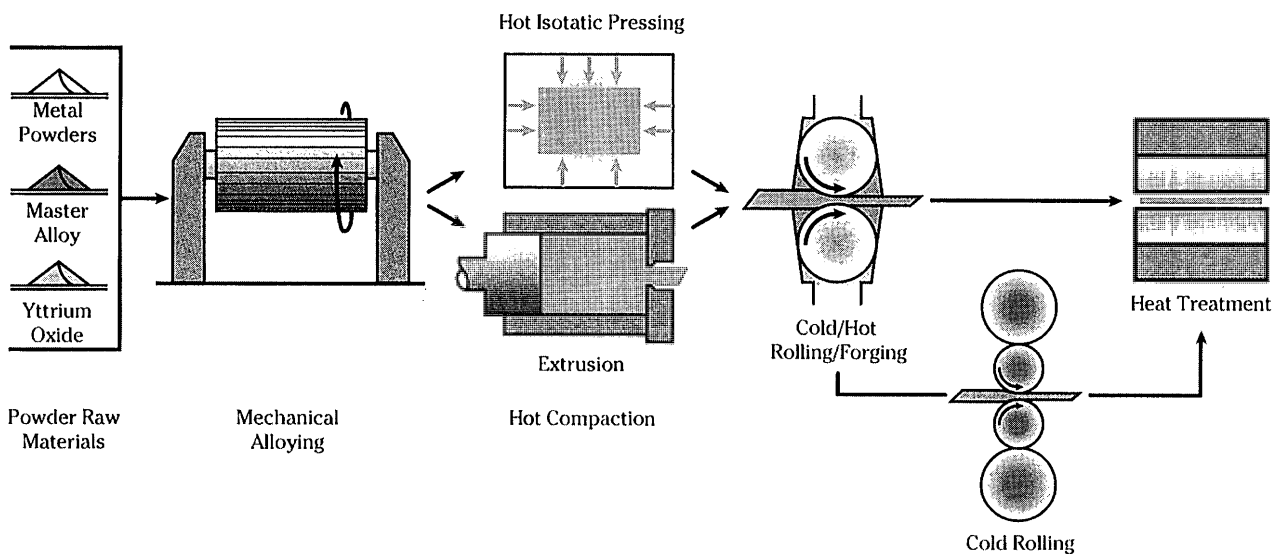


図 1 ODS 合金の製造工程

原稿受付 2002 年 12 月 16 日

* 1 大同スペシャルメタル(株) 技術開発部
〒105-0003 東京都港区西新橋 1-7-13

径×3 m長さの水平に回転する1.3トン/ロットの量産型ボールミルを中心に11基保有している。ODS合金の年間生産量は200トン弱である。

2.1 ODS合金粉末の製造

メカニカルアロイイングは乾燥した高運動エネルギーのボールミル内での攪拌により微細な複合金属粉末を製造する工程である。分散強化相であるイットリア粉末の平均粒径は20—50 nmの狭い範囲に抑えるべきで、特に30 nm以下のとき最高強度の合金が得られるとされている。

これらのイットリアおよび金属粉末を一緒に混合し、全体の化学組成を確認してから、ロットに配分する。メカニカルアロイイング装置は水冷式の高運動エネルギー型ボールミルで、この中の多数のパチンコ玉大焼入硬球で原料粉末を混合粉碎する。ミルの中で粉末の接合と粉碎の繰り返しが行われ、処理中に粉末の粒径分布は平衡値に達し、個々の粉末に含まれる合金元素も所定の割合となる。最終的には、均一な組織の合金粉末が得られる。

2.2 粉末の成形および加工

ボールミルで調整した合金粉末は、熱間押出か熱間静水圧プレス（HIP）をするために軟鋼製の缶に封入される。熱間押出用の缶のサイズは直径が約300 mm、長さが約1,000 mmで、約300 kgの粉末を充填することができる。この缶の状態が通常溶解合金のインゴットに相当する。

数時間の均熱加熱後、5,000トンまたは6,000トンプレスで加工する。熱間押出後の断面は約100 cm²、重量

は200 kg以上となる。一方、HIPは大型製品に適しており、丸形状では直径460 mmのピレットを、板用のスラブとしては通常200×1,070×1,070 mmを製造する。製造可能形状は、既存の耐熱合金と比べて遜色が無い。

熱間押出またはHIPによる素材は、軟鋼製の缶を切削または酸洗で除去した後、鍛造、冷間または熱間圧延、引抜きなどにより、板、丸棒、線、管などに加工する。

その他、リングロール、スピニング、ニア・ネット・シェイプ鍛造などの重加工も可能である。

ODS合金にはFe基とNi基がある。Ni基の常温における塑性加工は難しいが、Fe基の場合は90%以上の加工ができる。Fe基の細粒（1 μm以下）状態では、150%以上の加工率も可能である。しかし複雑な形状の場合は、延性・脆性遷移温度以上の100℃位にして加工の方が良い⁽²⁾。

2.3 熱処理

ODS合金は1300—1350℃の高温で二次再結晶処理を行うことにより粗大結晶組織が得られ、クリープ強度も大きくなる。熱間押出したINCOLOY MA 956では長手方向に一方凝固させたような組織となる。

一方、Ni基では比較的細かな組織となるが、熱間押出後圧延したMA 754の二次再結晶粒アスペクト比は10:1程度でMA 956より大きく、機械的および物理的性質に方向性がある。結晶粒の方位が圧延方向に、〔001〕に揃っており高い高温疲労強度とクリープ強度が得られる。

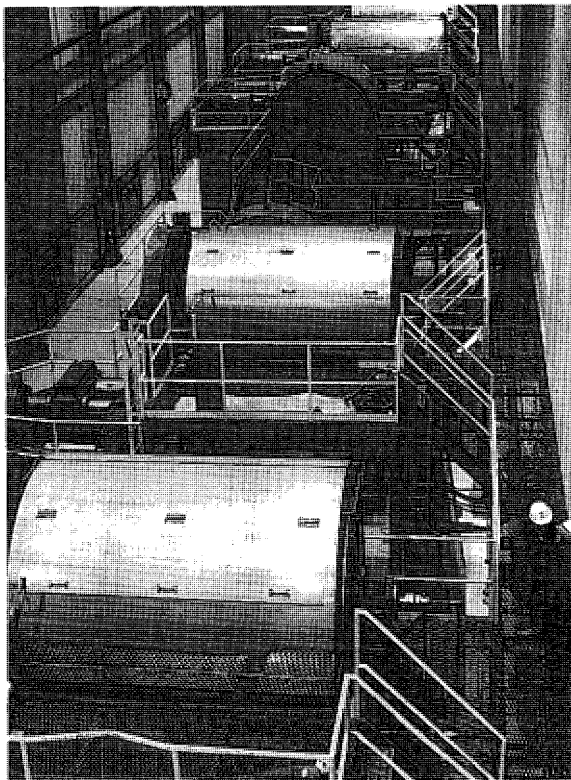
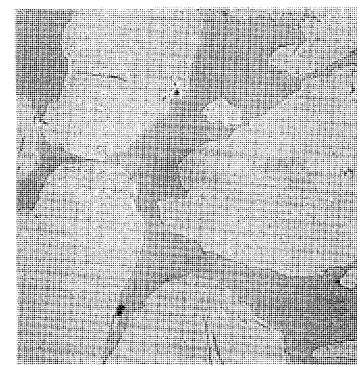


写真1 SM社のボールミル



原料粉末 大型白色粒子はCr



10時間後の粉末 均一化されている

写真2 メカニカルアロイイングによる粉末の変化

2.4 接合

ODS合金の製造には直接関係はないが、ここでその接合について述べたい。

ODS合金は通常の溶融溶接ではイットリアの分散強化が損なわれ、接合部の強度が著しく低下する。

表1に代表例としてMA 758の溶接前後の強度比較を示す。

材質、形状、用途等により、フラッシュバット溶接、スポット溶接、電子ビーム溶接、爆着、レーザー溶接、ロウ付け、リベット接合、摩擦圧接などを採用する必要がある。拡散接合は母材と同じクリープ破断強度を保證できると言われる⁽³⁾。

3. ODS合金の種類、特性および用途例

ODS合金にはフェライト系のFe基とオーステナイト系のNi基があるが、いずれも強度を主体とした高温特

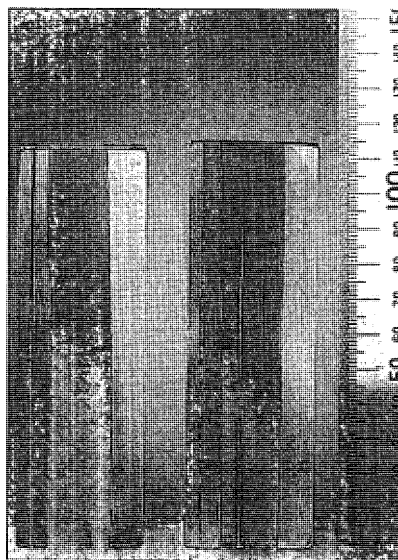


写真3 MA 956のマクロ組織

表1 MA 758のTIG溶接後の強度 (Filler Metal 52 使用) 圧延横方向の高温引張り試験結果 (1095℃)

溶接後熱処理条件	抗張力 (MPa)	0.2% 耐力 (MPa)	伸び (%)
素 材	163	161	6.1
溶接のみ (熱処理なし)	59.3	53.8	5.5
溶接 + 熱処理 1,215℃ × 1hr 後空冷	70.3	69.6	7.0

性に優れている。SM社ではこれまで10種類以上のODS合金を開発している。その中の代表的な合金の化学組成を表2に示す。

3.1 INCOLOY MA 956

Niを含有しないFe基の合金であり、いわば電熱材料のFe-Cr-Al系にわずか0.5%のイットリアを添加しただけの組成である。当初、航空機ガスタービン用材料として開発されたが、現在では一般工業用として最も使用されているフェライト系のODS合金である。

代表的な耐熱合金と比較した1000時間クリープ破断強度を図2に示す。

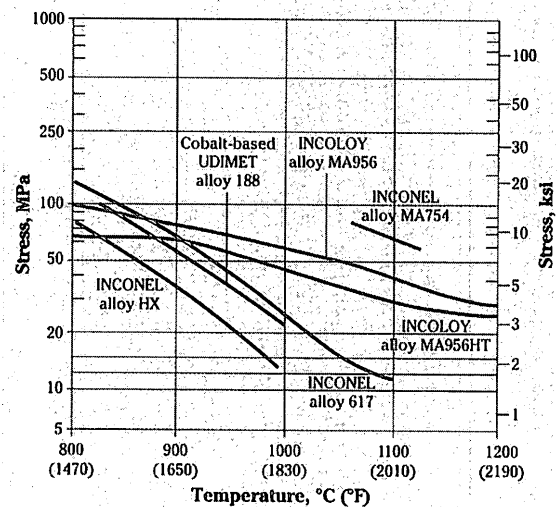


図2 耐熱合金とのクリープ破断強度比較

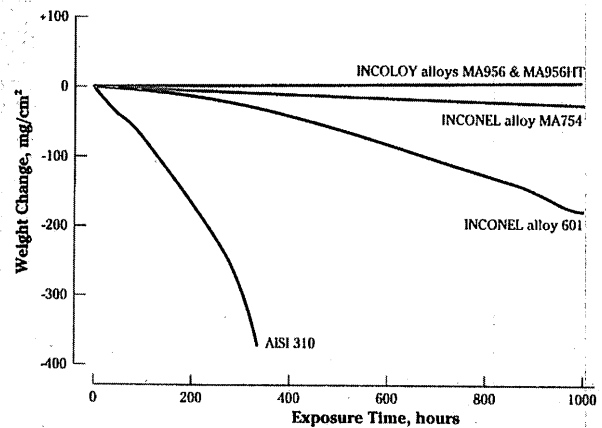


図3 耐酸化性比較

表2 ODS合金の化学組成 (wt%)

合金名	Ni	Fe	Cr	Al	Ti	C	Ta	W	Mo	Zr	B	Y ₂ O ₃
MA 956	—	Bal	20	4.5	0.5	0.05		0.5				
MA 956 HT	—	Bal	22	5.8	0.4	0.05		0.5				
MA 754	Bal	1.0	20	0.3	0.5	0.05		0.6				
MA 758	Bal	1.0	30	0.3	0.5	0.05		0.6				
MA 6000	Bal	—	15	4.5	2.5	0.05	2.0	4.0	2.0	0.15	0.01	1.1
MA 760	Bal	—	30	0.3	0.5	0.05	3.5	2.0	0.15	0.01	0.95	

ODS合金は温度が上昇しても強度低下の勾配が緩やかで、1,200℃でも高い強度を維持している。

図3は1,200℃における大気中での繰返し酸化試験の結果であるが、ODS合金は耐熱合金の中でも耐酸化性の良好なINCONEL 601よりもはるかに優れた特性を示す。体心立方(BCC)構造のため熱膨張係数が小さいこともMA 956の耐酸化性に有利となっている。

また、図4に見られるように、耐浸炭性も優れている。従って、ODS合金はコーティングなしの使用が可能で、そのコストメリットは大きい。

MA 956は熱間および冷間加工が比較的容易のため、0.5 mm以下の薄板や細径管、線などのあらゆる形状の入手が可能であり、また曲げ加工や深絞り加工もできる⁽⁴⁾。写真4に、冷間引抜加工した細径管の例を示した。

常温硬さはHRC 25~30で、切削加工も容易である。

また、1,150℃×1 hrの中間軟化焼鈍で、加工歪除去が可能である。

ガスタービン用としては燃焼筒、エアフォイル、アフターバーナーライナー、ノズルなどに実績がある。

写真5はMA 956の高温燃焼筒であるが、リベットに

より接合している。

国内では、リングロール成形後機械加工した一体型のMA 956製燃焼筒が、超音速輸送機(HYPR)のアウトライナーに採用を検討されている。また、宇宙往還用軌道再突入実験機のカーボンコンポジット接合ボルト材の候補にもなっている。

ガスタービン以外の用途では、1200℃を超える温度域までの優れた強度と耐酸化性、耐食性を利用して、加熱炉部品としてハースローラー、ラジアントチューブ、マッフル、バスケット、メッシュベルトなどに実績が多い。また、ガラス製造設備の溶融ガラス雰囲気でも使用されている。なお、比重は7.2 g/cm³でNi合金よりも12%、Moよりは42%小さい。融点は1503℃で、一般耐熱合金よりも100℃以上高い。

3.2 INCOLOY MA 956 HT

MA 956を改良した比較的新しい合金で、加工性および供給可能形状は同等である。また用途も同様であるが、高温における酸化や腐食に対して更なる抵抗性が要求される場合に適用される。加熱炉関係の用途が主体であり、ガスタービン用途での実績はない。

3.3 INCONEL MA 754

MA 754は80 Ni-20 Crの基本成分に、イットリウムを

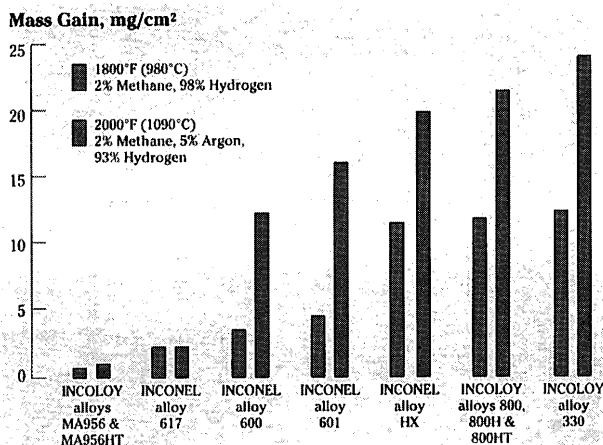


図4 980℃と1090℃における耐浸炭性

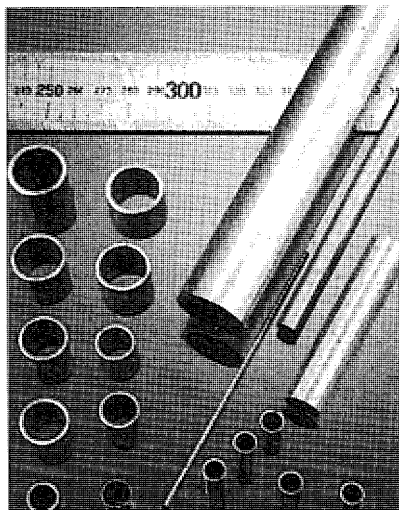


写真4 MA 956の細径管



写真5 MA 956を使用した高温燃焼筒

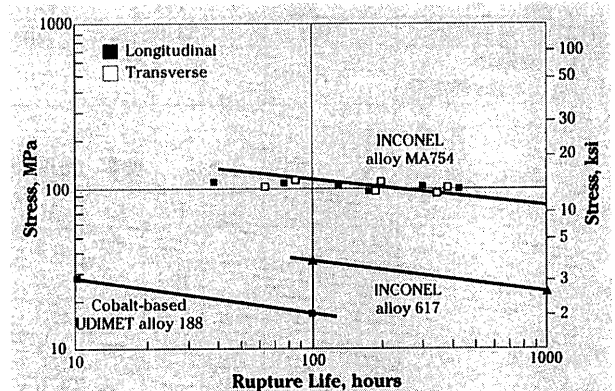


図5 MA 754板材の1093℃のクリープ破断強度

0.6% 加えたオーステナイト系の合金である。

図 2 に見られるように、既存の耐熱合金はおろか Fe 基 ODS 合金をもはるかにしのぐ高温強度を有している。

MA 754 の板材は圧延方向に因らず、高強度耐熱合金よりもはるかに高い高温強度を有している。

耐酸化性は図 3 に見られたように、Cr, Al の多い耐熱合金の INCONEL 601 よりさらに優れている。

MA 754 は熱間加工による丸棒、板、管、線は供給可能であるが、冷間加工による薄板、細管、細線の入手は難しい。常温硬度は HRC 29 程度と特には高くないため、切削加工は容易である。なお成分組成が単純なため、融点は 1,412℃ と一般耐熱合金よりも 50℃ 以上高い。

MA 754 はその優れた高温特性により、GE 製 F 404 および F 110 ジェットエンジンのノズルガイドベーンに使用されてきた。その年間使用量は約 100 トンである。熱間押出後熱間圧延した平角材を切削加工し、ろう付けにより製造している。なお、国内でも同一用途に、年間 2~3 トン使用されている。

写真 7 はジェットエンジン部品への適用例で、複雑な形状の加工も可能である事がわかる。

米国では、宇宙船 (SSTO) の小型モデル X-33 のボルトなどの部品にも使用した。

国内の事例としては、ブレード材に MA 754 を使用した産業用ガスタービンが、近いうちに製造開始される予定である。

3.4 INCONEL MA 758

MA 754 と同様、Ni 基オーステナイト系であるが、Cr を 30% に増やすことにより、耐酸化性、耐食性により優れている。高強度に加えて耐酸化性や耐腐食性が要求されるガラス繊維製造スピナーやスキッドレール、高温ファンなどの加熱炉部品が主な実績である。写真 8 は船用ディーゼルエンジンの燃料注入バルブのノズルチップで、600℃ での高強度が要求される部品である。

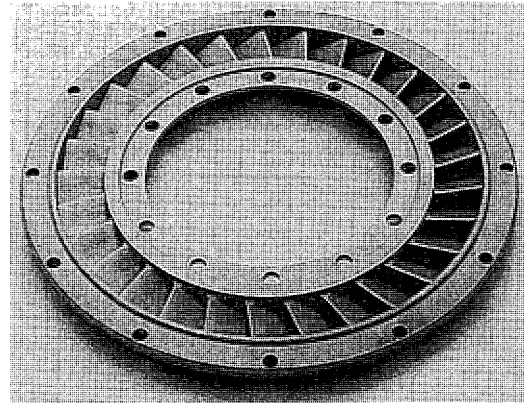
3.5 INCONEL MA 6000

最も複雑な組成と高い強度を持つ ODS 合金である。

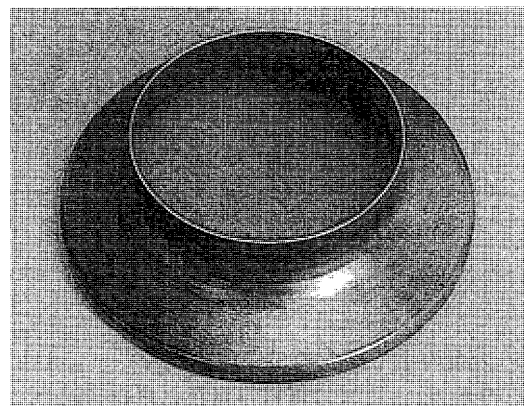
200—500 nm 径の γ' 相を 50—55 Vol% 析出させて、760℃ までの強化に寄与させている。表 3 に圧延長手方

向のクリープ破断強度を示した。

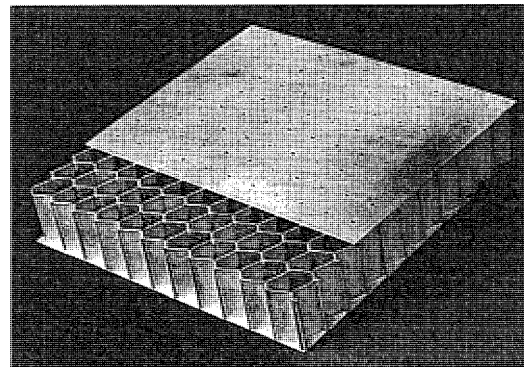
強度が高いため、熱間押出が唯一の加工方法である。



タービンノズル



スピン加工のトランジションライナー



ろう付けによるハニカムパネル

写真 7 MA 754 のガスタービン用途例

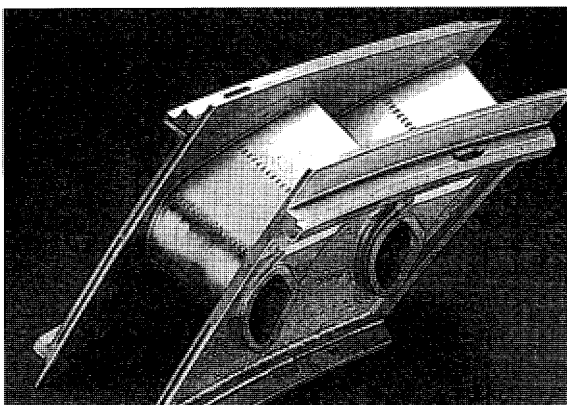


写真 6 MA 754 製 空冷ノズルガイドベーン

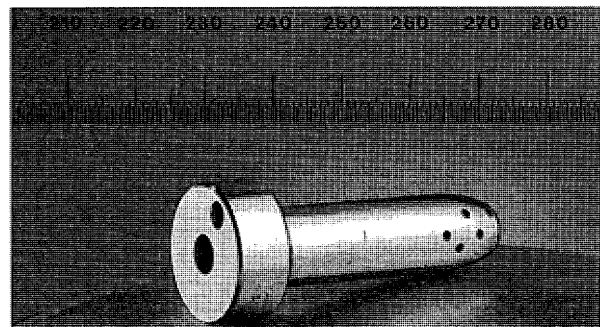


写真 8 MA 758 製 燃料注入バルブのノズルチップ

表3 ODS合金のクリープ破断強度 (MPa)

合金名	760℃ 100 h	760℃ 1000 h	1093℃ 100 h	1093℃ 1000 h	Solidus (℃)	Liquidus (℃)	密度 (g/cm ³)
MA 956	93	84	57	51	1503	1521	7.2
MA 754	214	199	102	94	1412	1440	8.3
MA 758	—	—	50	—	1373	1399	8.1
MA 6000	517	434	138	128	1327	1360	8.1
MA 760	—	360	105	97	—	—	7.9

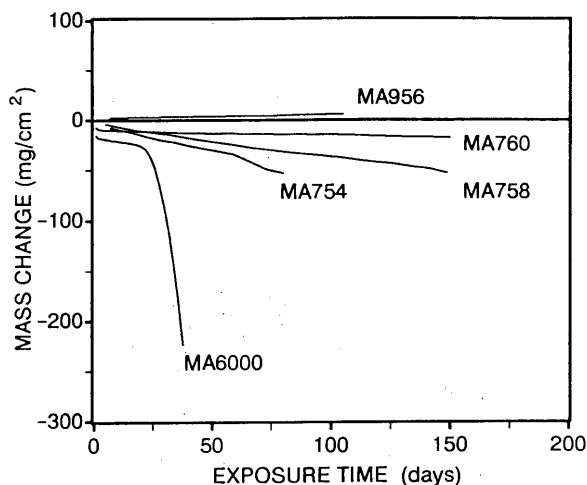


図6 ODS合金の耐酸化性比較

ODS合金の中で最大級の高温強度を持っており、空冷なしのガスタービンブレード材用に開発された。回転部品としては初めて、Hurricane (EGT社)の動翼材に使用された。

3.6 INCONEL MA 760

Alを6%添加し、耐食性を改善したNi基ODSである。Ni基の中では、耐酸化性が最良の合金である。

発電用ガスタービンの静翼、動翼部材に開発されたが、現在使用されていない。

4. おわりに

ODS合金がガスタービン用に使用され始めてから30年になろうとしている。その間、耐熱用としてFe基、Ni基以外にCo基も開発研究が行われ、SM社以外にも新合金が提案されてきた。国内でも金材技研を中心にした共同研究で、MA 6000以上の高温強度を持つ合金(TMO合金)が研究開発された。しかし、現在、用途を問わず継続的に実用されているODS合金はMA 956、MA 754およびMA 758くらいである。

ODS合金は極めて優れた高温特性を持ちながら需要はさほど広がっていない。特に、航空機用以外のガスタービン部品としての使用例は少ない。その理由としては、まず単価が10,000円/kg前後以上で、耐熱合金と比べ3~5倍であり高価すぎることがあげられる。さらに、接合法に制約がある、入手性がやや劣る等の問題もある。ODS合金は、陸用、船用、発電用ガスタービン材料としては未だ過剰品質なのかも知れない。

一方、ガスタービン以外の用途としてはガラス工業や加熱炉関連の他、化学プラント関連にも期待されている。

高効率化のため反応温度が1,000℃を超える用途が増え、材料に対する要求が厳しくなっているからである。実際の石油化学プラントに組み込まれ、既存材料の数倍の寿命が確認され、大量使用を検討されている大口径反応管もある。

ODS合金は、高温特性が優れているので減肉が可能で、重量を低減できる強みがある。更に、当初懸念された特性のばらつきもなくなっている。従って、ODS合金の中でも、ほとんどの形状が入手でき比較的廉価なMA 956やMA 956 HTを中心に、今後は用途が拡大していくと考えられる。

ODS合金はNi基とFe基間はもちろんのこと、合金間の諸特性、加工性、入手性、価格などによりかなり差異があるため、それぞれの長所を活用した使い分けが肝要と思われる。

参考文献

- (1) G.A.J.Hack; 電気製鋼 57 (1986) 341
- (2) M.L.Robinson; "Forming of INCOLOY alloy MA 956 sheet", (1982), [IncoMAP]
- (3) T.J.Kelly; "Joining procedure for MA products", (1982), [IncoMAP]
- (4) J.J.Fischer and H.M.Haeberle; "Commercial Status of Mechanically Alloyed Materials", (1988), [Modern Developments in Powder Metallurgy]

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

金属間化合物／複合材料／粉末冶金

錦織 貞郎*¹
NISHIKIORI Sadao荒木 隆人*²
ARAKI Takahito細谷 昌厚*²
HOSOYA Masaatsuキーワード：金属間化合物，複合材料，粉末冶金
Intermetallic Compounds, Composites, Powder Metals

1. はじめに

近年航空エンジンの高出力化，高効率化の要求に伴ってエンジンコアにおける高圧・高温化が進んでいる。特にタービン部分はエンジン内で最も高温な部位であり，その入口温度は先進的なエンジンでは1600℃を超えている。このような航空エンジンの進歩は材料技術の発達と表裏一体であり，Ti基，Ni基等の新規合金の開発に加え，単結晶など方向性組織制御製造法，粉末冶金法等の新製造プロセスの開発によりこれまでに多くの素材が実用化されている。さらに21世紀に実用化が期待されている先進材料では，より高い比強度や既存金属材料に対し耐熱温度で100℃以上高い特性等が要求されている。

本稿では幾つかの先進材料のうち金属間化合物（TiAl合金），複合材料，Ni基粉末冶金の開発の現状と課題および今後の可能性について解説する。

2. 金属間化合物

耐熱材料として利用の可能性が論じられている代表的な金属間化合物としてTiAl，NiAlが挙げられる。また，延性が非常に乏しいため塑性加工が難しく実用化の検討は遅れているが，NbならびにMo基金属間化合物も候補材と考えられている。特に，TiAlは比重が約3.8と非常に軽量でその使用上限温度が900℃と高温なため，鋳造・鍛造時の成形加工費が経済的に改善されれば，インコネル718，713等のNi基合金の代替材として広く普及する可能性が高い。現に自動車用エンジンではTiAl製のターボチャージャーが完成し量産化が図られている。

航空エンジン搭載を鑑みたTiAlの研究開発も積極的に進められている。筆者らは第1世代合金にあたるIHI Alloy 01 A（Ti-46.7 Al-1.3 Fe-1.1 V-0.35 B(at%)）合金を1980年代後半に開発した⁽¹⁾。試作部品の一部は実機航空エンジンに搭載され，1995年に地上試験を成功裡に終了している⁽²⁾⁽³⁾。B767等搭載エンジンCF6で耐久試験を終えた低压タービンブレードを始め代表的な試

作評価部品を図1に示す⁽⁴⁾。また，Alloy 01 A合金を用いてTiAl/CMC複合材料と一体化したアフターバーナーフラップを開発し，1998年，IHI-17（IHI独自開発エンジン）にてその実用性の検証を終えている⁽⁵⁾。いずれも既存部品に対してコスト的観点から劣勢とならぬよう精密鋳造法を適用し，合金開発，プロセス開発を進めている。

Alloy 01 A合金は鋳造成型性を優先に考えた合金であり，700℃付近までの使用環境であればエンジン設計が要求する種々の機械的特性値と耐酸化性を満足している。より燃焼器に近い側にTiAlの適用範囲を拡張し，ブレードの軽量化により波及するディスク，シャフトの軽量化効果によりエンジン全体の軽量化を達成するためには，TiAlのさらなる高温高強度化が求められている。現在，研究の中心となっている800℃級の第2世代合金では，TiAl合金の高温クリープ特性，高温酸化特性を改善するうえで，添加の対象となる元素はα安定化として作用するものが多い。代表的なTiAl合金の化学成分を表1にまとめる。表中，上段4合金が700℃級の第1世代合金，下段4合金が800℃級の第2世代合金と考えてよい。これらの合金に共通した代表的なマイクロ組織を図2に示す。Duplex組織（等軸γ粒とラメラ粒の混粒組織）に比べLamellar組織（α相とγ相から成る層状組織）が高温高強度化に優位であるため，Fully Lamellar組織が

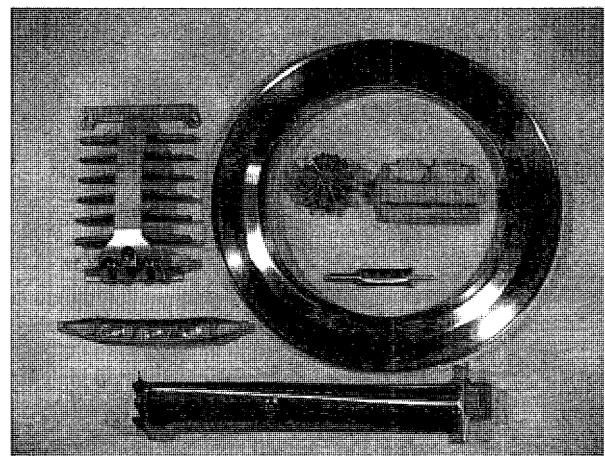


図1 代表的なTiAl製試作部品

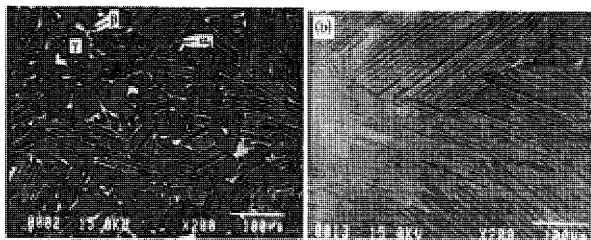
原稿受付 2003年1月17日

*1 IHI技術開発本部 基盤技術研究所 材料研究部
〒188-8555 東京都西東京市向台町3-5-1

*2 IHI航空宇宙事業本部 技術開発センター材料技術部

表1 代表的な TiAl 合金の化学組成 (at%)

Alloy	Al	Cr	Nb	Fe	V	Mo	W	Mn	B	Si	TiB2	Ti	microstructure
48-2-2	48	2	2	-	-	-	-	-	-	-	-	bal.	Duplex/FL*
IHI Alloy 01A	46.7	-	-	1.3	1.1	-	-	-	0.3	-	-	bal.	Duplex
45XD	45	-	2	-	-	-	-	2	-	-	0.8	bal.	FL*+TiB2
47XD	47	-	2	-	-	-	-	2	-	-	0.8	bal.	NL*+TiB2
ABB	47	-	-	-	-	-	2	-	-	0.5	-	bal.	Nearly Lamellar
RNT004	47.3	0.4	0.4	-	-	-	-	-	-	0.7	-	bal.	Fully Lamellar
IR24T	48	-	-	-	0.5	0.8	-	-	-	0.2	-	bal.	Fully Lamellar
K5	46.5	2	3	-	-	-	0.2	-	-	-	-	bal.	Fully Lamellar



(a) Duplex 組織 (b) Fully lamellar 組織

図2 TiAlの代表的なマイクロ組織

得られるよう合金成分, 熱処理方法の最適化が検討されている。

筆者らはこれまでの a 相の組織制御方法, 合金成分の最適化等の検討結果に基づき, IR-24 (Ti-48.0 Al-0.8 Mo-0.5 V-0.2 Si (at%)) 合金を 800°C 級第 2 世代合金として新たに開発した⁽⁶⁾。この合金の高温クリープ破断寿命を既存合金と比較して図 3 に示す。760°C/220 MPa にて 5,000 hr 以上を示し IHI Alloy 01 に対し約 100 倍に長寿命化する。第 2 世代合金は現在タービンブレードなどの試作が進められており, 今後 Ni 合金並の低コスト化が実現できれば実用化への道は開けるであろう。

3. 複合材料

ジェットエンジンに適用される複合材料は大きく樹脂基複合材料 (PMC: Polymer Matrix Composites), 金属基複合材料 (MMC: Metal Matrix Composites), セラミックス基複合材料 (CMC: Ceramic Matrix Composites) に分類される。なかでも PMC は最初に開発・実用化された複合材料で, 軽量化ニーズにより民間機用エンジンを中心に現在最も広く適用されている。PMC の比重は約 1.5 前後で, 比強度が他の金属系の材料に比べてずば抜けて高い。ただし, 異方性がある点が利点であると同時に欠点にもなる。強化繊維としてはガラス繊維, カーボン繊維, ケブラー繊維がある。また, 基材 (マトリックス) としてはエポキシ樹脂が一般的であるが, ポリエステルや PEEK (Poly Ether Ether Ketone), ポリイミドなども使用されている。適用にあたっては, 使用環境・条件に応じてこれらの繊維と樹脂の組み合わせを選定し, 形状・強度要求などからプロセスを決定する。

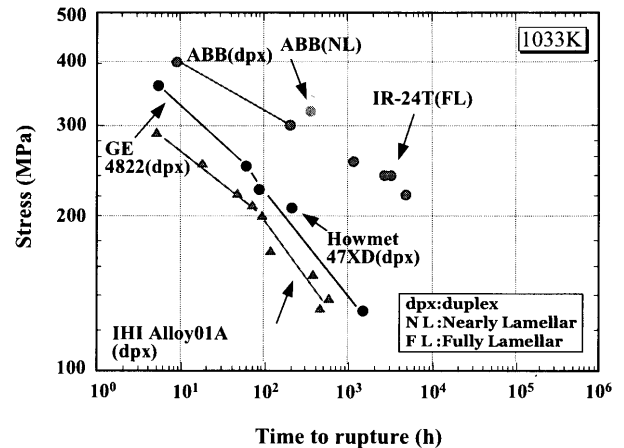


図3 代表的な TiAl 合金のクリープ破断曲線

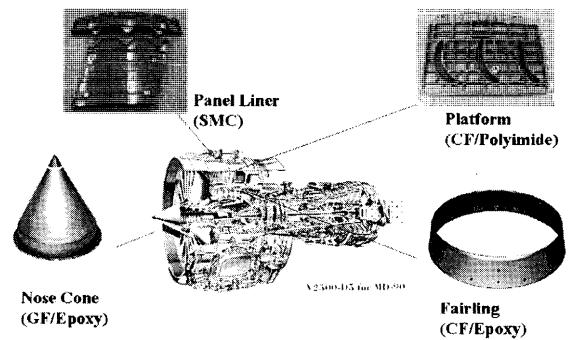


図4 V2500 エンジンにおける PMC 部品の適用例

図 4⁽⁷⁾に V2500 ターボファンエンジンにおける PMC 部品の適用例を示す。コールドセクションを中心にノーズコーン, フェアリング, FEGV (Fan Exit Guide Vane) プラットフォームなどがある。なお, FEGV のペーンは試作品である。FEGV は薄板状でありながら, ファンバイパス流にまともにさらされるので耐異物衝突性と耐エロージョン性の確保が最大の課題である。現在一部のエンジンでは実用化されているが, 小型エンジンになるほど条件は厳しく, 全ての機種において PMC 翼が適用されるまでには至っていない。今後は複雑形状部品についての一体成形技術や低コスト製造方法の開発, 修理が容易な材料・構造が求められるであろう。

MMC はマトリックスとしてチタン合金やチタンアルミナイド (金属間化合物) を使用したものがジェットエンジン部品としての候補である。MMC は, Ni 基の超合金などと比べて比強度, 比剛性が高く, 中温域 (300°C ~ 500°C) の部材に適用すれば軽量化が期待できる。図 5 に MMC の高温強度特性⁽⁸⁾を示す。ただしチタン合金をマトリックスとした場合, 現在適用中のものと比べると比重の違いはほとんどないため, 強度向上を生かした部品形状の変更による軽量化技術が要求される。また, マトリックスに金属を使用しているために繊維直角方向強度が比較的強く, 他の複合材料 (PMC, CMC) に比べ

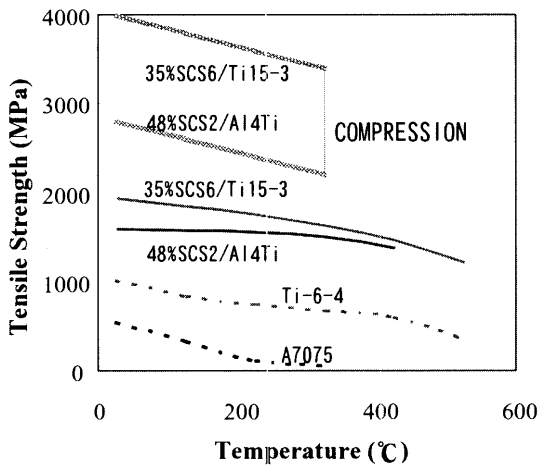


図5 MMCの高温強度特性

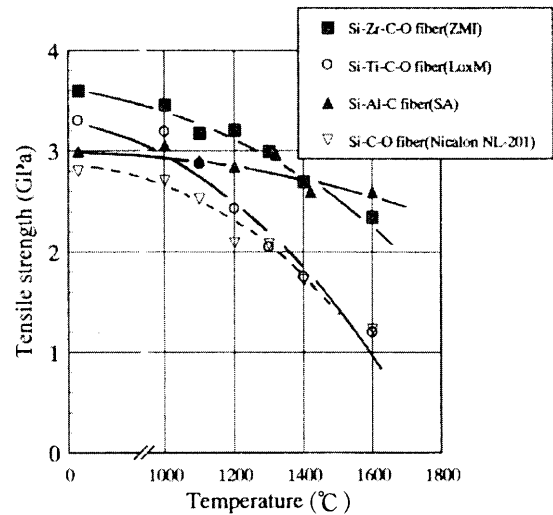


図7 炭化ケイ素繊維の熱処理後残存強度

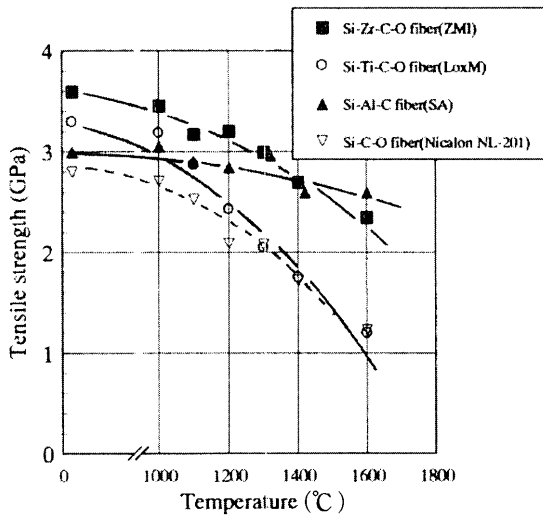


図6 MMCブリング (AMGプロジェクト)

て異方性が小さい。このため、MMCでは強化繊維を一方方向にのみ挿入して、特定方向の強度・剛性を向上させる強化方法が用いられており、繊維方向強度がマトリクス金属の2倍近い値を示すものもある。繊維直角方向の特性を向上させる手段としては、マトリクス金属の改良が主に行われており、成形後の熱処理や高強度金属マトリクスによる成形などが試みられている。現在最も研究が進められているのがマトリクスとしてチタン合金を、強化繊維として特殊な太径炭化ケイ素繊維（100 μm以上）を用いたものである。米国ではIHPTET*1プログラムの中でジェットエンジン部品への適用研究が実施されており、GE、P&Wが要素開発を行っている。回転部品については、ブリング*2(リング)、シャフト、ファンブレードなどを試作し、デモエンジンへの搭載や評価試験が行われている。国内では主に回転部品への適用研究が行われており、最近では先進材料ガスジェネレータ研究所 (AMG) が圧縮機ローターへの適用を目指したMMCブリングの試作研究を終了させた。⁽⁹⁾図6にMMCブリングの外観を示す。今後は実機適用(量産品

への使用)に際し必要となる技術(コストダウン、形状加工方法など)の開発が主流になるものと考えられる。

CMCは軽量かつ高耐熱性を有することから、次世代ジェットエンジンの性能向上に欠かせない材料として期待されている。(Ni基超合金の約1/4の比重、耐熱温度1,200℃以上)

セラミックス単体は低靱性であることが大きな欠点となるが、CMCは繊維-マトリクス間に設けた中間層(インターフェース)がマトリクスクラックの進展を繊維軸方向に偏向することにより靱性を大幅に向上させている。CMCは酸化物系と非酸化物系に大別され、ジェットエンジン部品としての耐熱性の上限は酸化物系で1,200℃、非酸化物系で1,400℃といわれている。CMC用の繊維としては酸化物ではアルミナ系のNextelやAlmaxがあり、非酸化物では炭化ケイ素系のTyrannoやNicalonが代表的である。図7に炭化ケイ素系繊維に対する耐熱性の比較を示す。⁽¹⁰⁾

初期のCMCはフランスで開発されたことからCMCの適用化研究は欧州が早かったが、その後、米国へ技術移転されたことおよび新しい製造方法が米国で開発されたことから現在では米国において最も活発に開発が進められている。実機への適用例としてはGEのF414エンジンのA/Bフラップが代表的であり、現在ではIHPTETやUEET*3プログラムにおいてタービンペーンやブリスク、燃焼器などへの適用化研究も進められている。⁽¹¹⁾日本でも前述のチタンアルミナイド部品と組み合わせたフラップの開発⁽⁵⁾やAMG*4プログラムのCMCブリスク(図8)⁽¹²⁾や燃焼器、ESPR*5プログラムのペー

*1 Integrated High Performance Turbine Engine Technology
 *2 ブレードとリングが一体となった部品
 *3 Ultra-Efficient Engine Technology
 *4 Advanced Material Gas-Generator
 *5 Environmentally Compatible Propulsion System for Next-Generation Supersonic Transport

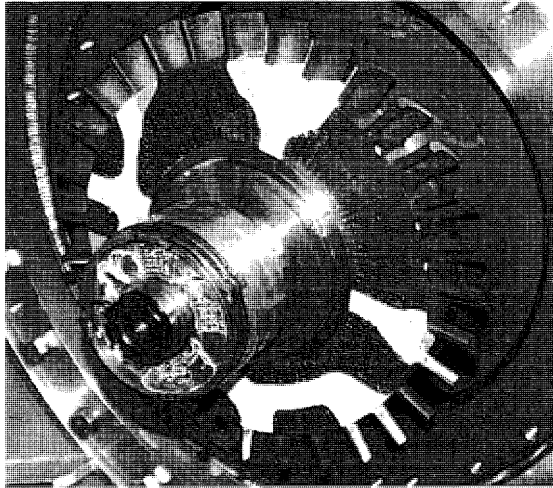


図8 CMC ブリスク (AMG プロジェクト)

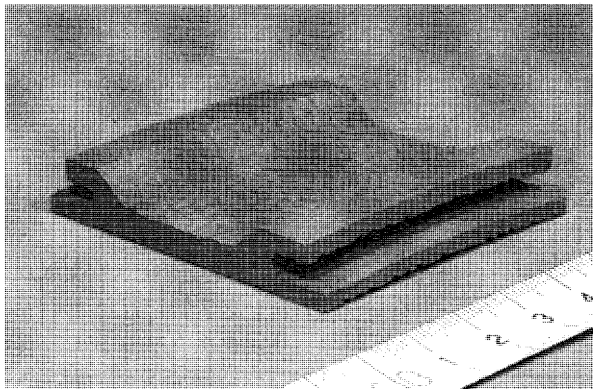


図9 CMC シュラウド (ESPR プロジェクト)

ンやシュラウド (図9)⁽¹³⁾への適用研究が行われている。(AMGはH13年度に終了, 研究終了と同時に解散)

CMCは今後とも燃焼器やシュラウド, タービン翼などの高温部品への実用化を目指して耐久性の向上および低コスト化開発が進められていくとみられる。

4. 粉末冶金 (Ni 基粉末冶金材)

Ni 基超合金は主にタービンプレードやタービンディスク用耐熱材料として多量に用いられている。高圧タービン部のディスクでは600~750℃といった温度域で十分な強度を確保することが必要で, 機械的特性の向上には固溶強化機構と析出強化機構が大きく寄与している。母相に微細に析出した γ' 相(Ni₃(Al, Ti))は強度の逆温度依存性を示し, この体積率が母材のクリープ強度を決定する。しかしながら, むやみに添加元素量を増加させると, 大径インゴット溶製時の偏析に起因した不均一組織の形成ならびに高温高強度化による鍛造加工性の劣化などの新たな問題が生じる。このため従来の溶解/鍛造プロセスとは異なり, タービンディスクに均一な組織と高温高強度を付与できる粉末冶金法が一部のNi 基超合金で利用されている。

一般にタービンディスク材の製造工程は溶解/鍛造プ

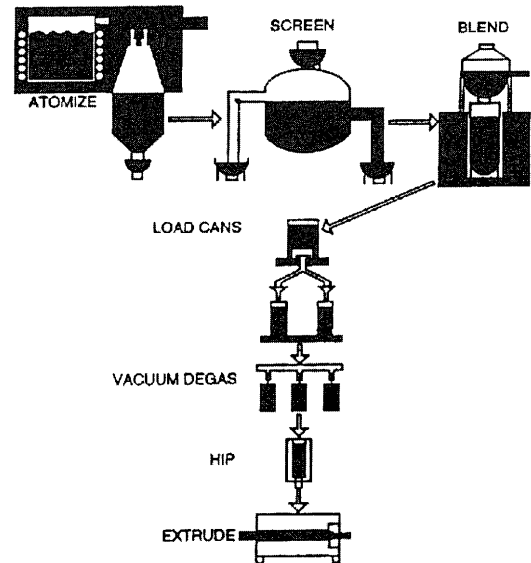


図10 粉末冶金法によるタービンディスク用素材製造工程

ロセス (CW) 法と粉末冶金 (PM) 法に大別できる。前者は, 溶解インゴット→ビレット→型打プレス鍛造→機械加工を経て製品形状を付与させる方法である。比較的 low コストで量産向きであり, Ni 基超合金タービンディスクにのみならず Ti 合金コンプレッサーディスク, マルエージング鋼シャフト等, 航空エンジン鍛造材はほぼこのプロセスにより製造されている。型打プレス鍛造時の形状は製品形状に比べ余肉が多く, この部分の切削機械加工費の低減が課題となっている。後者の粉末冶金法を用いたディスク製造プロセスの概略を図10に示す⁽¹⁴⁾。これは, (i) 合金インゴットを溶解しガスアトマイズ法により粉末化 (ii) 分級した粉末をキャニシングし熱間押しもしくは HIP^{*6}により固化 (iii) 固化したビレットを機械加工し, 恒温鍛造用投入素材を製作 (iv) 超塑性を発現させる条件下で恒温鍛造を行い, Near Net Shape 化 (v) 機械加工を経て製品形状を付与, させる方法である。この方法の最大の特徴は, 金属組織の観点からは直径 500 mm クラスの大型ディスクでボア部, リム部で結晶粒径に差が見られずほぼ均一な組織が得られること, 析出強化相の γ' 量を約 60% まで高められることである。また経済的観点からは材料の重量歩留まりの向上と切削加工コストの低減が可能である。恒温鍛造は素材の超塑性現象を利用して行うため, キャニングした粉末を熱間押しもしくは HIP により固化する際の結晶粒径の調整が鍵となる。一般に超塑性発現に必要な結晶粒径は数ミクロンであり, できる限り微細な粉末を用いて固化ビレットを製造することが良いとされている。微細粉末は粗い粉末に比べ単位体積あたりの粉末表面積が高く焼結性に優れるが, 粉末表面が汚染されていると焼結の際に多量の MC 炭化物が生じ機械的

* 6 Hot Isostatic Pressing (熱間当方圧プレス)

表2 主な粉末冶金用Ni基超合金の化学組成 (wt%) と γ 体積率

Alloy	Vf(%)	Co	Cr	Mo	W	Nb	Al	Ti	C	B	Zr	other	Ni
U720	45	14.7	16.0	3.0	1.25	-	2.5	5.0	.025	.018	.03	-	bal.
René'88	43	13.0	16.0	4.0	4.0	0.7	2.2	3.75	.05	.015	.05	-	bal.
René'95	48	8.0	13.0	3.5	3.5	3.5	3.5	2.5	.06	.010	.05	-	bal.
IN-100	61	16.0	12.5	2.8	-	-	5.0	4.3	.07	.02	.06	.9V	bal.
N18	55	15.5	11.5	6.5	-	-	4.3	4.3	.02	.015	-	.5Hf	bal.
U720(CW)*	45	14.7	18.0	3.0	1.25	-	2.5	5.0	.035	.033	.03	-	bal.

元素記号に対する数値 :wt%, Vf: γ 体積率, *:CW用U720

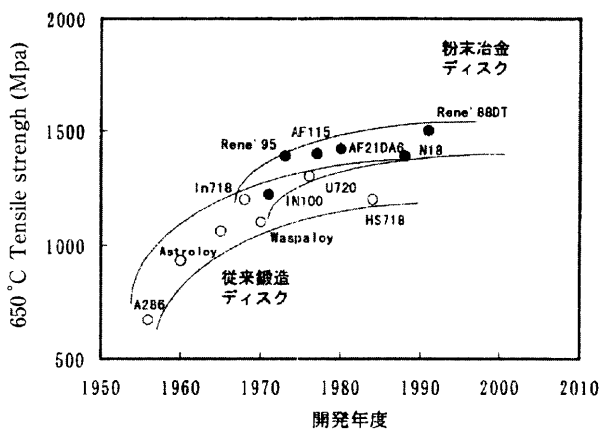


図11 タービンディスク用Ni基超合金の引張強度

特性を劣化させる。したがって、粉末の製造から真空封入されるまで大気に触れさせずに処理するプロセスが採用されている。

現在実用化されている主な粉末冶金ディスク材を表2に示す。U720は設計要求に応じてCW法あるいはPM法のいずれでも量産実用化されている数少ない合金である。U720でCW法適用材とPM法適用材で主な化学成分に差はないがC量に若干の差が認められる。これは先に言及したMC炭化物の抑制が背景にあり、熱間押出固化材よりもHIP焼結固化材に配慮したものである。

PM法により製造したタービンディスクでは、欠陥存在確立論的損傷許容設計が行われつつある。これはPM法適用材特有の材料欠陥、例えばチタンを主成分とする窒化物、アルミを主成分とする酸化物さらには粗大なボア等を完全に除去することが実作業上不可能であり、これらをあらかじめ考慮した設計手法が各エンジンメーカーを中心に積極的に進められている。材料分野からのアプローチは材料欠陥の発生率、分布、サイズ等の定量的把握とキ裂進展速度の相関性を明確化すること、非破壊検査分野からはNDI検出確率を定量化することで、これらのデータベースから設計的解析を行いタービンディスク内の各ゾーンでの累積破壊確率を算出しながら部品としての累積破壊確率を明らかにしていく手法である。

現在、PM法適用し量産実用化している代表的合金にRené 88 DT⁽¹⁵⁾ならびにN18⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾が挙げられる。いずれも高温特性と損傷許容性に配慮した合金である。また、これらの高温引張強度を既存合金と比較し図11に示す⁽¹⁸⁾。タービン入口温度の高温化を図るためには、ディスク材においてもさらなる高温高強度化が求められている。今後は製造プロセスも十分に考慮した高性能ディスク合金の開発が求められる。

5. まとめ

これまでの航空エンジンの進歩は材料開発とこれに対応した設計技術開発の貢献によるところが大きい。将来の航空エンジンへの搭載を目指し、現在も積極的な材料開発が進められている。いずれの素材も実用化に際しては、設計が要求する機械的特性を満足することに加え、長時間使用下での耐久性向上、低コスト製造方法の確立、非破壊検査技術の確立等が重要な技術課題となる。素材メーカー、航空エンジンメーカーの協調により、一つでも多くの先進材料が実用化されることを期待したい。

参考文献

- (1) Y.Nakagawa et al : Gamma Titanium Aluminides. TMS, (1995), 415
- (2) 荒井幹也, 今村龍三, 松田謙治, 中川幸也, 細川考人, まてりあ, 36 (1997), 394
- (3) AVIATION WEEK, 29(1993), 37
- (4) 松田謙治, 錦織貞郎, 中川幸也, 軽金属, 44 (1994), 601
- (5) T. Araki, T. Nakamura, M. Hayashi, S. Sugai, S. Masaki, R. Imamura and H. Ohnabe, Proceedings of the 4th Japan International SAMPE Symposium, (1995), 374
- (6) S. Nishikiori, S. Takahashi, S. Satou, T. Tanaka and T. Matsuo, Mat. Sci & Eng., A 329-331 (2002), 802
- (7) 盛田英夫, 浜本章, 日本複合材料, 24, 3 (1998), 106
- (8) 次世代複合材技術ハンドブック, (1990), 382
- (9) 山田 毅他日本ガスタービン学会誌, 30, No. 3, (2002), 13
- (10) K. Kumagawa et al, Ceramic Engineering & Science Proceedings, Vol. 19, Issue 3, (1998), 65.
- (11) Ajay K. M, ISABE 2001-1106, (2001)
- (12) T. Araki et al, Ceramic Engineering & Science Proceedings, Vol. 23, Issue 3, (2002), 581
- (13) K. Watanabe et al, 1st Int'l Symposium of ESPR, Proceedings, C-1, (2002).
- (14) K. A. Green, J. A. Lemsky and R. M. Gasior, Superalloys, TMS, (1996), 697
- (15) D. D. Krueger, R. D. Kissinger and R. G. Menzies, Superalloys, TMS, (1992), 277
- (16) C. Ducrocq, A. Lasalmonie and Y. Honnorat, Superalloys, TMS, (1988), 63
- (17) M. Soucaill et al., Scripta. Met., 34(1996), 519
- (18) 竹川光弘, 荒井幹也, 細谷昌厚, 正木彰樹, 耐熱金属材料 123 委員会研究報告, Vol. 42 (2001), 183

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

セラミックス

異 哲男*¹
TATSUMI Tetsuo鶴蘭 佐蔵*²
TSURUZONO Sazo

キーワード：セラミックス，ガスタービン，セラミック，タービン，窒化ケイ素，CGT

1. はじめに

過去約30年間に渡って、米国、欧州、日本においてセラミックスをガスタービンに適用する研究開発が行われてきた。それらの多くは国家プロジェクトであり、非常に野心的な開発目標を掲げて、セラミックスの材料技術、部品化技術、検査・評価技術から、ガスタービン設計技術、エンジン性能試験・耐久試験、実用化技術開発までを含む広範な研究であった。これら一連の研究開発の成果としてもたらされた技術には目を見張るものがあり、中でもセラミック材料の高温特性の進歩や実機運転による性能評価等は特筆すべきものである。

本稿では、これらの開発の状況と今後の可能性をガスタービン機器への適用という観点から解説する。

2. ガスタービンにセラミックスを適用する意義

ガソリンエンジンなどのレシプロ機関では、その作動行程（吸入、圧縮、燃焼／膨張、排気）がピストンの上下運動に連動して同一のシリンダー内で交互に行われるが、ガスタービンでは、それぞれ独立した専用の要素機器内で連続的に行われる。これが、ガスタービンが小型・軽量・大出力で、この特長から航空機用推進機関としてほぼ独占的な地位を占めるに至った理由のひとつである。しかし、その特長である連続的な作動条件は、燃焼や膨張行程を担う燃焼器やタービンなどの高温部品にとって、酸化やクリープなどの熱的負担が大きくなる要因となる。

一方、熱機関では、一般にそのサイクル中の最高温度（通常、内燃機関では燃焼温度に一致する）が高いほど熱効率が高くなる。ガスタービンにおいてもサイクル最高温度すなわちタービン入口温度を向上させる改良がたゆまず行われてきたが、これは上記の高温部品にとって更に過酷な熱的負担を要求されるものである。このため、燃焼器やタービン等の高温部品用材料やタービンブレードなどの冷却技術、冷却翼の精密鑄造技術等の技術開発が行われてきており、ガスタービンの効率改善の歴史はこれらの技術開発の歴史であると言っても過言ではない。

最近の商用ガスタービンの熱効率を出力に対比させて

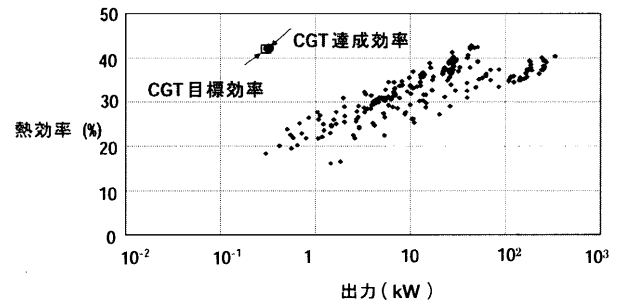


図1 ガスタービンの熱効率

プロットしたものを図1に示す。

この図から、出力が小さいものほど熱効率が低いことが判る。この理由のひとつは、小型ガスタービンでは、その小ささ故に大型ガスタービンで採用されているような圧縮空気による冷却構造をタービンブレードに適用することが困難で、タービン入口温度を高くすることができないためであり、今ひとつは圧縮機やタービンなどの要素効率が小型になるほど低下するためである。

これらを踏まえ、セラミックスをガスタービンに適用する意義を挙げると以下ようになる。

①タービン入口温度上昇による効率向上

タービン翼に冷却構造を採用することが困難な小型ガスタービンに、耐熱性に優れたセラミックスを適用することでタービン入口温度を上昇させ、熱効率の向上を図る。

②タービン翼の無冷却化あるいは冷却空気の最小化による効率向上

冷却翼に使用する冷却用空気は、圧縮動力を使って作った貴重なエネルギー媒体であり、少ないほど熱効率は高くできる。セラミック化により、冷却空気を最小限にできる。

③高周速タービンによる高効率化

タービン入口温度を上昇させるとタービンの負荷が増大するため、周速を高めて高効率を維持したいが、タービンブレードは非常に大きな遠心力を受ける。セラミックスは密度が小さく、かつ高温におけるクリープ強度が高い（比強度が高い）ので、高温化と高周速化の両要求特性を同時に満たすことができる。材料の比強度（強度と密度の比）を図2に示す。

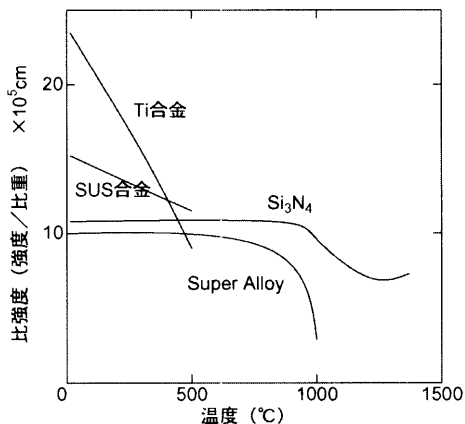
④上記の他、以下の付帯的なメリットがある。

・冷却空気を最小限にできることから燃焼器内部やター

原稿受付 2003年2月5日

*1 川崎重工(株) ガスタービンビジネスセンター
〒673-8666 明石市川崎町1-1

*2 京セラ(株) 総合研究所



各種材料の比強度
図2 タービン材料の比強度

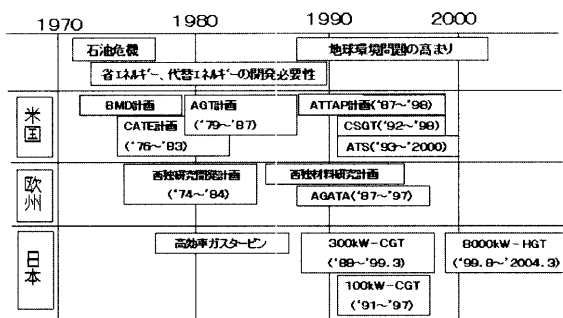


図3 セラミックガスタービン開発プロジェクト

ビン入口における燃焼ガス温度の均一化が図れ、NO_x低減やタービン効率の向上につながる。

- ・熱膨張係数が小さいので温度変化に伴う寸法変化が小さく、タービンとシュラウドをセラミックスで製作すればタービンチップクリアランスを最小にすることができ、効率向上につながる。
- ・セラミックスは、原材料や焼成条件を制御することでアブレイダブル性に富みかつ所定の強度を持つ焼成体を製作できる。タービンシュラウドにアブレイダブル性を持たせればチップクリアランスをより狭めることができ、効率向上につながる。

3. セラミックガスタービン開発の歴史と現状

タービン入り口温度を上昇させ、エンジンの熱効率を向上させるためにセラミックスを用いようとする試みが米国において1970年代に開始された(図3)。

1970年後半に米国において開始されたAGTプロジェクト^{(1),(2)}(図4)は当初、「バイアメリカン」の理念により国内のエンジンメーカーと米国のセラミックメーカーのみが参加するものであったが、プロジェクトの終了が近づくにつれて米国のセラミックメーカーの製造技術のみでは、部品供給ができず、エンジン試験に支障をきたす状況となった。

このような米国のAGTプロジェクトの要請により京セラにおけるガスタービン用セラミック部品の開発が開

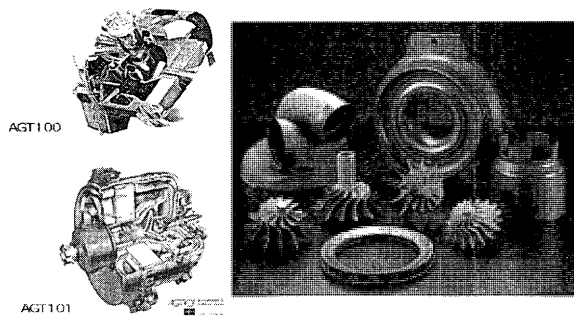


図4 AGTプロジェクト

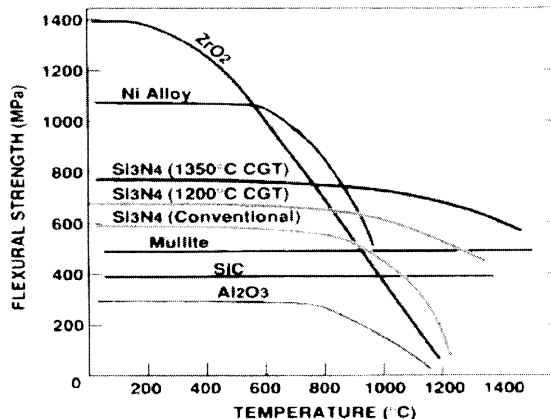


図5 各種セラミック材料の強度特性

始された。セラミック材料としてまず、当時、他の材料よりも高温特性に優れていたSiC(図5)が検討された。

しかしながら、破壊靱性が低い点が問題となり、最終的に窒化珪素で部品を製作することとなった。一方、欧州においてもベンツ社の参加するプロジェクト^{(3),(4)}において、セラミックガスタービンの研究が進められていた。初期においては、ホットプレスで製作した窒化珪素製のディスクから軸流のタービンを削り出し、評価することが行われていたが、実用性を考慮して、インジェクション成形、鋳込み成形により製作したタービンの評価に移行された。当プロジェクトに対し、京セラは鋳込み成形で製作したタービンの供給を行った。この間に窒化珪素の材料開発は精力的に行われ、特に、高温強度の向上に重点をおいた研究が実施された。その結果、従来材料よりも高温強度に優れたSN 252が開発され、後述のSN 281・SN 282が開発されるまでセラミックガスタービン開発用材料として、長期間用いられてきた(図6)。

一方、わが国の本格的なセラミックガスタービンの開発は、省エネルギー技術開発の国家プロジェクト、ムーンライト計画(後にニューサンシャイン計画となる)の一環として1988年に開始された、300kW級「セラミックガスタービンの研究開発^{(5),(6)}」(図7)が始まりで、その2年後には100kW級自動車用セラミックガスタービンの研究開発⁽⁷⁾が開始された。300kW級セラミックガスタービンの開発では定置式2機種と可搬型1機種が、100kW級では1機種が開発された。

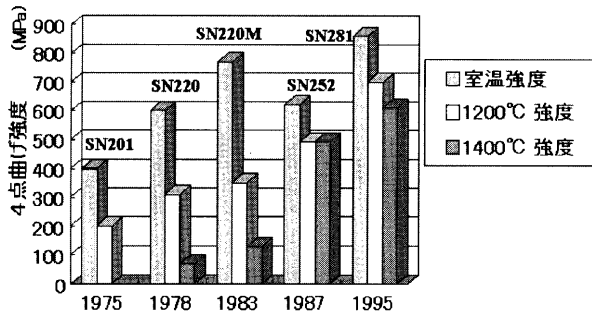


図6 ガスタービン用材料の強度向上

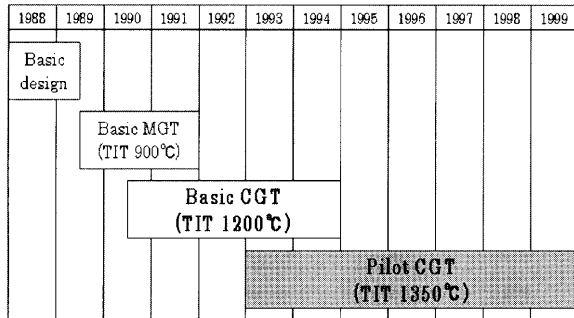


図7 セラミックガスタービンの研究開発プロジェクト

これらはいずれも、40～42%の熱効率と1350℃というタービン入口温度を目標としており、相当に意欲的なものであった。開発目標はほぼ同じではあるが、それぞれの設計思想はその用途や重点目標に応じて異なり、種々の特徴を持っている。またその設計思想や特徴の故に、それぞれが異なった開発上の問題点に遭遇し、それらをさまざまな解決策を講じて克服していった。

以下に、材料の変遷や構造上の工夫など、セラミックス適用に関わる開発の内容を、川崎重工業、京セラ、住友精密工業のチームが開発を担当した、300 kW級セラミックガスタービンCGT 302を例に述べる。

中間目標であるタービン入り口温度 (TIT) 1,200℃の運転を目標とする基本型CGTエンジンにおいては、前記SN 252を用いてセラミック部品の製作を行ったが、TIT 1,350℃の運転を目標とするパイロット型CGT用としては、更なる高温高強度・耐酸化性の向上が必要とされ、新規材料の開発が不可欠となった。このような要求の基、材料組成・焼成条件を根本から見直し、強度・耐食性を大幅に改良したSN 281が開発された。SN 281は、高強度化の為に、HIPプロセスを用いていたが、大型部品への適用が困難であると考え、HIPを用いないSN 282も開発した (図8)。

一方、これらのセラミック材料が金属材料に比べていかに優れた耐熱性、耐酸化性を備えていようとも、その反面、「脆性材料であり衝撃力によって損傷しやすい」、「変形吸収能力が小さい」、「熱膨張係数が小さい」等の特性を持っているため、ガスタービン用構造部材として用いる際には従来の金属製ガスタービンの設計思想をそのまま適用することはできない。このため、これらセラ

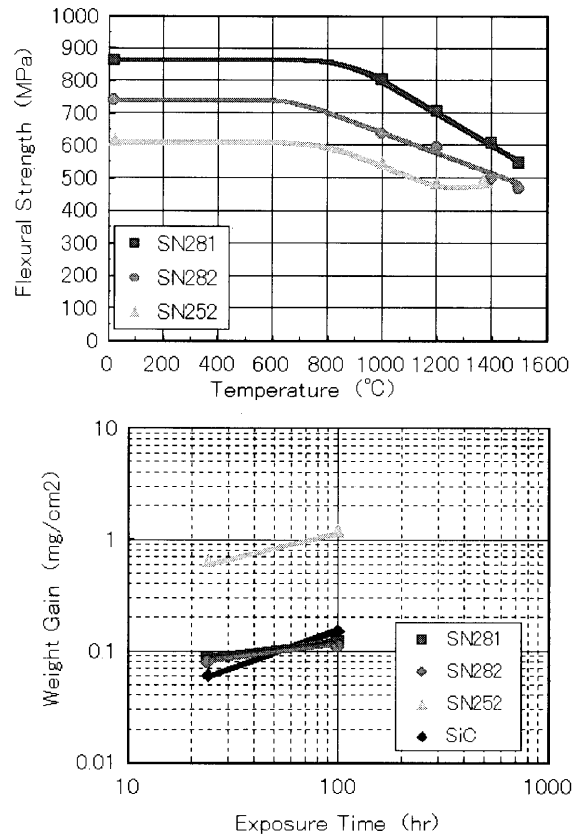


図8 CGT用材料の強度特性・耐酸化特性

ミックスの長所を生かし短所を補ってうまく使いこなすことに留意し、「セラミックスに負担をかけないように、いかにして金属部品との結合・組立を実現するか」に主眼を置いた設計を心がけることが肝要である。CGT 302の例では、以下の工夫が有効であった。

①複合締結部材

タービンノズル等の大型複雑形状のセラミック部材を、熱衝撃や熱応力に強く、組立精度が高く、翼間漏れのない一体構造とするため、分割したモノリシックセラミックスにセラミック繊維製複合材料を巻付け、一体に締結する複合締結部材を考案した。この構造を図9に示す。

②相互独立支持構造

セラミックスのもろさや低熱膨張係数等の特性上、その組立構造には、金属製部品と同じ手法を用いることはできない。この解決策としては、セラミック部品を積み重ね、前後を挟みつける構造が一般的であるが、この方法はセラミック部品を支持する金属製ケーシングの非対称変形によってセラミック部品に無理な荷重が加わり、損傷に至る可能性がある。これを回避するため、セラミック部品は相互に独立させてただ1カ所のみで支持し、部品相互間にはすき間を設けて可動的にシールすることにより、部品単体にも部品相互間にも周辺部品の影響による過大荷重が加わることが無いように工夫した。この構造を図10に示す。

③弾性支持構造

セラミックスの熱膨張係数はそれらを支持する耐熱金

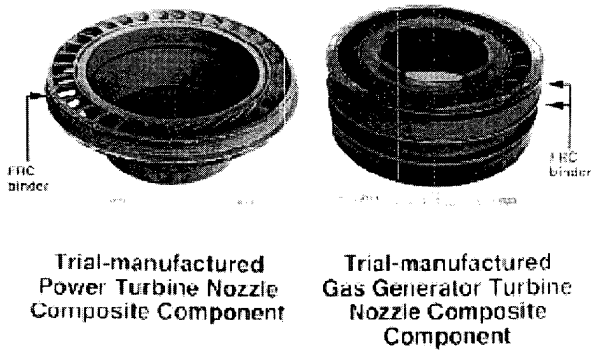


図9 複合締結部材の適用部品 (タービンノズル)

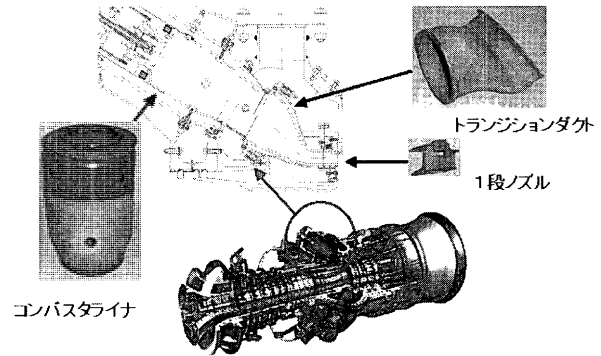


図11 8000 kW 級ハイブリッドガスタービン

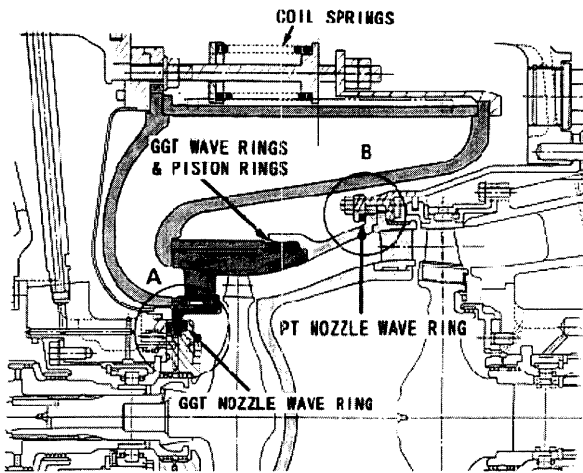


図10 相互独立構造, 弾性支持構造

属の1/3以下であるため、金属製ボルトによる通常の締結方法では温度上昇時に締結力が失われる恐れがある。また、これを回避するため強く締め付けると集中荷重により損傷に至る可能性が高い。このため、セラミックスと金属の熱膨張差を吸収するバネを採用した。これらのバネは、高温でもバネ性を失わないようにセラミック製とし、支持対象部品に合わせて適正なバネ形状を採用した。これらのセラミック弾性体は上述の独立支持構造に必要な高温シールとしても用いられている。この構造を図10に示す。

これら 300 kW, 100 kW セラミックガスタービンの開発では、いずれの機種も TIT 1,350℃ における運転と在来機の2倍以上の熱効率 35%~42.1% を達成し、また、セラミック製伝熱式熱交換器、植え込み式ハイブリッドタービン、大径ブリストタービン、FRC 締結セラミック部材、回転蓄熱式熱交換器およびそのシール構造、液体焚き予混合予蒸発低 NOx 燃焼器などの挑戦的とも言える技術開発課題を克服し、大きな成果をあげることができた。これらの成果はセラミック材料とセラミック部品の製造技術の進歩に負うところが大きい。

これらの成果によってセラミックガスタービンの高効率ポテンシャルは立証されたが、実用化までには、セラミック材料やガスタービンシステムの信頼性検証、コス

ト低減等の課題が残されており、今後の着実な開発努力が望まれる。この観点から、将来の実用化に向けてセラミック材料の実機使用環境下における信頼性・健全性を検証する研究開発「産業用コージェネレーション実用技術開発^{(8),(9)}」が8,000 kW 級ガスタービンの静止部品にセラミック部品を適用して行われている(図11)。

この研究では TIT 1,250℃, 4,000 時間の実証運転が主要目的であり、1999 年度から 2003 年度の5年計画で実施されている。

4. 海外におけるセラミックガスタービン開発の動向

近年、セラミックガスタービンの開発は一時のような華々しさは見られなくなっているが、米国においては、2000 から 2006 年の予定で、Advanced Microturbine Program が実施されている。目的は“ultra-clean, high efficiency” microturbine product designs で、開発目標は、

- 熱効率 - 40% 以上
- 環境性 - NOx < 7 ppm (natural gas)
- 耐久性 - オーバーホール間隔 11,000 時間
サービスライフ 45,000 時間
- コスト - システムコスト < \$ 500/kW.
- 燃料多様性 - 多種燃料への対応
(diesel, ethanol, landfill gas, and bio-fuels)

とされている。

研究開発内容は、セラミック材料、保護コーティング、熱交換器、長時間運転実証など広範に渡り、以下の複数のガスタービンメーカーによる実用化を目指した地道な活動を実施している。

- Capstone
- GE
- Ingersoll-Rand
- Solar Turbines
- UTC

この中で Ingersoll-Rand 社は、既存のマイクロタービンのタービンのみをセラミック化することにより、メタルエンジンの熱効率 31% を 35% 以上に向上させるという試算を報告している。セラミックタービンを使用した際のタービン入り口温度は、1000~1050℃ 程度であり、

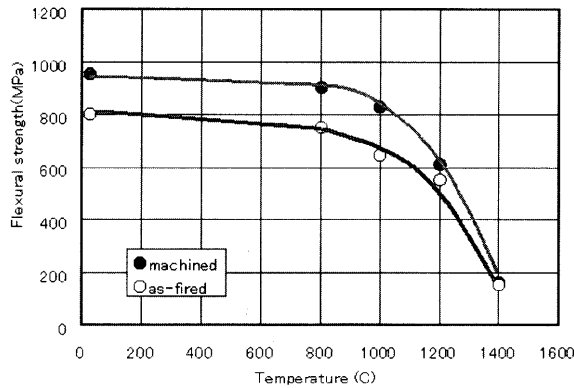


図12 MGTロータ用候補材料(SN 237)の強度特性

図12に示す材料特性から考えてSN 237が適用可能な領域であると考えられる。このエンジンはプロジェクト目標の40%の熱効率には及ばないものの、エンジン運転において耐久性が実証されればプロジェクト全体を大きく推進する可能性を持っていると考える。

また、これらのマイクロタービンは今後は燃料電池とのコンバインドサイクルなどにも発展していく可能性もあり注目しておく必要がある。

5. ガスタービン用セラミック材料の可能性

セラミックガスタービンCGT 302は、42.1%の熱効率、低NO_x性およびTIT=1350℃における安定運転を実証し、また、セラミックスの耐久性評価についても、TIT=1200℃における延べ2100時間の運転を実施し、研究開発の目標を達成することができた。「もろい」、「熱膨張係数が小さい」、「剛性が高く変型能が小さい」等、金属とは大きく異なる特性を持つセラミックも、その特性を理解して欠点を補う設計をすれば、その耐熱性などの長所を生かした応用が可能であることが証明されたものと考えられる。

材料および設計技術についての問題はそれほど多くは残っていないものと考えられるが、実用化に際しての懸念材料も残っている。上記の耐久試験では、600時間～800時間の運転経過後にもっとも使用条件が厳しいガスジェネレータータービンが損傷する事象に3回遭遇した。この損傷の原因は外部からの異物進入やブレードの共振現象などセラミック材料そのものに起因するものではない可能性もあるが、そうでないことも実証できていない。また、最近の研究で窒化珪素は温度、圧力、水蒸気分圧等が高い条件下では、コロージョンによる減肉を生じることがわかっており、圧力比の高いガスタービンでは表面保護コーティングが必要となる。これについては、腐食機構と各種因子の影響度の調査、適切なコーティング材の開発・耐久性検証などの研究開発が必要である。さらに、セラミックガスタービンの市場開拓のためには、燃料電池や小型ガスエンジン等の状況を勘案しつつ、性能と初期投資およびランニングコストについての競争力を

検討して、商品としてのコンセプト作りをしていく必要がある。

上述のように、高速回転体や高温高圧（水蒸気分圧が高い）条件下での実用化にはまだ検証すべき課題があるが、数十～数百kWの小型ガスタービンで比較的圧力比が低いものに対しては、現在の技術で実用化の可能性のあるものとする。また、小型ガスタービンこそ、高温化による高効率化が求められており、その実現のためにはセラミックスの適用が必須であるとする。

6. おわりに

ガスタービンは、航空機用原動機として重要な地歩を占めている他、近年の高温化技術の進歩により大型高効率コンバインド火力発電用としても急速に普及してきた。今後はCO₂削減技術に向けて普及が望まれる分散型電源として、小型ガスタービンが重要な役割を果たすものと予想される。このためには、高効率化が必須の課題であり、セラミックスが非常に重要な役割を果たして行くことになる。現在までの研究開発の結果、ガスタービン用セラミック部品は実用化目前のレベルに達しており、その実現にむけて後一步の開発努力が望まれる。

参考文献

- (1) D. A. TURNER and R. L. HOLTMAN, "Development Of Ceramic Hot Section Components for AGT 100 Gas Turbine", ASME 87-GT-79
- (2) J. R. Smyth, R.E. Morey, and R.W. Schultze, "CERAMIC GAS TURBINE TECHNOLOGY DEVELOPMENT AND APPLICATIONS", ASME 93-GT-361
- (3) H. HEMPEL, H.WIEST, "Structural Analysis and Life Prediction for Ceramic Gas Turbine Components for The Mercedes-Benz Research Car 2000", ASME 86-GT-199
- (4) M. STUTE, H. RURGER, M. GRIGUSCHEIT, E. HOLDER, K. D. MORGENTALER, F. NEUBERAND, M. RADLOFF, "Testing of Ceramic Components in the Daimler-Benz Research Gas Turbine PMT 110", ASME 90-GT-97
- (5) Tatsumi T., Takehara, I. And Ichikawa, Y., "Development Summary of the 300 kw Ceramic Gas Turbine CGT 302", ASME 99-GT-105
- (6) 吉田 真, 田中広一, 鶴岡佐蔵, 小型ガスタービン用耐熱セラミック部品の開発, セラミックス, 34(1999), p.1005-1010
- (7) Norio Nakazawa, Shizuo Inaba, Takao Izumi, Masayuki Munekiyo, Shoji Sasaki, Kokichi Fujimori, "the turbine components development for the 100 kW automotive ceramic gas turbine", ASME 93-GT-64
- (8) Toshiaki Abe, Takashi Sugiura, Shuji Okunaga, Katsuhiro Nojima, Yasukata Tsutsui, Takayuki Matsunuma, "RESEARCH AND DEVELOPMENT OF PRACTICAL INDUSTRIAL COGENERATION TECHNOLOGY IN JAPAN", ASME
- (9) Ryoza TANAKA, Testuo TATSUMI, Yoshihiro ICHIKAWA, Koji SANBONSUGI, "DEVELOPMENT OF THE HYBRID GAS TURBINE (1ST YEAR SUMMARY)", 2001-GT-516

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

高融点金属 — ニオブ基超合金の開発を中心に —

田中 良平*¹
TANAKA Ryohei
岩永 功*⁴
IWANAGA Isao

笠間 昭夫*²
KASAMA Akio
田中 久男*⁴
TANAKA Hisao

藤倉 正国*³
FUJIKURA Masakuni
松村 義一*⁴
MATSUMURA Yoshikazu

キーワード：ガスタービン，ニッケル基超合金，高融点金属，ニオブ基超合金，合金開発
Gas-Turbine, Nickel-Base Superalloy, Refractory Metals, Niobium-Base Superalloy,
Alloy Development

1. はじめに

日本における二酸化炭素排出量のおよそ1/3は発電分野，それもほとんどが火力発電に起因している。原子力や再生可能エネルギー開発の動向を考えると，二酸化炭素排出量の削減をはかるためには，火力発電の高効率化は当面のもっとも現実的な対策と考えられる。また化石燃料資源の節約と，引いては将来におけるエネルギーセキュリティの確保にも大きく寄与することが期待される¹⁾。

火力発電における熱効率の改善に向けて，世界的に複合サイクル発電設備の建設が進められ²⁾，とくにガスタービンの入口温度はすでに1500℃に達しつつある^{3,4)}。複合発電システムの熱効率向上にはガスタービンの高温化技術が大きく寄与しており，翼冷却技術の高度化と材料の開発が重要な役割を担ってきたとされている²⁾。タービンの心臓部に用いられる材料の代表格はNi基の超合金であり，その高性能化とそれによる耐用温度の上昇は，航空機用ガスタービン（ジェットエンジン）の高出力・高速化へのニーズが主な駆動力ではあったが，過去60年あまりにわたるNi基超合金の材料技術に関する発展には著しいものがある。

たしかに，今日のNi基超合金は，ジェットエンジンや発電用ガスタービンの高温部品材料としてもっとも重要な高温強度と耐酸化・耐食性の両面でバランスの取れた優れた材料ではあり，とくに1960年代に開発され80年代に実用化された単結晶動翼の製造技術と，合金設計

手法の進歩は目ざましいものがある。単結晶超合金の開発はいまや第3世代から第4世代へと進みつつある⁵⁾が，応力138 MPa-1,000 h*のクリーブ破断寿命で表現される耐用温度が1,100℃を超えることは困難であろうし，実用上の耐用温度は，1500℃からさらに高温化しようとする発電用ガスタービンの運転温度にはほど遠い。そのために翼冷却技術の高度化が必要不可欠となっており，さらに運転温度を高めようとするれば，冷却の強化は避けられない。冷却を強化すれば熱効率の上昇もやがて頭打ちになることは必至であり，このように考えると，Ni基超合金はもはや限界に近いと言えよう。

2. Ni基超合金を超える超高温材料 — 高融点金属の合金に焦点を当てて —

上述の理由から，Ni基超合金を超える耐熱性を備えた新たな超高温材料が待望される場所であるが，そのような目的に向けて金属間化合物，高融点金属の合金，セラミックス，あるいはそれらの複合材料など，各種の研究開発が盛んに進められている。それらのなかで，2,000℃以上の融点を持つ高融点金属に著者らは着目した⁶⁾。高融点金属は，融点がおよそ2000℃以上の金属を総称する名称であるが，通常タングステン（W），モリブデン（Mo），タンタル（Ta）およびニオブ（Nb）の4金属を指して言う場合が多く，耐火金属（Refractory metals）とも呼ばれている。表1はこれら4金属にクロム（Cr）とレニウム（Re）を加え，各種の特性をNiおよびNi基超合金と比較して示したものである。この表で，Crは超合金の耐酸化・耐食性の改善に不可欠な元素であり，またReは最近の第2世代以降のNi基単結晶超合金を特徴付ける重要な添加元素である。

融点が高いことは，高温まで安定な固体として存在できるという，高温材料としてもっとも重要かつ本質的な

*138 MPaは，米国でジェットエンジン動翼用材料の特性指標として用いられていた20,000 psiをSI単位系に換算した数値。

原稿受付 2002年12月27日

- * 1 株式会社 超高温材料研究所 本社
〒755-0001 宇部市沖宇部 573-3
- * 2 株式会社 超高温材料研究所 山口研究所
〒755-0001 宇部市沖宇部 573-3
(現在：久留米工業高等専門学校
〒830-8555 久留米市小森野 1-1-1)
- * 3 株式会社 超高温材料研究所 岐阜研究所
〒507-0801 多治見市東町 3-1-8
- * 4 株式会社 超高温材料研究所 山口研究所
〒755-0001 宇部市沖宇部 573-3

表1 Crを含む高融点金属とNi基超合金の物理的性質の比較

物 性	単 位	高 融 点 金 属						Ni および Ni 基超合金	
		Cr	Nb	Ta	Mo	W	Re	Ni	MM-246**
融 点	℃	1860	2468	2996	2610	3410	3180	1455	1315-1345
密 度 [25℃]	g/cm ³	7.19	8.56	16.65	10.22	19.3	21.4	8.90	8.44
熱膨張率 [室温]	10 ⁻⁶ K ⁻¹	6.2	7.3	6.5	4.9	4.6	6.7	13.3(0-100℃)	11.3(93℃)
熱伝導率 [20℃]	W/m·K	90.3	52.7	54.4	142	155	71	90.5	16.8(427℃)
ヤング率 [室温]	GPa	248	103	185	324	400	469	204	205
延性—脆性遷移温度	℃	~0	-140	-270	30	300	—	<220	—

* 主として右記による。①理化学辞典第5版(1998)。② Advanced Materials & Process, 156(1999), No. 6(GEM)。

** INCOカタログ [High Strength Nickel Base Alloys(1977)]。

特性であり、同時に結晶内における原子間結合力が高温まで十分に大きく、拡散速度が小さい、つまり高温強度が大きいことを示す指標でもある。そのため、表1の高融点金属は、いずれもNi基超合金よりはるかに高い温度までかなりの強度を維持し、W合金に至っては1760℃でも超合金の1,100℃の強度に近い値を示すが、それぞれに短所もある。とくにMoとWは延性—脆性遷移温度が0℃よりも高く、その遷移温度より低い温度になると急に脆化する。このようなMoとWに対し、NbとTaは常温でも十分に延性が保たれる。Nb、Taはまた耐酸化性の点でコーティングが不可欠としても、MoやWよりは優れている。

3. ニオブとは

Nbは、上記4金属のなかではもっとも融点は低いが、Ni基超合金に比べればまだ1,000℃あまりも高い融点を有している。またその融点はTaに比べれば500℃以上も低いので、合金の製造もあまり困難ではなく、併せて種々の長を備えているところから、Ni基超合金に代わる今後の高温構造材料として有望と考えられる⁶⁾。

Nbは、国際純正応用化学連合による世界共通の名称はniobiumであり、それを受けて日本では日本化学会⁷⁾による“ニオブ”の元素名が用いているが、米国では歴史的にcolumbium (Cb, コロンビウム) の名前が今日でも通用している。原子番号は41、周期表の上では5A族元素で6A族のMoのすぐ左に位置する。

NbはMoやWに比べれば知名度はやや低いが、資源量は比較的豊富で、全世界の年間消費量は約1万tに及んでいる。日本での金属Nbとしての消費は、超電導材料のNb-Ti合金製造用など僅か11tに過ぎないが、フェロニオブ(Nb+Taの含有量60mass%以上)として鉄鋼の合金元素用に約5000t、酸化ニオブは光学レンズの添加剤やコンデンサーなどに320tが使われ、Nb純分換算では年間3,000tあまりと推定される(いずれも1998年)⁸⁾。

Nbの価格は、Niに比べれば10倍以上でかなり高価である。しかし純Niの値段が1kg1000円以下である

のに対して、ジェットエンジンに用いられるNi基単結晶超合金(PWA1484)製の第1段動翼は、僅か250gの1枚が航空会社の購入価格で60万円⁹⁾という高価なものであり、複雑な冷却構造を作り込んだ精密製造品を一方凝固法で製造するプロセスのコストが動翼1枚の価格の約97%を占める¹⁰⁾という、著しく付加価値の高い部品であることを考慮する必要がある。十分な強度その他の特性を備えたNb基合金が開発されれば冷却構造は不要になるなど、プロセスコストはかなり低減できると考えられ、原料Nbの価格はそれほど問題にはならないと言えよう。

4. 高温構造材料としてのNb合金

さて、Nb合金を高温構造材料に利用しようとする研究は、米国、オーストラリアなどで1960~70年代にかなり行われ、とくに米国では60年代に固体燃料ロケット、大気圏再突入用の機体、超音速航空機用タービン材料などを目的とする研究¹¹⁾は行われたが、その後の研究は比較的少ない。その理由を技術面から考えれば、①現用のNi基超合金に比べて、融点が1000K以上高いため、Nb合金の溶解・製造は容易ではない。②室温の耐食性は極めてよいが、高温の耐酸化・耐食性は不十分。③高温強度も大きな魅力とはなり得なかった。④最も重要なことはNi基超合金が高温強度、耐酸化・耐食性、製造性などの諸性質の点で、非常にバランスのよい材料であり、その目ざましい発展が他の追随を許さなかった、などが挙げられる¹²⁾。

しかしここ数年で新たな動きが見られる。例えばM.R.JacksonらはHigh Temperature Refractory Metal-Intermetallic Composites¹³⁾、つまり「高温用高融点金属—金属間化合物複合材料」と称して、NbにTiおよびAlとともにSiを添加して、一方凝固法によりNbの固溶体(以下ではNbssと表記する)とNbとSiの化合物(ケイ化物、Nb₅Si₃)の複合組織とし(以下ではJacksonらの命名によるNbTiAl silicide DS compositeと表記する)、1,200℃付近ではNi基超合金に匹敵する耐酸

化性を備えた合金を開発している。しかしこの合金の高温強度は、後述するように第3あるいは第4世代のNi基超合金と同程度であり、Ni基超合金を上回る高温材料はまだ開発されていない。

筆者らは、前記のように1,500°Cにも達しつつあるガスタービンの熱効率を効果的に高めるためには、無冷却で1,500°Cでの運転に耐えられるようなタービン材料がぜひとも必要と考え、その開発に向けてNbを主成分とする超高温材料の研究を1996年から実施してきた¹⁴⁾。この研究は当時の通商産業省工業技術院の重要地域技術開発制度により、6年間のプロジェクトとして進められ2001年度に終了した。その結果、耐酸化性に関しては残念ながら最終目標に到達することはできなかったが、1500°Cの強度特性に関しては設定された目標を達成した。

以下では、その高温強度を中心として開発経過の概要を紹介するとともに、耐酸化性の問題にも触れることとしたい。

5. 超高温材料研究所を中心とするNb基超合金の開発

5.1 開発目標とそれへのアプローチの基本的な考え方

Nb基高温材料の最終の用途としては、現用のNi基超合金に代えて、ガスタービンの一層の高温化に耐えられる動翼などの高温部品を想定し、次のような数値目標が設定された。

- 1,500°Cでの比強度（耐力/密度）
：50 MPa/Mg/m³以上
- 1,500°C-100hクリープ破断強さ：150 MPa以上
- 耐酸化性：1500°C-1万時間暴露後の腐食減肉
：250 μm以下

なお副次的な目標として、破壊靱性をおよそ10 MPa・m^{1/2}以上とした。ガスタービン用の高温材料にとって、高温強度と耐酸化性はあたかも車の両輪のようにもつとも重要とされるのに対し、靱性・延性はやや二次的な特性である。しかし、振動や組立て時のハンドリング、あるいは異物吸い込みによる損傷防止などの観点から、ある程度の靱性は必要との考慮からである。

ところで、超耐環境性先進材料のプロジェクト（1991～1998年）の中で、NbとAlの化合物であるNb₃Alを高温構造材料として開発する研究が進められた。しかし、その研究では、耐酸化性の問題とともに“著しくもろい”

という金属間化合物特有の短所を克服することができなかったという経緯がある。

さて金属材料では、強度などの力学的性質を改善するために、合金元素の添加を含めた組織制御を行うことは広く利用されているが、もろい材料に対し必要な靱性・延性を与えるようにこれを改良することは、金属間化合物Ni₃Alへのホウ素(B)添加¹⁵⁾による劇的な常温延性の改善などごく少数の例を除いて、一般的には困難である。

前述のように、NbはNiより1000°C以上も高い融点を持ちながら、室温では十分軟らかく延性に富んでいる。そこで著者らは、そのNbの特徴的な延性、すなわち破壊に対する高い信頼性をあまり劣化させることなく高温強度を高めることを研究の基本方針とした。まずNbの一次固溶体(Nbss)をマトリックスに用いることによって、靱性・延性を確保し、このNbssについて適切な合金元素の添加による固溶強化、次いで化合物を形成する元素を添加して化合物の析出・分散による強化をはかった。

およその開発経過を図1に要約した。

5.2 Nbの固溶強化と結晶粒微細化による強度・靱性の改善

Nbに対して、前述のW、MoおよびTaはいずれも大きな固溶度を持ち、しかもそれらの合金の融点は純Nbのそれよりも高くなる。そこで、これらの3元素にVも含めてそれぞれ単独に添加し、Nbの常温および高温における力学的特性に対するそれらの元素の影響を系統的に調査し¹⁶⁾、MoとWの組み合わせ添加が望ましいことを明らかにした。図2に1500°Cの耐力と室温の破壊靱性に対するMoとWの効果をまとめた。以下の記述では、添加元素の濃度は特記しないかぎり原子% (at%)で表示する。

図2(a)では、Nb-Mo-W三元系の組成図に、耐力の等高線を等300 MPa線(a-b)などのように記入するとともに、図の下部には耐力とMo、W量との関係について線形回帰による実験式を示した。この回帰式のMoとWの係数がおよそ1:1.5に近似できることから、同図の(b)ではMoとWの添加量を[Mo+1.5W]として横軸にとり、破壊靱性に及ぼす両元素の影響を表示したが、実験点はほぼ1本の曲線で整理される。図から明らかのように、MoとWの添加は高温強度の向上には有効であるが、添加量が増加するとともに破壊靱性は急速に低下する。そこで、破壊靱性値10 MPa・m^{1/2}が確保

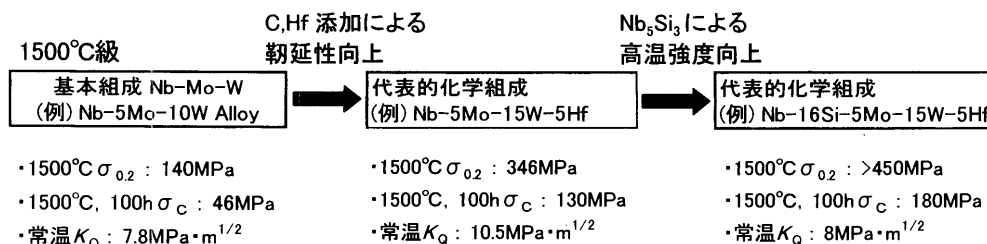


図1 1500°C級Nb基複合材料の設計と高温強度

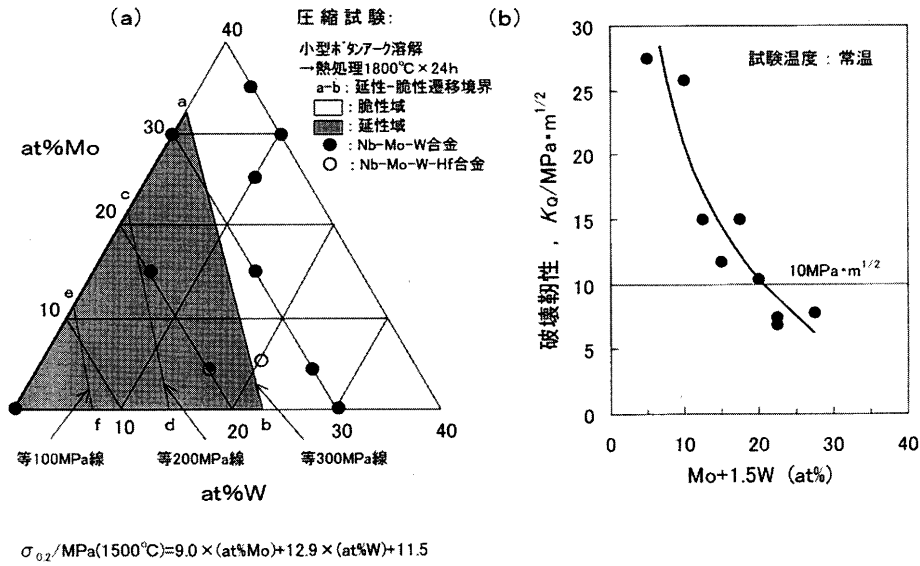


図2 Nb-Mo-W合金の機械的特性

できる範囲にMoとWの添加量を抑えることにし、図1の左端に示したように、固溶強化合金の基本組成を[Nb-5Mo-10W]とした。

このNb-5Mo-10W合金の高温強度は、図1左下に記入したように1500°Cの耐力で140MPa、100hクリープ破断強さは46MPa程度で、破壊靱性も含め目標値に対していずれの値もまだかなり不足している。

そこで一層の強化をはかるため、次節の金属間化合物による分散強化を利用する前に、CおよびHf添加による靱延性の改善を試みた。Cを添加するとNb₂Cのような炭化物を生じて粒界が強化され、高温粒界脆性破壊の傾向はかなり改善される。それによって図1の中央に見られるように強度は目標に大きく近づくとともに、高温引張試験の破断伸びも増加し、高温強度と常温破壊靱性がともにかかなり高められることを見出ししている¹⁷⁾。

5.3 シリサイドによる複合強化

靱性・延性をあまり損なわずに高温強度を高める手法としては、析出強化型Ni基超合金の強化に大きく役立っているγ相Ni₃(Al,Ti)の例に見られるように、金属間化合物相の分散が効果的であると考えられる。種々の検討の結論として、16%のSiを添加して図3の左下に見られるように、凝固のままでNbssとケイ化物(silicide, Nb₅Si₃)の複合組織として強化を試みた。このように凝固のままで、軟質のマトリックスと硬い強化相の複合組織が生成する場合は、溶解・凝固プロセスだけで複合材料、つまりコンポジットが作製できることから、このような材料はしばしばIn-situ compositeと呼ばれる。

図3の右に、16% Si面で切断したNb-Mo-W-Siの擬3元系組織図を示した。この三角形の左下の部分に記入したNbss+αNb(Mo,W)₅Si₃*の領域のうち、前述のMo

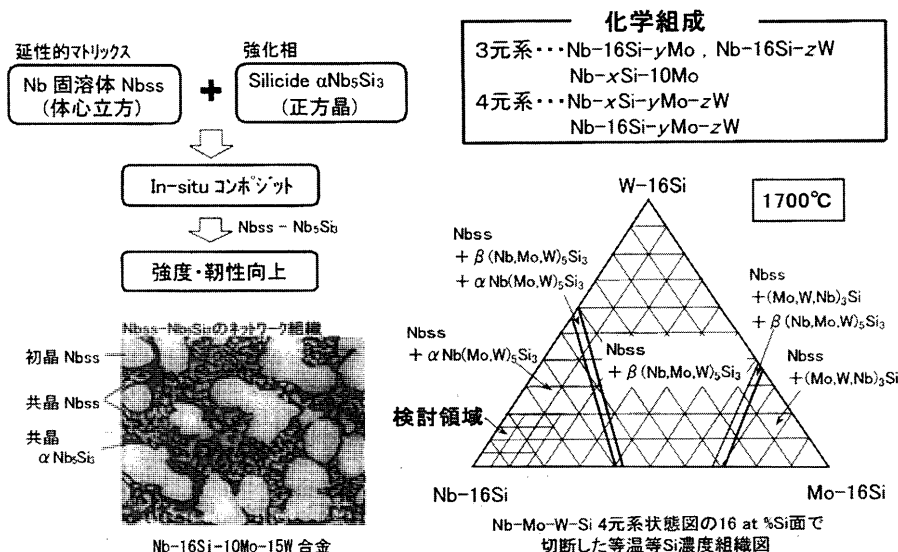


図3 Nb-Mo-W合金のsilicideによる高温強度の向上

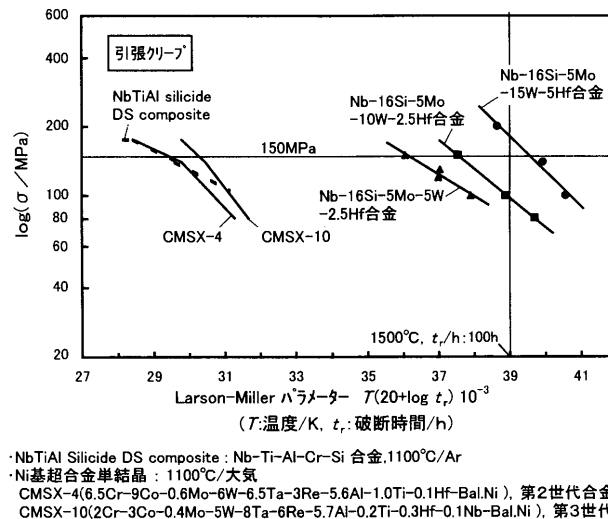


図4 各種 Nb 合金のクリープ破断強度の Larson-Miller プロット

と W の添加量の制限を考慮して、 $Mo \leq 15\%$ 、 $W \leq 15\%$ の範囲での機械的性質を評価した。

その一例は図1の右端に示すように Nb-16 Si-5 Mo-15 W-5 Hf (-5 C) 合金で 1500°C の耐力 ($\sigma_{0.2}$) は 450 MPa 以上が得られた。この合金の密度は 9.0 Mg/m³ をやや下回る程度で、第3世代の Ni 基単結晶超合金の 9.0 Mg/m³ 強に比べてまだ有利であり、上記の耐力 450 MPa を密度 9 Mg/m³ で除した比強度は、目標の 50 MPa/Mg/m³ に達し、耐力ベースの比強度に関する目標値をクリアしている。

また、図3右の三角形の左下の部分に記入した検討領域に含まれる3種類の合金について 1500°C でのクリープ破断特性を評価した結果を Larson-Miller パラメータで整理して図4に表示した。この図には、前記の Jackson らによる NbTiAl silicide DS composite および Ni 基単結晶合金の強度も併記して比較した。図中の CMSX-4 および CMSX-10 はそれぞれ第2および第3世代の Ni 基超合金の代表例である。Jackson らの NbTiAl silicide DS composite の強度¹³⁾ は Ni 基超合金のそれとはほぼ同程度で、図中の横線で示す応力 150 MPa での Larson-Miller パラメータは 29.5~30.5 であり、破断時間を 100 h としてこのパラメータを温度に換算したところ 1070~1110°C 程度に過ぎない。これらに比べて、本プロジェクトで開発した Nb 基合金のうち、図4の右端に示した Nb-16 Si-5 Mo-15 W-5 Hf 合金は 1500°C-100 h に相当する Larson-Miller パラメータ値 39 において 150 MPa を超えている。すなわち、目標とする 150 MPa-100 h 基準の耐用温度 1,500°C をクリアしており、Nb 基の開発合金の高温強度は最新の Ni 基単結晶超合金をはるかに超えていることが理解されよう。なお図への記入は省略しているが、Hf 添加の場合は C も Hf と同じ at% (質

* $\alpha Nb(Mo,W)_3Si_3$ の表示は、 Nb_3Si_3 結晶の Nb の格子位置に Mo と W が置換 (固溶) していることを示し、 α は同じシリサイドの高温相 β に対して低温相であることを示す。

量%で約 0.3 mass% C) で添加した。

また、Nb 基合金の高温強度特性試験は、次節に述べる耐酸化コーティングの手法が確立されていないため、すべてアルゴン (Ar) 雰囲気中で行われたものである。

5.4 耐酸化コーティング手法の開発

純 Nb は、大気中で 600~700°C 以上に加熱されると、容易に酸化して粉末状の Nb₂O₅ を生じ、耐酸化性は著しく劣ると言わざるを得ない。この Nb の耐酸化性を合金元素の添加で改善する研究は種々なされてきたが、1500°C のような高温対応ではまだ成功した例を見ない。ステンレス鋼や Ni 基超合金のように、高温で生成する酸化物が緻密な保護皮膜を形成し、たとえその酸化物がはく離しても、保護皮膜が再生する、いわゆる自己修復性 (self-healing property) を有することが望ましいのであるが、Nb₃Al のように多量の Al を含む金属間化合物でも、安定な Al₂O₃ の保護的な皮膜を形成・維持することはできないと言われている¹⁸⁾。また、Nb 基合金の耐酸化性を高めるため Cr, Si, Mg などの元素を多量に添加すると、Nb の融点を大幅に低下させ、かつ合金が脆化するので得策ではない¹⁸⁾。

Ni 基超合金では、従来から M-Cr-Al-Y (M: Ni または Co, もしくは両者の組み合わせ) や ZrO₂ 系セラミックスの溶射などによるコーティングが広く採用されてきた。しかし、Nb 基合金の耐酸化コーティングでは、皮膜は無欠陥であることが不可欠で、Ni 基超合金に利用されている溶射や PVD (物理蒸着法) などの成膜法は十分とは言えない。また、とくに 1500°C という高温では、いろいろな元素の拡散が著しく速くなるため、コーティング層としては、素材中の Nb などの外方拡散も、また外側の酸素の内方拡散も、ともに完全に遮断できるような「拡散バリアー (拡散防止層)」を構築する必要がある。

最近、表1の中に示した Re をベースとする合金その「拡散バリアー」として利用する方法が北海道大学の

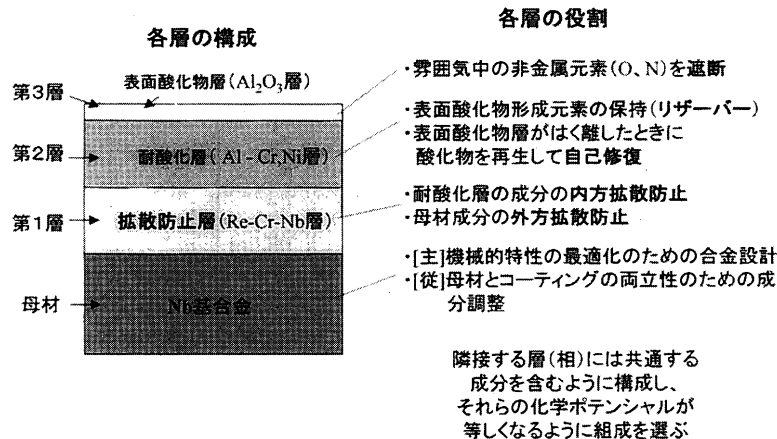


図5 Nb基超合金の耐酸化性改善手法の模式図

成田教授によって提唱されている。この方法はスマートコーティング (Environmental and Thermal Barrier Coating : ETBC) 皮膜として紹介されている¹⁸⁾。

本研究では、Nb基合金の耐酸化コーティング皮膜の形成にこの手法を採用することにして研究を進めている。図5にその皮膜の構成を概念的に示した。第1層がその拡散バリア層で、Re-Cr-Nb合金からなり、第2層は安定な表面保護皮膜(第3層)のアルミナ(Al_2O_3)を生成させるのに必要なAlの供給源として、Alを多量に含む合金層を配置し、第3層がはく離しても直ちに再生できるような自己修復性を持たせるべく設計されている。現在はまだ1,500℃対応に向けたコーティング技術の改良を進めている段階で、前記の耐酸化性の数値目標は達成されていないが、近い将来に改めてその成果を報告する機会を得たいと考えている。

6. おわりに

本稿では、いわゆる高融点金属のなかからNbを選び、これを1500℃対応のガスタービン用高温部品の素材として利用するため、高温の強度および耐酸化性などの数値目標を掲げて行った一連の基礎的研究の概要を紹介した。その結果、高温強度については1500℃での比強度およびクリープ破断強さの目標値を達成した。しかし、耐酸化コーティング技術をはじめとして、動翼などの高温部材の製造方法の確立、データベースの構築、さらには実機への適用など、まだ多くの問題が残されている。

〔謝辞〕本研究は、(株)超高温材料研究所が新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託事業として実施したものであり、記して謝意を表す。また、東北大学の花田修治教授、東京工業大学の三島良直教授、および北海道大学の成田敏夫教授のご指導と、独立行政法人産業技術総合研究所の九州および中国の両センターの関係各位、社内の多数の研究員およびNEDOの産業技術研究員のご協力に負うところが大きい。心からお礼を申し上げます。

引用文献

- 1) 内山洋司, エネルギー・資源, 20-2 (平12-2), p.151
- 2) 加藤 誠, 福原広嗣, 沖園信博, 伊藤健之, 池田忠司, 吉本 謙, 小池淳一, 火力原子力発電, 53-10(平14-10), p.1249
- 3) 梅村 直, 佃 嘉章, 秋田栄司, 赤堀弘一, 岩崎洋一, 三菱重工業技報, 34-4 (平9-7), p.225
- 4) 江波戸智, 日本ガスタービン学会誌, 30-1(平14-1), p.13
- 5) 原田広史, 日本ガスタービン学会誌, 20-4(平12-7), p.278
- 6) 田中良平, 超高温材料国際シンポジウム XV(宇部)(平13-7), p.2 (株)超高温材料研究所ほか。
- 7) 日本化学会原子量小委員会, 化学と工業, 42-4 (昭62), 抜刷り。
- 8) 今輩倍正名, 私信(平14-8)。
- 9) 小林哲也, 私信(平8-12)。
- 10) 次の2点の資料から算出①御手洗容子, 私信(平8-11); ② M. F. Ashby and D. R. H. Jones, Engineering Materials 1-An Introduction to Their Properties and Applications(Permagon Press), p.182
- 11) H. Inouye, Niobium: Proc. of the International Symposium, ed. by H. Stuart, (1984), p.615, The Metallurgical Soc. of AIME, NY, USA.
- 12) 譚 毅, 田中久男, 馬朝利, 笠岡昭夫, 田中良平, 三島良直, 花田修治, 日本金属学会誌, 64-7 (平12-7), p.559
- 13) M. R. Jackson, B. P. Bewlay, R. G. Rowe, D. W. Skelly and H. Lifsitt, JOM, 48-1 (1996-1), p.39
- 14) NEDO/(株)超高温材料研究所, 高融点金属系部材の高度加工技術, 成果報告書(平成8~13年度)。
- 15) 青木 清, 和泉 修, 日本金属学会誌, 43-4 (昭54-4), p.359; 同, 43-12 (昭54-12), p.1190
- 16) 田中久男, 譚 毅, 馬朝利, 笠岡昭夫, 田中良平, 日本学術振興会・耐熱金属材料第123委員会研究報告, 41-2 (平12-7), p.223
- 17) Wong-yong Kim, H. Tanaka, A. Kasama and S.Hanada, J. Alloy and Compounds, 333(2002), p.170
- 18) 成田敏夫, 高温学会誌, 28-4 (平14-7), p.135

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

Ni 基超合金の製造技術（溶解・精錬・鋳造・鍛造）

堂谷 安生*¹

DOTANI Yasuo

キーワード：ニッケル，超合金，溶解，精錬，精密鋳造，鍛造

Nickel, Superalloy, Melting, Refining, Investment casting, Forging

ガスタービンの高効率化と大容量化は不断に進められてきたがその一翼を担っているのは耐熱材料とその製造技術の進歩である。その中でも最も高温部に使用される Ni 基超合金は強度と疲労寿命の改善を続けて来た。本稿では主に Ni 基超合金の製造技術—インゴットの溶製、精密鋳造、鍛造—の進展について説明する。

1. 溶解・精錬技術

1.1 溶解・精錬技術の進展

ガスタービンの回転体に使用される主な鍛造用 Ni 基超合金は、表1に成分を示す Alloy718, Alloy706, Waspaloy, および Alloy 720 である。インゴットは、概略を表2に示す VIM(Vacuum Induction Melting), ESR(Electro Slag Remelting), VAR(Vacuum Arc Remelt-

ing)を組合せたVIM+VARまたはVIM+ESRのダブルメルト、VIM+ESR+VARのトリプルメルトにより製造される。また、精密鋳造用 Ni 基超合金のリサイクル材の溶解・精製として EBCHR(Electron Beam Cold Hearth Refining) も一部に使用されている。

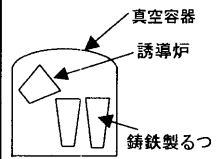
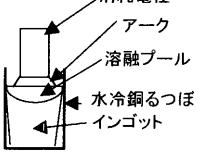
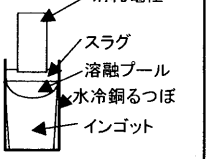
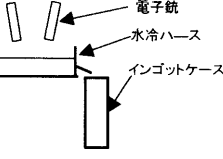
1950年代に VIM が開発されて超合金のインゴット製造が始り、更に VAR, ESR が適用されて介在物を減少させると共に凝固組織を改善した。図1, 図2はインゴットの清浄度に関する溶製法の効果を示す。

ダブルメルトとトリプルメルトとを比較すると、VIM は1次電極を溶製する。るつぽ耐火物と金属との反応の解明とフィルターの使用により介在物を低減してきたが、インゴットにパイプや割れなどを含むことがあり、2次溶解での変動の原因となる。VIM+ESR はスラグとの

表1 代表的な鍛造ニッケル基超合金の化学成分（重量%）

	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	
Alloy718	19	残部	-	3	-	5.1	0.9	0.5	18.5	<0.08	Cu<0.15
Alloy706	16	残部	-	-	-	3.8	1.75	0.3	38.0	0.01	B0.004
Alloy720	16	残部	15	3	1.3	-	5	2.5	-	0.01	B0.015
Waspaloy	19.5	残部	13.5	4.3	-	-	3	1.4	<2.0	0.07	B0.006;Zr0.09

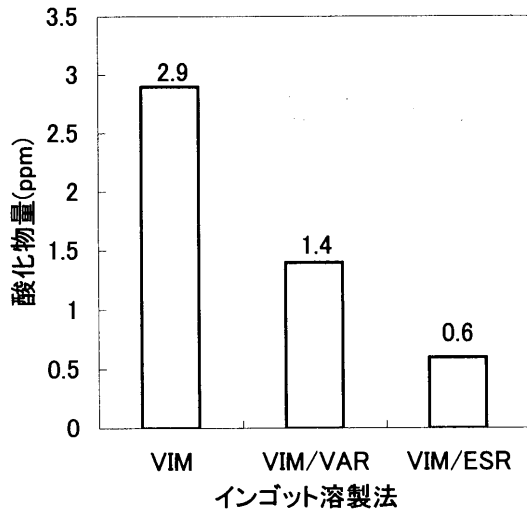
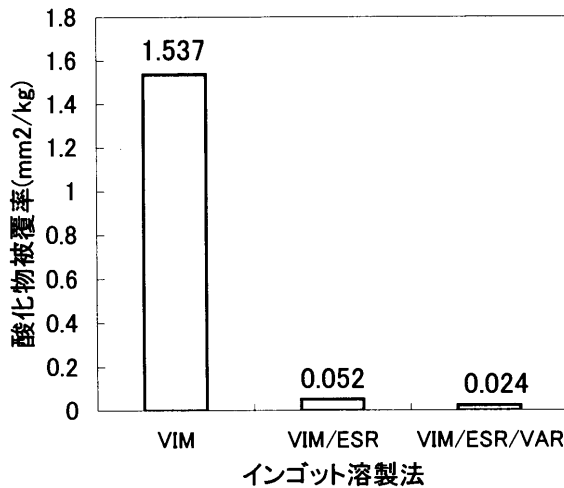
表2 溶解法の概要

	VIM(真空誘導炉)	VAR(真空アーク炉)	ESR(エレクトロスラグ炉)	EBCHR(電子ビーム水冷ハース炉)
用途	1次電極製造	2次、3次溶解	2次溶解	一次、2次溶解
概要	真空タンク内に誘導炉を置き原料を溶解、鋳造する。	高真空中で消耗電極と水冷銅るつぽ内の溶湯プールとの間のアークにより電極を溶解し、積層凝固させる。	溶融スラグのジュール熱により消耗電極を溶解し、スラグとの反応で精製し、水冷るつぽ内で積層凝固させる。	高真空中で材料を電子ビームにより溶解し水冷銅ハース内で加熱保持して精製し、インゴットケースに注いで凝固させる。
雰囲気	真空(10-0.1Pa)	真空(1-0.1Pa)(Heの利用)	大気中スラグにより被覆(不活性ガス気流の利用)	高真空(0.01-0.001Pa)
				

原稿受付 2002年12月26日

* 1 三菱マテリアル(株) 総合研究所

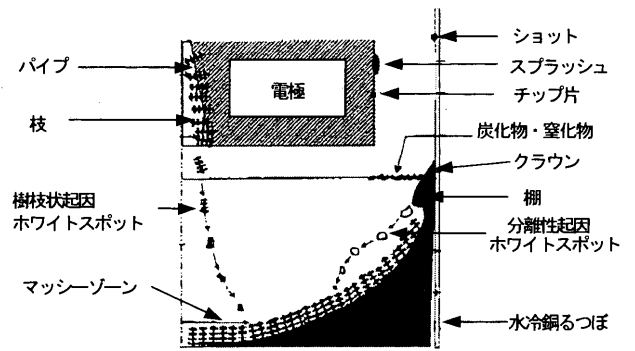
〒330-8508 さいたま市北袋町1-297

図1 Alloy 718の清浄度の比較¹⁾図2 3種類の異なる溶製法による Alloy 718のEBボタン溶解試験での清浄度比較²⁾

反応により大きな介在物の除去に優れるが、インゴットと水冷銅るつぼとの間のスラグスキンがインゴット表面肌を滑らかにする反面、熱伝達を低減するため直径が大きくなると凝固組織制御が難しい。VIM+VARは介在物を減少させると共に水冷銅るつぼ中で凝固することにより凝固欠陥を防止して均質な鑄造組織を得ることができる。しかし、電極の欠陥により溶解に変動を生じることがある。VIM+ESR+VARはESRによる介在物と欠陥の非常に少ない電極を使用し安定した溶解により凝固組織を制御したインゴットが得られる。Ni基超合金の溶解・精錬技術の進歩は、インゴットに生成する欠陥の発生機構の解明、溶解・凝固シミュレーションによるプロセス・ウィンドウの明確化、溶解条件をプロセスウィンドウの中に制御する自動制御システムの発展によりもたらされて来た³⁾。

1.2 凝固組織制御

Ni基超合金のインゴットの欠陥には3つのタイプが

図3 ホワイトスポットの生成原因の模式図⁷⁾

ある。フレックルはNb,Ti,Alなどが濃化したマクロ偏析欠陥である。ホワイトスポットは逆にNb,Ti,Alなどの強化元素が薄い部分である。また、年輪状欠陥は柱状晶が切断され、細かな等軸晶が横断面にリング状に現れる欠陥であり、これらは部品の疲労寿命を低下させる原因となる。

Alloy 718のようにフレックルを生じる傾向のある合金ではインゴットの半径方向の中央付近で生じる。樹枝状晶間に固液分配係数の小さいNb,Tiが濃化して比重を増し、それが下に凸の溶湯プールの下部に比重差から流れ込み樹枝状晶が途切れて等軸晶が生成し、そこにポロシティや粗大な炭化物が存在することもある。温度勾配を大きくし、凝固時間を短縮することがフレックルの発生を減少させる⁴⁾。この流れの発生を、流れの駆動力である比重差による浮力とマッシーゾーンの抵抗との比である相対レーリー数により解明する研究が進められフレックル発生とレーリー数との関係が示された^{5),6)}。

ホワイトスポットには分離性、樹枝状晶、凝固の3タイプがある(図3)。分離性起因はるつぼに付着しているクラウンや棚が融液に流れ出し、未溶解で半径の中央から中心部のマッシーゾーンに沈着したものである。樹枝状晶起因は電極の中央にしばしば発生しているパイプ内面の樹枝状晶が落下し、未溶解となったものでインゴットの中央部に発生する。凝固起因はインゴットの表面から半径中央までに生成し、母相よりNbが僅かに減少し、粗い粒径になっており、生成機構が未だ明らかになっていない。樹枝状晶起因については落下した樹枝状晶の軌跡と溶解をシミュレートし溶解条件のプロセス・ウィンドウが明らかにされてきている⁷⁾。

年輪状欠陥は溶解・鑄造の変動により生じ、インゴットの柱状晶領域から中心近傍の柱状晶から等軸晶に遷移部までに分布する。溶解速度、電力、アーク半径、るつぼとインゴット間の熱伝達係数の影響が調べられた^{8),9)}。

代表的なパラメータである溶解速度が、数%から数百%も変動し、その時間も数秒から数十分にも及ぶような特徴を持つ溶解プロセスを、適正な溶解速度と溶湯プールの深さとを定常状態に維持するために、また、溶解装置本体及び工場内設備から入り込む様々なノイズにも強

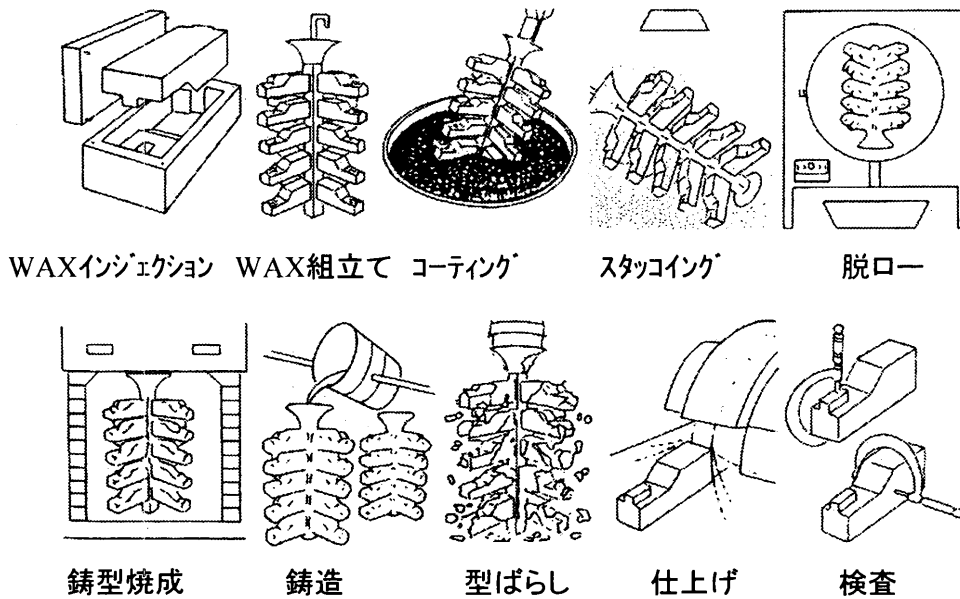


図4 精密鑄造プロセスの各工程の模式図

い制御システムが開発されてきた。

1.3 インゴットの大型化

従来標準的であったVIM+VARのダブルメルトに対してVIM+ESR+VARのトリプルメルトがインゴットの大型化に重要である。ESRによる健全な2次電極を使用したVARにより、清浄な凝固欠陥の無い大型インゴットが製造される。トリプルメルトでの厳密な溶解条件の制御、低圧のヘリウムを導入することによるアークの安定化による金属の跳ね飛びの防止およびインゴットと水冷銅るつぼとの間の伝熱促進による溶湯プールの深さの減少^{(10),(11)}、電極の熱処理による残留応力の低減と延性の向上など様々の技術進歩が貢献している。

また、直径の増大と共にインゴットの中央部からの抜熱が減少し、組織制御が難しくなるので、Nb, C, Siの量が低減された。現在までに地上用ガスタービンの回転体として Alloy 706 は直径 914~1,020 mm, Alloy 718 は 686~710 mm まで達成された。航空機用ガスタービンでは Alloy 718 は 610 mm, Alloy 720 は 508 mm がトリプルメルトにより Waspaloy は 762 mm がダブルメルトにより製造される^{(10)~(13)}。

EBCHRは特に清浄な素材を得る溶解・精練方法であり、チタン及びチタン合金の生産では、米国で年間 48,000 トンの製品の 35% 以上に適用されている⁽¹⁴⁾。しかし、Ni 基超合金には特に Hf 酸化物の除去に優れるが、鑄造品、DS, SC 品のリサイクルに一部での適用にとどまる。

1.4 今後の展望

現在では介在物や凝固組織欠陥の非常に少ないインゴットが得られているが、更に清浄度の高い材料が要請されるなら、介在物の低減には EBCHR の適用も検討課題となるであろう。凝固では材料の熱伝導度が低いなどの物性値からの制約を乗り越えるために成分の最適化を更

に追求することになるであろう。

2. 鑄造技術

ガスタービン高温部の中でも、特に使用温度が高く、高温強度クリープ強度が必要とされる部位は、Ni 基、Co 基の超合金が使用される⁽¹⁵⁾。これらの中で鑄造品は主に精密鑄造法によって製造される⁽¹⁶⁾。

2.1 精密鑄造法の工程

精密鑄造法の特徴は、複雑形状や中空形状が製造可能で、高い寸法精度 (概ね $\pm 0.5\%$ 程度) の、表面品質の良好な鑄物が得られる。一方、工程が複雑で、人手を要する上、鑄型として高価な耐火物を使い捨てで用いることと、ワックスパターン用の金型が必要なため、一般にコストが高い、といった欠点もある。

図4に、精密鑄造プロセスの各工程の模式図を示す。工程は、概ね以下のような手順による^{(17)~(19)}。

- 1) 製品の形状が確定し、鑄造部品図、方案図が決定されると、まず、製品と同形状のワックスを射出成型するための精密な金型を作製する。
- 2) 中空形状のタービンブレードの場合、セラミックス製の中子 (コア) を作製する。
- 3) 準備された金型にワックスを射出成形し、最終製品と同形状のワックスパターン (模型) を作製する。中空形状のタービンブレードの場合コアを金型内にセットし、ワックスで包み込むように射出成形を行う。
- 4) 成型された製品部分のワックスに、鑄造方案にしたがって、押し湯・ゲート・ランナーなどの湯の入り口や通り道をつけ鑄型全体の模型を組み立てる。多数個取りの鑄造の場合、ランナーに多数の製品ワックスを取り付けることになる。

- 5) 一方, 鑄型材として, 耐火物粉末をバインダーとなる液体と混合してスラリー状にしたものを別途大きな器に用意する。以降, これをスラリーと称す。
- 6) ワックスパターンをスラリーに短時間浸して表面に塗布した後, 耐火物粒をサンディング (粒をふりかける=スタッコイングとも呼ばれる) してワックスパターンの外側に耐火物をコーティングし, 乾燥させる。このスラリー塗布-乾燥を何度も繰り返して耐火物がある程度の厚さになるまで続ける。
- 7) 最終コーティングおよび乾燥が十分得られたのち, ワックスを, オートクレーブなどを用いて加熱して溶融させ, 流し出して除去する。これにより, ワックスパターンと同形状の空洞をもつ耐火物ができる。
- 8) これを高温で焼成して強度を付与して鑄型とする。
- 9) この鑄型に溶解した合金を流し込むことで鑄造を行う。
- 10) 冷却した後, 鑄型を鑄物から分離 (型ばらし) し, さらに, ランナーや押し湯部分を切断して, 製品 1 個 1 個に分離する。必要に応じて, 仕上げ加工を行う。
- 11) コアを用いた中空鑄物の場合, コアを内部に包み込んだ金属製品ができる。これをアルカリに浸すなどして内部のコアを溶出し除去する。
- 12) 熱処理および検査を行う。

これらの工程の中でも, スラリーは, 健全な鑄型を作成するためのポイントとなる技術であり, 様々なノウハウが凝縮されている。スラリーに用いる耐火物としては, 最高使用温度である 1,200℃ から 1,400℃ に加熱しても変形, 膨張, 収縮しない材料が必要であり⁽¹⁹⁾, 後述する単結晶鑄造, 一方向凝固鑄造では, さらに高温での使用が求められる。原料となる耐火物の選定, 配合に様々な工夫と進歩がなされてきた。バインダーには, 従来エチルシリケートが用いられてきたが, 環境の問題から, コロイダルダルシリカの使用が主流になりつつある⁽¹⁹⁾。

また, 最近では, 型ばらし, 切断の機械化, 自動化や, ワックス組み立ての自動化の試みもなされ, さらに, コスト低減のため工場全体に自動化システムを導入する例も見られる。

2.2 鑄造方法

鑄造合金には, 普通鑄造用合金, 一方向凝固用合金, 単結晶鑄造用合金⁽²⁰⁾がある。いずれも精密鑄造法を用いる点では同じであるが, 鑄造方案や鑄造条件が異なる。

普通鑄造では, 予熱した鑄型に溶湯を注ぎ鑄型表面全体から鑄型を冷却する。主として等軸晶組織をもつ鑄物が得られる。

一方向凝固鑄造, 単結晶鑄造の場合, ブリッジマンタイプの引き下げ法による一方向凝固炉が用いられる。図 5 に一方向凝固炉の模式図を示す。1970 年代に実用化された一方向凝固鑄造では, 鑄型は底面が開放状態で冷却板 (チルプレート) 上に固定され, 加熱帯で合金の溶融温度以上に加熱される。溶湯が注湯されるとチル

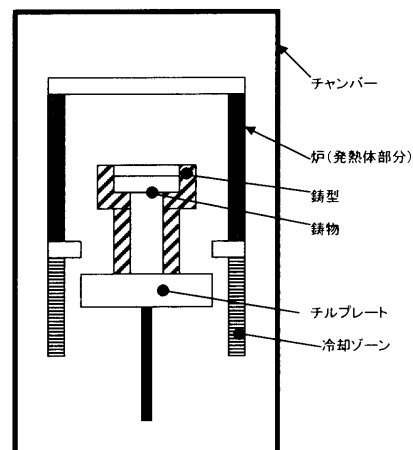


図 5 一方向凝固炉の模式図

プレート上でのみ凝固核生成が生じ, チル晶 (細かい等軸晶組織) となる。その後, 鑄型を加熱帯から冷却ゾーンに引き下げる。これにより, 柱状晶組織が得られる。

1980 年代から実用化されてきた単結晶鑄造では, 用いる鑄型材, 鑄型加熱, 鑄込み, 引き下げ方式等は一方向凝固鑄造と同様な方式で行われる。単結晶鑄造の特徴は, チルプレート直上の凝固核生成部分と鑄型製品部の間に直径数ミリ程度の細長い経路 (セレクト) が組み込まれている点である。これにより, 成長した柱状晶から 1 つの結晶に絞り込み, 製品部にただ 1 つの結晶粒のみを成長させることにより, 単結晶が得られる。

単結晶, 一方向凝固鑄造では, 鑄造欠陥の発生を防止するためには, 凝固中の温度勾配を大きくすることが重要である。最近の鑄造技術の進歩としては, 単結晶, 一方向凝固鑄造において, 冷却部分を低融点溶融金属浴に浸したり^{(21), (22)}, 冷却にガス急冷を用いたりして⁽²⁴⁾凝固部分の温度勾配を大きくする方法が開発されている。

2.3 CAE (デジタルデータの利用)

すでに, 精密鑄造の分野でも金型などの設計, 加工における CAD/CAM の利用は常識となっているが, さらに近年では, コンピュータ支援による技術 (CAE) すなわち, デジタルデータを利用した技術の進歩が数多く見られるようになった。精密鑄造技術そのものの進歩とは異なるが, 最新の技術として, 簡単に述べたい。

(1) ラピッドプロトタイプ 精密鑄造法で新たな製品を製造する場合に, 製品の設計が完成してから最初の鑄物が出来上がるまでに要する時間の中で, ワックスパターン用金型の製作にかかる比率が非常に大きい。開発期間によっては, 金型の完成を待たずに試作鑄造を行う必要がある場合もある。そこで, 金型を使わずにワックスパターンまたはそれに変わる模型を作製する, いわゆるラピッドプロトタイプ法が用いられる⁽²³⁾。ラピッドプロトタイプ法には, いくつかの方法が存在するが, 共通しているのは, 鑄物形状の 3 次元デジタルデータから水平面で切断したデータを取り出し, それと同形状の層を樹脂などで作製し, これを積み上げていって 3 次元形状とす

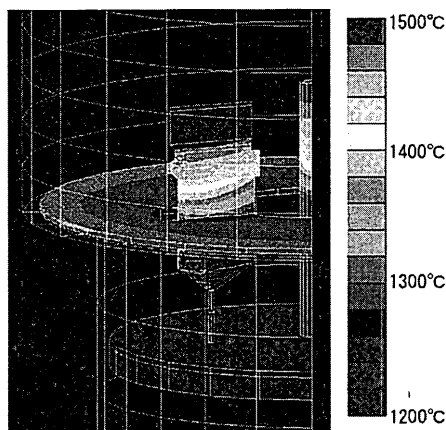


図6 凝固シミュレーションの例

るものである。層の作製には、樹脂をレーザーで溶解して作製する方法や、粉末樹脂をレーザーで焼結する方法がある。

(2) 鋳造シミュレーション 精密鋳造法における鋳造欠陥には、湯周り不良や、巻き込みといった、湯流れに起因するものと、引け巣、マイクロポロシティのような凝固に起因するものがあげられる。これらの欠陥を防止し、鋳物の結晶の健全性を達成するには、鋳造炉の中での鋳物の配置や、ランナーの配置など、鋳型の設計（鋳造方案）の最適化、および、鋳造条件の最適化が重要であり、このための有力な支援ツールが、コンピュータシミュレーションによる鋳造解析である。鋳造シミュレーションには、空のシェル鋳型に溶湯が充填していく過程をシミュレートする湯流れ解析と、その後の凝固・冷却過程を温度的にシミュレートする凝固解析があり、どちらもここ10年くらいの間に実用化されている。図6に凝固シミュレーションの一例を示す。さらに近年では、結晶を予測する手法⁽²⁵⁾や、凝固後の冷却過程での熱応力を予測する応力解析⁽²⁶⁾、さらに、前述のようにフレックルを予測する手法⁽²⁷⁾なども開発され、実用化されつつある。今後、タービンの大型化に伴い、鋳造方案欠陥はますます生じやすくなる。そのため、精度のよいシミュレーション技術を用いた鋳造方案の最適化は、不可欠の技術となろう。

(3) 寸法測定 仕上げまで終了した鋳物は、寸法検査および熱処理工程を経て製品として出荷される。従来、寸法検査にはギロチンゲージが用いられてきたが、近年では、3次元測定機とデジタルデータを組み合わせた寸法測定システムも用いられるようになってきている。精密鋳造法の場合、寸法不良の要因として、金型の寸法不良、ワックスパターンの変形、シェル鋳型の変形、鋳物の冷却過程での変形など、様々な工程での影響が考えられる。したがって、3次元測定による寸法の把握は、不良工程を特定したり、上工程へフィードバックすることが可能であるので、最終検査に用いられるだけでなく、製品開発および工程管理上でも強力なツールである。

3. 鍛造技術^{(28)~(30)}

耐熱材料の鍛造技術は材料の進歩とともに展開してきた。タービンディスク用の耐熱材料としては黎明期においてはオーステナイト系Fe基合金やCo基合金が用いられていたが、前述の真空溶解技術の進歩により、AlやTiといった活性元素が添加できるようになり、 γ 析出強化型のNi基耐熱合金が実用化された。その後、米国を中心に Alloy 718 や Waspaloy などのNi基鍛造材が開発され、耐熱性が著しく向上した。1960年代後半になると耐熱強度向上のために多量に添加されたAlとTiが γ 固溶温度の上昇と熔融開始温度の低下を招き、表3^{(31), (33)}に示すように熱間鍛造可能温度域が狭くなった。これ以降、鍛造技術の進展は以下の二つの方向に分岐していった。ひとつは加工熱処理 (Thermo-Mechanical Processing; TMP) であり、限定された鍛造可能領域でひずみ速度や温度を厳密に制御しながら鍛造を行う技術である。これは主に溶解材を素材とする通常鍛造材 (Cast & Wrought; C/W) の鍛造技術として進歩してきた。もうひとつは耐熱性向上の観点からAlやTiを多量に添加した素材を粉末化し、これをHIP処理したピレットを素材とする粉末冶金材 (PM) の鍛造技術である。

製造プロセスの中で鍛造の果たす役割は形状付与と特性付与の二つである。形状付与については、ニアネットシェイプ化による投入材料の減少が望まれる。特性付与に関しては、表4⁽³⁰⁾に示すように高温で使用されるタービンディスクの諸特性は結晶粒径に依存するため、C/W材では鋳造組織の破壊とともに、再結晶による結晶粒径制御が必要となる。PM材では、内部欠陥の除去と特性の信頼性向上のために鍛造が用いられる。以下、C/W材とPM材それぞれに対して鍛造技術の概要と最近の技術について述べる。

3.1 通常鍛造材の鍛造

C/W材の場合、鍛造プロセスはインゴットの分塊鍛造から始まる。分塊鍛造では変形能が低く粗大な鋳造

表3 耐熱合金の熱間鍛造温度

合金名	熱間鍛造温度域[°C]
Alloy718	950 ~ 1,150
Alloy901	980 ~ 1,175
Waspaloy	980 ~ 1,175
Alloy720	1,020 ~ 1,120

表4 鍛造材の組織と特性の関係

特性	細粒組織	粗粒組織
引張強度	優	劣
低サイクル疲労	優	劣
高温クリープ	劣	優
欠陥の許容能	劣	優

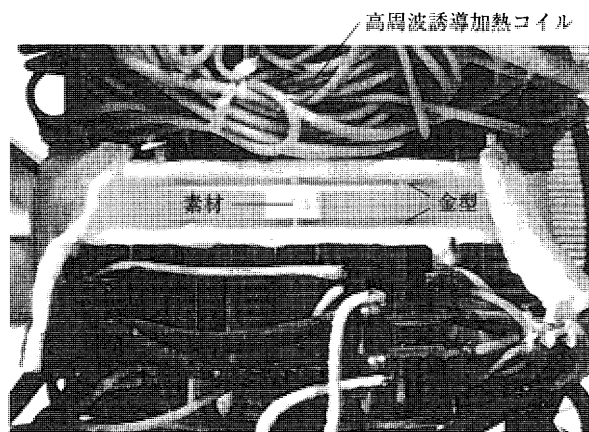


図7 大型プレスによる熱間鍛造
(金型も加熱したホットダイ鍛造)

組織を破壊し、部品形状への型鍛造の素材として適切なビレット (中間素材) を供給することを目的とする。最初にマイクロ偏析を除去するためインゴットを固相線直下まで加熱して均質化を行う。分塊鍛造では、長時間加熱や温度上昇による結晶粒粗大化を抑制しつつ、鑄造組織を静的または動的な再結晶により細粒組織へ変化させる。このため、分塊鍛造では一回の噛み込みにおける加工率、再加熱回数、鍛造サイクル時間などの多くのプロセスパラメータの適正化が必要となる^{(32), (33)}。分塊鍛造の前半は高い温度で鑄造組織を破壊し、後半では微細組織を得るために低い温度で鍛造する。

ビレットを所望の形状に加工する型鍛造工程は、最終製品に最も近い鍛造工程となるため、より厳密なプロセス制御が望まれる。鍛造中には材料表面近傍での温度低下が生じ、特性上好ましくない領域が生じるため、金型を加熱したホットダイ鍛造が用いられる (図7)。また、鍛造時の金型速度が速い場合、変形発熱により温度が上昇し、鍛造直後に結晶粒成長が生じる。このため、ハンマープレスに比べて、鍛造速度を厳密に制御できる液圧プレス形式が望ましいとされている⁽³⁰⁾。

C/W 材の鍛造技術の進歩は TMP が主体であるため、高温での材料挙動と密接に関わりがあり、それぞれの材料に応じた粒径制御法が取られる。以下 MINIGRAIN 法について述べる。Ni 基耐熱合金では高温で安定な析出相があり、これが析出している温度域で鍛造や溶体化を行えば、結晶粒界の移動が析出相に阻止され、微細結晶粒を得ることができる。例えば Alloy 718 では、針状の δ 相 (Ni_3Nb) を約 900°C で長時間時効して析出させ、これを約 980°C で強加工することで塊状に再分散させ、溶体化熱処理時の結晶粒成長を抑制する⁽³⁰⁾。同様の機構により Alloy 901 における η 相 (Ni_3Ti) も利用される⁽²⁹⁾。また、 γ 析出強化元素の含有量が多い Alloy 720 では、 γ 相が高温まで残留する。この固溶温度以下で鍛造することで再結晶を促進し、微細な結晶粒を得ることができる⁽³³⁾。ただし、これらの方法を利用するためには厳密な

鍛造条件制御が必要となる。

TMP においては鍛造とそれに続く熱処理は不可分である。Alloy 718 の高強度化の手法として、鍛造後の溶体化熱処理を省略する直接時効法 (Direct Age) がある^{(29), (30)}。この方法では、まず比較的低温で鍛造し、結晶粒を微細化するとともに粒内の転位密度を高める。次いで溶体化処理を行わずに時効することで転位上へ γ 相を優先析出させる。これにより細かな γ 相が全面析出し、高温強度が改善される。

TMP による既存合金の特性改善は、合金として既に十分な使用実績があり、設計に必要な基礎的な材料データも充実していることから、開発コストの圧縮が可能となる。

3.2 粉末冶金材の鍛造

C/W 材と比較すると PM 材では大径インゴットで生じるマクロ偏析が回避できること、多量の析出強化元素が添加できる等の利点がある。また、結晶粒径の観点からも微細な粉末からスタートするため微細粒が得やすく、粒径の制御も容易とされている⁽³⁴⁾。PM 材のタービンディスク製造技術は 1970 年代に P/WA 社が開発した Gatorizing 法^{(29), (30)}が発端となった。この方法では Ni 基合金のガスアトマイズ粉末をケーシングした後、再結晶温度直下で熱間押出することで数 μm 程度の微細結晶粒を有するビレットを得る。このようにして得られた超微細粒ビレットは特定の温度とひずみ速度において、超塑性を発現するようになる。この特性により、金型を素材温度まで加熱する恒温鍛造法で成形すれば、通常の $1/3$ 以下の鍛造荷重での成形が可能になる⁽³⁵⁾。また複雑な形状の鍛造が可能となるため、極限に近いニアネットシェイプ成形が可能となる。ただし、恒温鍛造の場合、金型には不活性雰囲気中でモリブデン合金などの特殊な材料が使用され、製造効率の面から考えると必ずしも低コストにはならない。このため、この方法は C/W では製造できない高強度合金の IN 100 等に適用されている。コスト低減のために粉末を HIP 処理しただけの部品も製造されたが、特性のバラツキが大きくなるため、信頼性の向上には鍛造が効果的であるとされている⁽²⁸⁾。

最近開発されている PM 材の新しい製造方法としては SprayForm 法^{(36), (37)}がある。この方法では、真空中で合金を溶解し、不活性ガスを使用したアトマイザによって中子に吹き付けて素材を作る。素材は HIP 処理され、必要に応じて鍛造やリング圧延などの加工が与えられる。この方法によれば大幅に製造プロセスが短縮でき、しかも SprayForm 素材の形状が容易に変更できるため、ニアネットシェイプ化が期待される。また、材質面では素材が真空中または不活性雰囲気中で製造されるため、特性の信頼性向上が期待できる。PM 材は C/W 材に比べると製造プロセスのバリエーションも多く、今後もプロセス改良による低コスト化がより一層望まれる。

3.3 プロセス解析技術

鍛造技術そのものは劇的に進歩したわけではないが、材料特性との関係の中で積極的に制御される対象として認識されてきた。鍛造時のプロセスパラメータを適正化するためには、以前は実験に頼るしかなく、開発期間の長期化と開発費の増加につながっていたが、計算機の高速度化と数値解析技術の進歩により、プロセス設計に数値シミュレーションが利用されるようになってきた。解析対象についても以前は鍛造工程における温度やひずみの分布および鍛造荷重などの予測が主であったが、高い特性を有する鍛造品の工程を効率よく設計するために、数値解析による組織予測が行われている^{(38), (39)}。この予測技術により開発コストの低減および特性の改善ならびに更なるニアネットシェイプ化が加速されるであろう。さらに、この組織予測技術の適用は型鍛造工程に留まらず、上流工程である分塊鍛造への適用が進められている^{(40), (41)}。また、加工熱処理の観点から、下流工程である熱処理も重要であり、製品の特性予測のためには一貫した解析技術の構築が必要となる。今後、このような数値シミュレーション技術が全製造プロセスを通しての最適化を進める駆動力になると期待している。

参考文献

- (1) Sutton, C. M., Electron Beam Melting and Refining-State of the Art 1986, (1989), p. 297
- (2) Moyer, J. M. et al., Superalloys 718, 625, 706, (1994), p. 39
- (3) Melgaard, D. K. et al., JOM, Mar., (1998), p. 13
- (4) DenAvyie, J. A. et al., JOM Mar., (1998), p. 22
- (5) Auburtin, P., et al., Superalloys 718, 625, 706, (1997), p. 47
- (6) Yang, W., et al., Superalloys 2000, (2000), p. 75
- (7) Zhang, W., et al., MMTA, Vol. 33 A, p. 443
- (8) Xu, X., et al., MMTA, Vol. 33 A, p. 1795
- (9) Xu, X., et al., MMTA, Vol. 33 A, p. 1805
- (10) Schlatter, R., Superalloys 718, 625, 706, (1994), p. 55
- (11) Helms, A. D., et al., Superalloys 718, 625, 706, (1996), p. 427
- (12) Petit, P., et al., Superalloys 718, 625, 706, (1997), p. 153
- (13) Schwarnt, R. C., et al., Superalloys 718, 625, 706, (1997), p. 141
- (14) Bakish, B., JOM, Nov., (1998), p. 28
- (15) 辻一郎ら, 特殊鋼, 39-10 (1990-10), p. 56
- (16) 日本鑄物協会編, 鑄物便覧, 改訂第4版, (1986), p. 979, 丸善
- (17) 錦織徳郎, 日本ガスタービン学会誌, 12-45 (1984-1), p. 29
- (18) 太田芳雄ら, 日本ガスタービン学会誌, 23-91 (1995-12), p. 19
- (19) Working Group T 20, FOUNDRYMAN, (1997-5), p. 175
- (20) 山崎道夫編, 高性能結晶制御合金技術ハンドブック, (1991), p. 193, 日本規格協会
- (21) Lohmuller, A., et al., Superalloys 2000, (2000), p. 181
- (22) Kermanpur, A., et al., Metallurgical and materials transactions B, 31 B (2000-12), p. 1293
- (23) Yancy, R. N., et al., INCAST, (1998-10), p. 12
- (24) Konter, M., et al., Superalloys 2000, (2000), p. 189
- (25) Rappaz, M., et al., Metallurgical and materials transactions A, 27 A (1996-3), p. 695
- (26) Rappaz, M., et al., Metallurgical and materials transactions A, 30 A (1999-2), p. 449
- (27) Auburtin, P., et al., Metallurgical and materials transactions B, 31 B (2000-8), p. 801
- (28) 西山幸夫, 機械の研究, 35-2 (1983), p. 237
- (29) FIA, FORGING HANDBOOK, (1985), p. 133, ASM.
- (30) 田中良平編, 新素材/新金属の最新製造加工技術, (1988), p. 57, 総合技術出版社.
- (31) 日本鉄鋼協会編, 鉄鋼便覧, 第V巻, 第3版, (1982), p. 363, 丸善
- (32) Mataya, M. C., JOM, Jan. (1999), p. 18
- (33) Jones, R. M. F., et al., 同上, p. 27
- (34) Furer, D., et al., 同上, p. 14
- (35) 伊藤幸生, 塑性と加工, 27-302 (1968), p. 327
- (36) Kennedy, R. L., et al., Vacuum, vol. 47, no. 6-8 (1996), p. 819
- (37) Paton, N., et al., Superalloys 718, 625, 706, (1997), p. 1
- (38) Shen, G., et al., Superalloys 1996, (1996), p. 613
- (39) Matsui, T., et al., Superalloys 2000, (2000), p. 127
- (40) Dandre, C. A., et al., 同上, p. 85
- (41) Antolovich, et al., 同上, p. 39

特集：ガスタービン用先進材料・技術の現状と課題

ガスタービン用コーティング技術

原田 良夫*¹

HARADA Yoshio

キーワード：高温酸化，高温硫化腐食，複合皮膜，熱遮蔽皮膜，金属拡散法，蒸着法，溶射法

High temperature oxidation, Sulfidation, Composite coating, Thermal barrier coating,

Metallic diffusion coating, Physical vapor deposition, Thermal spraying

1. まえがき

ガスタービンの歴史は古く、1791年J. Barbarの特許¹⁾にその淵源が認められるといわれている。その後200年余の歳月をかけて多くの技術課題を克服する一方、自らが要求源となって関連科学・技術の発達を促し、その成果を逐次とり入れることによって、今日の信頼性の高い原動機としての地位を築いてきた。

ガスタービンは、その開発初期から、熱サイクル上、直接化石燃料の燃焼ガスに曝される燃焼器および高速回転するタービン部材の信頼性と長寿命化が大きな課題となり、多くの耐熱鋼、耐熱合金類の開発要求源としての役割りを果たしている。

ガスタービンの高温化に伴う耐熱合金の開発過程を振り返ると、その第一は環境温度の上昇に伴う厳しい酸化と腐食反応の防止対策であり、その第二は高温における機械的諸性質に優れた合金の研究および一方凝固、単結晶翼などの製造技術の開発研究である²⁾。前者の改善には、Cr, Al, Siなどが有効であるが、これらの耐食性元素の多量添加は、後者の性質を必ずしも向上させず、場合によっては劣化させ、その上加工性を損なうなどの欠点があるため、両者を兼ね備えた合金の開発は、極めて困難な状況にある。このため金属材料の表面に何らかの手段でコーティングを施し、機械的強度と耐食性を別個に分担させて使用する方法が推奨され、今日まで多種多様な耐熱・耐食コーティングが研究され実用化にも成功している。

現在、ガスタービン用耐熱・耐食コーティング（以下耐熱コーティング）として実用化されている処理法は、金属拡散法、蒸着法および溶射法と、これらのプロセスを相互に組合せたり、さらに電気めっき法を併用させた複合処理法が主力となっている³⁾。これらの耐熱コーティング法の大部分は、科学技術が急速な発展を開始する直前の20世紀のはじめに工業化された共通点をもっている。またこれらの処理法は、その後長期間にわたって地

道な研究を続行する一方、革新的な装置を開発し、さらに成膜材料技術の進歩を促しつつガスタービンの高温化に伴う要求に応え今日に至っている。この一連の研究開発の成果は、他の高温環境を取扱う工業分野に対しても先導的役割を果たしている。

ここでは、高温ガスタービン用耐熱コーティングとしての金属拡散法、蒸着法、溶射法とこれらを組み合わせた複合処理技術を概観しつつ成膜機構と皮膜性状の特徴について要約した。

2. ガスタービン用コーティングの開発状況

2.1 ガスタービン翼用コーティングの開発の背景

ガスタービン翼用の耐食コーティングの開発は、タービン入口ガス温度の上昇と使用燃料の性状に密接な関係にある。図1¹⁾はタービン入口ガス温度の年次の上昇過程を示したものである。1988年、T. Khan⁶⁾らは、ガスタービンの温度の上昇過程を概観し、ガス温度は年15°Cの割合で高くなってきたが、材料の耐熱性は7°Cの上昇にとどまっているとして、結晶制御合金分野の研究の重要性を訴えているが、わが国のガス温度の上昇はさらに急激で、年平均25°Cに達している。その内訳は、高温被曝部材（動静翼、燃焼器など）に対する強制冷却システムの進歩が15~20°C/年、材料とコーティング技術の効果が5~10°C/年であるといわれ¹⁾、今日では

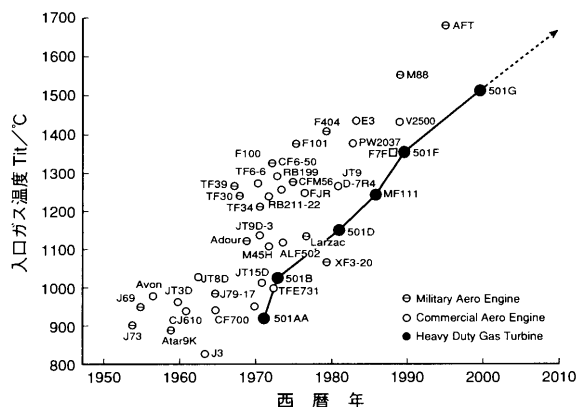


図1 ガスタービン入口ガス温度の上昇経過

原稿受付 2003年1月15日

*1 トーカロ(株) 研究開発本部

〒658-0013 神戸市東灘区深江北町4-13-4

表1 ガスタービン翼用耐熱コーティングの種類と成膜金属

方法	成膜金属	特徴
拡散浸透法	Cr, Si, Al, Cr-Al, Cr-Si Al-Si, Al-Fe, Al-Ti	拡散層を形成して被処理体と強固に結合する。成膜金属の種類が限定され、その濃度管理も困難、また高温処理のため母材の強度劣化対策が必要。
蒸着法 (PVD)	MCrAlX, MCrAlXX	成膜金属の種類が多く、拡散層の割合が小さい皮膜を形成する。均一付着性、生産性に劣るほか、柱状相組織となり易い。
溶射法 (APS) (LPPS) (HVOF)	MCrAlX, Ni-Cr, Ni-Cr-Al	任意の金属・合金の成膜が可能。大気中では皮膜中に酸化物を含み、多孔質であるが、高速フレイム法では殆ど問題とならない。減圧不活性ガス中で処理すれば、緻密、密着力のよい皮膜となる。生産性大。
複 合 法	電気めっき/拡散 PVD/拡散 塗布/拡散 溶射/拡散 溶射・塗布/拡散	Pt/Al, Pt-Rh/Al, Ti/Al, Cr/Al, Y/Al-Cr, Si/Al, Cr/Al, Cr/Al-X, MCrAlX/Al, Ni-Cr/Al, Cr Ni-Cr/SiO ₂ /Al
		電気めっき、蒸着、溶射、拡散浸透法、スラリー金属成分塗布法などを組み合わせることによって、単独処理法の欠点を補い、新しい機能皮膜を形成させる。

(備考) (1) APS: 大気プラズマ溶射法, LPPS: 減圧プラズマ溶射法, HVOF: 高速フレイム溶射法
(2) 拡散処理法は一般に粉末法、あるいはPack Cementation法と呼ばれているものである。

1,500℃級のガスタービンプラントが運転されている。この間タービン翼部材の開発も目覚しく、 γ 相 [Ni₃(Al, Ti, Nb, Ta)] の析出強化を利用した多くのNi基超合金が出現し、さらに一方凝固、単結晶などの結晶制御合金の開発によって、高温強度面からの耐用温度の上昇に大きく貢献している⁶⁾。しかし、これらのNi基超合金類は、 γ 相の析出強化を促進させるため、Mo, Wなどの高温耐酸化性に乏しい金属成分を増加させる一方、析出を抑制させるCr量の低下などの冶金的配慮から、高温耐食性の劣化が問題となり、耐熱コーティングの必要性が従来以上に強調されるようになった。

一方、ガスタービン用燃料の動向から環境の腐食性を見ると、1950~1960年代前半のタービン入口ガス温度が低く、無冷却翼でも十分その機能が発揮できたガスタービンにおいても、翼部材が燃料中のNa, V, Sなどの腐食成分によって甚だしく腐食されたり、翼表面にこれらの化合物を主成分とするデポジット類が多量に付着することによるタービン効率の低下が問題となった⁷⁾。良質燃料の使用はこの種の障害を防止する最も確実な対策であるが、他の動力機関に比べ、特に運転経費に占める燃料費の割合が大きい⁸⁾ガスタービンでは、経済的な理由からなるべく低廉な燃料を使用したい要求が強く、古くから粗悪油の使用とこれによる腐食障害の経験および対策が精力的に行われてきた経緯があり⁹⁾、その一つに耐熱性ととも耐食性にも優れたコーティングの適用が挙げられている¹⁰⁾。その後ガスタービンの高温化に伴ない、従来ほとんど問題とならなかったような微量の腐食成分、たとえば良質の燃料を使用したとしても、燃焼用や冷却用として使用する空気中に含まれる海塩粒子によっても甚だしい腐食が発生することがわかり¹¹⁾、タービン翼の高温耐環境性を支援するためのコーティング技術は益々重要となっている。また、これまでの研究や運転経験からタービン動翼の寿命因子は、クリープ、外力による疲れ、熱疲労、酸化、硫化腐食などに大別¹²⁾されるとともに、高温硫化腐食と熱疲労が寿命に最も大きな影響を与えることが知られ、高温腐食対策の重要性はこの点からも大きな地位を占めるようになってきた。

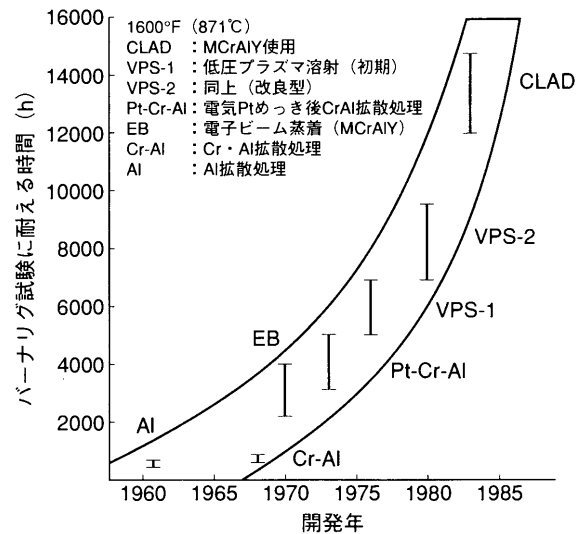


図2 ガスタービン用耐熱コーティングの開発状況

2.2 耐熱・耐食コーティングの種類と開発状況

運転中のガスタービン翼は、高い熱負荷と大きな機械的作用を受けるため、その表面を処理するコーティング金属類はこれらの環境中で、長期間にわたって安定した状態を維持することが必須条件となる。ことにガスタービン特有の運転開始や負荷変動時の急激な温度変化に際しても、優れた密着性を発揮する必要があるため、コーティング方法の選択もおのずから限定される傾向にある。表1はガスタービン翼用耐熱コーティング方法と成膜金属の種類を示したもので¹³⁾、古くから耐熱耐食金属として常用されているCr, Al, Siなどを単独あるいは合金として使用し、初期のガスタービン翼用耐熱コーティングとして多大の成果を収めている。コーティング方法としては、拡散層を形成して翼材との密着性にすぐれた金属拡散法が多用されたが、ガスタービンの高温化に伴う腐食環境の激化は、処理金属が比較的限定される拡散法だけでは対応できなくなり、最近では溶射法、蒸着法の進歩と MCrAlX 合金で代表される耐熱耐食合金の開発などによって、高度な耐食性と密着性のよいコーティングが出現している。さらに Pt, Rh などの貴金属を電気

表2 高温腐食反応の種類と耐食性金属

環境成分	腐食モード	化学反応例 (M:金属元素)	耐食性金属成分
H ₂ O・O ₂	酸化	M+H ₂ O → MO+H ₂ , M+O → MO	Cr, Al, Si, X
CO ₂ ・CO	酸化・浸炭	M+CO ₂ → MO+CO, 2CO=C+CO ₂ M+C → MC	Si, Ni, Al, Cr
CH ₄ ・C _m H _n	浸炭・水素侵食	CH ₄ ⇌ C+2H ₂ , 4H+C → CH ₄ , M+C → MC	Si, Ni, Al, Cr
N ₂ ・NH ₃	窒化・水素侵食	2NH ₃ ⇌ 2N+3H ₂ , M+N → MN 4H+C → CH ₄	Ni, Si, Mo, Cr
H ₂ S・S	硫化・水素侵食	M+S → MS, M+H ₂ S → MS+H ₂ M+S → MS	Cr, Si, Al, Cr
SO ₂	酸化・硫化	2M+SO ₂ → 2MO+S, M+S → MS	Cr, Al, Si, X
HCl・Cl ₂	ハロゲン腐食	M+2HCl → MCl ₂ +H ₂ , M+Cl ₂ → MCl ₂	Ni, Al, Cr, Co
重油灰中	V ₂ O ₅	mNaO・nV ₂ O ₅ , mNa ₂ O・pV ₂ O ₄ ・(n-p)V ₂ O ₅	Cr, Si, Al, X
	Na ₂ SO ₄	Na ₂ SO ₄ +3M → Na ₂ O+3MO+S, M+S → MS	Cr, Si, Al, X

(備考) Xは希土類元素を示す。

めっき法によって処理したり、Ni-Cr, Ni-Cr-Al合金を溶射した後Al, Crなどの拡散処理を施す^{14), 15)}など、それぞれの特徴を利用して、単独処理法の欠点をおぎなう複合処理法も実用化されている。図2¹⁶⁾は1960年以降のガスタービン用耐熱コーティングの開発状況の一例を示したもので、初期のAl拡散法に比べ、耐食合金の溶射皮膜は、10倍以上の寿命延長が期待されている。昨今は溶射耐食合金/Al拡散処理の複合コーティング¹⁷⁾が主流を占めている。なお、G. W. Goward¹⁸⁾によると、1950年代には溶融Alめっきが使用されていたとの報告があり、隔世の感がある。

2.3 高温腐食と耐食コーティング用金属

高温機器およびそのプロセスに使用されている金属材料の種類は非常に多く、また環境も複雑な腐食系であるが、環境成分によって誘発される腐食現象と代表的な反応例および耐食性を示す金属成分を要約すると表2¹⁹⁾に示す通りである。また化石燃焼ガス中においては、図3²⁰⁾に示すように温度によって腐食損傷に主要な役割を果たす元素は異なるが、S, Na(K)化合物が広範囲にわたって腐食原因となっている。これらの知見から明らかなように、金属材料中に添加される金属元素の腐食反応に対する効果を見ると、Crは耐酸化性のみならずその他の腐食に対しても最も高い抵抗力を有し、次いでAl, Siが有効である。ただ高温環境下におけるCrとAlの有効性を比較すると、図4²⁰⁾に示すように比較的溫度が低く、酸化より硫化反応が優先する領域では、前者が卓越した効果を示し、より高温側では逆に後者がはるかにすぐれているなど、酸化膜としての高温安定性の相違に起因する特性が認められている。一般に酸化膜の高温安定性は、蒸気圧、ピリング・ベドワース比(酸化物体積/金属体積の比)、熱膨張係数、表面粗さ、皮膜厚さ、優先する拡散機構、高温塑性変形能、合金/酸化物界面の形態、純度などに支配されるが、これらの諸因子は相互に関連しあって影響しており³⁾、その実態は複雑である。Niは多くの環境で優れた耐食性を示すにも拘らず、SO₂, H₂S, Na₂SO₄などのS化合物を含む環境では低融

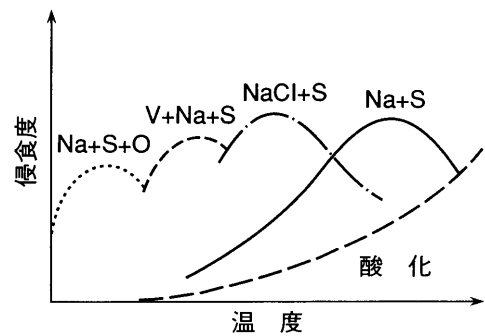


図3 高温腐食に関する腐食性元素と温度の関係

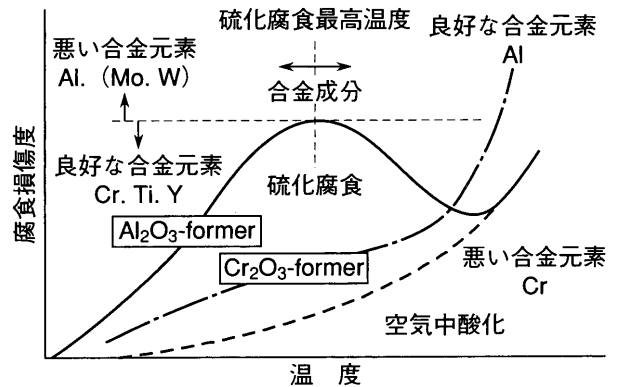


図4 高温腐食に対する合金元素および温度の効果

点の硫化物との共晶 (Ni-Ni₃S₂, 645℃)²¹⁾を生成し、激しい損傷原因となる欠点がある。

高温下の材料強度向上に欠かすことのできないMo, Ta, Wなどは耐酸化性に乏しく、また、耐酸化、耐食性に優れたCr, Al, Siなどの多量添加は、材料の強度および加工性を低下させる特性がある。タービン翼材とコーティング材料は以上のような金属成分の特質を科学的に制御、按分しつつ実用に供されている。

2.4 耐熱・耐食コーティングとしてのMCrAlX合金

高温用成膜材料として有用なMCrAlX合金は1960年頃ジェットエンジンの高温化、高性能化に伴う耐酸化、耐高温腐食用コーティング材料として開発されたもの

で²¹⁾、従来の耐熱合金材料として永い歴史を有する Ni-Cr 系、Fe-Cr-Al 系および Ni-Cr-Al 系を凌駕する性能を発揮するため²²⁾、第3世代用コーティング材料として²³⁾、溶射法、蒸着法、クラッド法などによって成膜されているほか、Pt, Rh を添加した複合コーティング法としても検討されており、頗る用途の広い材料である。

MCrAlX 合金を構成する各成分とその作用機能は、概略次の通りである。

M : Fe, Ni, Co およびこれらの組合せを示す。

Cr, Al : 保護性酸化膜形成元素。

X : 保護性酸化膜の補強維持機能を有する元素を示す。(Y, Hf, Sc, Ce, La など)

それぞれの成分元素の配合割合は、使用目的によって選択されているが、その基準は概略次の通りである。

Ni : Co に比べて延性に優れているが、高温耐食性、特にS化合物に弱く、熱膨張係数もやや高い。

Cr : 低温領域での耐硫化腐食性に優れ、共存する Al の酸化物の生成を安定させ、自らも Cr₂O₃ 保護膜をつくる。しかし多量に含有すると延性低下や生地合金組織の劣化を招く。

Al : Al₂O₃ 生成元素として高温酸化に優れた性能を発揮するが、低温領域の硫化腐食に弱く、Cr, Si による補強が必要。

Y, Hf, Th : 酸化膜の剥離抑制効果を有する。

Si : 耐酸化性および耐バナジウム腐食の改善に有効。

Ta : 高温強度および耐硫化腐食の改善に有効。

Pt : 耐硫化腐食性および合金の延性改善に有効。

この合金は、その後も改良研究が精力的に続けられ、今日ではそれぞれの成分量を変えた多くの種類があり、市販品および航空機エンジンメーカーの仕様となっている組成は、M成分を除くと Cr₁₅₋₃₀, Al₅₋₁₆, Y_{0.1-1.0} の範囲に収まるものが多い。また X成分についての研究が進み、MCrAlYSi (MCrAlXX'), MCrAlYSiHf (MCrAlXX'X'') 合金のような多成分系が出現²⁴⁾、耐酸化性の向上に大きな効果を挙げている。なお、X成分の作用機構の研究も広く行われ²⁵⁾、現在のところ次に示すような諸説が発表されている。

- (1) 釘付け機構²⁶⁾ (Keying)
- (2) 中間層機構²⁷⁾ (Graded seal)
- (3) 化学結合の向上²⁸⁾ (Improved chemical bond)
- (4) スケールの延性の向上²⁹⁾ (Enhanced scale plasticity)
- (5) 空孔吸収機構³⁰⁾ (Vacancy sink)
- (6) スケール成長機構の変化³¹⁾ (Change in the mechanism of scale growth)

3. 高温耐食コーティング技術

3.1 金属拡散法

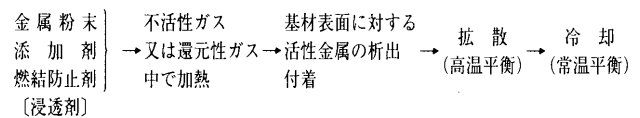
3.1.1 金属拡散法の概要

金属拡散法は、20世紀の初

表3 金属拡散法の処理方法の種類による分類

拡散剤の形態による分類	処理方法	処理操作による分類
気体	(1) 反応性ガスの発生と被処理物の加熱保持をそれぞれ別の設備(炉)で行う	粉末法
	(2) 反応性ガスの発生と被処理物の加熱保持を同一設備(炉)で行う	
固体	(3) "粉末バック法"(ガスによる表面反応と、粉末と素地との接触による固体間の拡散)	純粋の固体法
	(4) 固体と固体とを十分よく接触させ、加熱保持により固体間の拡散を行う	
液体	(5) 塩浴を用いる	液体法

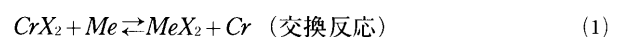
頭、当時の鉄鋼材料に耐熱、耐食性などの付加価値をつけるため、Zn, Al, Si, Cr などの純金属粉末を鉄鋼材料の表面に圧着させた後、高温に加熱保持して金属の拡散現象の研究とともに、その工業化の試みが主として欧州において盛んになった経緯がある³²⁾。これまでに研究開発された金属拡散法を拡散金属の形態別に分類すると表3に示す通りであり、拡散金属を気体(ガス)、固体(粉末)、液体(溶融塩)などとして反応させる方法がある。このうち高温耐熱コーティング用のCr, Al 拡散処理法として、現在最も工業的に利用されている方法は、高温状態におけるハロゲン化金属と被処理基材(以下基材)との化学反応あるいは雰囲気中に流通したH₂ガスによる還元反応によって、活性金属を気相中に析出させるとともに、基材内部へ拡散浸透させるものである。粉末法では、ハロゲン化金属の供給源として下記のように、金属粉末、添加剤(ハロゲン化合物)、焼結防止剤(アルミナ、カオリン)の混合粉末を使用して、その中に基材を埋没させ、H₂雰囲気中で数時間~10数時間高温状態に維持して処理するものである。



3.1.2 拡散処理時における化学反応 粉末法を用いた拡散処理時の化学反応は概略次の通りであり、粉末法といえども気相形態のハロゲン化金属が直接の金属析出供給源であるので、実質的にはCVD (Chemical Vapor Deposition) 法であるといえる。

- (1) 浸透剤からハロゲン化金属を発生させる反応
- (2) 発生したハロゲン化金属から、活性な金属が基材表面へ析出または付着する反応
- (3) 析出または付着した金属が基材内部へ拡散浸透する反応

ハロゲン化Crが基材表面で反応する場合、次に示すような3反応が基本反応として考えられている^{33,34)}。すなわち基材をMe、ハロゲンをX₂とすると、次の反応式で示される。



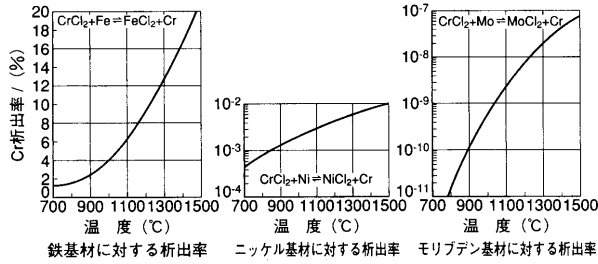


図5 交換反応による Fe, Ni, Mo に対する Cr 析出速度

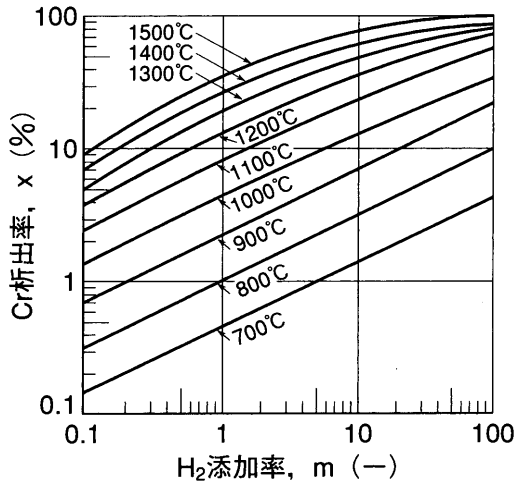
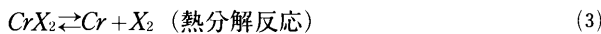
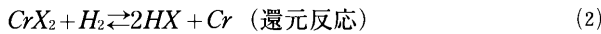


図6 水素還元反応による気相中における Cr 析出速度



1) 交換反応による Cr 析出率 (1)式の交換反応による Cr 析出率を Me として Fe, Ni, Mo の場合について、それぞれの塩化物の平衡定数を用いて求めた。図5はこの結果を示したもので、処理温度 (900~1100°C) において鉄基材では 2.5~6.5 (%)、Ni 基材では (1.3~3.2) × 10⁻³ (%), Mo 基材 9 × 10⁻¹¹~2.0 × 10⁻⁹ (%) 程度である。Ni, Mo 基材への析出率が小さいのは平衡定数 (K₁ = P_{CrCl₂}/P_{MeCl₂}) 値が極めて大きいためである。鉄基材の場合は FeCl₂ 蒸気圧が他の金属より大きく、交換反応によって Cr の析出が期待でき、また温度の上昇によって析出率は指数関数的に増加し、たとえば 1500°C では約 20% の析出が認められる。

2) 還元反応による Cr 析出率 (2)式の還元反応は基材の種類に関係なく気相中で進行する。図6は H₂ 添加率 m と Cr 析出率の関係を示したもので、H₂ 添加率 (H₂ 分圧) を大きくとれば、Cr 析出率は増加し、また温度を上げれば析出率は向上し、その絶対値もすこぶる大きい。しかし高温側 (1400°C 以上) では、m を 10 以上大きくしても析出率はあまり増加しない。このような還元反応では H₂ 分圧を上げるほど有利であるが、粉末法では浸透剤中に NH₄Cl を添加するため、次に示すような反応も同時に発生し、(2)式と(5)式両反応の平衡関係から、

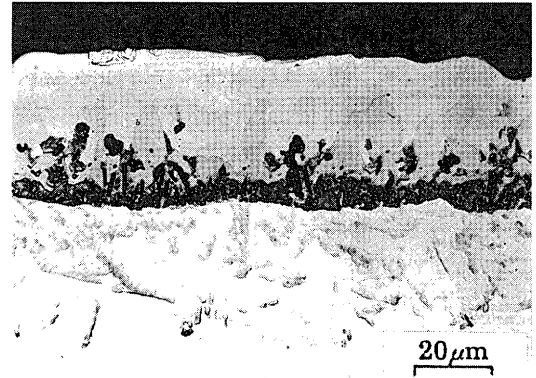


図7 Ni 基超合金に処理された Cr 拡散層の断面

H₂ 分圧に最大値が存在することとなる。



また、実際の処理操作では、H₂ 流量を大きくすると、Cr 源としての CrCl₂ を系外へ排出することとなるので、この点からも最適な H₂ 流量が存在する。

3) 熱分解反応による Cr 析出率 (3)式の平衡定数 (K₃ = P_{CrCl₂}/P_{CrCl₂}) から各温度における Cr 析出率を求めると、1,000°C で 3.85 × 10⁻¹⁰ (%), 1,300°C で 2.40 × 10⁻⁸ (%), 1,500°C でも 3.89 × 10⁻⁷ (%) しか析出せず塩化物を使用する限り、熱分解反応による Cr 析出は期待できない。

なお、ハロゲン化 Al は、蒸気圧が高く、Cr の場合に比較して、各反応における析出率が大きいという基材への拡散速度も早いので、処理温度を低く設定することができる。

3.1.3 拡散処理層の性状 1) Cr 拡散処理層 拡散処理層の断面を光学顕微鏡により観察すると、処理金属と基材成分が相互に拡散した層を中心とし、その外側に処理金属濃度の高い層、内側に濃度の低い拡散層が形成されるのが普通であり、安定度の高い拡散層の存在は、耐熱コーティングとして重要な役割を果たしている。

Ni, Co 基超合金に処理した Cr 拡散処理層の断面は、Additive layer³⁵⁾と呼ばれる緻密な白色層が表層部を構成し、基材との中間部に Cr と基材成分が相互に拡散して生成した拡散層が存在する。処理層の Cr 濃度およびその分布状態は、基材の種類、組成比によって異なり、それぞれ特徴ある形態を示す。図7に Ni 基超合金に処理した代表的な Cr 拡散処理層の断面、図8に各種の基材に処理した処理層中の Cr 濃度分布を示した。この結果から明らかのように、最高の Cr 濃度はいずれの基材でも、最表層部近傍に限定されているが、Ni 基超合金では特に高く、70% 以上に達し、しかも高濃度を有する Additive layer の厚さが非常に大きいことが観察される。

2) Al 拡散処理層 Al 拡散処理層も浸透剤の組成、処理条件によって変化する。一般に Al 含有量が高く、活

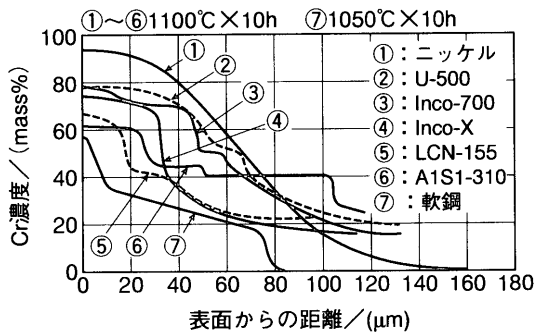


図8 各種金属材料のクロム拡散層中のCr濃度変化

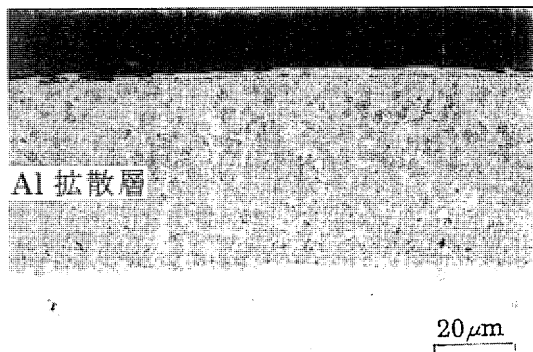


図9 Ni基超合金に処理されたAl拡散層の断面

量の大きい浸透剤を使用すると、処理層中Al濃度も高くなるが、あまり濃度が高いと処理層が脆くなるため、950~1,000°C程度の温度で二次拡散処理を施し、基材内部への拡散を促進させてAl濃度を低下させることも多い。図9はNi基超合金に処理したAl拡散処理層の断面を示したもので、Alの基材中への拡散速度が速いため、表層部の濃度はCrの場合ほど高くない。処理直後の層はNiAlを主体とし、処理温度によっては、Ni₂Al₃も析出する。二次拡散処理や高温状態で使用すると、雰囲気と接触する表面では緻密なAl₂O₃を形成する一方、基材との境界ではNi₃Al層が成長するなど冶金学的研究もかなり実施されている³⁶⁾。

3) 合金拡散処理層 合金拡散処理層の性状も処理金属の種類とその方法によって変化する。Ni基超合金に対しては、Al-Cr³⁷⁾、Fe-Al³⁸⁾合金処理がよく知られている。処理方法は、浸透剤中に合金成分を混在させる場合と、それぞれ単独の拡散処理を繰り返し実施する方法がある。前者の場合には、それぞれの金属の蒸気圧比によってコーティング層の成分の変化するので、浸透剤成分としての合金組成比とその活性度に注意する必要がある。

3.1.5 拡散処理層の耐食性 1) Cr拡散処理層の耐食性 Cr拡散処理層の耐食性は、実験室的な方法³⁸⁻⁴⁰⁾およびガスタービン実機³⁶⁾においても、その優れた耐食性が確認されている。図10はS:3.2~4.16%を含む高硫黄燃料を用いたガスタービン実機(発電出力12MW, タービン入口ガス温度732~788°C)の第一段動翼にCr拡散処理翼とInconel 700製の無処理翼を同位置に装着

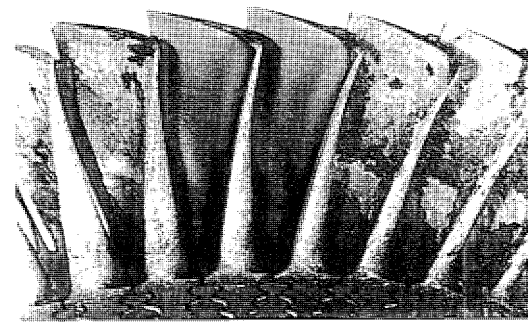


図10 タービン動翼の高温腐食状況とCr拡散翼の外観(中央の2翼がCr拡散処理, 4,400h後)

し、約4,000h運転した後の外観状況を示したものである。無処理翼では多量の剥離性スケールが生成したり脱落しているが、処理翼には全く異常は認められず、この程度の短時間運転でも両者の差が明瞭に現れている。タービンの点検ごとに動翼の重量変化を測定した結果によると、拡散処理翼では25,800hの運転でも重量変化がほとんど認められないのに対し、無処理層では1枚当たり58.5gの腐食減量が見られている³⁸⁾。なお、さらに温度の高い位置にある第1段静翼では、無処理のINCO 713C, Udimet 500などはすべて4,000h以内の運転で甚だしい硫化腐食を受けたが、この静翼に対してもCr拡散処理は、優れた耐食性を発揮し、25,000h後でも全く異常は認められず、800°C以下の硫化腐食環境では、優れた耐食性を発揮している³⁸⁾。

なお、拡散処理層全体の課題であるが、ガスタービン翼のような高温環境で使用される場合の処理層の消耗は、燃焼ガスによる腐食損耗と拡散金属の基材内部への拡散に伴う表面濃度の低下に大別され、さらに表面濃度の低下は耐食性の低下をもたらすこととなる。このようなことから、タービン翼基材に対する拡散金属の挙動は、防食機能の寿命推定上からも重要である。図11は実用Ni基超合金Inconel 700(15Cr-29Co-3.8Mo-2.2Ti-3Al-0.7Fe-残りNi)を対象にしたCr拡散処理層のAdditive layerの高温保持による内部拡散速度を計算によって求めたものである³⁹⁾。この結果から明らかなように700°Cでは20,000hでも表面のCr濃度は初期値を維持できるが、900°Cでは明らかにCr濃度の低下が認められている。

2) Al拡散処理層の耐食性 Al拡散処理層の耐食性も多くの実験によって確認され⁴⁰⁾、タービン翼としての実績も豊富である⁴¹⁾。たとえば図12⁴²⁾は海塩粒子100ppmを含むJP燃料ガスによるバーナリグ腐食試験結果を示したものである。同条件下におけるINCO 713Cの無処理材は、数時間後から大きな重量変化を示すとともに局部的には基材が崩壊するなど甚だしい腐食を受ける。これに対しAl拡散処理したものは、913~1,024°Cの条件下では110h後も重量変化率は僅少であり安定した状態

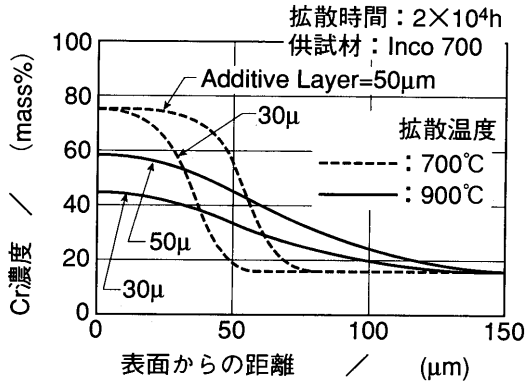


図 11 クロム拡散層の加熱による濃度変化計算結果

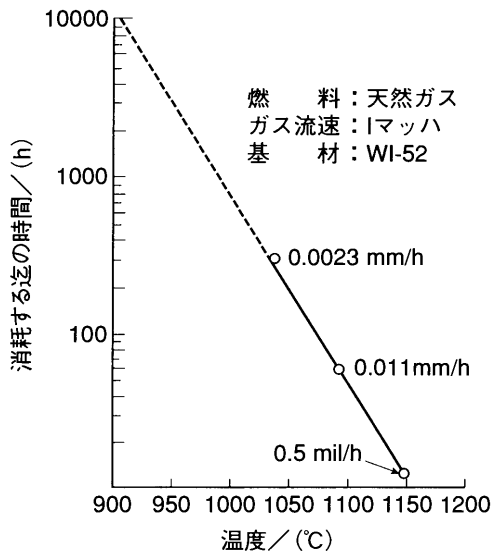


図 12 Al 拡散層のバーナーリグ腐食試験結果

を維持している。1,093°C では 40 h 後から重量減少するがその程度は無処理材に比べはるかに軽微である。

Al 処理層の消耗は腐食成分の作用以外に、Ni₃Al 相中に析出する Ni₃Al の表面を伝わって酸化が内部へ進行することによっても促進される⁴³⁾。高速の燃焼ガスを吹付ける酸化環境下の処理層の消耗速度は、温度の影響が大きい。

3.2 蒸着法 (EB-PVD 法)

真空容器中で金属を気化させ、その蒸気を基材表面に凝縮させる物理的蒸着法 (Physical Vapor Deposition = PVD) の基本的プロセスには、真空蒸着、スパッタリングなどがあり、通常 10⁻²~10⁻⁸ torr の減圧下において、蒸着させる方法である。1963 年 D. M. Mattox⁴⁴⁾ によって提案された PVD の一種であるイオンプレーティング法は、それまで半導体、不導体などの薄膜処理が主流であり、欠陥の多い蒸着膜を大幅に改良し、ガスタービン翼のような厚膜を必要とする耐熱コーティングにも十分利用できるようになった。このほかガスタービン翼の処理では、耐食合金を強力な電子ビームによって気化させて高濃度の合金蒸気をつくり、この中で基材を加熱しな

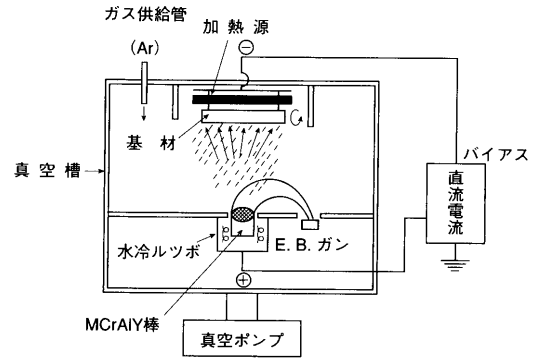


図 13 電子ビーム蒸着装置の概要

がら回転させたり⁴⁵⁾、スパッタ法⁴⁶⁾によってコーティングする方法も実用化されている。なお最近ではコーティング用金属の蒸発を強力な電子ビーム熱源を用いる蒸着法を EB-PVD 法と呼称することが多い。

EB-PVD 法では図 13 に示すように、Ar 雰囲気中で基材を陰、蒸発源を陽に印加させ、グロー放電中で蒸発金属をイオン化させて、基材に衝撃的に蒸着させるものであるが、通常の方法では蒸着金属のイオン化率はせいぜい数%程度であるといわれている⁴⁷⁾。このため蒸着源近傍に熱陰極を設け、これから放出される熱電子でイオン化率を高める多陰極法⁴⁸⁾、蒸発源と基材の中間に高周波コイルを挿入し、高周波磁界でイオン化を促進させる高周波法⁴⁹⁾、イオン化率の高い中空陰極放電電子銃 (HCD 電子銃) を蒸発源として使用した HCD 法⁵⁰⁾、同じく蒸発源の加熱に高周波を用い、この漏洩磁束によってイオン化率の促進を図った誘導加熱法⁵¹⁾などが開発されている。

3.2.2 EB-PVD 法の特徴 PVD 法の代表的な電子ビームを熱源とする EB-PVD 法は、従来の蒸着法に比べ膜質が均等ですぐれた密着力が得られるなど多くの利点を有しているが、耐熱コーティング用として利用する場合、特に次に示すような特性が有効に作用している⁵³⁾。

1) 蒸発粒子の平均自由行路が長く大きな衝突エネルギーを利用できる。蒸発中の微細な金属粒子は陽イオンを形成しやすいので、これを適当な方法で電気的に荷電するとイオンとして陰極とした基材へ衝突する。この衝突エネルギーを有効に利用するには、蒸発源から基材へ至る経路で、粒子同志が相互に衝突してエネルギーを消失しないようにする必要がある。粒子が相互に衝突するまでの平均自乗根の長さを平均自由路と呼び次式に示すような関係にある⁵⁴⁾。

$$l = \sqrt{2RT/\pi N_0 p \sigma^2} \tag{6}$$

ここで、 l : 平均自由行路、 R : 気体定数、 T : 絶対温度、 π : 円周率、 N_0 : アボガドロ数、 p : 圧力、 σ : 粒子径である。良好な密着性を得るには、基材をこの行路内に設置するとともに、雰囲気中の気体粒子の存在は平均自由行路を短くするので、真空度はなるべく上げることが望ましい。また、同温同圧の場合、 l は粒子径の自

乗に反比例するので、粒子径は小さいほど、雰囲気圧力が少し高くても粒子径が小さければ、 l は長くなり処理装置の製作や操作上有利となる。一般にイオン化された金属粒子は通常の蒸発法、スパッタ法などで得られる中性粒子に比べ小さいので l は長くなる。

2) 蒸着粒子の飛行速度が大きく緻密で密着力のよい蒸着膜を形成する。中性粒子の平均速度は次式で示される⁵⁴⁾。

$$\bar{c} = (8RT/\pi M)^{1/2} \quad (7)$$

ここで M は粒子の質量である。これに対し粒子が正イオンの場合は、その運動エネルギーは Z をイオン価数、 e を電気素量、 E を電圧、 m を粒子の質量、 V を速度とすると次のようになる。

$$(1/2)mV^2 = ZeE \quad (8)$$

V を(cm/sec)、 m を(g)、 E を(V)で示すと

$$V = 1.3891 \times 10^6 \sqrt{EZ/M} \quad (8')$$

V は電圧印加時の速度であり、イオンの速度 V は

$$\begin{aligned} V &= \bar{c} + V \\ &= 1.4551 \times 10^4 \sqrt{T/M} + 1.3891 \times 10^6 \sqrt{EZ/M} \\ &= 1/\sqrt{M} (1.4551 \times 10^4 \sqrt{T} + 1.3891 \times 10^6 \sqrt{EZ}) \end{aligned} \quad (9)$$

いま、(9)式に従って Co^{2+} を例とし、温度773 K、カソード電圧2 kVとしたときの速度を求めると $V = 101.4 \text{ Km} \cdot \text{s}^{-1}$ となる。これに対し中性粒子の場合は(9)式の第一項のみの速度となるので $V = 526.9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ となり、両者に大きな差が認められる。

3) 陰極衝突後の状態変化によって、膜質が緻密化される。イオン化された高速の粒子が堆積することによって形成した皮膜は緻密で密度が大きくなる。また、粒子は中性状態よりイオン化時のほうが直径は小さいので、基材へ衝突した粒子が電子をもらって中性粒子となる際、その直径を増して膨張するためさらに密度が高くなる特徴がある。

3.2.3 蒸着層の性状 EB-PVD法によってMCrAlX合金をガスタービン翼に処理する場合はあらかじめ基材を加熱し、蒸着後も900~950°Cで数時間加熱することが多い。この操作によって蒸着層は融合するとともに基材内部へも拡散浸透するため、1100°C×15 min⇔15°C水中投入を繰り返すような厳しい熱衝撃試験においても、部分的な剥離すら認められない極めて良好な密着性を発揮する⁵⁴⁾。図14はガスタービン翼用として処理されたMCrAlY合金蒸着層の断面マイクロ組織を示したものである。層中の合金成分の分布は、成分元素の蒸発速度、酸素親和力の相違とともに、蒸着後の加熱操作時における再合金化および基材や層中における元素の拡散速度の差によって、蒸着前の成分とは多少異なるのが普通である⁵⁵⁾。一般に Al_2O_3 は表層部に濃縮されやすいが、この

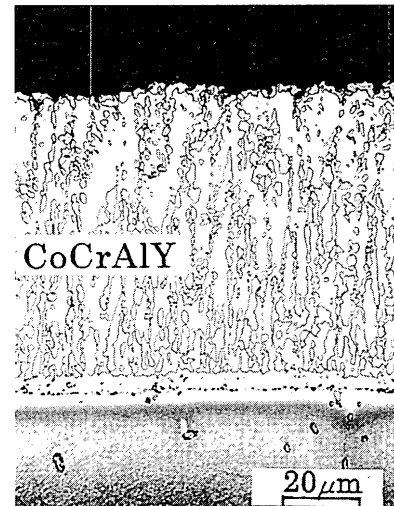


図14 電子ビーム蒸着されたMCrAlY合金層の断面

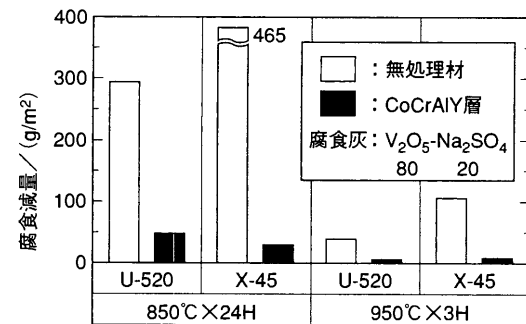


図15 電子ビーム蒸着 CoCrAlY合金層の腐食試験結果

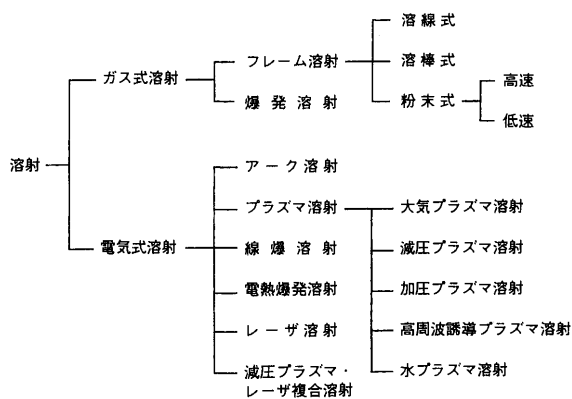
層は耐食性向上に大きな役割を果たしている。また、蒸着層の硬さは、487~584 mHvを示しかなり硬いので、燃焼ガス中のダスト成分による侵食にも有利であると考えられる。

3.2.4 蒸着層の耐食性 MCrAlX合金蒸着層の耐食性は多くの研究者によって確認され、ガスタービン実機においても多数の使用実績がある⁵⁶⁾。たとえば図15⁵⁵⁾はタービン翼基材にCoCrAlY合金をEB-PVD法によって処理したものの高温腐食試験結果を示したもので、V化合物を含む腐食灰に対してもすぐれた耐食性を発揮している。また、MCrAlY合金蒸着層の高温酸化およびパーナリゲ法による高温腐食試験によっても、無処理材はもとより、Al拡散処理材よりもはるかに優れた耐食性を示したことが報告され⁵⁷⁾、減圧プラズマ溶射法が実用化されるまでの間は、MCrAlX合金のOverlay coating⁵⁸⁾として主要な位置を占めていた。しかし、その後蒸着層は柱状結晶に起因する割れや局部的剥離現象が発生すること⁵⁹⁾、また生産性が低いことなどから次第に減圧プラズマ溶射法へ移行していった。

3.3 溶射法

3.3.1 溶射法の概要 溶射法は、1910年スイスのM. U. Schoopによって開発され⁶⁰⁾、数年後にはわが国に導入され、金属美術工芸品の価値が高かった時代背景も

表4 溶射法の熱源別分類



あって、当初は金属装飾化技術として実用化が図られた。その後、亜鉛、アルミニウムの防食作用を利用した鋼構造物への被覆処理、酸化物を含む硬い炭素鋼皮膜の耐摩耗性を活かした機械構造部材の肉盛り補修技術として地道な工業分野で定着し、その技術が継承されてきた経緯がある。

1955 年代に溶射プロセスとしてプラズマ熱源が導入されたことが契機となって、溶射熱源の高速度化、高エネルギー化に加え、設備および最新の粉末冶金技術による溶射材料の開発、適切な作業標準と品質管理の設定などの周辺技術も急速に発達し、かつて多孔質で密着性に乏しい皮膜の代名詞的存在であった溶射皮膜の信頼性は着実に向上してきた。

さらに、溶射法は、先端産業の要求に応じて開発された各種のファインセラミックスや新金属材料が保有する高度な諸機能を成膜化できる有力な手段として認識され、現在では機能皮膜製品の開発技術としての研究が精力的に行われている。その代表的な工業分野がガスタービン用部材への耐熱コーティングであり、重要な役割りを果たしている。

溶射法の種類を熱源別に分類すると表4に示すとおりである⁶¹⁾。

熱源は可燃性ガス(含液体)と電気に大別され、前者は主として炭化水素と酸素による燃焼エネルギーを利用し、後者は電気アークをはじめ、Ar, He, H₂などのガスプラズマあるいは溶射材料を通電した際に発生するジュール熱を超急速加熱用熱源として利用するものである。ガスタービンの高温部材に汎用されている溶射法は、耐高温酸化用(MCrAlX合金)としての減圧プラズマ溶射法、高速フレイム溶射法、また熱遮蔽皮膜用(ZrO₂系セラミックス)として大気プラズマ溶射法がある³⁾。

現在までの溶射装置および溶射技術に関する開発、改良の流れを1956年~2002年にかけて開催された国際溶射会議における発表論文の内容から整理すると、概略次の通りである。

- (1) プラズマ溶射で代表される溶射熱源温度の上昇による高融点材料の利用拡大

- (2) 減圧プラズマ溶射で代表される溶射雰囲気制御による溶射粒子の酸化、変質防止

- (3) 高速フレイム溶射で代表される溶射粒子の高速度化による衝突エネルギーの増大

このほか可燃性ガスの爆発エネルギーを利用したD-gun溶射法(dettonated gas spraying process)が、1950年代にUnion Carbide社で開発され、さらに最近ではHe, N₂, Arなどの気体を600℃以下の温度に制御し、流速を500 m·s⁻¹以上の環境で成膜するコールドスプレイ(Cold Spray)も開発されている⁶²⁾。ここではガスタービン実機の耐熱コーティング用として実績の多いプラズマ溶射、減圧プラズマ溶射および高速フレイム溶射について要約した。

- 1) 大気プラズマ溶射法 分子状のガスを高温状態にすると原子に解離し、さらにエネルギーを付加すると電子を放出する。この状態をガスプラズマと呼び、次に示すように有用な溶射熱源となる。

- (1) エネルギー密度の高い熱源であるため、高融点金属やセラミックスの溶射が容易であり、材料選択の自由度が大きい。
- (2) プラズマジェットの色度が大きく、溶射材料が高速で被処理体に衝突し、高密着強度で高密度の皮膜が得られる。
- (3) 大出力化が容易で、単位時間当たりの溶射量を大きくでき、作業性に優れ、経済性が高い。
- (4) 無酸素、無炭素で清浄かつ化学的活性な熱源であるため、溶射材料を汚染、変化させることが少ない。

プラズマ溶射ガンの開発、改良研究はその後も精力的に行われている。たとえば、①長いノズルを有し多量の作動ガスを流して長い直流アークを発生させる高出力プラズマ溶射ガン⁶³⁾、②アノードを2個備え、カソードとの間に長いアークを発生させるツインアノードプラズマ溶射ガン⁶⁴⁾、③溶射材料をプラズマジェットの中心軸方向に導入し、粉末の加熱・加速を容易にしたガストネル型プラズマ溶射ガン⁶⁵⁾、④カソードを移動させ、アーク電圧を制御容易にした溶射ガン⁶⁶⁾などがある。

近年、従来の直流プラズマ溶射法の膜質を向上させる溶射法として、高周波プラズマ溶射法およびハイブリッドプラズマ溶射法が開発された。

高周波プラズマ溶射法⁶⁷⁾は、プラズマ体積が大きく、プラズマ中の温度勾配が小さいなどの特徴がある。さらに高周波プラズマに直流プラズマを重畳させたハイブリッドプラズマ溶射法⁶⁸⁾は、高周波プラズマ溶射法の利点に加え、溶射粒子速度制御が可能となり、金属はもとより、各種の氧化物セラミックスの高品質皮膜が得られるようになってきた⁶⁹⁾。

以上の作動ガスを使用するプラズマ以外に、水蒸気を用いる水プラズマ溶射法⁷⁰⁾がある。水蒸気はプラズマ中ではH⁺とO²⁻に電離して化学的活性度が高く、溶射材料によっては激しい反応を伴うものがあるため、氧化物

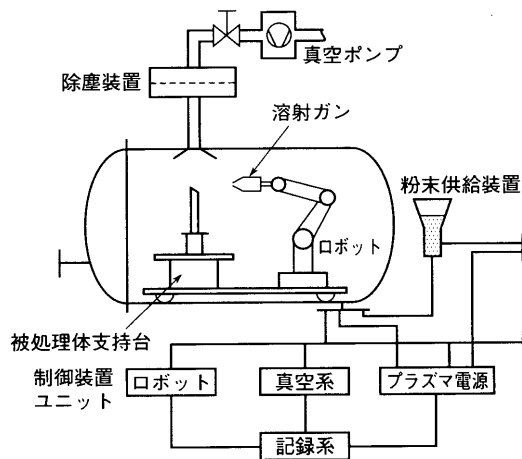


図16 減圧プラズマ溶射装置の概要

系セラミックス溶射に適した方法としては、特殊な用途に使用されている。

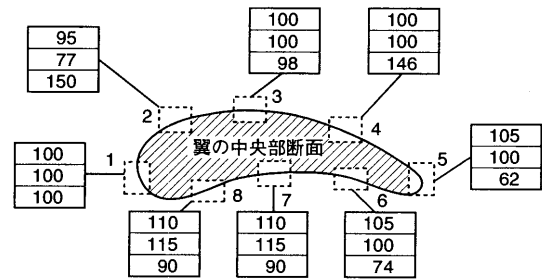
2) 減圧プラズマ溶射法 現在高温耐食コーティング用として最も広く採用されているプロセスは、減圧プラズマ溶射法⁷¹⁾である。これは従来のプラズマ溶射法によるコーティング層の性能をさらに向上させるために開発された技術である。A. Messbach ら⁷²⁾は基材の加熱にプラズマガン電極と基材間に移行アークを発生させ、MCrAlX 合金をガスタービン翼にコーティングし、緻密層の形成に成功した。この方法による研究は、R. W. Smith⁷¹⁾によっても詳細に行われ、溶射法による耐熱コーティング法の重要な位置を占めるようになった。

減圧プラズマ溶射装置は図16に示すように、基本的には大気プラズマ溶射装置に、雰囲気制御可能な容器(真空容器)を加えたものである。

真空容器は、溶射ガンを備えたロボットおよび被溶射体の設置台を内蔵する一方、被溶射体の寸法、形状、さらに減圧環境中におけるプラズマジェットの伸長現象を十分考慮した大きさとなっている。また真空容器は、プラズマからの輻射熱や、対流伝熱による容器温度の上昇を抑制するための水冷構造となっており、さらに被溶射体の温度測定用センサーが配設されている。空気および溶射時のプラズマガス類や粉じんなどは、容器外に設けられた真空ポンプを稼働させ、両者の途中に設けている冷却能を有する除塵装置によって粉じん類を除去した後、ガス類を系外に放出するようになっている。

その他、真空容器外には、ロボットや被溶射体の移動、被溶射体の温度、溶射ガンの出力調整、雰囲気ガスおよび溶射材料の供給調整などの制御盤が設置され、また、溶射加工に関するすべての条件が自動的に記録されるようなシステムとなっている。

この装置を用いることによって、①酸化物を含まない清浄な皮膜の形成が可能である。②被処理体の高温予熱が可能のため、密着力が高く、残留応力の小さい皮膜の形成が可能である。などの皮膜品質の向上とともに翼面



1の部分をもととし、その比で示した。
 上段は大気プラズマ溶射、中段は減圧プラズマ溶射、
 下段は電子ビーム蒸着。実際の膜厚は50~250μmの範囲

図17 タービン翼に施工されたコーティング層の厚さ分布例

に対するコーティングの均一付着性は飛躍的に向上している⁷³⁾。たとえばやや古い資料であるが、D. HBoone ら⁷⁴⁾の電子ビーム蒸着法によるコーティング層の厚さ分布をロボットによって操作される大気および減圧プラズマ溶射の場合と比較すると図17に示す通りであり、均等なコーティングの施工が行われていることがわかる。

3) 高速フレイム溶射法 可燃性ガス(燃料)と酸素(空気)の高圧燃焼エネルギーを熱源とする高速フレイム溶射法は、溶射粒子の高速度化による衝突エネルギーの増大を狙ったものである。高速燃焼フレイムの速度は最高1,500 m/s以上に達し、この中を飛行する溶射粒子速度は、600 m/s以上に加速することができる。MCrAlX合金のように、溶射熱源中で酸化されやすい材料は、比較的低温の熱源を用いて高速の飛行条件が得られるので、熱源による変質を最小限に留めるとともに、高い衝突エネルギーによって高密度、高密着力皮膜を形成させることができる⁷⁵⁾特徴がある。

いま、溶射粒子に加速される力を抗力Dとし、また燃焼フレイムを構成する分子をCO₂, H₂O, O₂, N₂などのガス分子として溶射粒子の加速に要する力を次式で表わし、これをプラズマ熱源(Ar, He, Ar⁺, He⁺, e⁻などから構成)と比較すると概略次のようになる。

$$D = m (dv_s/dt) = (1/2) C_{D\rho} (v - v_s) |v - v_s| A \tag{10}$$

ただし、 m ：粒子の質量、 v_s ：粒子の速度、 v ：流体の速度、 t ：時間、 A ：粒子の流れに垂直な面に対する投影面積、 C_D ：粒子の抗力係数、 ρ ：流体の密度である。いま、式(10)で示される各因子について高速フレイムの場合には c 、プラズマジェットの場合には p の添字で区別し、両熱源の粒子加速力の比を与える量を $(\rho_c/\rho_p) \cdot (C_{Dc}/C_{Dp}) \cdot (v_c/v_p)$ で定義して比較する。高速フレイムの t_g 2400 K、プラズマジェットの t_g 6000 Kとして試算した値を表5に示した。 $(\rho_c/\rho_p) \cdot (C_{Dc}/C_{Dp}) \cdot (v_c/v_p) > 1$ であり、高速フレイムの粒子加速作用はプラズマジェットに比較して大きいことがわかる。

このようにして大きな運動エネルギーをもった溶射粒子は、実用環境においては

- (1) 母材衝突時における粒子および母材の変形と破壊
 - (2) 母材表面の微細凹部への密着
 - (3) 衝突時の発熱による堆積粒子相互の結合
- などに使用される⁷⁵⁾。HVOFの熱源温度は、2400 K前後であり、また溶射粒子の加熱時間が非常に短く、炭化物、金属の酸化、分解現象が少ないため、この種の材料の成膜用として汎用されるようになった。

3.3.2 MCrAlX 合金溶射皮膜の性状 図18は大気中および減圧プラズマ溶射法によって得られたCoNiCrAlY合金層の断面を示したものである。前者は酸化物を含む微細な粒子が堆積しているのに比べ、後者は緻密で基材との境界も判別しにくいほど良好な密着性を示している。

ガスタービン翼に処理したMCrAlX合金層は、通常熱処理を行って溶射粒子の相互結合力をさらに向上させるとともに、合金皮膜の組織を調整し、基材へも拡散浸透させて、密着性の向上を図っている。さらにレーザによって溶射層の表面を局部的に溶融して平滑させる一方、緻密な酸化膜の生成を促す方法も研究されている⁷⁶⁾。減圧プラズマ溶射法によって形成されるMCrAlX合金層は、これらの二次的処理を効果的に行いうる特性を保有している。

なお、表6は溶射法の相違によるMCrAlX合金皮膜の性状の変化例を示したものである。気孔率や酸化物含有量に大きな差が認められている。

3.3.3 熱遮蔽コーティング皮膜の性状 ガスタービン燃焼器関係部材をはじめタービン動静翼にも、熱遮蔽コーティング(Thermal Barrier Coating : TBC)が汎用されているが、その大部分は溶射法による施工である。TBCの多くは図19に示すようにアンダーコート(ボンドコートとも呼ぶ)としてMCrAlX合金を減圧プラズ

マ溶射や高速フレイム溶射法で成膜した後、その上に耐熱性を有するZrO₂系酸化物(例えば、CeO₂, Y₂O₃, MgOなどを添加したZrO₂)を大気プラズマ溶射法によって被覆する二層構造皮膜である。一時MCrAlX合金とZrO₂系酸化物の混合割合を傾斜的に変化させTBCも溶射法によって施工されたことがある。このTBCはアンダーコートとトップコートとの間に明瞭な境界がないため物性値の異なる異材料間に発生する熱応力の緩和には優れているものの⁷⁷⁻⁷⁹⁾、表層部近傍では耐熱合金粒子とセラミック粒子がそれぞれ独立して存在している状態におかれている。このため、外部から侵入した腐食成分(O₂, SO_x, V₂O₅, Na₂SO₄)が独立状態の耐熱合金粒子の表面で酸化反応を起こし、その反応量(面積)は二層構造TBCと比較すると大きくなる特徴がある。また、腐食反応に伴う耐熱合金粒子の体積膨張率(PB比)が大きいため、セラミックス粒子との接触部が起点となってTBCの小破壊が継続する特徴がある⁸⁰⁾。このように傾斜構造TBCは大気中や燃焼ガス中では二層構造に比較し、その機能を十分に発揮できない状況にあり、そのうえ、実作業面では補修が極めて困難であることから⁸¹⁾、余り普及していない。

一方、図20は溶射したままの状態、微細な縦割れを有するTBCの断面構造を示したものである。このトップコートはCaO・ZrO₂を10~30 mass%含む2CaO・SiO-CaO・ZrO₂酸化物である。微細な縦割れによる熱応力の緩和効果によって、熱衝撃による皮膜の剥離がなく長時間に亘って使用されている⁸²⁾。なお、トップコートの形成を蒸着法(EB-PVD)によって形成し、この方法特有の柱状組織を熱衝撃抵抗の向上に利用する方

表5 燃焼炎とプラズマ炎の動物性値の比較例

項目	比較値
流体密度 ρ_c / ρ_p	6.31
抗力係数 CD_c / CD_p	0.14
流体速度 V_c / V_p	3.63
$(\rho_c / \rho_p) \cdot (CD_c / CD_p) \cdot (V_c / V_p)$	3.21

(備考) プラズマジェット温度 T=6000K
高速フレイムの温度 T=2400K

表6 溶射法の相違によるMCrAlY合金層の性状変化

溶射法		APS	VPS	HVOF
項目				
気孔率	%	2.97	0.14	0.74
酸化物含有量	mass %	1.03	0.07	0.12

(備考) (1) APS: 大気プラズマ溶射法
VPS: 減圧プラズマ溶射法
HVOF: 高速フレイム溶射法

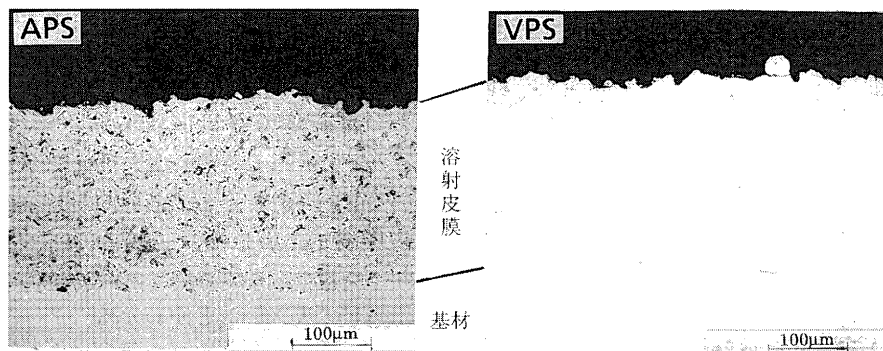


図18 大気及び減圧プラズマ溶射法によって形成された耐熱合金皮膜の断面 (CoNiCrAlY)

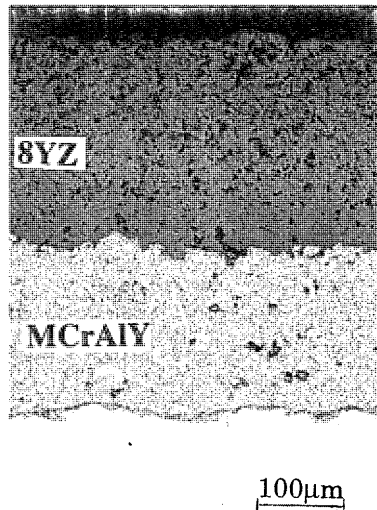


図19 代表的な二層構造熱遮蔽コーティング層の断面

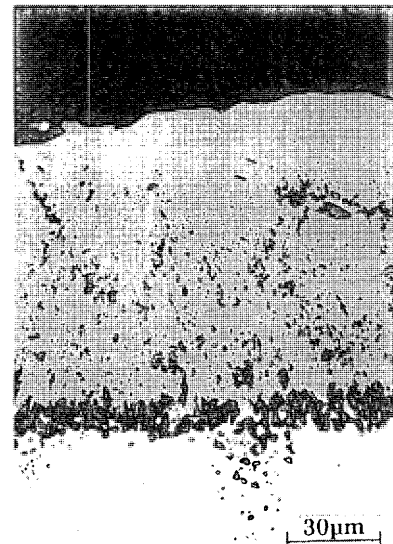


図21 Pt-Rh/Al 拡散・複合コーティング層の断面

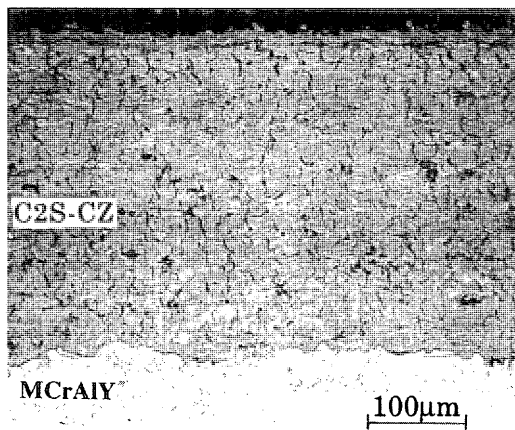


図20 C2S-CZ 熱遮蔽コーティング層の断面

法が開発され⁸³⁾ている。わが国においてもナノコーティング技術に関するプロジェクトが発足し、現在精力的に研究されているので、ここでは割愛した。

3.4 複合コーティング法

3.4.1 複合コーティング法開発の背景 金属拡散法は強固な拡散層を形成するが処理金属の種類が限定され、また、高温環境下で長時間処理されるため、基材の機械的性質が変化するなどの欠点がある。蒸着法や溶射法では任意の金属、合金類の使用は可能であるが、在来法では多孔質で密着性に乏しいなどの問題点があった。この対策として処理法そのものの改良が進められ、それぞれの欠点はかなり改善されているが、各種の方法を組合せることによって、処理法の特徴を活かし、欠点をおぎないう方式が精力的に研究されるようになった^{10), 85)}。

3.4.2 複合コーティング層の性状 複合コーティング法は、在来の電気めっき法、金属拡散法、蒸着法、溶射法などを適宜組合せて成膜する。たとえば、Pt, Rhを電気処理した後Cr, Al拡散処理する方法⁸⁶⁾、耐食合金を溶射後Al, Cr拡散処理する方法^{10), 14)}、Yを蒸着後、Al, Cr拡散処理する方法⁸⁷⁾などが代表的なものである。図21

は複合処理コーティング層の断面例を示したもので、Ptを含むめっき層をAl拡散したものでは、耐食性のよいPt, Al, Niを含む緻密なコーティング層が形成される。

前述したように MCrAlX 合金溶射皮膜はガスタービン翼用コーティングとして中心的な役割を果たしているが、ガスタービンの高温化に伴って、MCrAlX 合金の単独使用だけでは寿命が短いことが知られるようになってきた。この対策として X 成分の研究が行われ、それなりの成果が挙げられているが⁸²⁾、MCrAlX 合金溶射皮膜を Al 拡散処理することによって、容易に耐酸化性が向上する⁸⁸⁾。図22は、MCrAlX 合金皮膜中の Al 含有量と熱膨張係数の関係を示したもので⁸⁹⁾、Al 含有量を増加させて耐酸化性を向上させると膨張係数が低下するとともに、13%以上の Al 皮膜は脆くなる欠点がある。このため、延性を有する MCrAlX 合金皮膜を形成後、その表面部近傍のみを Al 拡散処理によって Al を富化させるとともに、皮膜を構成する溶射粒子の相互結合力を高めている。図23はその断面マイクロ組織を示したものである。各種の組成を有する MCrAlX 合金皮膜に対する Al 拡散処理条件^{91), 92)}および処理後の皮膜の機械的性質の変化などの研究⁹³⁾が行われ、実用化の実績も多い⁹⁴⁾。

5. あとがき

ガスタービンの高温化の背景と高温部材に要求される性能を紹介するとともに、主としてタービン翼及び燃焼器を対象として開発されてきた耐熱・耐食コーティング技術とその皮膜特性について要約した。本文で述べたように、初期のガスタービンから現在の高温化されたガスタービンに至る一連の開発過程において、高温強度材料の適用には常に耐熱・耐食コーティングの存在がある。処理法としては古くから知られている金属拡散法、蒸着法、溶射法とこれらを組合せた複合コーティング法が汎用されているが、それぞれの処理法においては装置の改

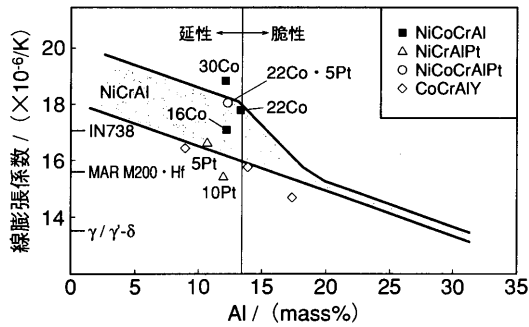


図 22 MCrAlX 合金の線膨張係数に及ぼす Al 含有量の影響

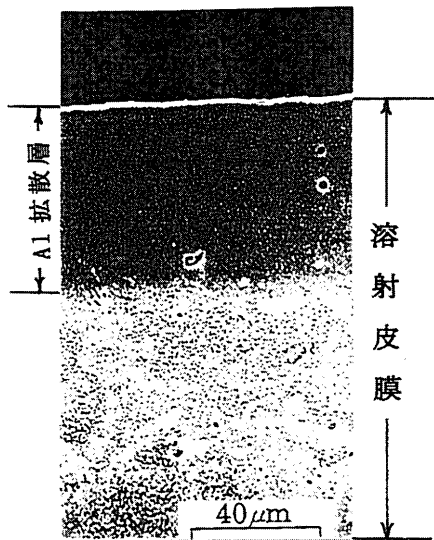


図 23 MCrAl 合金溶射 / Al 拡散複合層の断面

良，開発を含め新しい成膜材料の出現による皮膜性能の向上が顕著である。新しい世紀のガスタービンにおいても，以上の処理法が主力となるものと思われるが，昨今の科学技術の進歩はナノ (nano) オーダの超微細領域での組織制御や粉体の取扱いを容易とすることが期待されているので，斬新な機構による成膜プロセスの開発の可能性も大きく，またそれを期待するものである。

参考文献

- 1) D. G. Wilson : The Design of High Efficiency Turbomachinery and Gas Turbine (1984) p.24 (MIT Press)
- 2) 例えば田中良平 : 日本金属学会，昭和 56 年度秋期講演大会シンポジウム講演予稿 (1981) p.209
- 3) 例えば原田良夫 : 日本学術振興会耐熱金属材料第 123 委員会研究報告 36 (1995) p.291
- 4) (社)日本ガスタービン学会 : ガスタービンの高温化と冷却技術 (1997) p.229
- 5) T. Khan, P. Caron, M. Brnm : Mech. Mater. Electr. 425 (1988) p.32
- 6) 例えば田中良平 : 第 15 回超高温材料国際シンポジウム概要 (2001) p.1
- 7) 例えば Y. Harada, M. Negoro : JSME-ASME Tokyo Joint Intern. Gas Turbine Conf. JSME-29 Paper (1971)

- 8) 例えば平井晴美 : 内燃機関 10 (1971) p.91
- 9) 例えば NACE Technical Committee Report : Corrosion 14 (1958) p.365
- 10) 例えば原田良夫 : 防食技術 31 (1982) p.281
- 11) 例えば原田良夫 : 材料 42 (1993) p.905
- 12) D. A. Spera, S. J. Grisaffe : Life Prediction of Turbine Components, NASA TMX 2664 (1973)
- 13) 10 の文献の表 1 に追記
- 14) 原田良夫 : 日本金属学会宿題テーマ研究会「耐熱金属材料の高温腐食」配布資料昭和 56 年 7 月 9 日 (於東京)
- 15) J. R. Rairden : 9th International Congress of Metallic Spraying Coating, Paper 73 (1980)
- 16) F. D. Lordi, A. D. Foster W. F. Schilling : 29th General Electric Industrial Gas Turbine. State-of-the-Art-Seminar, June 14~17 (1981)
- 17) 例えば原田良夫, 日本金属学会シンポジウム予稿 (1994) p.41
- 18) G. W. Goward : Master. Sic. Technol.2 (1986) p.194
- 19) 例えば原田良夫, 日本材料学会腐食防食部門委員会資料 No.133 (1986) P.1
- 20) Ch. Just : Conf. High Temp. Alloys Gas Turbine (1978) p.147
- 21) G. W. Goward : Master. Sic. Technol. 2 (1986) p.192
- 22) 霜鳥一三, 逢坂達吉 : 鉄と鋼 69 (1983) p.1229
- 23) R. P. Seeling, R. T. Stueber : High Temp. High Press. 10 (1978) p.207
- 24) J. J. Grisik, R. C. Miner, D. J. Wortman : Proc. Intn. Conf. "Metallurgical Coatings 1980" San Diego Calo. Apr. (1980) American Society Vol. II 397
- 25) 谷口滋次 : 防食技術 38 (1989) p.177
- 26) Lustman : Trans. AIME 188 (1950) p.995
- 27) H. Pfeiffer : Werks. u. Korrs. 8 (1957) p.574
- 28) J. E. McDonald, J. G. Eberhart : Trans. AIME 233 (1965) p.512
- 29) J. E. Antill, K. A. Peakall : J. Iron Steel Inst., 205 (1967) p.1137
- 30) J. K. Tien, F. S. Pettit : Met. Trans. 3 (1972) p.1587
- 31) F. A. Golightly, F. H. Stott, and G. C. Wood : Oxid. Met., 10 (1976) p.163
- 32) 例えば上田重明 : 熱処理 32 (1992) p.299
- 33) 原田良夫, 根来正明, 大前寛 : 金属表面技術 22 (1972) p.12
- 34) Y. Harada, M. Negoro : 8th Intn. Conf. Met Finish. Basel Proc. (1972) p.409
- 35) 例えば R. E. Barnhart : ASME paper 68-GT-34 (1968)
- 36) 例えば G. Llewelyn : Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbines, ASME STP 421, 3 (1967)
- 37) 例えば P. Galmiche : Met. Forming, 35 (1968) p.66
- 38) 原田良夫, 根来正明, 射延三嘉 : 三菱重工技報 8(1971)p.865
- 39) 原田良夫, 根来正明 : 金属表面技術 24 (1973) p.407
- 40) 例えば武井厚, 新居和嘉, 小泉裕, 山崎道夫 : 第 27 回腐食防食討論会予稿集 (1980) p.43
- 41) R. S. Bartocci, Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbine, ASTM STP 421 (1967) p.169
- 42) R. C. Amero : ASME paper 58-GT-19 (1958)
- 43) G. W. Goward, D. H. Boon, C. S. Giggins : Trans. ASM., 10 (1967) p.228

- 44) D. M. Mattox : Proceedings of Conference on "Sputtering and Ion Plating" NASA SP-5111 (National Information Service, Virginia, 22151 (1972))
- 45) 例えば F. P. Talboom, R. C. Elam & L.W. Wilson : Evaluation of Advanced Superalloy Protection Systems. NASA CR-72813 (1970)
- 46) E. D. McClanahan, R. Busch, J. Fairbanks & J. W. Patten : ASME paper 74-GT-100 (1974)
- 47) 河野 昌 : '78/秋金属時増刊号 (1978) p.93
- 48) 松原 清 : 特許番号 847, 356
- 49) Y. Murayama : Japan J. Appl. Phys., 13 (1974) p. 459
- 50) S. Komiya & K. Tsuruoka : J. Vac. Sci. Tech., 13 (1976) p. 520
- 51) G. W. White : J. Vac. Sci. Tech., 13 (1976) p. 680
- 52) 例えば片山志富 : 機械の研究, 33 (1981) p.1031
- 53) G. W. Kaye, T. H. Laby : Tables of Physical and Chemical Constants (1980) p.40
- 54) 中森正治, 原田良夫 : 第 27 回腐食防食討論会予稿集 (1980) p. 47
- 55) 中森正治, 原田良夫 : 防食技術, 31 (1982) p.202
- 56) 例えば N. R. Lindblad, W. F. Schilling, H. J. Aeschbacher, W. H. Knoll : ASME paper 79-GT-47 (1979)
- 57) S. R. Levine : Spring Rev. Course Surface Treatment Protection (1979) p.157
- 58) 例えば T. N. Rhys-Jones : Corr. Sci., 29 (1989) p.623
- 59) 例えば G. C. Booth, R. L. Clarke : Mater. Sci. Technol., 2 (1986) p. 272
- 60) 例えば上田重明編著 "ドライプレーティング" 横書店 (1989) p. 67
- 61) 例えば原田良夫 : 日本金属学会報 31 (1992) p. 413 に追記
- 62) 例えば J. A. Browning : J. of Thermal Spray Technology 1 (1992) p. 289
- 63) J. A. Browning, R. A. Whitfield, T. Morishita : Proc. ATTAC '88 (1988) Additional Paper
- 64) T. Itoh, H. Saitoh, H. Tateno, A. Bynya, M. Shimoizumi : Proc. ATTAC '88 (1988) p.99
- 65) Y. Arata : Proc. ATTAC '88 (1988) p.1
- 66) H. C. Thompson : Proc. ATTAC '88 (1988) p.103
- 67) J. Jurewics, R. Kaczmarek, M. I. Boulou : Proc. 7th Intn. Symp. Plasma Chem. (1985) p.1131
- 68) H. Hamatani, T. Okada, T. Yoshida : Proc. Intn. Symp. Plasma Chem. (1989) p.1527
- 69) T. Yoshida : Sci. & Tech. for Energy Conversion (1990) p.99
- 70) 日本溶射協会編 : 溶射ハンドブック新技術開発センター (1986) p.152
- 71) 例えば R. W. Smith, W. F. Schilling, H. M. Fox : ASME paper 80-GT-98 (1980)
- 72) A. Messbach, W. Track : 8th Inter. Spraying Conference (1976) p. 25
- 73) P. C. Wolf, F. N. Longo : METCO 資料 (9th. Inter. Spraying conference, (1980) 提出論文)
- 74) D. H. Boone D. Lee & J. M. Shafer : Proceedings of Conference Ion Plating and Allied techniques "The Electron Beam Coating of Turbine Component and Ion Plating" (1977)
- 75) D. S. Platt : Optimization of the Jet Kote process for spray deposition of tungsten carbide-cobalt coating. Dartmouth College, July (1981)
- 76) 例えば Y. Longa, M. Takemoto : Surface Modif. Tech. 7 (1994) p. 649
- 77) 龍將展, 藤沢良昭, 祖父江靖, 吉田豊明, 日本ガスタービン学会金沢地区講演会演論文集, p.155 (1990)
- 78) 恒川好樹, 原田弘司, 奥宮正洋, 新美格, 日本金属学会誌, (1990) p. 1256
- 79) 相原智康, 鍛治幹雄, 五十嵐兼, 日本金属学会誌 54 (1990) p. 758
- 80) 山崎 良, 三船法行, 原田良夫, 中平 晃 : 溶射 32. No. 3 (1995) p. 1
- 81) 工藤唯輔 : 金属臨時増刊号 (1998-10) p. 59
- 82) 三船法行, 原田良夫, 平 初雄, 三島昌次 : 高温学会誌 23 Suppl. (1997) p. 253
- 83) 例えば S. M. Meier, D. K. Gupta : ASME paper 92-GT (1992) p. 203
- 84) 例えば松原秀彰 : 第 16 回超高温材料国際シンポジウム概要 (2002) p. 1
- 85) 例えば原田良夫 : までりあ 40 (2001) P. 316
- 86) 例えば, Chromalloy Research and Technology Division 資料 "Advanced Turbine Coatings" (1979)
- 87) 例えば, 武井 厚, 新居和嘉, 石田 章, 山崎道夫 : 学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告 26 (1985) p. 323
- 88) 例えば, 原田良夫 : 日本金属学会シンポジウム "新素材・新コーティングの高温耐環境性" (1994) p. 41
- 89) T. E. Strangman : Amer. Ceramics 56 (1977) p. 700
- 90) 伊藤義康, 田村雅貴, 原田良夫, 竹内純一 : 材料 45 (1996) p. 218
- 91) 伊藤義康, 齊藤正弘, 原田良夫, 竹内純一 : 材料 45 (1996) p. 224
- 92) R. Yamasaki, J. Takeuchi, A. Nakahira, M. Saitoh : Y. Itoh : Proc. ITSC '95 (1995) p. 863
- 93) 齊藤正弘, 伊藤義康, 原田良夫, 竹内純一 : 材料 44 (1995) p. 1361
- 94) 例えば中森正治, 榎野 勇, 辻 一郎, 鳥越泰治 : 第 40 回腐食防食討論会 A 210 (1993) p. 87

高温タービン用複合型インピンジ冷却構造の伝熱特性に関する 数値シミュレーション（計算手法の実験的検証）

Numerical Simulations on Heat Transfer Characteristics of Integrated Impingement Cooling Systems for a High Temperature Turbine (Validation of the Numerical Method)

船崎 健一*¹
FUNAZAKI Ken-ichi

工藤 俊光*²
KUDO Toshimitsu

八屋 和規*³
HACHIYA Kazunori

キーワード：Numerical Simulation, Heat Transfer, Turbine, Impingement Cooling, Pin-Fin Cooling

Abstract

This paper deals with extensive numerical studies on heat transfer characteristics and fluid dynamics inside an impingement cooling system combined with pins. As a numerical analysis tool, a commercial software CFX-4.4, AEA Technology, is used. The main purpose of this paper is to check the validity of the numerical tool and grid systems adopted through the comparison of the numerical results with the experimental counterparts, such as local and averaged heat transfer coefficients. Turbulence models available in the software are examined so as to screen out the best turbulence model among them which can reproduce the experimental heat transfer characteristics. Several important features of the heat transfer as well as the flow field are also obtained by changing the pin height, from which a guidance for a better cooling configuration is discussed.

1. 緒言

航空用や発電用のガスタービンの高効率高性能化を目指して、タービン入口温度は長年にわたり上昇し続けている。このようなタービン入口温度の著しい上昇を可能にした主たる技術は、効果的なタービン冷却技術（特に膜冷却）の開発であるが（例えば、図1）、同時に冷却空気量も増加しており、ガスタービン全体の熱効率向上が飽和状態になっている。従って、最近では、現状レベル以上のタービン入口温度を従来よりも大幅に少ない冷却空気量で可能にするより進んだ冷却技術、特に内部冷却技術の開発が強く求められている。

著者らは、上記の要請を受けて、より進んだ内部冷却法に関する研究を行ってきた⁽¹⁾⁽²⁾。特に、図2に示すようなインピンジ冷却とピンフィン冷却を組み合わせた複合型インピンジ冷却構造について、感温液晶を用いた実験的研究及びCFDによる数値実験を並行して実施し、

冷却性能向上の可能性を探ってきた⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁾。その結果、複合型システムは、従来型のインピンジ冷却と比較して、25%~50%程度の通過熱量の増加の可能性が示された。本研究では、先に行われた研究を更に推し進め、数値実験による冷却構造の最適化に必要な内部表面熱伝達率の取得及び冷却効率向上に結びつく物理現象の抽出を最終的な目的とし、それに先立ち、使用するCFDコードの

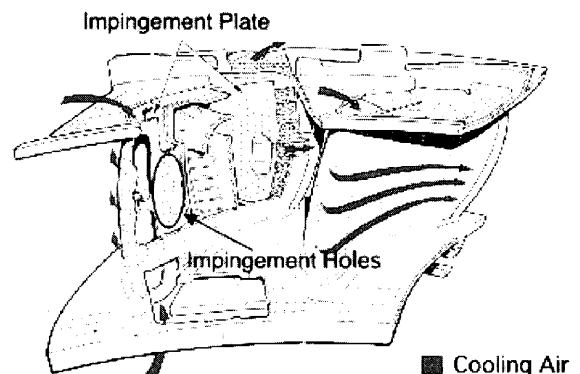


Fig.1 Air-cooled HP turbine nozzle with impingement cooling system inside (from RR)

原稿受付 2002年10月7日

- * 1 岩手大学工学部機械工学科
〒020-8551 盛岡市上田4-3-5
- * 2 アルバック東北
- * 3 岩手大学大学院

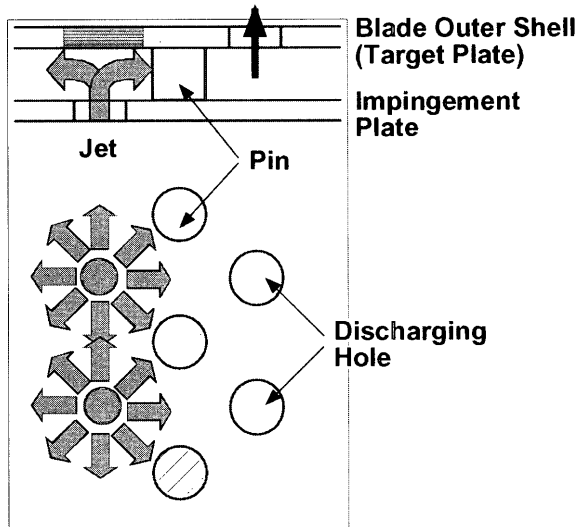


Fig. 2 Advanced impingement cooling system with pins

妥当性, 乱流モデルの効果などを, 伝熱試験結果⁽⁶⁾及び可視化試験との比較で詳細に検討している。

2. 数値実験方法

2.1 実験対象

図3に本研究で扱う冷却構造の基本形の概略図及び数値実験での計算領域を示す。ここでの冷却構造は, インピンジ板及び翼シェルに相当するターゲット板の間にピン(直径 d , 高さ H)をはさみ込み, インピンジ板のインピンジ孔(直径 d)から冷却空気が噴出しターゲット板に衝突し, その後噴き出し孔(直径 d)から流出する。ピン配置の及び方向のピッチ(P_x , P_y)は, 基本形の場合にはそれぞれ $2.5d$ である。インピンジ孔及び噴き出し孔は, x 方向にはピッチ P_x , y 方向にはピッチ $2P_y$ で, ピンと互い違いに配置されている。なお, インピンジ板及びターゲット板の厚みは $0.375d$ である。

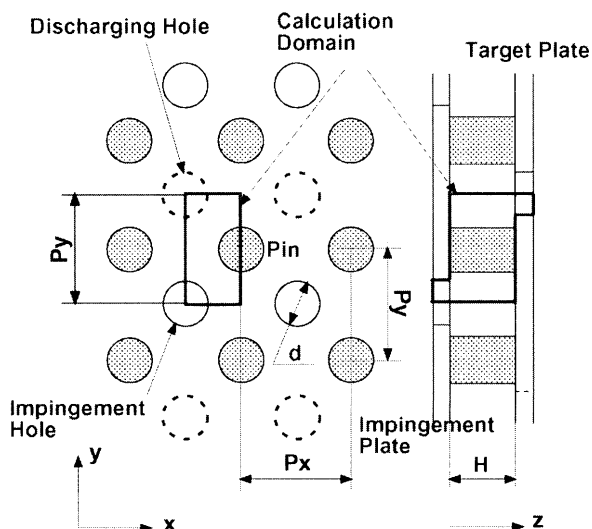


Fig. 3 Schematic of the cooling system concerned and calculation domain

ピン, インピンジ孔及び噴き出し孔の配置の対称性を利用して, 図に示すような計算領域を設定した。

2.2 計算手法及び計算格子

計算には有限体積法ベースの3次元流体解析コードCFX 4.4(AEA Technology)を用いた。なお, 今回の研究では流れ場を定常非圧縮流として扱った。表面での熱伝達率 h の算出には次式を用いた。

$$h = \frac{q_w}{T_m - T_w} \quad (1)$$

$$q_w = - \left(\lambda_{air} + \frac{C_{air} \rho_{air} v_t}{Pr_t} \right) \frac{dT}{dn} \quad (2)$$

ここで, T_w は壁面温度, dT/dn は壁面における温度勾配, T_m , λ_{air} , C_{air} , ρ_{air} は, 作動流体(ここでは空気)のインピンジ孔入口での温度, 熱伝導率, 比熱及び密度である。また, Pr_t は乱流プラントル数, v_t は渦粘性係数である。

乱流モデルとしては, モデルの違いによる計算結果の差異を確認し, 更に実験結果に最も近い結果を与える乱流モデルを選定するため, CFX 4.4で利用できる次の5種類の乱流モデルを用いた。即ち, 標準 $k-\epsilon$ モデル⁽⁷⁾, 低レイノルズ数型 $k-\epsilon$ モデル(Launder-Sharma)⁽⁸⁾, RNG $k-\epsilon$ モデル⁽⁹⁾, $k-\omega$ モデル⁽¹⁰⁾, 代数型応力方程式モデル⁽¹¹⁾の5種類である。

図4には, 3次元的に表示した計算領域及び計算格子を示す。計算格子は, マルチブロック型の構造格子である。ピン高さ(またはインピンジ板とターゲット板とのオフセット距離) H を変化させた計算を行う場合に, 計算格子の再生成が必要になるが, ターゲット板近傍などの格子密度の違いが熱伝達率予測に与える影響を避けるため, 今回は図4に示すように, 高さ方向に3層の構造を有する格子を用いた。ターゲット板及びインピンジ板に隣接する層は, 高さが $0.25d$ で壁面に向かって格子間隔が短くなっている。このときの最小格子間隔は $1.25 \times 10^{-3}d$ で, y^+ はよどみ点近傍を除いて2未満である。中間層は等間隔に格子点が配置されており, その間隔は $0.05d$ である。格子点数は基本形に対しては約30万点である。

2.3 境界条件

図4に示す計算領域に対する境界条件は下記の通りである。入口面では温度 $323\text{ K}(=T_m)$, インピンジ孔直径と平均流速 U_m に基づくレイノルズ数 10^4 に対応する一様流れを与える。出口面では全ての物理量の勾配ゼロの条件を与える。固体壁境界では, 付着条件及び等温条件($T_w = 303\text{ K}$)を課す。これ以外の境界面では全て対称境界条件を与える。

2.4 計算環境

本研究の全ての計算は, 岩手大学総合情報処理センター高速計算サーバ(sgi origin 3800)上で行った。計算に要する時間は, シングルプロセッサでの計算でおよそ1日である。

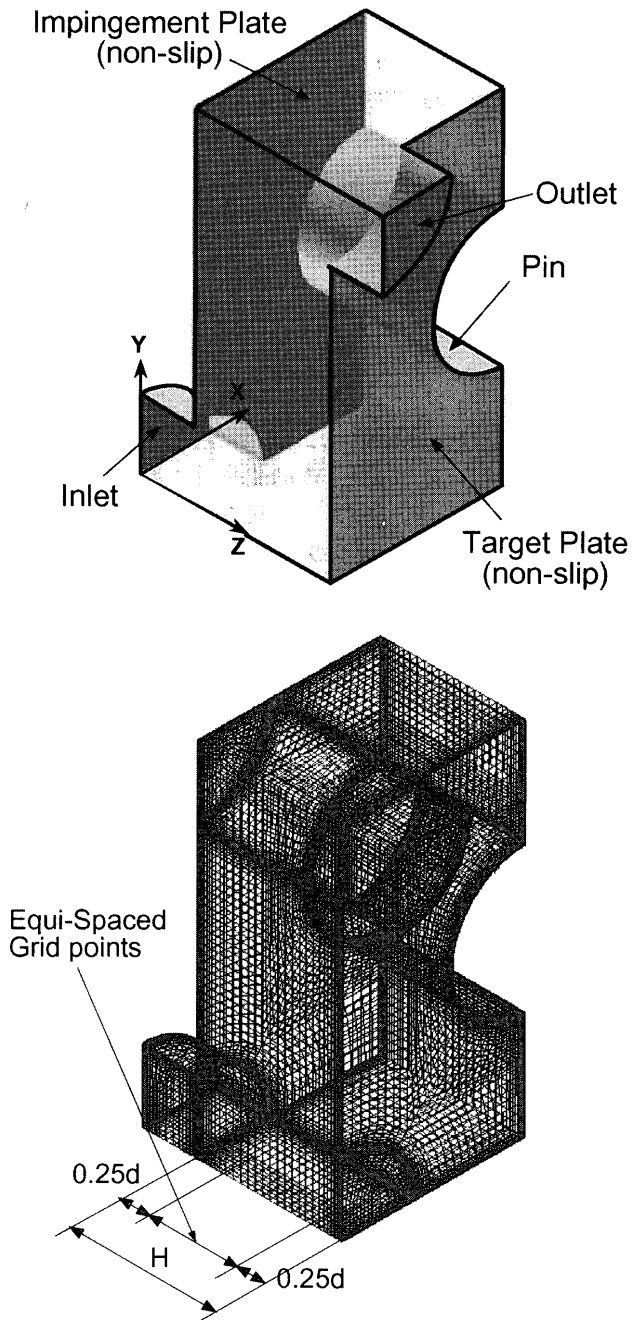


Fig. 4 3D representations of the calculation domain (upper) and the grid system (lower) for $H/d=1.0$

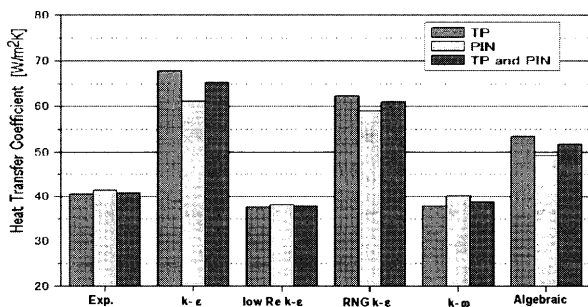


Fig. 5 Comparisons of averaged heat transfer coefficients obtained using 5 different turbulence models and the experiment for $H/d=1.0$

3. 計算手法の検証

3.1 実験方法

本研究で使用した計算コードや乱流モデル, また, 計算格子の妥当性を, 伝熱試験結果及び可視化実験との比較で検討する。伝熱試験の方法については既に報告済みなので(例えば文献(3)), ごく簡単に説明する。

計算モデルと同じ形状を有するアクリル製供試体表面に感温液晶を塗布する。そして, 一定温度の流れに塗布面を曝すことにより, 供試体表面を加熱し, 表面温度の時間的変化を感温液晶の色の変化で読みとる。この温度上昇が流れの温度, 供試体表面初期温度及び熱伝達率に依存することを利用して, 一次元熱伝導方程式の解を用いて熱伝達率を推測する方法である。熱伝達率の推定誤差は, 1次元熱伝導の仮定が妥当な場所において約±6%である(3)。

3.2 乱流モデルの効果

図5に, ターゲット板上(TP), ピン表面(PIN)及び両者から成る伝熱面上(TP and PIN)での平均熱伝達率を示す。この結果, 低レイノルズ数 $k-\epsilon$ モデル及び $k-\omega$ モデルが実験結果に近い値を示すことがわかった。それ以外のモデルでは実験結果よりも25%~50%も大きな平均熱伝達率を与えており, 実験の精度を考慮しても, 差異は大きい。

本研究では, 熱伝達率の評価の際に乱流プラントル数を用いており, その妥当性自身も議論しなければならないが, ここでの比較の結果, 低レイノルズ数型 $k-\epsilon$ モデル(8)や $k-\omega$ モデル(10)でも実用上十分な精度での熱伝達率の予測が可能であることがわかった。しかし, 詳細に調べていくと(6), 低レイノルズ数型 $k-\epsilon$ モデルを用いて得られた熱伝達率分布は $k-\omega$ モデルによる熱伝達率分布とほぼ定性的には一致するが, 実験と比較して $k-\epsilon$ モデルの方がよどみ点近傍での値を過大に評価する現象が確認された。そこで, 以下の計算には, ターボ機械内部流など複雑乱流場の解析に広く用いられている $k-\omega$ モデルを主に用いることにする。

3.3 $H/d=1.0$ の場合での比較

図6にターゲット板上での熱伝達率分布についての計算結果と計測結果を示す($H/d=1.0$)。なお, 計算結果は, 対称性を利用して同じ結果を合計8個組み合わせで作成したものである。また, 図7には, 図6中のF-F断面及びG-G断面における速度分布及び速度ベクトルを示す。

熱伝達率の計測結果は, 何回かの計測結果を平均したものであり, また, 計算で得られた熱伝達率の範囲が実験での範囲よりも広がったにも関わらず, カラーバーのレンジはそろえたため, 実験結果がややぼやけた感じの分布になっている。

インピンジ孔からの噴流が衝突する位置におけるドーナツ状の高熱伝達領域(各図中A及びaの円), 噴流が衝突する際に発生する縦長の高熱伝達領域(B, C及

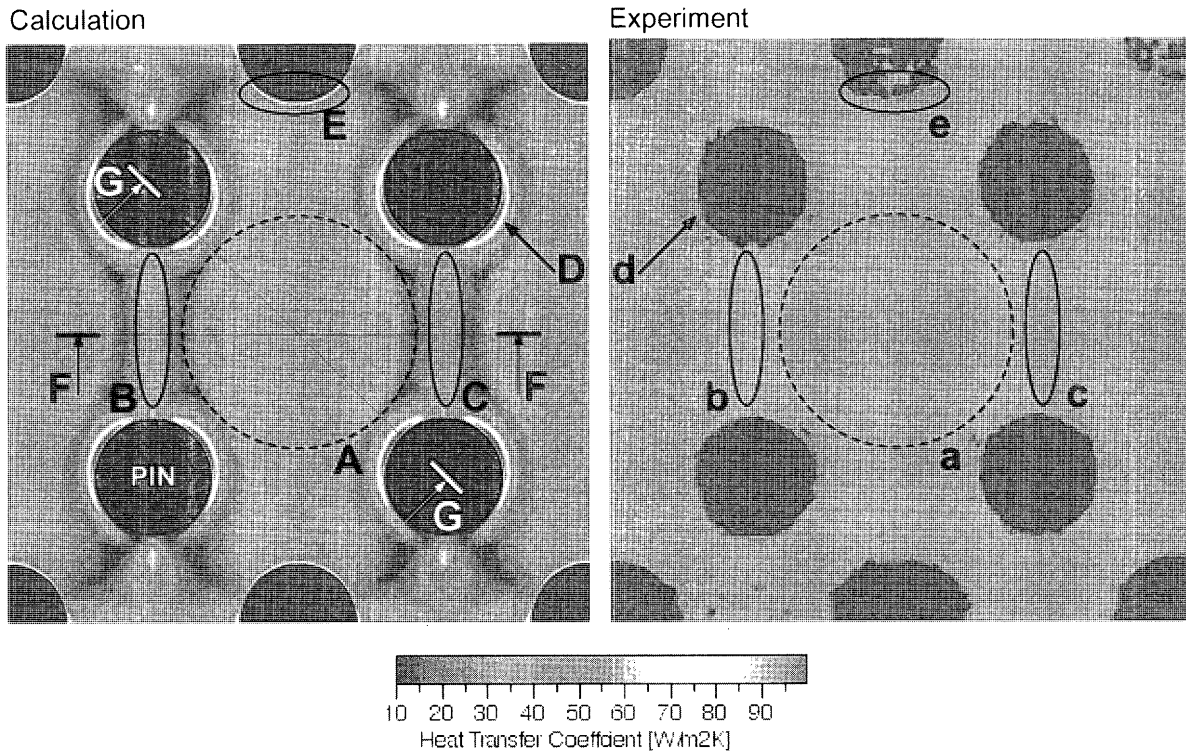


Fig.6 Calculated and measured heat transfer coefficients on the target plate for $H/d=1.0$

び b, c) に関しては、位置、熱伝達の大きさの点でよく一致している。また、図7から明らかなように、壁面噴流となったインピンジ噴流がF-F断面のB, Cの位置で衝突し、大半は再びインピンジ板側に向かうことでピン高さ程度の大きさを有する渦構造が発生している。一方で、噴流同士が衝突する付近のターゲット板側に小さな渦構造が発生し、これがB, Cにおける高熱伝達率の原因となっている。ピン根元に発生する高熱伝達領域(D及びd)に関しては、図7のG-G断面速度分布から明らかなように、壁面噴流がピンに衝突する際にピン根元に発生する馬蹄形の渦構造が熱伝達を促進するためである。また、後述するように、流れが衝突するピン表面にも高熱伝達領域を引き起こす。噴出孔縁部にも高熱伝達領域(E及びe)が出現している。

以上、実験との比較の結果、部分的に熱伝達率は過大過小評価されているが、定性的には本計算手法は現象を捕捉していると言える。

図8には、油膜法によって得られたターゲット板表面でのオイルトレースと計算結果から算出した限界流線の比較を示す。インピンジ孔からの噴流がターゲット板と衝突しその後左右に広がる様子や、上下の噴き出し孔へ向かう流れの状況が計算結果でも明確に捕捉されている。なお、図中の剥離線の位置での熱伝達率を比較すると、計算結果は同じ位置における実験値よりもかなり小さな値になっていることがわかる。この原因については後で議論する。

図9にはピン表面での熱伝達率の比較を示す($H/d = 1.0$)。実験では、ピン配列の関係で、ピン表面をインピ

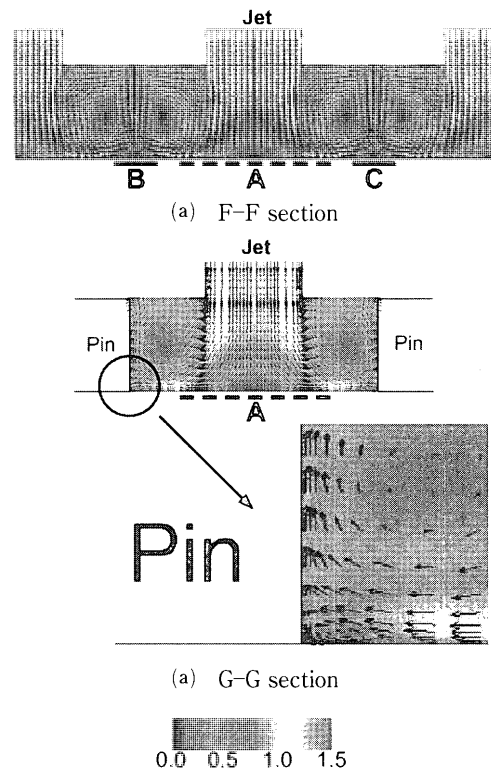


Fig.7 Calculated velocity vectors on two cutting planes for $H/d=1.0$

ンジ板側斜め方向からしか観測が行えなかったため、計算結果と実験結果を直接比較することは難しいが、ターゲット板側のピン根元近傍に熱伝達率のピークが現れるなど、実験と定性的には類似の結果が得られている。し

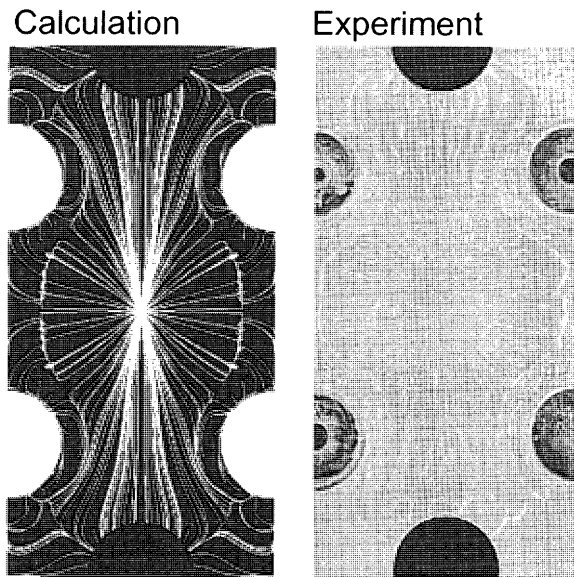


Fig. 8 Measured oil traces on the target plane for $H/d = 1.0$ and the counterpart of the calculation

しかし、計算は熱伝達率を過大評価してしており、特に流れがピン表面に衝突する部分でその傾向が強い。詳しい原因は明らかではないが、当該箇所での流れは、非対称なよどみ領域発生を伴い、流れの方向がピン高さ方向とピン周方向に大きく変化する複雑な流れであり、 $k-\epsilon$ モデルのよどみ点での異常⁽¹²⁾に加え、強い非等方性の効果などが関係していると思われる。

3.4 ピン高さの効果

図10にピン高さ(オフセット距離)を変化させた場合の $y=0$ における熱伝達率分布を示す。 $x/d = 0.0 \sim 0.25$ にかけて熱伝達率が周囲よりも低く分布が平坦になっている部分があるが、これはインピンジ噴流中のポテンシャルコアの効果によるものである。 H/d が大きくなるにつれ、この部分の熱伝達率は増加していき、 $H/d = 3.0$ 以降熱伝達率は変化しなくなっている。また、 H/d が小さい場合に噴流の周辺部 $x/d = 0.5 \sim 0.6$ で観測された熱伝達率のピークが、 H/d が大きくなるにつれて次第に消滅している。一方、 $x/d = 1.0$ でかなり低い値を示した熱伝達率は、壁面噴流が衝突する $x/d = 1.25$ において熱伝達率の極大値を示している。この極大値に対する H/d の効果は必ずしも明確ではないが、 $H/d = 2.5$ で最大値を示した後、徐々に値が減少している。

計算結果と実験値とを比較すると、インピンジ噴流がターゲット板と衝突する $x/d = 0.0 \sim 0.25$ では計算値は実験値とよく一致しており、ピン高さの増加による熱伝達率の上昇傾向も一致している。噴流周辺部については、実験値には際だったピークの出現は見られない。計算と実験とで最も異なる点は、 $x/d = 1.0$ 付近での熱伝達率の急激な落ち込みが実験では観測されていないことである。この違いの原因はまだ明らかではないが、前に述べたように、この低熱伝達率の出現位置は図8に見られる

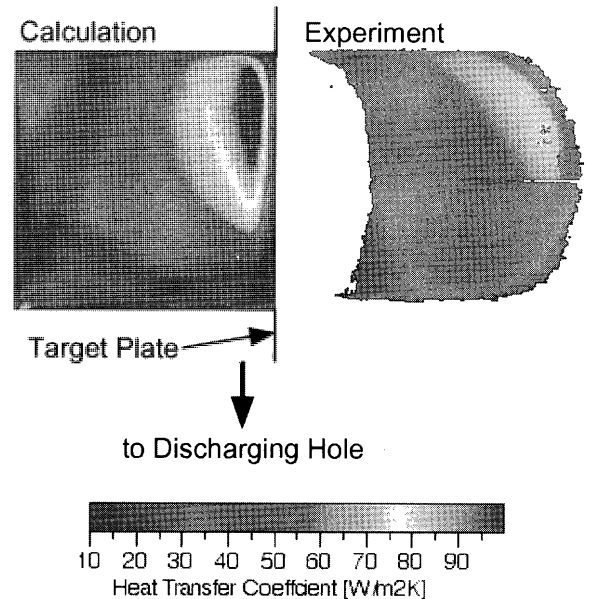


Fig. 9 Calculated and measured heat transfer coefficients on the pin for $H/d = 1.0$

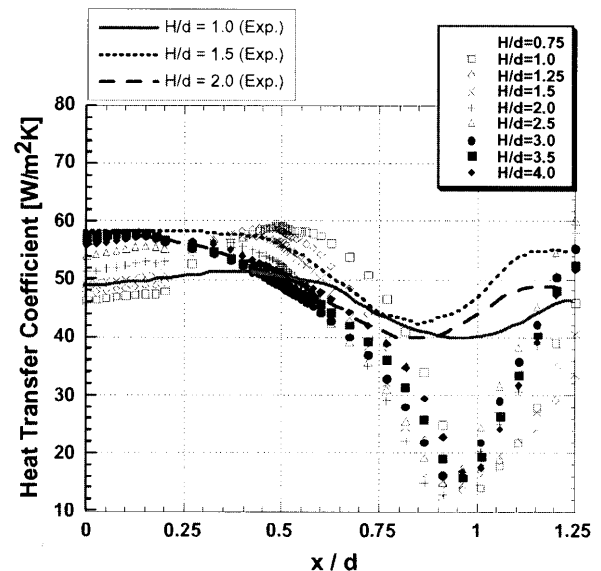
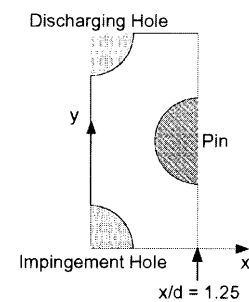


Fig. 10 Calculated and measured heat transfer coefficients along $y=0$

ような剥離線とほぼ一致すること、および計算は流れを定常と仮定していることから、流れ場に発生する渦構造の時間的変動が剥離線位置の時間的変化を誘発し、結果として実験での熱伝達率が計算よりも高くなったと推定できる。しかし、今後の予測精度向上にむけ、実験方法

の再検討も含めて、より詳しい原因の解明を進める必要がある。

図 11 にターゲット板上、ピン表面上及び両者を含めた伝熱面上での平均熱伝達率のピン高さによる変化の様子を示す。図中には比較のため、 $H/d = 2.0$ までの実験値を併記する。実験では、ターゲット板上については $H/d = 1.25$ 、ピン表面では $H/d = 1.5$ で最大値を示した後、平均熱伝達率は減少傾向を示している。これに対して計算結果では、ピンが最も短い $H/d = 0.75$ でターゲット板、ピン表面で平均熱伝達率は最大となり、 H/d の増加とともにピン表面での平均熱伝達率は低下する一方、ターゲット板上の平均熱伝達率は微減するにとどまっている。ピン表面での平均熱伝達率の低下の原因は、

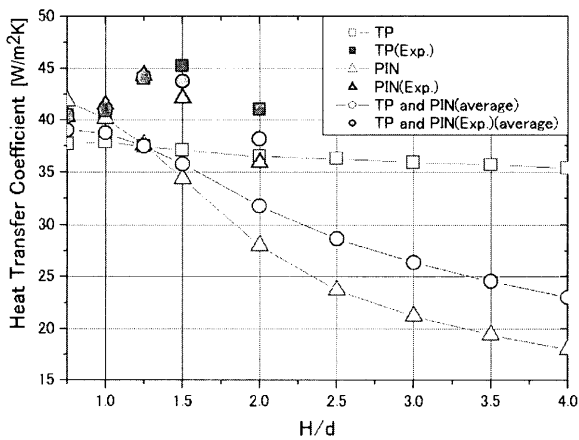


Fig. 11 Effect of pin height upon the averaged heat transfer coefficient

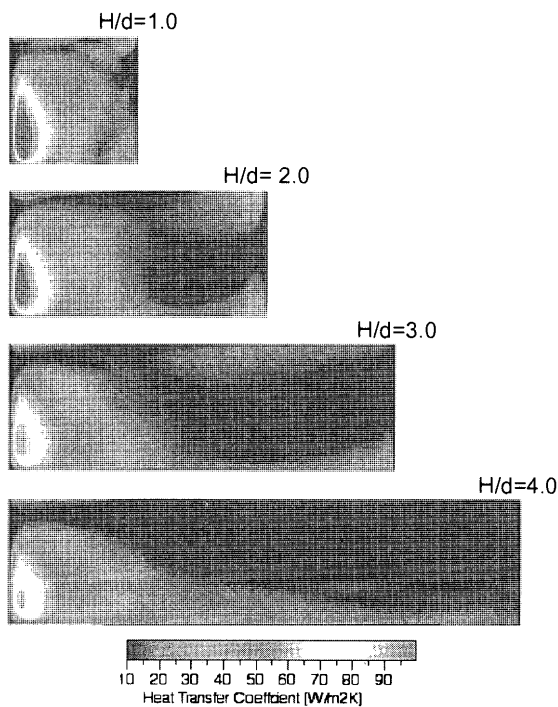


Fig. 12 Effect of pin height upon the heat transfer coefficient over the pin surface

図 12 から明らかである。図 12 は、ピン高さを変えたときピン表面熱伝達率分布を示す。インピンジ噴流がターゲット板に沿って流れピンに衝突することにより発生している高熱伝達領域は、ピン高さを変えても主な領域の空間的広がりほとんど変化せず、また、そこで現れる熱伝達率のピーク値もピン高さとともに減少する傾向にある。詳細に見ると、 H/d が大きくなるにつれて、噴流が衝突する面側に、噴流がピン表面に沿ってインピンジ板側に上昇する際に誘発したと思われる比較的熱伝

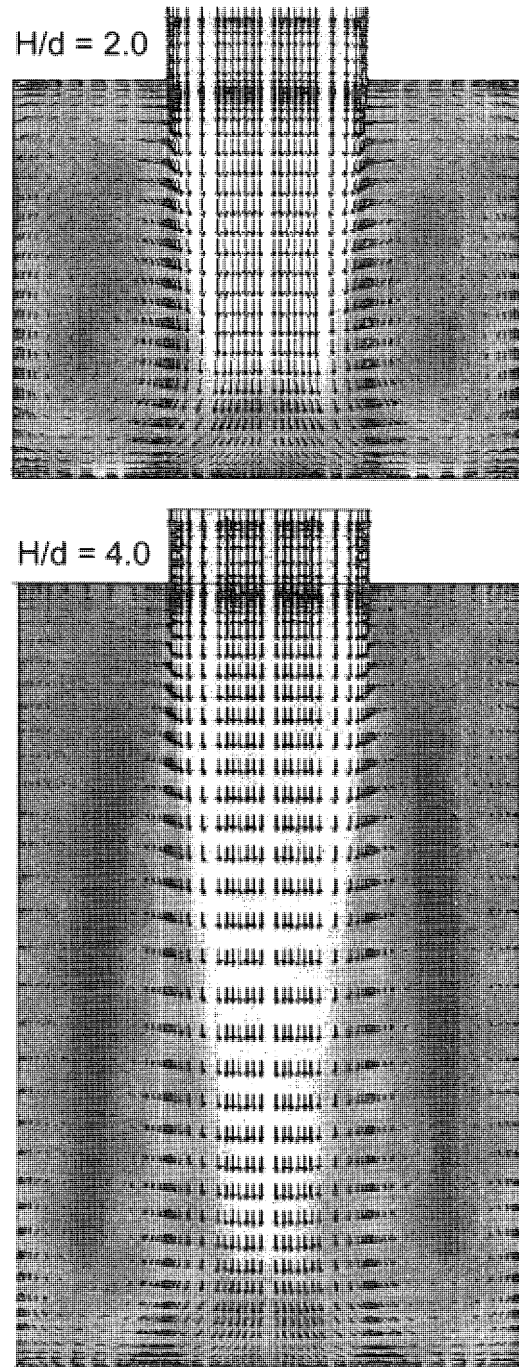


Fig. 13 Calculated velocity vectors on the cutting planes including two pin centers and the jet senter for $H/d = 2.0$ and 4.0

達率の高い領域が出現している。これらの原因を考えるために、図6中G-G断面(ピン中心からインピンジ孔中心を通ってもう一つのピン中心を通る面)での速度分布を調べる。図13には、 $H/d=2.0$ 及び 4.0 での速度分布を示す。この図から、 H/d が大きくなるにつれて、噴流内のポテンシャルコア領域がターゲット面に衝突する前に縮退し始め、それと同時に噴流の半径方向への幅も広がり、噴流内速度の減速も顕著になってくる。そのため、 H/d が大きいほど噴流衝突後の壁面噴流の速度は低下している。これが図12で見られた、ピン高さが増すにつれて熱伝達率ピーク値分布が低下する原因であると考えられる。

3.5 圧力損失及び熱交換性能

本論文で取り上げた冷却構造での圧力損失を計算で算出し、その結果を元に熱交換性能について議論する。ここで、熱伝達率、圧力損失のそれぞれの無次元数(ヌセルト数 Nu 、圧力損失係数 f)を次のように定義する。

$$Nu = \frac{hd}{\lambda_{air}} \quad (3)$$

$$f = \frac{\Delta p}{\rho_{air} U_{in}^2 / 2} \quad (4)$$

ここで、 Δp は計算領域入口境界及び出口境界での平均圧力差である。また、冷却構造を熱交換器と見立て、ポンピング動力一定と仮定し、参照状態との相対的な熱交換性能を次式で評価する⁽¹³⁾。

$$\frac{K}{K_{ref}} = \frac{Nu}{Nu_{ref}} \left(\frac{A}{A_{ref}} \right)^{2/3} / \left(\frac{f}{f_{ref}} \right)^{1/3} \quad (5)$$

ここで、 A はインピンジ板側を除く計算領域内における伝熱面積であり、次式で与えられる。

$$A = \left(0.5P_x P_y - \frac{\pi}{16} d^2 + \frac{\pi}{2} \frac{H}{d} d^2 \right) \quad (7)$$

図14には、 H/d に対するヌセルト数及び圧力損失係数を示す。すでに述べたように、平均熱伝達特性を表すヌセルト数は H/d の増加とともに低下し、また圧力損

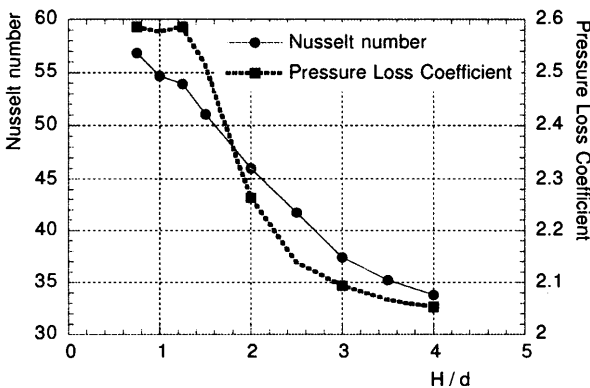


Fig. 14 Calculated Nusselt numbers and pressure loss coefficients

失係数も低下している。後者については、ピン間を通過する際の圧力損失が低下し、次第にインピンジ噴流及び噴き出し孔からの噴出の際に失う動圧分に漸近している。図15に $H/d=1.0$ を基準とした熱交換性能を示す。この結果から、 $H/d=2.5$ 前後のピン高さの場合が最も高い熱交換性能を示すことがわかる。これは次のように説明される。即ち、 H/d が2まで増加する間圧力損失が急激に減少する一方で、平均ヌセルト数及び伝熱面積は H/d に対してほぼ一定の割合で減少及び増加することから熱交換性能が増加する。その後、 H/d に対する圧力損失低下の割合が鈍化するため、熱交換性能が低下する。

以上の議論は限られた形状及び流動パラメータに基づいており、今後更に各種パラメータを変化させた数値実験を行い、冷却性能の一層の向上に繋がる知見を得る必要がある。また、市販コードという制約上、乱流モデルの追加・変更は直ぐには行えないが、本研究で取り扱っているよどみ点を伴う複雑な流れに適した乱流モデルについても引き続きの調査は重要である。例えば、 $k-\epsilon$ モデルの欠点であるよどみ点での乱流エネルギー生成項の過大評価を避けるための Kato-Laundar モデル⁽¹⁴⁾や、インピンジ冷却問題で優れた性能を示した v^2-f モデル⁽¹²⁾などの予測精度を明らかにしていく予定である。

結 論

複合型インピンジ冷却構造の熱流体的特性の解明と冷却構造の最適化を最終的な目的として、基本的な冷却構造に関する感温液晶を用いた実験及び数値計算を行った。以下に今回の研究で得られた知見をまとめる。

- (1) 実験との比較により、今回使用した計算格子及び $k-\omega$ モデルを組み込んだ計算手法が、熱伝達率分布について定性的、定量的にほぼ妥当な結果を与えることが示された。ターゲット板表面近傍の流れの様相に関しても、油膜による可視化試験でのパターンと類似した計算結果が得られた。
- (2) 熱伝達率に関して最も実験と計算が異なる結果となったのは、剥離線近傍であった。速度場と温度場

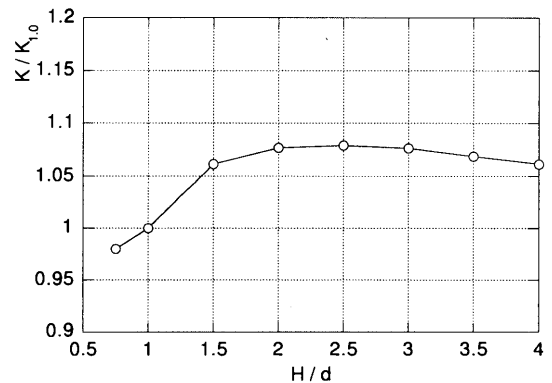


Fig. 15 Heat exchanging performance

とのアナロジーの仮定の是非の他、流れの非定常性が関係していると考えられるが、詳細は不明である。

- (3) 冷却構造の熱交換特性を見積もったところ、今回の試験範囲内では、 $H/d = 2.5$ 前後のピン高が最も高い熱交換性能を示した。

謝 辞

本研究を遂行するにあたっては、石川島播磨重工業(株)山脇栄道氏、松野伸介氏の貴重なご支援を賜った。ここに記し、感謝の意を表す。

参考文献

- (1) 船崎, 石澤, 山脇, 感温液晶による冷却翼内部流路熱伝達分布の計測法に関する研究, 日本ガスタービン学会, Vol. 26, No. 101, pp. 76-81, 1998
- (2) K. Funazaki, K. Ishizawa, S. Yamawaki, Surface Heat Transfer Measurements of a Scaled Rib-Roughened Serpentine Cooling Passage by Use of a Transient Liquid Crystal Technique, ASME Paper 98-GT-515, 1998
- (3) Funazaki, K., Imamatsu, N. and Yamawaki, S., Heat Transfer Measurements of an Integrated Cooling Configuration Designed for Ultra-High Temperature Turbine Blades, Proc. International Gas Turbine Congress (Kobe)-II, pp. 833-839, 1999
- (4) Funazaki, K., Tarukawa, Y., Kudo, T., Matsuno, S., Imai, R. and Yamawaki, S., Heat Transfer Characteristics of an Integrated Cooling Configuration for Ultra-High Temperature Turbine Blades: Experimental and Numerical Investigations, ASME Paper 2001-GT-148, 2001
- (5) 船崎, 工藤, 松野, 山脇, 仲俣, 複合型インピンジ冷却構造内における流れ解析と熱伝達特性, 第16回ガスタービン秋季講演会(秋田), pp. 237-242, 2001
- (6) 工藤俊光, 複合型インピンジ冷却構造の熱流体的特性に関する研究, 岩手大学大学院修士論文, 2002
- (7) Jones, W. P. and Launder, B. E., The Prediction of Laminarization with a Two-Equation Model for Turbulence, International of Heat and Mass Flow, 15, pp. 301-314, 1972
- (8) Launder, B. E. and Sharma, B. I., Application of the Energy-Dissipation Model of Turbulence to the Calculation of a Flow on a Spinning Disk, Letters in Heat Mass Transfer, 1, pp. 131-138, 1974
- (9) Yakhot, V., Orszag, S. A., Tangham, S., Gatski, T. B., and Spziale, C. G., Development of Turbulence Models for Shear Flows by a Double Expansion Technique, Physics of Fluids, 7, pp. 1510-1520, 1992
- (10) Wilcox, D. C., Comparison of Two-Equation Models for Boundary Layers with Pressure Gradient, AIAA J., 31, pp. 1414-1421, 1993
- (11) Rodi, W., A New Algebraic Relation for Calculating the Reynolds Stresses, ZAMM, 56, pp. 219-221, 1976.
- (12) Durbin, P. A. and Pettersson, B. A., Statistical Theory and Modeling for Turbulent Flows, Wiley, p. 136, 2001
- (13) ガスタービンの高温化と冷却技術, 日本ガスタービン学会調査研究委員会成果報告書, p. 40, 1997
- (14) Launder, B. E. and Kato, M., Modelling Flow-Induced Oscillations in Turbulent Flow around a Square Cylinder, ASME FED 157, pp. 189-199, 1993



「水素燃焼タービンの冷却翼開発」を経験して

木塚 宣明*1

KIZUKA Nobuaki

これまで幾つかのプロジェクトを経験してきましたが、今でもよく思い出すのが表題の水素燃焼タービンの冷却翼開発での経験です。

1993年に始まったこの国家プロジェクト、2020年をターゲット（後に2050年に見直された）に環境にクリーンな水素を燃料としたエネルギー変換システムを構築しようとするもので、その中での私の担当は1700℃級水素燃焼タービン用の冷却翼の開発でした。1700℃と簡単にいっても、現状産業用の最先端の高温ガスタービン燃焼温度が1500℃程度ですから、それより200℃も高い。さらに水素と酸素の燃焼ですから燃焼後のタービン作動流体は蒸気であるため熱負荷が格段に高く、技術的ハードルの高いものでした。

プロジェクト開始から5年経った1998年、それまでの研究成果を実証すべく、秋田県にある田代試験所において、実際の1700℃水素燃焼下にて翼冷却試験が行われました。田代試験所は三菱重工(株)名古屋誘導推進システム製作所のロケット試験場です。試験による騒音等が周囲環境へ影響を及ぼさないよう人里離れた山の中にあり、大館から車で約一時間半、途中からは今時珍しい舗装のない山道がひたすら続きます。プロジェクトに参加していた3社（三菱重工、東芝、日立）は、すし詰め状態の試験工程の中で、交互に各冷却翼を組込んだ風洞を持ち込んでの試験でした。

11月中旬、我々の設計した冷却翼及び風洞を持ち込んで試験を開始しました。風洞の排気ダクトより高温の白煙（水蒸気）があがるのを試験棟から見つめて、ドキドキしながら冷却翼の温度を計測モニターで確認していたのを覚えています。まずは、日を追って燃焼温度を1000℃、1200℃と上げていき、試験は順調にスタートしたかに見えました。

悪夢（試練？）はここからでした。前日まで秋の気候であった試験所が、突如季節はずれの寒波（11月中旬としては観測至上2番目だったとか…）に見舞われたのです。朝夕タクシーで試験所に上がると、雪が積もり始めており、見る間にあたり一面が真っ白となりました。何よりも気温が著しく下がっているのが気になり、風洞を点検してみると、冷却水系統がごとごとく見事なまでに凍結していました。何せ2インチの配管を外してみると中が丸ごと氷なのですから、すぐに相当の箇所凍結しているのが予想できました。設備の冷却水系統を含める

と凍結箇所は数え切れない。即日、試験所の方々を中心に雪かきと凍結箇所をガスバーナーであぶって溶かす作業が始まりました。試験所は、山の中ですから陸の孤島のようなもので、全て自分たちで、そこにある道具を用いて解決策を見つけていかねばなりません。氷点下の中、保温してあるカバー、断熱材を片っ端から剥がしてバーナーであぶる作業が連日夜遅くまで続きました。何とか数日後、設備を復旧して、試験できる状態までこぎつけて風洞を点検してみると、風洞の水冷却ダクトが凍結膨張により大きく変形しており、やむなく試験を中止して帰ってくることとなってしまったのです。

職場に戻り途中までの試験結果を整理するものの、心の中はもぬけの殻状態で、試験を遂行できなかったことを悔やんでばかりいました。何とかダクトを修理してリターンマッチをしたいと考えるものの、一度変形したダクトを元通りにして短期間で立て直すなど、とうてい無理に思われました。それでも、これまで数年かけてやってきたことが結果も出せないまま水の泡になってしまうことは悔しく、工場に無理をいって、最終手段として駄目もどでプレス機による矯正を試みてもらいました。ところが、壊れずに変形が徐々に矯正されていくうちに製作課の課長さんの目が変わり、「これ直るかもしれないぞ!」。その一言から一転、すぐにプロジェクト管理元の発電技研に連絡をとり、再試験を申し出ました。

12月のクリスマス間近、再度風洞を持ち込んでの試験となりました。しかし、試練はまだ終わったわけではありませんでした。なぜか私が試験所に入った日からまた寒波が来ていました。今度は凍結には万全の体制で望み、試験を開始して燃焼温度を1500℃まで上げ、冷却性能を確認しながらこれでデータがとれると安心して、データを取ろうとした瞬間、今度は突然設備の電源が落ちてしまったのです。突然のハプニングに「何？またしても」と思いつつ、「試験結果を出すまでは絶対に帰らないぞ!」と気を取り直して、翌日の再立ち上げに望みました。復旧は容易ではありませんでしたが、試験所の方々の奮闘により、何とか試験開始にこぎつけ、本当に最後の最後、燃焼温度1700℃まで到達し、データを無事取り終えることができました。

最後に、再試験を快く認めて頂いたNEDO及び発電技研の方々、本当ならクリスマス休暇をとっていたはずなのに再試験にいやな顔一つせず協力して頂いた試験所の方々に感謝します。また、これらの方々と一緒に苦労と喜びを分かち合えたことは、私にとっても忘れ難い大切な経験となりました。

原稿受付 2003年1月23日

*1 (株)日立製作所 電力・電機開発研究所 ガスタービンプロジェクト ガスタービングループ
〒312-0034 茨城県ひたちなか市堀口832-2

M 1 A—1 3 X 触媒燃焼器搭載型ガスタービン

小林 寛武*¹

KOBAYASHI Hirotake

1. はじめに

世界トップレベルの極低NO_x排出（3 ppm以下；15% O₂換算）を実現する触媒燃焼器搭載型ガスタービンM 1 A—1 3 Xを製品化した（図1）。

2. 製品開発の背景

世界的な環境規制強化の流れの中、米国ではガスタービン発電設備に対するNO_x規制値が3~5 ppm以下（15% O₂換算）である地域が広がっている。このような厳しい規制値をクリアするためには現状では脱硝装置の設置が不可欠であるが、イニシャルコストおよびランニングコストの増加に加えて、アンモニアのリークを避けられないことがガスタービン発電設備の設置を阻害する要因となっている。

このような市場環境に対し、ガスタービン単独でこの厳しい規制値をクリアするため、Catalytica Energy Systems社と共同開発した触媒燃焼器を搭載したガスタービンM 1 A—1 3 Xを製品化した。

3. 性能仕様

M 1 A—1 3 Xの外観図を図2に、性能保証値を表1に示す。

4. 特徴

4.1 優れた排出ガス特性

表1に示すように、70%負荷から最大負荷まで広い負荷範囲にわたって、ガス燃きでNO_x値2.5 ppm未満という、ガスタービン単独では世界トップの極低NO_xを実現しており、同時にCO値10 ppm未満、UHC値10 ppm未満という優れた排出ガス特性を有している。

4.2 高い信頼性

エンジン本体には、これまで十分な運用実績のあるM 1 A-13型を使用しており、高い信頼性を有している。また触媒燃焼器の触媒モジュールは保証寿命8,000時間であり、定期点検まで交換不要である。

4.3 優れた保守整備性

単缶式の燃焼器を採用しているため、保守整備性が良い。触媒燃焼器は触媒モジュールの交換作業に配慮した

設計となっており、燃焼器の上半部を取り外すことによって触媒モジュールの交換を容易に行うことが出来る。

4.4 優れた経済性

脱硝装置を付設した発電設備と比較して、イニシャル

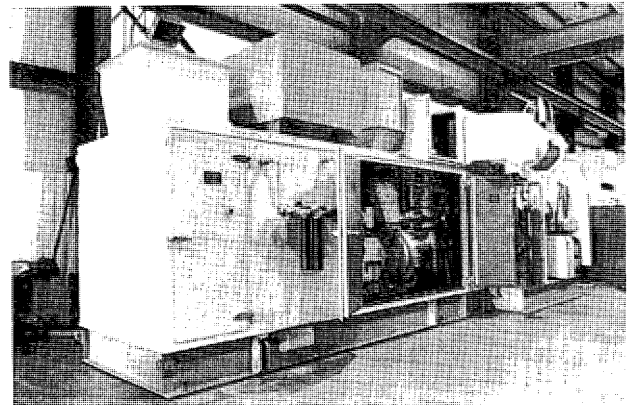


図1 パッケージ外観図

表1 性能保証値

発電出力 [kW]	燃費 [kWh/kWh]	圧力比	排ガス濃度 [ppm]		
			NO _x	CO	UHC
>1,400	<4.40	9.6	<2.5	<10	<10

・排ガス濃度は15%O₂換算。

・排ガス濃度の保証負荷範囲は70~100%負荷。

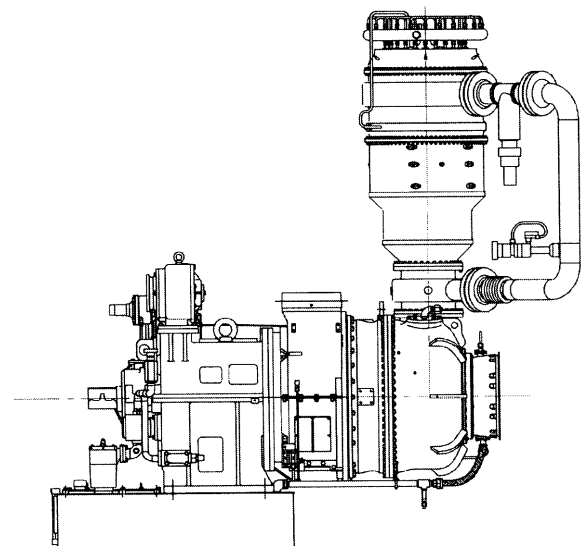


図2 M 1 A—1 3 Xエンジン外観図

原稿受付 2002年12月26日

*1 川崎重工業株式会社 ガスタービン・機械カンパニー
ガスタービンビジネスセンター 陸船エンジン技術部
〒673-8666 明石市川崎町1-1

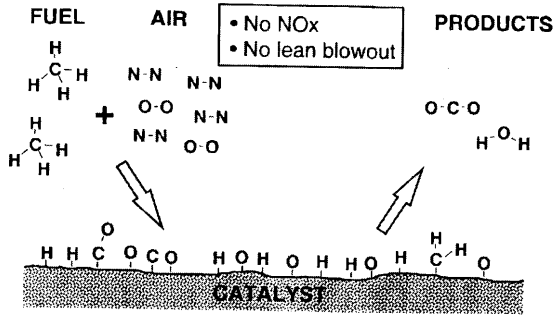


図3 触媒表面の反応模式図

コストおよびランニングコストが低く、経済性に優れる。

4.5 コンパクトな配置

脱硝装置が不要であるため、発電設備をコンパクトに収めることができる。

5. 触媒燃焼の原理

図3に触媒表面での反応を模式的に示す。触媒を加熱すると触媒表面が活性化し、燃料と酸素が触媒表面に吸着されて分解される。分解された燃料と酸素の原子が結合して反応が開始する。触媒表面での反応によって温度が上昇すると反応速度が大きくなり、気相均一燃焼反応が生じて燃焼が完結する。すなわち、触媒での燃焼は、触媒の表面反応で安定化された気相希薄燃焼であり、通常の“火炎燃焼”では不可能な低い温度で燃焼させるといふ触媒燃焼の特長と、大きな反応速度が得られる火炎燃焼の特長を併せ持った燃焼である。

このような触媒燃焼では、非常に低い温度で燃焼反応が行われるため、サーマルNO_xが発生せず、低NO_xを実現できる。

6. 触媒燃焼器の構造

触媒燃焼器の断面図を図4に示す。また触媒モジュールを図5に示す。

燃焼器は、予燃焼部、予混合部、触媒部、気相燃焼部および空気流量制御部から構成されている。予燃焼部では少量の燃料を燃焼させ、燃料と空気の混合気温度を触媒の活性化に必要な温度まで上昇させる。主燃料は予燃焼部出口に設けたスワーラの入口部に噴射され、予混合部内で予燃焼部から排出される燃焼排ガスと均一に混合される。部分負荷時は、予燃焼部に供給される空気の一部を空気流量制御部にバイパスさせ、触媒入口での予混合気の温度を一定に保つ。

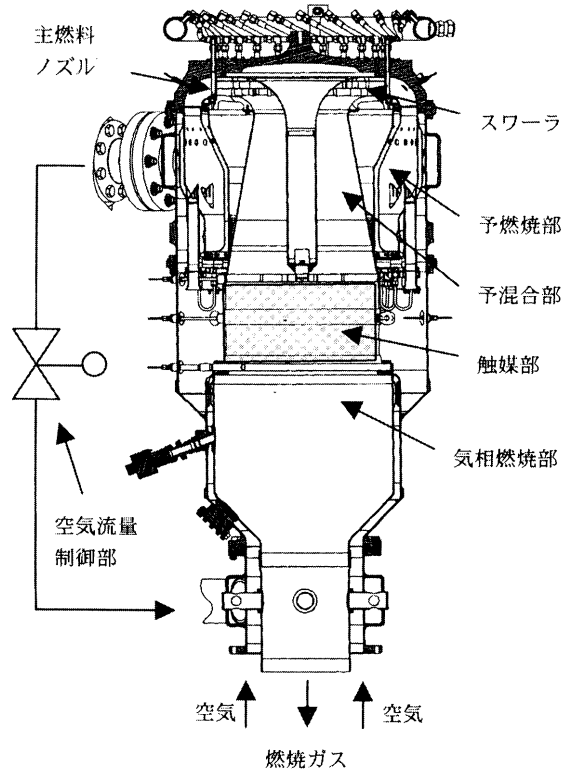


図4 触媒燃焼器断面図

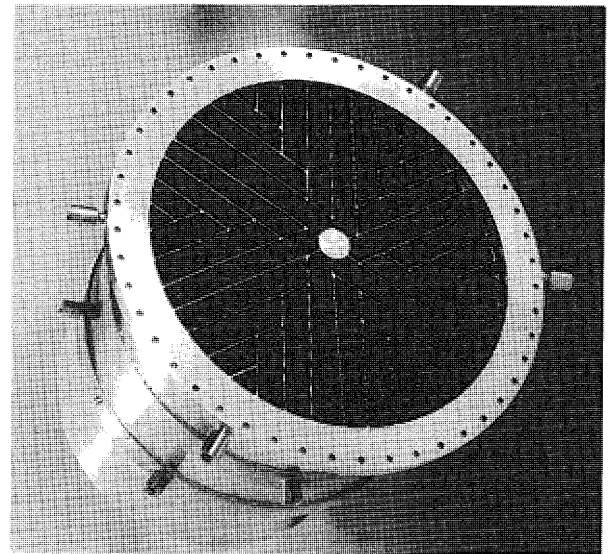


図5 触媒モジュール

7. おわりに

既に米国向けに数台受注し、現在2台が稼働中である。

新世代ビデオスコープ IPLEX (アイプレックス)

植村 努*1

UEMURA Tsutomu

キーワード：ステレオ計測，3D映像，検査のネットワーク化

Stereo measurement, 3D imaging, Network of inspection

1. はじめに

航空／発電タービンエンジンのメンテナンスには、分解せずに内部の状態を観察する、いわゆる「VT」(目視検査)という手法が広く取り入れられており、エンジン据付状態で、かなりの部分の点検が可能である。工業用内視鏡は、この分野において非常に重要な位置付けの非破壊検査機器であり、光学性能をアップさせる事により、検査品質の向上に貢献して来た。しかし、一方で定量的なデータを得られない事により、定まった「基準」に対する良否判断が困難なケースも少なからず指摘されており、これを解決する「計測機能を搭載した工業用内視鏡」へのニーズが高まり続けてきた。

昨年、ステレオ原理を用いた計測技術を搭載した工業用内視鏡「IPLEX (アイプレックス)」(Fig 1) を市場導入したので報告する。

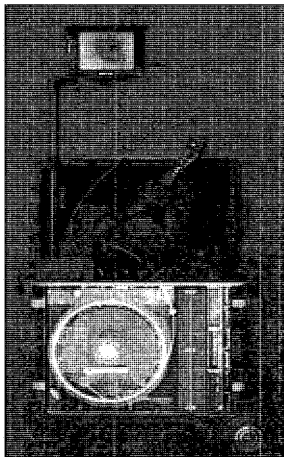


Fig 1 IPLEX (アイプレックス)

2. IPLEX の特徴

「観る、撮る、測る。簡単一体型」を謳う同製品は、検査に必要なあらゆる機能を備えた、ある意味で、理想のオールインワン内視鏡とも言えるが、其の最大の特徴は「ステレオ計測機能」や「3D映像観察機能」である。

3. ステレオ計測

オリンパス独自の計測テクノロジーであるステレオ計測は、スコープ先端に視差のある二つのレンズが付いた光学アダプタを装着する事により、人間の目が距離や凹凸を判断する様に、画像情報を三角測量の原理で計測するシステムである。(Fig 2 参照) あらゆる角度からの計測を可能にしており、制約条件が殆ど無く、大幅な作業の「効率化」及び「迅速化」を実現した。

ステレオ計測には以下に明記する5つの計測モードがあり、状況による使い分けにより最適な計測結果を得る事が出来る。

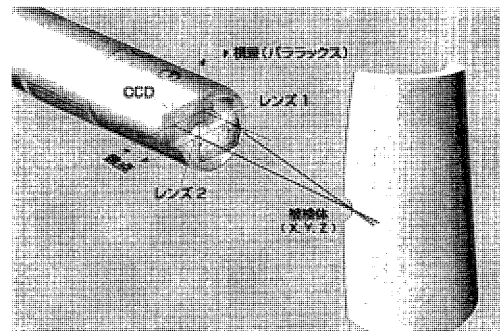


Fig 2 ステレオ計測の原理

1) 2点間計測／全長計測

画面内の2点間の距離を計測する2点間計測モードに加え、複数の点をプロット可能な全長計測モードが有る。複雑な形状のクラックに於いても、周囲の距離測定が可能。(Fig 3 参照)

2) 線基準計測

2点間を結んだ仮想線から任意のポイントまでの距離を測定する計測モード。タービンプレード破損部分の大きさ測定等に有効。(Fig 4 参照)

3) 面基準計測

3点間を結んだ仮想面から任意のポイントまでの深さ及び高さを測るの計測モード。打痕や凹み等の計測に有効。(Fig 5 参照)

4) 面積計測

複数の点で囲まれた部分の面積を計算するモード。「焼損」や腐食等の大きさを定量的に捉える事が可

原稿受付 2002年12月27日

*1 オリンパスプロマーケティング(株)

〒101-0062 東京都千代田区神田駿河台3-4

能。(Fig 6 参照)

5) 表面形状計測

任意の2点で区切られた部分から切断した場合の形状をグラフィック表示するモード。モニター観察では判別が困難な凹凸の判断が容易に行える。(Fig 7 参照)



Fig 3 2点間計測/
全長計測

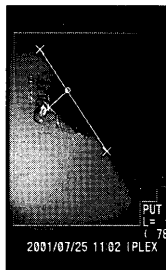


Fig 4 線基準計測

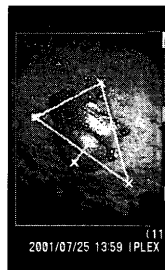


Fig 5 面基準計測

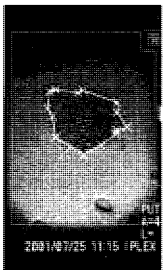


Fig 6 面積計測

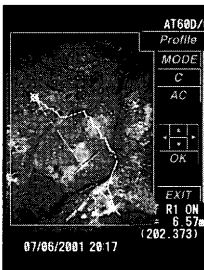


Fig 7 表面形状計測

4. 3D映像観察

ステレオ観察の応用として、ステレオ光学アダプターと、専用のフェイスマウントディスプレイ(3Dアイトレック)を装着する事により、リアルな3D映像を得る事が出来る。検査者が受ける印象としては、モニター画面で観察するのではなく、検査者自身がスコープになって入っていく感覚に近い。表面の凹凸状態が明確に判断出来る事や、観察物までの距離感が掴みやすい為、入組んでいて従来は難しかった部位への内視鏡挿入が可能となった。原理はステレオ光学アダプターにより取り込まれた映像を、右眼用映像、左眼用映像に夫々デジタル処理し、眼鏡型の左右2枚の液晶パネルに映し出す事によって立体視する。(Fig 8 参照)

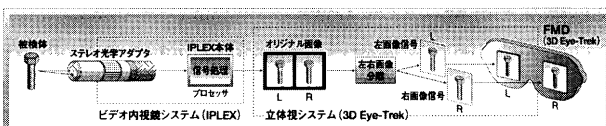


Fig 8 3D映像観察の原理

5. 計測内視鏡とIT技術

専用の画像管理ソフト「IPLEX MANAGER」をPCにインストールする事により、IPLEXとPCの連携が

可能となる。

1) PCによる遠隔操作

IPLEXとPCをUSBケーブルによって接続する事により、PC画面上で映像を確認しながらの遠隔操作が可能。簡単なマウス操作によって湾曲操作、画像記録、計測、等の作業を実現。

2) 記録データをEメール送信

IPLEX MANAGERをインストールしたPC同士なら、画像や計測データ等の送受信を行う事は勿論、画像に添付されたステレオ計測環境データを生かした再計測も可能。

6. 計測内視鏡の実用化

IPLEXの登場により、「内視鏡検査の万人化」及び「スペシャリストによる検査の一元化」という相反する2つのテーマを、高いレベルに於いて実現した。

1) 内視鏡検査の万人化

内視鏡検査は、特別な資格や技術が無くとも、非破壊で内部の状況を把握出来る、言わば「使用者を選ばない検査機器」と呼ばれてきたが、その採取された映像を元に下される判断となると、ボーダーラインギリギリの良否について経験や技術を要する事があった。これは内視鏡検査によって得られるアウトプットが映像というファジーなものであり、客観的な判断が難しかったからである。しかし、計測内視鏡の出現により内視鏡は名実共に「使用者を選ばない検査機器」となった。今後はクラックや欠損部についての検査合格基準を作成しておけば、検査者が誰であろうと均一的な判断で作業が行われる。

2) 内視鏡検査の一元化

画像管理ソフト IPLEX MANAGER の使用により検査のネットワーク化が図れる。これは検査のスペシャリストや設計者が、起こってしまったトラブルや定期検査状況を、本社やコントロール室に居ながら確認/指示出来るシステムが築けた。という事を意味する。この事により「顧客-現場-本社」のトライアングルによる迅速な対応、正確な判断と処置、経費の削減、等が可能となった。今後もブロードバンドとリモートメンテナンスの融合を更に進めて行く予定である。

7. おわりに

IPLEXは革新的な技術が投入された、現段階で考えられる「工業用内視鏡の理想形」とも言えるが、今後も現場のニーズは更に多様化及び高度化し続けて行くものと予想されており、課題は重い。今後の工業用内視鏡は「内視鏡」としての機能を向上・発展させて行く事は勿論、他分野製品との融合技術も視野に入れた製品開発/サービスの導入により、必ずや検査現場での「グローバルスタンダード」になって行くこと確信している。

水素燃焼タービン試験装置

毛利 邦彦*1

MOURI Kunihiko

水素燃焼タービンプロジェクトの概況について

表紙の写真³⁾は平成10年10月に秋田県田代町にある三菱重工株田代試験場の構内で実施した水素燃焼タービンの試験装置である。

この試験装置は平成5年度から開始された「水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術 (WE-NET) サブタスク8 水素燃焼タービンの開発」(新エネルギー・産業技術総合機構 (以下「NEDO」と云う)の委託研究で財団法人発電設備検査協会 (以下「発電技検」と云う)が受託)のプロジェクト (以下「本プロジェクト」と云う)において設計・製作されたものである。

本プロジェクトは500 MW級の水素燃焼タービン発電システムの開発を目標とし、その前段階の50 MWのパイロット試験装置の設計に必要なデータを収集するために、プロトタイプ試験装置による実ガス燃焼試験 (図12)の試験系統図を参照)にてタービン翼性能の確認を行うものであった。

500 MW級の水素燃焼タービン発電システムの効率は60% (高位発熱量基準)以上で二酸化炭素、窒素酸化物、硫酸酸化物、煤塵等の環境影響物質の排出のないクリーンな発電システム開発を目指したものであり、世界的に叫ばれている「ゼロ・エミッション」の理想を目指したものである。

60%以上の効率を得るために、タービンの入口温度を1,700℃に設定して、その温度に耐えられる翼材料、冷却方式、遮熱コーティングについて詳細な検討を実施した。

試験に供されるタービン静翼、動翼は三菱重工(株)、株東芝、株日立製作所の3社が発電技検からの再委託にて設計・製作を行い、その中で最も優秀な成績を取ったメーカーを次のパイロット試験の委託先とする「コンペ方式」による研究開発の形態を取ったプロジェクトであった。

そのため、各社は1700℃の未経験の温度領域での開発と次期プロジェクトへの切符を得るために、真剣かつ所有する技術を本プロジェクトに注ぎ、緊張感を持ちながら実施したプロジェクトであった。

試験装置は翼列試験片と筐体のみを各社が設計製作し、試験装置全体は三菱重工(株)にて製作した。翼列試験装置は三菱重工(株)を代表して図2²⁾に示す。

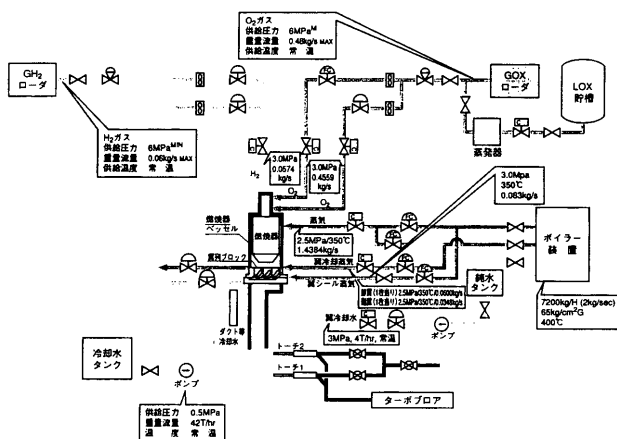


図1 試験系統図

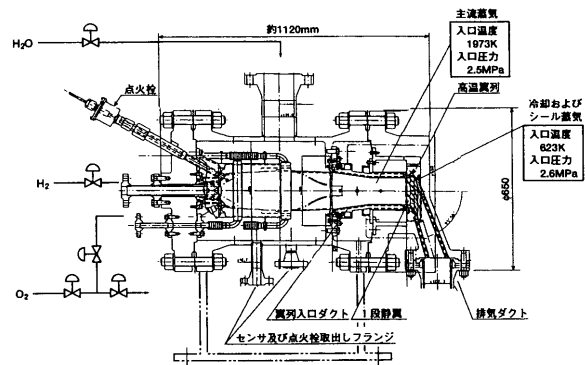


図2.1 第1段静翼翼列装置断面

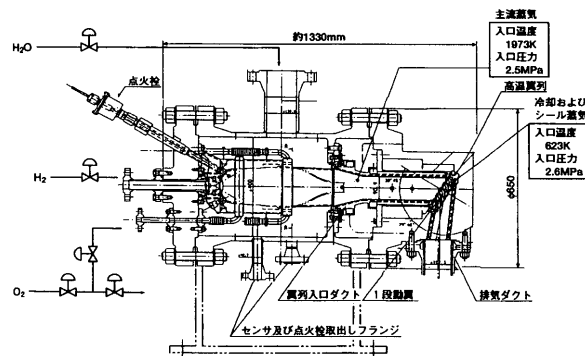


図2.2 第1段階動翼翼列装置断面

図2 翼列試験装置断面図

原稿受付 2003年1月6日

*1 電源開発株式会社 技術開発センター 調査役
元財団法人発電設備技術検査協会
東京研究センター WE-NETプロジェクト主幹
〒253-0041 神奈川県茅ヶ崎市茅ヶ崎 1-9-88

表1 冷却翼試験条件実験各社別一覧

項目	日立	三菱重工業	東芝	備考
1. 静翼試験				
入口全圧 (MPa)	2.5 (4.75)	2.5 (4.51)	2.5 (4.74)	試験圧力は燃焼器入口全
入口平均対流温度 (°C)	1700 (1700)	1700 (1700)	1700 (1700)	
翼長 (mm)	35.86 (70)	38.0 (85.0)	40 (71)	
翼枚数	3 (32)	3 (26)	3 (38)	
翼配列ピッチ (PCDmm)	58.86 (114.9)	52.7 (117.8)	62.2 (110.45)	
流入角度 (度)	0.0 (0.0)	0.0 (0.0)	0.0 (0.0)	
流出角度 (度)	72.13 (72.13)	79.97 (79.97)	74.0 (74.0)	
翼列入口流量 (kg/s)	1.92 (222.3)	1.90 (222.8)	1.88 (222.4)	
Re数 (10の6乗)	1.6 (6.1)	1.13 (4.33)	1.78 (6.5)	
熱流束 (MW/m ²)	3~5.5 (4~6.8)	2.15 (3.0)	2.0 (2.0)	
冷却媒体	水 (水)	蒸気 (蒸気)	蒸気 (蒸気)	
試験機のスケール	0.51	0.447	0.56	
入口ダクト形状	H35.9xW117.7	H38x W105.8	H40x W124	
流路バス数	2	2	2	
2. 動翼試験				
入口全圧 (MPa)	2.5 (3.765)	2.5 (3.94)	2.5 (3.71)	試験圧力は燃焼器入口全圧
翼長 (mm)	37.57 (73)	38.0 (85.0)	40 (71)	
翼枚数	5 (82)	5 (52)	5 (92)	
翼配列ピッチ (PCDmm)	23.13 (44.94)	26.35 (58.92)	25.7 (45.62)	
流入角度 (度)	52.0 (52.0)	30.75 (30.75)	51.2 (51.2)	
流出角度 (度)	-63.93 (-63.93)	-60.49 (-60.49)	-63.0 (-63.0)	
翼列入口流量 (kg/s)	1.92 (223.8)	2.19 (224.8)	2.01 (231.5)	
Re数 (10の6乗)	0.63 (1.84)	0.82 (2.9)	0.56 (1.9)	
熱流束 (MW/m ²)	1.6~2.3 (2.5~3.5)	2.17 (3.0)	2.1 (2.3)	
冷却媒体	蒸気 (蒸気)	蒸気 (蒸気)	蒸気 (蒸気)	
試験機のスケール	0.51	0.447	0.56	
入口ダクト形状	H37.6xW92.5	H38x W90.9	H40 x W103	
流路バス数	4	4	4	

試験用の翼は実機との相関性を高めるために、できるだけ実機仕様に近い数値を採用した。主な仕様は表1¹⁾に示す通りであるが、実機の約半分のスケールとし、試験結果の実用化評価を容易とする大きさとした点がポイントである。

また翼の仕様は、三菱重工業(株)は水蒸気冷却の完全回収システムを採用し翼の冷却は完全に水蒸気による内部冷却を提案した。(株)東芝、(株)日立製作所はGEのH型(水蒸気冷却)の動翼と同じように温度条件の厳しい後縁部等には一部水蒸気を噴射し冷却効果を高める水蒸気回収システムを採用したが、特筆すべき点は、日立は静翼に水冷却システムを採用した事である。

遮熱コーティングはZrO₂・Y₂O₃をEB-PVD、プラズマ溶射法にて施工したものを主に採用したが、その厚さは東芝の場合は0.15mmを挑戦的な厚さとしたものもあった。三菱重工業(株)は完全回収システムであり、TBCの厚さは0.5mmと少し集めを採用していた。各社別のタービン翼列試験に用いた試験翼の仕様概要を表2²⁾に示す。

また写真1³⁾に静翼・動翼の試験片を(株)東芝分について代表して示す。

この様に、各社各様の特徴を持った1,700°Cのタービン翼の提案がされ、その実力は実際の水素・酸素燃焼により検証を実施したものである。

なお、水素・酸素燃焼器の開発についてはNEDOからの委託により財団法人電力中央研究所が受け、三菱重工業(株)、(株)日立製作所、石川島播磨重工業(株)が設計・製作し、本タービン翼列試験実施前に試験が実施された。

本タービン翼列試験に用いた水素燃焼器は試験工程の制約および同一条件による評価を確保するために事前に

表2 田代試験の冷却翼試験ピースの概要

再委託先	日立	三菱重工業	東芝
冷却方式	静翼 水冷却	完全蒸気回収方式	蒸気回収方式
動翼	蒸気回収方式	同上	同上
翼材料	銅合金*1) CZ-Cu	コバルト基超合金 X-45	コバルト基超合金 FSX-414
動翼	ニッケル基合金 YH61	同上	評価翼：CMSX-4 ダミー翼：FSX-414
TBC 材料・施工方法及び厚み	材料	トップコート：ZrO ₂ -Y ₂ O ₃ ボンドコート：NiCoCrAlY	トップコート：ZrO ₂ -Y ₂ O ₃ ボンドコート：NiCoCrAlY
	施工	プラズマ溶射	プラズマ溶射
	厚み	トップコート：0.2mm ボンドコート：0.1mm	トップコート：0.5mm ボンドコート：0.1mm
	材料	トップコート：ZrO ₂ -Y ₂ O ₃ ボンドコート：NiCoCrAlY	トップコート：ZrO ₂ -Y ₂ O ₃ ボンドコート：NiCoCrAlY
	施工	翼面：EB-PVD*2 その他：プラズマ溶射	プラズマ溶射
	厚み	トップコート：0.2mm ボンドコート：0.1mm	トップコート：0.5mm ボンドコート：0.1mm

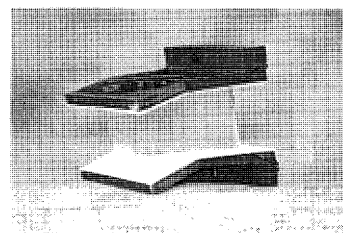


写真1.1 回収型静翼供試翼

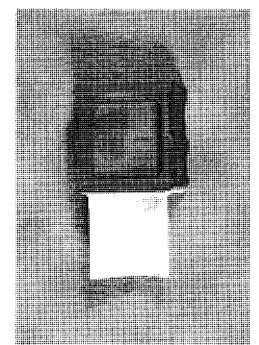


写真1.2 回収型動翼供試翼

写真1 東芝製水素燃焼タービン供試翼

三菱重工業(株)の燃焼器を選定した。

試験翼試験について

三菱重工業の田代試験場はH2A ロケットエンジンの横置き試験を実施する場所であり、その一角を借りて

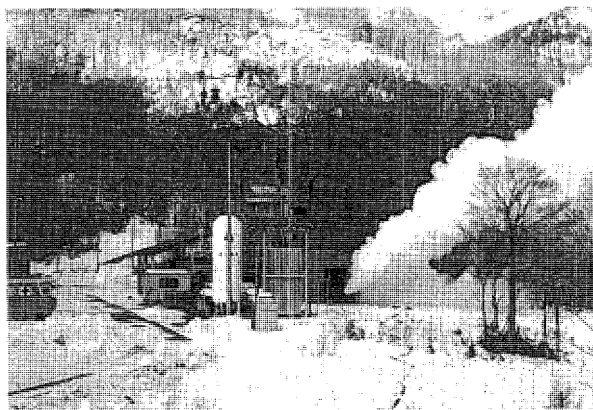


写真2 水素燃焼タービン翼列試験の状況

今回の試験翼の試験装置を設置した。試験は平成10年の9月から始まり三菱、東芝、日立の順に実施したが、田代試験場は標高も高く真冬の試験でもあり、後半はマイナス20℃の過酷な試験環境での試験となった。トラブルとしては落雷、熱電対計の焼損、凍結による試験筐体損壊と各社それぞれトラブルに見舞われたが、無事1,700℃における水素燃焼下でのタービン翼の冷却特性とのデータを把握することができた。

写真2²⁾は水素燃焼による白煙の状況がよく現れている試験場を写したもので、今から思うとあの寒さの中、試験装置を運転した田代試験場の三菱重工業(株)の運転・管理に従事した研究員、試験に立ち会った各社の研究員の方が病気もせず頑張ったとつくづく述懐するものである。

さて、試験は最終的には目的を達成することができ、試験時間は1,700℃の試験は各社の総計で104分を記録した。各社の平均試験達成時間は試験翼毎に約20分程度と非常に短時間であったが、冷却性能に関する翼各部の温度が計測でき、評価可能なデータを採取することができたことは6年間の成果は報われたことであり、本プロジェクトの所期の目的は達成することができた。

採取された試験データの総括は表3²⁾にその概要を示すが、評価部会に報告された。評価部会は大阪大学の

三宅裕教授(当時)を部会長とし、九州大学の井上雅弘教授、東京理科大学の本阿弥眞治教授、東京農工大学の望月貞成教授、大阪大学の辻本良信教授等(順不同)のタービン技術の専門家により構成され、各社の報告と質疑応答で厳正な評価が行われた。

その評価の結論は三宅部会長より総括されたが、三菱重工業(株)、(株)東芝、(株)日立製作所ともに1,700℃に耐えられる翼システム(部材、冷却方式、TBC)の見通しを得たと総括しており、「コンペ方式」であったが、①翼の構造性については(株)東芝、②冷却評価は三菱重工業(株)③田代試験場での冷却評価は(株)日立製作所と3つの評価区分に第1位と評価される再委託先が異なる結果になり、それぞれに特徴を的確に評価した内容となった。そのため、どのメーカーのシステムが最良かを選定することは困難な結果となった。

水素燃焼タービンプロジェクトのその後

水素燃焼タービンプロジェクトはWE-NETプロジェクト全体評価から次期予定された50MWのパイロット試験への展開は取りやめ、その代わり独立したプロジェクトとして炭酸ガス回収クローズシステム開発に引き継がれたが、本プロジェクトも平成14年度を持って終了することに成っている。

この水素燃焼タービンシステム開発は世界で初めての水素燃焼による1,700℃を目指した稀有な試験研究であり、日本から世界に発信する数少ない情報の一つであった。このプロジェクトは世界各国の国際会議に報告され評価を受け、また世界各国のタービン技術者もWE-NETプロジェクトをよく知っており、世界の注目しているプロジェクトであった。開発半ばでの中断は残念なものであるが、ここで得られた知見は既存のタービン技術に広く波及し、タービンの信頼性向上に貢献していると考えている。

表紙写真の試験装置は現在どの様になっているのかは分からないが、世界初の1,700℃の試験を実施した事実

表3 翼列評価試験結果総括表

項目	日立	三菱重工業	東芝
1700℃試験時間	8分(静翼)/20分(動翼)	10分/20分	24分/22分
プラント効率評価	60%達成可能	60.1%	60.1%
試験の不具合	落雷	熱電対温度計焼損	凍結による装置損壊他
冷却性能試験結果			

を残すために、また技術の伝承のためにも残したいと考えたいが、そう思うのは私だけであろうか。

終わりに当たって、発電技検で水素燃焼タービン開発に筆者と共に研究に従事した林誉弘副主幹（現電源開発（株））および塚越徹主査（現三菱重工業（株））と写真を提供して頂いた発電技検に感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 水素燃焼タービン冷却技術開発 毛利邦彦 WE-NET 水素エネルギーシンポジウム講演予稿集 1999年2月 p 237-p 244
- 2) 水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術（WE-NET）サブタスク8 平成10年度成果報告書（NEDO-WE-NET-9983）平成11年3月
- 3) 財団法人 発電設備技術検査協会より提供

第 31 回ガスタービンセミナー報告

松沼 孝幸

MATSUNUMA Takayuki

第 31 回ガスタービンセミナーが、平成 15 年 1 月 16 日、17 日の 2 日間に渡り、111 名の受講者を得て、浜松町の東京ガス(株)本社会議室にて開催されました。今回は、「ガスタービンの最新技術と分散電源への展開」をテーマとして掲げました。

第 1 日目には、小泉忠夫企画委員長による開会の挨拶に続いて、ガスタービンの最新技術動向を広く把握する 6 件の講演が行われました。超音速輸送機用エンジンの技術開発(石川島播磨重工業、夏村匡氏)では、日本主導の国際共同研究プロジェクト(HYPR と ESPR)の概要と成果が紹介されました。大型事業用ガスタービンの最新技術動向(三菱重工業、福泉靖史氏)では、高温・高効率ガスタービンの要素技術開発と運転実績が講演されました。中小型ガスタービンの開発動向(川崎重工業、永井勝史氏)では、冷却や材料などの要素と熱電比可変サイクルや再生サイクルなどのシステム技術の開発動向と新機種の紹介が行われました。次世代型船用ガスタービンの開発(スーパーマリンガスタービン技術研究組合、荒井正志氏)では、メーカー 4 社で共同実施している低 NOx 高効率船用ガスタービンの開発状況が紹介されました。最新のガスタービン予防保全技術(日立製作所、市川国弘氏)では、関心の高い余寿命診断技術、補修・長寿命化技術が講演されました。エネルギー産業の規制緩和の動向(電力中央研究所、浅野浩志氏)では、海外での電力自由化の現状と課題、分散型電源への影響が論じられました。いずれの講演も、最先端の技術動向と将来への展望が豊富に盛り込まれた興味深い講演でした。

第 2 日目は、分散型電源として近年盛んに開発が進められているマイクロガスタービンに的を絞ったプログラ

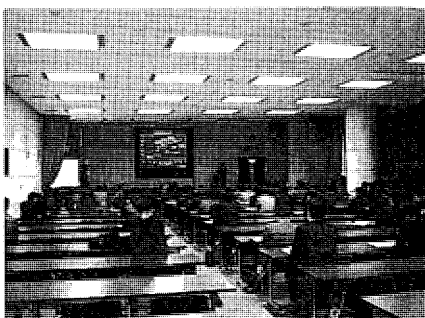
ムが組まれました。午前に 3 件の講演が行われ、まず、マイクロガスタービンの要素技術(東海大学、伊藤高根氏)で、開発状況と主要要素の技術展望が講演されました。続いて、マイクロガスタービン用プレート&フィンタイプ再生器とその応用(東洋ラジエータ、中野公昭氏)、マイクロガスタービン用空気軸受(東京理科大学、吉本成香氏)では、今後の鍵を握る再生器と空気軸受の開発動向を講演いただきました。

午後は「マイクロガスタービンの開発状況と将来展望」と題して、パネルディスカッションが実施されました。パネリストとして、明電舎の高山賢氏、荏原製作所の竹内崇雄氏、トヨタタービンアンドシステムの岡林慶一氏、ヤンマーの山口裕史氏、マイエナジーの福山直人氏、座長として東海大学の伊藤高根氏に出席していただきました。ガスタービンメーカー、ガスエンジンメーカー、ユーザーと異なる立場にいるパネリストによって、多角的な議論が交わされました。参加者にとっては、マイクロガスタービンの今後について考える絶好の機会になったことと思います。

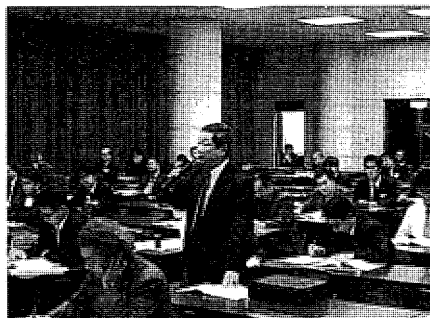
なお、本セミナーでは、企画運営等に関するアンケートを実施いたしました。集計結果は全体的に好評でしたが、発表時間、発表方法、配付資料などに関する貴重なご意見もいただきました。今後の企画に反映させたいと考えています。

最後に、講演準備に尽力されました講師の方々、会場の提供と運営にご協力をいただきました東京ガス(株)の方々(特に森雅晶様と佐藤浩様)、そしてご多忙のところご参加いただきました皆様に、厚くお礼を申し上げます。

(企画委員)



(a) 講演



(b) 質疑応答



(c) パネルディスカッション

第 31 回ガスタービンセミナーの様子

社団法人 日本ガスタービン学会 平成 15 年通常総会 および名誉会員推薦状授与式 開催ご案内

拝啓 時下益々ご隆盛のこととお慶び申し上げます。社団法人日本ガスタービン学会も会員各位のご協力で順調に発展を続けております。

さて、このたび第 28 期に入るにあたり下記により通常総会及び名誉会員推薦状授与式を開催致しますので、ご多用中誠に恐縮ですが、ご出席頂きますようお願い申し上げます。

なお、正会員の 1/2 以上の議決を必要としますので、やむなくご欠席の場合は、同封 FAX 用紙を必ずお送り下さいますよう、重ねてお願い申し上げます。

敬具

記

日 時：平成 15 年 4 月 3 日(木) 13:00~15:30

場 所：江戸川区総合区民ホール 2 階 蓬莱の間

東京都江戸川区船堀 4-1-1 (TEL 03-5676-2211)

地下鉄 都営新宿線「船堀」駅前

平成 15 年度通常総会 (13:00-15:00)

- 1 号議案：第 27 期 事業報告の件
- 2 号議案：第 27 期 決算報告の件
- 3 号議案：名誉会員推薦の件
- 4 号議案：第 28 期 事業計画の件
- 5 号議案：第 28 期 予算の件
- 6 号議案：第 28 期 役員承認の件
- 7 号議案：第 29 期事業計画及び予算案の文部科学省提出に係る審議手続きの件

名誉会員推薦状授与式 (15:10-15:30)

1. 名誉会員推薦状および記念品贈呈
2. 名誉会員挨拶

以上

出欠のご返事は、先にお送りした返信用葉書又は同封別紙を FAX にて、必ず事務局迄送付下さい。

第28期(平成15年度) 監事・評議員・役員候補者選挙結果

監事(氏名五十音順)		勤務先		氏名		勤務先		氏名		勤務先		氏名		勤務先			
番号	氏名	勤務先	氏名	勤務先	番号	氏名	勤務先	番号	氏名	勤務先	番号	氏名	勤務先	番号	氏名	勤務先	
1	佐藤 玉太郎	浜井産業(株)	31	池口 隆	(株)日立製作所	64	荒川 忠一	東京大学	64	荒川 忠一	東京大学	64	荒川 忠一	東京大学	64	荒川 忠一	
2	酒井 俊道	東京理科大学	32	大田原 康彦	(株)日立製作所	65	梶 昭次郎	東京大学	65	梶 昭次郎	東京大学	65	梶 昭次郎	東京大学	65	梶 昭次郎	
評議員(勤務先五十音順)																	
番号 氏名 勤務先																	
1	佐々木 直人	(株)アイ・エイチ・アイ・エフ・スペース	33	小松 秀明	(株)日立製作所	66	長島 利夫	東京大学	66	長島 利夫	東京大学	66	長島 利夫	東京大学	66	長島 利夫	東京大学
2	川嶋 鋭裕	石川島播磨重工業(株)	34	中村 昭三	(株)日立製作所	67	吉識 晴夫	東京大学	67	吉識 晴夫	東京大学	67	吉識 晴夫	東京大学	67	吉識 晴夫	東京大学
3	児玉 秀和	石川島播磨重工業(株)	35	西嶋 庸正	(株)日立製作所	68	渡辺 紀徳	東京大学	68	渡辺 紀徳	東京大学	68	渡辺 紀徳	東京大学	68	渡辺 紀徳	東京大学
4	千葉 正俊	石川島播磨重工業(株)	36	大庭 康二	日立造船(株)	69	湯浅 三郎	東京理科大学	69	湯浅 三郎	東京理科大学	69	湯浅 三郎	東京理科大学	69	湯浅 三郎	東京理科大学
5	三堀 健	石川島播磨重工業(株)	37	安部 利男	三井造船(株)	70	本阿弥 眞治	東京理科大学	70	本阿弥 眞治	東京理科大学	70	本阿弥 眞治	東京理科大学	70	本阿弥 眞治	東京理科大学
6	渡辺 康之	石川島播磨重工業(株)	38	高木 俊幸	三井造船(株)	71	山本 誠	東京理科大学	71	山本 誠	東京理科大学	71	山本 誠	東京理科大学	71	山本 誠	東京理科大学
7	片岡 匡史	(株)住原製作所	39	荻田 浩司	三菱重工工業(株)	72	安達 竹雄	日本航空機エンジン協会	72	安達 竹雄	日本航空機エンジン協会	72	安達 竹雄	日本航空機エンジン協会	72	安達 竹雄	日本航空機エンジン協会
8	一本松 正道	大阪ガス(株)	40	青木 素直	三菱重工工業(株)	73	吉田 祐作	日本自動車研究所	73	吉田 祐作	日本自動車研究所	73	吉田 祐作	日本自動車研究所	73	吉田 祐作	日本自動車研究所
9	岩本 敏昭	川崎重工業(株)	41	塚越 敬三	三菱重工工業(株)	74	岡村 隆成	八戸工業大学	74	岡村 隆成	八戸工業大学	74	岡村 隆成	八戸工業大学	74	岡村 隆成	八戸工業大学
10	森 健二	川崎重工業(株)	42	佃 嘉章	三菱重工工業(株)	75	原田 広史	物質・材料研究機構 材料研究所	75	原田 広史	物質・材料研究機構 材料研究所	75	原田 広史	物質・材料研究機構 材料研究所	75	原田 広史	物質・材料研究機構 材料研究所
11	山下 直之	川崎重工業(株)	43	福江 一郎	三菱重工工業(株)	76	杉山 洋吉	防衛庁	76	杉山 洋吉	防衛庁	76	杉山 洋吉	防衛庁	76	杉山 洋吉	防衛庁
12	中西 章夫	関西電力(株)	44	森下 進	三菱重工工業(株)	77	水木 新平	法政大学	77	水木 新平	法政大学	77	水木 新平	法政大学	77	水木 新平	法政大学
13	力石 正文	九州電力(株)	45	岩佐 照久	三菱重工工業(株)	78	亀本 番司	横浜国立大学	78	亀本 番司	横浜国立大学	78	亀本 番司	横浜国立大学	78	亀本 番司	横浜国立大学
14	井上 誠	京セラ(株)	46	船崎 健一	(株)明電舎	79	吉岡(大田) 英輔	早稲田大学	79	吉岡(大田) 英輔	早稲田大学	79	吉岡(大田) 英輔	早稲田大学	79	吉岡(大田) 英輔	早稲田大学
15	杉浦 重泰	(株)コマツ	47	辻本 良信	岩手大学	80	山本 勝弘	早稲田大学	80	山本 勝弘	早稲田大学	80	山本 勝弘	早稲田大学	80	山本 勝弘	早稲田大学
16	長谷川 好道	全日本空輸(株)	48	横井 信哉	大阪大学	次点者											
17	大原 久直	ダイハツディーゼル(株)	49	井上 雅弘	ガスタービン実用性能向上	1	江田 武司	川崎重工業(株)	1	江田 武司	川崎重工業(株)	1	江田 武司	川崎重工業(株)	1	江田 武司	川崎重工業(株)
18	相曾 健司	中部電力(株)	50	鈴木 健二郎	技術研究組合	2	速水 洋	九州大学	2	速水 洋	九州大学	2	速水 洋	九州大学	2	速水 洋	九州大学
19	佐々木 祥二	電源開発(株)	51	川口 修	京都大学	3	斎藤 浩平	東芝エンジニアリング(株)	3	斎藤 浩平	東芝エンジニアリング(株)	3	斎藤 浩平	東芝エンジニアリング(株)	3	斎藤 浩平	東芝エンジニアリング(株)
20	古島 梁	トヨタ自動車(株)	52	長島 昭	慶応義塾大学	投票数											
21	土屋 利明	東京ガス(株)	53	益田 重明	慶応義塾大学	投票数	869票		投票数	869票		投票数	869票		投票数	869票	
22	飯田 義亮	東京電力(株)	54	鈴木 和雄	航空宇宙技術研究所	有効票	850	有効票	850	有効票	850	有効票	850	有効票	850	有効票	850
23	和泉 敦彦	(株)東芝	55	西澤 敏雄	航空宇宙技術研究所	無効票	19	無効票	19	無効票	19	無効票	19	無効票	19	無効票	19
24	小林 正	(株)東芝	56	野崎 理	航空宇宙技術研究所	白票	0	白票	0	白票	0	白票	0	白票	0	白票	0
25	松田 健	(株)東芝	57	林 茂	航空宇宙技術研究所	評議員											
26	吉岡 洋明	(株)東芝	58	柳 良二	航空宇宙技術研究所	監事											
27	五十嵐 喜良	東北電力(株)	59	山根 隆一郎	国土館大学	828											
28	加藤 利夫	ニイガタ原動機サービス(株)	60	筒井 康賢	産業技術総合研究所	23											
29	川上 雅由	(株)新潟鐵工所	61	藤岡 義行	超音速輸送機用推進システム	18											
30	吉岡 俊彦	日本航空(株)	62	高橋 毅	技術研究組合												
			63	伊藤 高根	(財)電力中央研究所												
					東海大学												

先般第28期評議員ならびに監事の選挙を行いました。開票の結果をご報告いたします。

選挙管理委員長 本間 友博

第9回ガスタービン教育シンポジウム開催のお知らせ

近年ガスタービン技術の発展には目ざましいものがあります。航空機に搭載されるジェットエンジンをはじめ大規模発電やコージェネレーション用としても用途が広がっております。また、ガスタービンは高効率であること、NO_x排出を抑えることが比較的容易である等の理由で、環境に優しい原動機として、将来の人類のエネルギー問題に寄与する大変重要な役割を担っております。

一方、ガスタービンはまだまだ発展途上にあると言われており、高効率化・大容量化等多岐にわたる研究・開発分野で若い技術者の活躍が期待される分野です。そのような状況下で、学生及びガスタービン初心者の技術者を対象とした標記シンポジウムの開催を計画しました。会員・非会員を問わず積極的にご参加下さい。

1. 日 時：平成 15 年 7 月 3 日(木), 4 日(金)

2. 場 所：独立行政法人 航空宇宙技術研究所

東京都調布市深大寺東町 7-44-1 (JR 三鷹, 吉祥寺, 京王線調布駅よりバスで約 15 分)

3. プログラム：3 日(木) 9:30- 受 付

10:00-10:10 開会の挨拶

10:10-10:40 「航技研における航空用エンジン関連研究」遠藤征紀 (航技研)

10:40-12:20 「ガスタービン概論」 長島利夫 (東京大学)

12:20-13:30 昼 食

13:30-16:30 航空宇宙技術研究所 研究設備見学

(展示室, 超音速エンジン試験設備, 風洞, スーパーコンピュータ等)

17:00-19:00 懇親会

4 日(金) 9:20-10:50 「ガスタービンと流体力学」濱崎浩志 (石川島播磨重工)

10:50-11:00 休 憩

11:00-12:30 「ガスタービンと伝熱工学」吉田豊明 (航空宇宙技術研究所)

12:30-13:30 昼 食

13:30-15:00 「ガスタービンと燃焼工学」前田福夫 (東芝)

15:00-15:10 休 憩

15:10-16:40 「ガスタービンと材料工学」新田明人 (電力中央研究所)

16:40-16:50 アンケート記入

16:50- 閉会の挨拶

4. 定 員：80 名 (定員超過の場合は抽選)

5. 対象者：大学, 大学院, 高等専門学校在籍者, ガスタービン若手の技術者

6. 参加費：学生 (会員：¥2,000, 非会員：¥5,000), 社会人 (会員：¥7,000, 非会員：¥12,500)

(注：当日入会可, 入会金¥500, 年会費：学生会員 (¥2,500), 正会員 (¥5,000))

7. 懇親会：参加費 無料

8. 申込方法：下記の申込書に 1) 所属 学校名 (専攻, 学年), 社名 (部課名, 入社年度), GTSJ 会員は会員番号, 2) 氏名, 3) 連絡先住所, TEL, FAX, E-mail, 4) 懇親会参加の有無を明記し, 学会事務局宛に, 郵便, ファクシミリ, 電子メールのいずれかにより平成 15 年 6 月 13 日(金) (必着) までに, お申し込み下さい。

注：開催場所案内図及び詳細については当学会ホームページをご覧ください。

(<http://wwwsoc.nii.ac.jp/gtsj/index.html/>)

第9回ガスタービン教育シンポジウム参加申込書

(平成 15 年 7 月 3, 4 日)

〒日本ガスタービン学会 行

FAX: 03-3365-0387 TEL: 03-3365-0095 E-mail: gtsj@pluto.dti.ne.jp

氏 名		懇親会	出 欠
所 属		学年, 入社年度	
連 絡 先	〒		
電 話		GTSJ 会員番号 (No.)	非会員
ファクシミリ		E-mail アドレス	

申込締切日：平成 15 年 6 月 13 日(金) (必着)

平成 15 年度見学会・技術懇談会のお知らせ

平成 15 年度の見学会・技術懇談会を下記の要領で開催いたします。

今回はガスタービンの組立、部品補修の現場について見学しますので奮ってご参加ください。

1 日 時

平成 15 年 5 月 28 日(休) 13:45~16:45

2 見学先

(株)日立製作所 日立事業所
茨城県日立市幸町 3 丁目 1 番 1 号

3 見学内容

H-25 ガスタービンの組立現場とガスタービン部品補修センター

H-25 ガスタービン：出力 26.9 MW (@ISO, LNG) のヘビーデューティー型 GT

4 スケジュール

13:45 集合 (JR 日立駅海岸口 (上野寄り) 改札出た所)
14:00~16:30 見学・技術懇談会
16:45 解散 (JR 日立駅)

5 参加要領

- (1) 定 員 30 名
(2) 参加費 ¥3,000
(3) 参加資格 学会会員に限る。
同業者の方はご遠慮願います。
(4) 申込方法 下記の申込書にご記入のうえ、5 月 14 日(休)までに FAX, 郵送または E-mail にて学会事務局にお送りください。
(5) 交通手段 JR 常磐線にて日立駅下車。
JR 上野駅より、特急「スーパーひたち」にて約 1 時間半。

なお、詳細については学会ホームページをご覧ください。
(<http://www.soc.nii.ac.jp/gtsj/index.html>)

見学会参加申込書

申込締切日 (2003 年 5 月 14 日)

開 催 日 (2003 年 5 月 28 日)

(社)日本ガスタービン学会 行

FAX : 03-3365-0387 TEL : 03-3365-0095 E-mail : gtsj@pluto.dti.ne.jp

氏 名		GTSJ 会員番号	
勤 務 先			
勤 務 先 住 所	〒		
T E L		F A X	
連 絡 先	〒		
E-mail			

▷ 入会者名簿 ◁

〔正会員〕

河野慎司(アイシン精機)	橋本幸弘(三菱重工)	清水弘(三菱重工)	山口浩一(日産)
野邑武史(コスモ石油LPガソリン)	末永潔(三菱重工)	湯浅厚志(三菱重工)	安達竹雄(日本航空機エンジン協会)
和田国彦(ファインセラミクスセンター)	石坂浩一(三菱重工)	斉藤圭司郎(三菱重工)	〔学生会員〕
片岡匡史(荏原)	松本和幸(三菱重工)	今福光雄(石川島汎用機械)	秋山直寛(横浜国大)
後藤彰(荏原総研)	太田将豊(三菱重工)	葉狩智子(川崎重工)	田杭隆一(早大)
山崎伸彦(九州大)	上地英之(三菱重工)	斉藤直之(川崎製鉄)	〔学生から正会員〕
野村真澄(三菱重工)	小熊英隆(三菱重工)	橋本敬三(帝京大)	中野学(三菱重工)
手塚宣和(三菱重工)	池田和史(三菱重工)	小林貴洋(東京電力)	新谷喜智(三井造船)
田代光(三菱重工)	近藤充(三菱重工)	岩崎雄一(東京電力)	泉岳志(北大)

○ 本会協賛・共催行事 ○

会 合 名	開催日・会場	詳細問合せ先
第31回可視化情報シンポジウム	H 15/7/22-24 工学院大学 講堂	可視化情報学会事務局 TEL: 03-5993-5020 FAX: 03-5993-5026 E-MAIL: info@vsj.or.jp

▷ 入会者名簿 ◁

〔正会員〕

河野慎司(アイシン精機)	橋本幸弘(三菱重工)	清水弘(三菱重工)	山口浩一(日産)
野邑武史(コスモ石油LPガソリン)	末永潔(三菱重工)	湯浅厚志(三菱重工)	安達竹雄(日本航空機エンジン協会)
和田国彦(ファインセラミクスセンター)	石坂浩一(三菱重工)	斉藤圭司郎(三菱重工)	〔学生会員〕
片岡匡史(荏原)	松本和幸(三菱重工)	今福光雄(石川島汎用機械)	秋山直寛(横浜国大)
後藤彰(荏原総研)	太田将豊(三菱重工)	葉狩智子(川崎重工)	田杭隆一(早大)
山崎伸彦(九州大)	上地英之(三菱重工)	斉藤直之(川崎製鉄)	〔学生から正会員〕
野村真澄(三菱重工)	小熊英隆(三菱重工)	橋本敬三(帝京大)	中野学(三菱重工)
手塚宣和(三菱重工)	池田和史(三菱重工)	小林貴洋(東京電力)	新谷喜智(三井造船)
田代光(三菱重工)	近藤充(三菱重工)	岩崎雄一(東京電力)	泉岳志(北大)

○ 本会協賛・共催行事 ○

会 合 名	開催日・会場	詳細問合せ先
第31回可視化情報シンポジウム	H 15/7/22-24 工学院大学 講堂	可視化情報学会事務局 TEL: 03-5993-5020 FAX: 03-5993-5026 E-MAIL: info@vsj.or.jp

ガスタービン学会 30 周年記念行事他について

ガスタービン事務局

2002 年はガスタービン学会設立 30 周年の記念の年であり、次の記念行事を開催致しました。

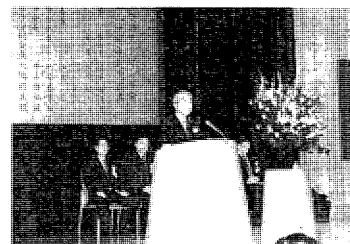
- その一 「日本ガスタービン学会設立 30 周年記念」のロゴを学会誌に 2002 年 1 月号から 11 月号までの表紙に記載した。
- その二 「日本のガスタービンの歩みー日本ガスタービン学会 30 周年記念写真集ー」を 2002 年 5 月 24 日に発行した。監修は高田浩之氏。
- その三 「ガスタービン学会創立 30 周年記念行事」を 2002 年 5 月 24 日に早稲田大学国際会議場にて開催した。



30 周年の記念ロゴ



30 周年写真集表紙



30 周年記念行事

なお、学会創立から当学会に貢献があった名誉会員および歴代会長を、改めてここに紹介いたします。

また名誉会員、歴代会長の方々の有志の方から創立 30 周年にあたり、寄付を戴きましたことに対して、誌上を借りてお礼を申し上げます。

歴代会長 (22 名, 敬称略,)

水町 長生 (名), 入江 正彦 (名), 山内 正男 (名), 井口 泉 (名), 今井兼一郎 (名), 谷村 輝治 (名), 佐藤 豪 (名), 稲葉 興作 (名), 松木 正勝 (名), 田中 英穂 (名), 石井泰之助 (名), 平山 直道 (名), 丹羽 高尚 (名), 高田 浩之 (名), 濱田 邦雄, 葉山 眞治, 大槻 幸雄 (名), 有賀 一郎 (名), 佐藤 文夫 (名), 菅 進, 伊藤 源嗣, 酒井 俊道,

注: (名) は名誉会員

名誉会員 (上記会長経験者の名誉会員と併せて計 39 名 敬称略,)

秋葉 雅史, 栗野 誠一, 一色 尚次, 河田 修, 木下啓次郎, 澤田 照夫, 塩入 淳平, 妹尾 泰利, 竹矢 一雄, 辻 高弘, 鳥崎 忠雄, 藤江 邦男, 三輪 光砂, 森下 輝夫, 村尾 麟一, 村田 暹, Heinz. E. Gallus

◇ 2003 年度会費納入のお願い ◇

2003 年度の会費をお納めいただく時期となりました。
下記金額を所定の口座または事務局宛お送りください。
尚、既に銀行引落としの手続きをされている方は、
2003 年 3 月 24 日貴口座より引落しさせていただきます。
ここでご連絡させていただきますので、ご了承ください。

賛助会員	1 口	70,000 円
正 会 員		5,000 円
学生会員		2,500 円

郵便為替	00170-9-179578
銀 行	みずほ銀行 新宿西口支店
	普通預金口座 1703707
いずれも口座名は(社)日本ガスタービン学会です	

※かねてより会費自動振替のご協力をお願い致しておりますが、未だ手続きをなさっていない方は、巻末の振替依頼書にご記入の上、事務局迄お送り下さい。自動振替をご利用されますと振り込み手数料は学会負担となります。皆様のご協力お願いいたします。

訂正とお詫び

前号 (Vol. 31, No. 1) において表紙写真と p. 49 の解説の記述が合致していませんでした (写真中段 超高温エンジン (HTCE), 写真最下段 ターボジェットエンジン)。表紙写真に合わせた解説記事の修正について報告致します。

誤

……中段がターボジェットエンジン, そして最下段が超高温エンジン (HTCE と略称) である。

正

……中段が超高温エンジン (HTCE と略称), そして最下段がターボジェットエンジンである。

関係各位の方々に御迷惑お掛けいたしましたこと、深くお詫び申し上げます。

GTSJ 刊行物が NII 電子図書館へ 論文検索も可能

(社)日本ガスタービン学会では、学会誌・講演会論文集・セミナー・Bulletin・IGTC Proceedings を国立情報学研究所 (NII) の提供する電子図書館に掲載することになりました。

電子図書館「NACSIS-ELS」では日本の学協会が発行する学術雑誌から論文を探し、その頁を表示したり印刷したりすることができます。論文・雑誌のリストの検索は自由に行えますが、論文のページの表示や印刷をするには料金がかかることもあり、利用登録が必要となりますので、NII の HP より「利用申請」の申込みをしてください。

今までは図書館へ行って読んだり、コピーをとったり、あるいは他の図書館から取り寄せたりしなければならなかった論文を、よりいっそう迅速・簡単に入手することができますので、是非ご利用ください。

◇ 2003 年度会費納入のお願い ◇

2003 年度の会費をお納めいただく時期となりました。
下記金額を所定の口座または事務局宛お送りください。
尚、既に銀行引落しの手続きをされている方は、
2003 年 3 月 24 日貴口座より引落しさせていただきます。
ここでご連絡させていただきますので、ご了承ください。

賛助会員	1 口	70,000 円
正 会 員		5,000 円
学生会員		2,500 円

郵便為替	00170-9-179578
銀 行	みずほ銀行 新宿西口支店
	普通預金口座 1703707
いずれも口座名は(社)日本ガスタービン学会です	

※かねてより会費自動振替のご協力をお願い致しておりますが、未だ手続きをなさっていない方は、巻末の振替依頼書にご記入の上、事務局迄お送り下さい。自動振替をご利用されますと振り込み手数料は学会負担となります。皆様のご協力お願いいたします。

訂正とお詫び

前号 (Vol. 31, No. 1) において表紙写真と p. 49 の解説の記述が合致していませんでした (写真中段 超高温エンジン (HTCE), 写真最下段 ターボジェットエンジン)。表紙写真に合わせた解説記事の修正について報告致します。

誤

……中段がターボジェットエンジン、そして最下段が超高温エンジン (HTCE と略称) である。

正

……中段が超高温エンジン (HTCE と略称)、そして最下段がターボジェットエンジンである。

関係各位の方々に御迷惑お掛けいたしましたこと、深くお詫び申し上げます。

GTSJ 刊行物が NII 電子図書館へ 論文検索も可能

(社)日本ガスタービン学会では、学会誌・講演会論文集・セミナー・Bulletin・IGTC Proceedings を国立情報学研究所 (NII) の提供する電子図書館に掲載することになりました。

電子図書館「NACSIS-ELS」では日本の学協会が発行する学術雑誌から論文を探し、その頁を表示したり印刷したりすることができます。論文・雑誌のリストの検索は自由に行えますが、論文のページの表示や印刷をするには料金がかかることもあり、利用登録が必要となりますので、NII の HP より「利用申請」の申込みをしてください。

今までは図書館へ行って読んだり、コピーをとったり、あるいは他の図書館から取り寄せたりしなければならなかった論文を、よりいっそう迅速・簡単に入手することができますので、是非ご利用ください。

◇ 2003 年度会費納入のお願い ◇

2003 年度の会費をお納めいただく時期となりました。
下記金額を所定の口座または事務局宛お送りください。
尚、既に銀行引落しの手続きをされている方は、
2003 年 3 月 24 日貴口座より引落しさせていただきます。
ここでご連絡させていただきますので、ご了承ください。

賛助会員	1 口	70,000 円
正 会 員		5,000 円
学生会員		2,500 円

郵便為替	00170-9-179578
銀 行	みずほ銀行 新宿西口支店
	普通預金口座 1703707
いずれも口座名は(社)日本ガスタービン学会です	

※かねてより会費自動振替のご協力をお願い致しておりますが、未だ手続きをなさっていない方は、巻末の振替依頼書にご記入の上、事務局迄お送り下さい。自動振替をご利用されますと振り込み手数料は学会負担となります。皆様のご協力お願いいたします。

訂正とお詫び

前号 (Vol. 31, No. 1) において表紙写真と p. 49 の解説の記述が合致していませんでした (写真中段 超高温エンジン (HTCE), 写真最下段 ターボジェットエンジン)。表紙写真に合わせた解説記事の修正について報告致します。

誤

……中段がターボジェットエンジン、そして最下段が超高温エンジン (HTCE と略称) である。

正

……中段が超高温エンジン (HTCE と略称)、そして最下段がターボジェットエンジンである。

関係各位の方々に御迷惑お掛けいたしましたこと、深くお詫び申し上げます。

GTSJ 刊行物が NII 電子図書館へ 論文検索も可能

(社)日本ガスタービン学会では、学会誌・講演会論文集・セミナー・Bulletin・IGTC Proceedings を国立情報学研究所 (NII) の提供する電子図書館に掲載することになりました。

電子図書館「NACSIS-ELS」では日本の学協会が発行する学術雑誌から論文を探し、その頁を表示したり印刷したりすることができます。論文・雑誌のリストの検索は自由に行えますが、論文のページの表示や印刷をするには料金がかかることもあり、利用登録が必要となりますので、NII の HP より「利用申請」の申込みをしてください。

今までは図書館へ行って読んだり、コピーをとったり、あるいは他の図書館から取り寄せたりしなければならなかった論文を、よりいっそう迅速・簡単に入手することができますので、是非ご利用ください。

3月号では、20世紀に出てきた先進材料が実用材料として今どのような状況にあり、また、それを支える製造技術はどのような変遷を遂げてきたのかを、今後の可能性と課題も含め材料および技術ごとに特集いたしました。Ni基超合金やコーティングのようにプロセス技術の発展と相俟って必要不可欠な基盤材料となったもの、耐熱強度は劣るが、まだ運用性とコスト・製造性の観点から活用されているCo基あるいはFe基合金、航空機の高付加価値部品用に実用化が図られてきた金属間化合物、複合材料あるいは粉末冶金材料に対して、ODS合金のように本来ガスタービンの超耐熱合金として開発されたが、高温における優れた腐食環境特性が注目されガラス・石油化学工業等への展開が期待されているもの、セラミックスのように実用化試験まで行われたがいまだ実用化に踏み切れないもの、あるいは高融点金属のように材料そのものの抱える課題をまだ克服しきれていないものまで、各々の材料の現状を解説していただきました。

また、随筆では、これらの材料技術の発展を半世紀に渡って牽引し、現在なお活発な活動をしている日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会の菊池寛元委員長（東工大名誉教授）に同委員会の活動を通じてみた日本の先進材料開発の歴史と今後への期待を解説していただきました。本特集号をみれば、ガスタービンの材料技術に関する現状とその背景にある研究の歴史が紐解けるのではないかと自負しています。執筆にあたりまして担当していただいた方々には年末年始のお忙しい時期に多大なるご苦勞をおかけしたことを、また、一部の材料の執筆に関してはご無理を行ってお願いしましたことを、この場を借りて深くお詫びすると共に、心より御礼申し上げます。

表紙によせては、1999年に終了した水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術（WE-NET）プロジェクトの概要と成果と、それにまつわる苦勞話が、また、喫茶室では、このプロジェクトの中で行われた秋田県代での翼冷却性能実証試験の苦勞話が述べられています。最終目標の50 MWパイロット試験を行うことなく、ま

たこれを受けて始まったプロジェクトも道半ばで終わったことの無念さが伝わってくるような気がいたします。ガスタービンに関する大型の国家プロジェクトが待ち望まれるところです。

なお、本号の企画・編集は、伊東委員（TGTS）、真保委員（東電）、横井委員（東邦ガス）および吉岡（東芝）の4名が担当しました。また、企画するにあたって有益なるご助言を頂きました飯島委員にもこの場を借りて御礼申し上げます。

（吉岡）

〈表紙写真〉

水素燃焼タービン翼列試験装置

説明：表紙の写真は水素燃焼タービン翼列試験装置の全体を取めたものである。写真では判りにくいが、タービン翼列試験片は写真中央右の筐体に収められている。試験装置は左に水素燃焼タービン、翼列試験装置、排気ダクトの順になっている。リング状になっているのは排気ダクトである。タービン翼列試験装置にはフレキシブル配管が接続されている。このフレキシブル配管から、別に設置されたボイラから蒸気が供給されタービン冷却性能試験に供された。

また翼列試験装置には熱電体温度計からの信号を集めた計測ケーブルも接続されている。1,700℃の測定が可能か、焼損するのではないかと懸念したが、短時間の試験であったのか焼損したのは1例のみで十分に測定出来た。

全体の大きさは約1.1 mから1.3 mの長さ（水素燃焼器、タービン翼列試験装置）で幅は約0.7 mであった。

この試験装置が設置された小屋から約250 m離れた所に制御室があり、そこで遠隔制御して試験を実施した

（提供：電源開発株式会社 技術開発センター）

だより

事務局

今年の東京は暖冬といわれていたにもかかわらず、かなり厳しい寒さが続き、立春過ぎにも雪が舞っていました。花粉抜きの春が待ち遠しい今日この頃です。

事務局一同、猛威をふるったインフルエンザにもうち勝ち、年度替りの行事の準備に追われています。

さて、日本ガスタービン学会は3月から新しい第28期に入りました。

今年度は通常業務のみならず、秋の国際会議を控え、行事も目白押し。めまぐるしい1年になりそうです。

会告にもございますように4月3日に通常総会が開催されます。毎年お願いしておりますが、総会成立条件として、正会員の2分の1の出席者と委任状を集めなければなりません。

3月初めにも皆様のお手元にお届けしていますが、委

任状を必ず、事務局あてご返送下さい。この学会誌にもFAX用委任状が挟み込んでありますので、是非ご返送お願いいたします。

また、人事異動の季節です。変更のある方は、FAX、MAILでかまいませんので、なるべくお早めに事務局へお届け下さい。最後に新年度にあたって会費納入のお願いです。まだ、「口座振替」制度の手続きが済んでいない方は、巻末添付の用紙を事務局宛お送りくださいますようお願いいたします。

“当学会ホームページを見て…”という方がだんだん増えてきました。うれしい限りです。出来るだけ更新に努めますので、時々覗いてみて下さい。毎度のことながらお願い続きで終わります。

[A]

3月号では、20世紀に出てきた先進材料が実用材料として今どのような状況にあり、また、それを支える製造技術はどのような変遷を遂げてきたのかを、今後の可能性と課題も含め材料および技術ごとに特集いたしました。Ni基超合金やコーティングのようにプロセス技術の発展と相俟って必要不可欠な基盤材料となったもの、耐熱強度は劣るが、まだ運用性とコスト・製造性の観点から活用されているCo基あるいはFe基合金、航空機の高付加価値部品用に実用化が図られてきた金属間化合物、複合材料あるいは粉末冶金材料に対して、ODS合金のように本来ガスタービンの超耐熱合金として開発されたが、高温における優れた腐食環境特性が注目されガラス・石油化学工業等への展開が期待されているもの、セラミックスのように実用化試験まで行われたがいまだ実用化に踏み切れないもの、あるいは高融点金属のように材料そのものの抱える課題をまだ克服しきれていないものまで、各々の材料の現状を解説していただきました。

また、随筆では、これらの材料技術の発展を半世紀に渡って牽引し、現在なお活発な活動をしている日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会の菊池寛元委員長（東工大名誉教授）に同委員会の活動を通じてみた日本の先進材料開発の歴史と今後への期待を解説していただきました。本特集号をみれば、ガスタービンの材料技術に関する現状とその背景にある研究の歴史が紐解けるのではないかと自負しています。執筆にあたりまして担当していただいた方々には年末年始のお忙しい時期に多大なるご苦勞をおかけしたことを、また、一部の材料の執筆に関してはご無理を行ってお願いしましたことを、この場を借りて深くお詫言すると共に、心より御礼申し上げます。

表紙によせては、1999年に終了した水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術（WE-NET）プロジェクトの概要と成果と、それにまつわる苦勞話が、また、喫茶室では、このプロジェクトの中で行われた秋田県代での翼冷却性能実証試験の苦勞話が述べられています。最終目標の50 MWパイロット試験を行うことなく、ま

たこれを受けて始まったプロジェクトも道半ばで終わったことの無念さが伝わってくるような気がいたします。ガスタービンに関する大型の国家プロジェクトが待ち望まれるところですよ。

なお、本号の企画・編集は、伊東委員（TGTS）、真保委員（東電）、横井委員（東邦ガス）および吉岡（東芝）の4名が担当しました。また、企画するにあたって有益なるご助言を頂きました飯島委員にもこの場を借りて御礼申し上げます。

（吉岡）

〈表紙写真〉

水素燃焼タービン翼列試験装置

説明：表紙の写真は水素燃焼タービン翼列試験装置の全体を取めたものである。写真では判りにくいが、タービン翼列試験片は写真中央右の筐体に収められている。試験装置は左に水素燃焼タービン、翼列試験装置、排気ダクトの順になっている。リング状になっているのは排気ダクトである。タービン翼列試験装置にはフレキシブル配管が接続されている。このフレキシブル配管から、別に設置されたボイラから蒸気が供給されタービン冷却性能試験に供された。

また翼列試験装置には熱電体温度計からの信号を集めた計測ケーブルも接続されている。1,700℃の測定が可能か、焼損するのではないかと懸念したが、短時間の試験であったのか焼損したのは1例のみで十分に測定出来た。

全体の大きさは約1.1 mから1.3 mの長さ（水素燃焼器、タービン翼列試験装置）で幅は約0.7 mであった。

この試験装置が設置された小屋から約250 m離れた所に制御室があり、そこで遠隔制御して試験を実施した

（提供：電源開発株式会社 技術開発センター）

だより

事務局

今年の東京は暖冬といわれていたにもかかわらず、かなり厳しい寒さが続き、立春過ぎにも雪が舞っていました。花粉抜きの春が待ち遠しい今日この頃です。

事務局一同、猛威をふるったインフルエンザにもうち勝ち、年度替りの行事の準備に追われています。

さて、日本ガスタービン学会は3月から新しい第28期に入りました。

今年度は通常業務のみならず、秋の国際会議を控え、行事も目白押し。めまぐるしい1年になりそうです。

会告にもございますように4月3日に通常総会が開催されます。毎年お願いしておりますが、総会成立条件として、正会員の2分の1の出席者と委任状を集めなければなりません。

3月初めにも皆様のお手元にお届けしていますが、委

任状を必ず、事務局あてご返送下さい。この学会誌にもFAX用委任状が挟み込んでありますので、是非ご返送お願いいたします。

また、人事異動の季節です。変更のある方は、FAX、MAILでかまいませんので、なるべくお早めに事務局へお届け下さい。最後に新年度にあたって会費納入のお願いです。まだ、「口座振替」制度の手続きが済んでいない方は、巻末添付の用紙を事務局宛お送りくださいますようお願いいたします。

“当学会ホームページを見て…”という方がだんだん増えてきました。うれしい限りです。出来るだけ更新に努めますので、時々覗いてみて下さい。毎度のことながらお願い続きで終わります。

[A]

学会誌編集規定

1996.2.8改訂

1. 本学会誌の原稿はつぎの3区分とする。
 - A. 投稿原稿会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
 - B. 依頼原稿本学会編集委員会がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は会員外でもよい。
 - C. 学会原稿学会の運営・活動に関する記事(報告、会告等)および学会による調査・研究活動の成果等の報告。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、ガスタービン及び過給機に関連のある論説・解説、講義、技術論文、速報(研究速報、技術速報)、寄書(研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介)、随筆、書評、情報欄記事、その他とする。刷り上がりページ数は原則として、1編につき次のページ数以内とする。

論説・解説、講義	6ページ
技術論文	6ページ
速報	4ページ
寄書、随筆	2ページ
書評	1ページ
情報欄記事	1/2ページ

3. 執筆者は編集委員会が定める原稿執筆要領に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局まで原稿を送付する。事務局の所在は付記1に示す。
4. 会員は本学会誌に投稿することができる。投稿された原稿は、編集委員会が定める方法により審査され、編集委員会の承認を得て、学会誌に掲載される。技術論文の投稿に関しては、別に技術論文投稿規定を定める。
5. 依頼原稿および学会原稿についても、編集委員会は委員会の定める方法により原稿の査読を行う。編集委員会は、査読の結果に基づいて執筆者に原稿の修正を依頼する場合がある。
6. 依頼原稿には定められた原稿料を支払う。投稿原稿および学会原稿には原則として原稿料は支払わないものとする。原稿料の単価は理事会の承認を受けて定める。
7. 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。
8. 著作者本人が自ら書いた記事・論文などの全文または一部を、本学会誌に掲載されたことを明記したうえで、転載、翻訳、翻案などの形で利用する場合、本会は原則としてこれを妨げない。ただし、著作者本人であっても学会誌を複製する形で全文を他の著作物に利用する場合は、文書で本会に許諾を求めなければならない。

付記1. 原稿送付先および原稿執筆要領請求先
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168
ニッセイエブロ(株) 制作部デジタル編集課
E-mail: eblo_h3@mbr.sphere.ne.jp
学会誌担当 佐藤孝憲

技術論文投稿規定

1997.1.28改訂

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) 主たる著者は本学会会員であること。
 - 2) 投稿原稿は著者の原著で、ガスタービンおよび過給機の技術に関連するものであること。
 - 3) 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であること。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. 使用言語は原則として日本語とする。ただし、著者が外国人会員であって日本語による論文執筆が困難な場合は英語による投稿を認める。
3. 投稿原稿の規定ページ数は原則として図表を含めてA4版刷り上がり6ページ以内とする。ただし、1ページにつき12,000円の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。
4. 図・写真等について、著者が実費差額を負担する場合にはカラー印刷とすることができる。
5. 投稿者は原稿執筆要領に従い執筆し、正原稿1部副原稿(コピー)2部を学会編集委員会に提出する。原稿には英文アブストラクトおよび所定の論文表紙を添付する。
6. 原稿受付日は原稿が事務局で受理された日とする。
7. 投稿原稿は技術論文校閲基準に基づいて校閲し、編集委員会で採否を決定する。
8. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
9. 本学会誌に掲載される技術論文の著作権に関しては、学会誌編集規定7.および8.を適用する。

日本ガスタービン学会誌 Vol.31 No.2 2003.3

発行日 2003年3月20日
発行所 社団法人日本ガスタービン学会
編集者 毛利邦彦
発行者 柘植綾夫
〒160-0023 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
郵便振替 00170-9-179578
印刷所 ニッセイエブロ(株)
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168

©2003, (株)日本ガスタービン学会

複写される方へ

本誌に掲載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接日本ガスタービン学会へご連絡下さい。

〒170-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル
学術著作権協会
TEL: 03-3475-5618 FAX: 03-3475-5619
E-mail: naka-atsu@muj.biglobe.ne.jp

学会誌編集規定

1996.2.8改訂

1. 本学会誌の原稿はつぎの3区分とする。
 - A. 投稿原稿会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
 - B. 依頼原稿本学会編集委員会がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は会員外でもよい。
 - C. 学会原稿学会の運営・活動に関する記事(報告、会告等)および学会による調査・研究活動の成果等の報告。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、ガスタービン及び過給機に関連のある論説・解説、講義、技術論文、速報(研究速報、技術速報)、寄書(研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介)、随筆、書評、情報欄記事、その他とする。刷り上がりページ数は原則として、1編につき次のページ数以内とする。

論説・解説、講義	6ページ
技術論文	6ページ
速報	4ページ
寄書、随筆	2ページ
書評	1ページ
情報欄記事	1/2ページ

3. 執筆者は編集委員会が定める原稿執筆要領に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局まで原稿を送付する。事務局の所在は付記1に示す。
4. 会員は本学会誌に投稿することができる。投稿された原稿は、編集委員会が定める方法により審査され、編集委員会の承認を得て、学会誌に掲載される。技術論文の投稿に関しては、別に技術論文投稿規定を定める。
5. 依頼原稿および学会原稿についても、編集委員会は委員会の定める方法により原稿の査読を行う。編集委員会は、査読の結果に基づいて執筆者に原稿の修正を依頼する場合がある。
6. 依頼原稿には定められた原稿料を支払う。投稿原稿および学会原稿には原則として原稿料は支払わないものとする。原稿料の単価は理事会の承認を受けて定める。
7. 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。
8. 著作者本人が自ら書いた記事・論文などの全文または一部を、本学会誌に掲載されたことを明記したうえで、転載、翻訳、翻案などの形で利用する場合、本会は原則としてこれを妨げない。ただし、著作者本人であっても学会誌を複製する形で全文を他の著作物に利用する場合は、文書で本会に許諾を求めなければならない。

付記1. 原稿送付先および原稿執筆要領請求先
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168
ニッセイエブロ(株) 制作部デジタル編集課
E-mail: eblo_h3@mbr.sphere.ne.jp
学会誌担当 佐藤孝憲

技術論文投稿規定

1997.1.28改訂

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) 主たる著者は本学会会員であること。
 - 2) 投稿原稿は著者の原著で、ガスタービンおよび過給機の技術に関連するものであること。
 - 3) 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であること。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. 使用言語は原則として日本語とする。ただし、著者が外国人会員であって日本語による論文執筆が困難な場合は英語による投稿を認める。
3. 投稿原稿の規定ページ数は原則として図表を含めてA4版刷り上がり6ページ以内とする。ただし、1ページにつき12,000円の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。
4. 図・写真等について、著者が実費差額を負担する場合にはカラー印刷とすることができる。
5. 投稿者は原稿執筆要領に従い執筆し、正原稿1部副原稿(コピー)2部を学会編集委員会に提出する。原稿には英文アブストラクトおよび所定の論文表紙を添付する。
6. 原稿受付日は原稿が事務局で受理された日とする。
7. 投稿原稿は技術論文校閲基準に基づいて校閲し、編集委員会で採否を決定する。
8. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
9. 本学会誌に掲載される技術論文の著作権に関しては、学会誌編集規定7.および8.を適用する。

日本ガスタービン学会誌 Vol.31 No.2 2003.3

発行日 2003年3月20日
発行所 社団法人日本ガスタービン学会
編集者 毛利邦彦
発行者 柘植綾夫
〒160-0023 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
郵便振替 00170-9-179578
印刷所 ニッセイエブロ(株)
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168

©2003, (株)日本ガスタービン学会

複写される方へ

本誌に掲載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接日本ガスタービン学会へご連絡下さい。

〒170-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル
学術著作権協会
TEL: 03-3475-5618 FAX: 03-3475-5619
E-mail: naka-atsu@muj.biglobe.ne.jp

学会誌編集規定

1996.2.8改訂

1. 本学会誌の原稿はつぎの3区分とする。
 - A. 投稿原稿会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
 - B. 依頼原稿本学会編集委員会がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は会員外でもよい。
 - C. 学会原稿学会の運営・活動に関する記事(報告、会告等)および学会による調査・研究活動の成果等の報告。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、ガスタービン及び過給機に関連のある論説・解説、講義、技術論文、速報(研究速報、技術速報)、寄書(研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介)、随筆、書評、情報欄記事、その他とする。刷り上がりページ数は原則として、1編につき次のページ数以内とする。

論説・解説、講義	6ページ
技術論文	6ページ
速報	4ページ
寄書、随筆	2ページ
書評	1ページ
情報欄記事	1/2ページ

3. 執筆者は編集委員会が定める原稿執筆要領に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局まで原稿を送付する。事務局の所在は付記1に示す。
4. 会員は本学会誌に投稿することができる。投稿された原稿は、編集委員会が定める方法により審査され、編集委員会の承認を得て、学会誌に掲載される。技術論文の投稿に関しては、別に技術論文投稿規定を定める。
5. 依頼原稿および学会原稿についても、編集委員会は委員会の定める方法により原稿の査読を行う。編集委員会は、査読の結果に基づいて執筆者に原稿の修正を依頼する場合がある。
6. 依頼原稿には定められた原稿料を支払う。投稿原稿および学会原稿には原則として原稿料は支払わないものとする。原稿料の単価は理事会の承認を受けて定める。
7. 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。
8. 著作者本人が自ら書いた記事・論文などの全文または一部を、本学会誌に掲載されたことを明記したうえで、転載、翻訳、翻案などの形で利用する場合、本会は原則としてこれを妨げない。ただし、著作者本人であっても学会誌を複製する形で全文を他の著作物に利用する場合、文書で本会に許諾を求めなければならない。

付記1. 原稿送付先および原稿執筆要領請求先
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168
ニッセイエブロ(株) 制作部デジタル編集課
E-mail: eblo_h3@mbr.sphere.ne.jp
学会誌担当 佐藤孝憲

技術論文投稿規定

1997.1.28改訂

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) 主たる著者は本学会会員であること。
 - 2) 投稿原稿は著者の原著で、ガスタービンおよび過給機の技術に関連するものであること。
 - 3) 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であること。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. 使用言語は原則として日本語とする。ただし、著者が外国人会員であって日本語による論文執筆が困難な場合は英語による投稿を認める。
3. 投稿原稿の規定ページ数は原則として図表を含めてA4版刷り上がり6ページ以内とする。ただし、1ページにつき12,000円の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。
4. 図・写真等について、著者が実費差額を負担する場合にはカラー印刷とすることができる。
5. 投稿者は原稿執筆要領に従い執筆し、正原稿1部副原稿(コピー)2部を学会編集委員会に提出する。原稿には英文アブストラクトおよび所定の論文表紙を添付する。
6. 原稿受付日は原稿が事務局で受理された日とする。
7. 投稿原稿は技術論文校閲基準に基づいて校閲し、編集委員会で採否を決定する。
8. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
9. 本学会誌に掲載される技術論文の著作権に関しては、学会誌編集規定7.および8.を適用する。

日本ガスタービン学会誌 Vol.31 No.2 2003.3

発行日 2003年3月20日
発行所 社団法人日本ガスタービン学会
編集者 毛利邦彦
発行者 柘植綾夫
〒160-0023 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
郵便振替 00170-9-179578
印刷所 ニッセイエブロ(株)
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168

©2003, (株)日本ガスタービン学会

複写される方へ

本誌に掲載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接日本ガスタービン学会へご連絡下さい。

〒170-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル
学術著作権協会
TEL: 03-3475-5618 FAX: 03-3475-5619
E-mail: naka-atsu@muj.biglobe.ne.jp

学会誌編集規定

1996.2.8改訂

1. 本学会誌の原稿はつぎの3区分とする。
 - A. 投稿原稿会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
 - B. 依頼原稿本学会編集委員会がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は会員外でもよい。
 - C. 学会原稿学会の運営・活動に関する記事(報告、会告等)および学会による調査・研究活動の成果等の報告。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、ガスタービン及び過給機に関連のある論説・解説、講義、技術論文、速報(研究速報、技術速報)、寄書(研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介)、随筆、書評、情報欄記事、その他とする。刷り上がりページ数は原則として、1編につき次のページ数以内とする。

論説・解説、講義	6ページ
技術論文	6ページ
速報	4ページ
寄書、随筆	2ページ
書評	1ページ
情報欄記事	1/2ページ

3. 執筆者は編集委員会が定める原稿執筆要領に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局まで原稿を送付する。事務局の所在は付記1に示す。
4. 会員は本学会誌に投稿することができる。投稿された原稿は、編集委員会が定める方法により審査され、編集委員会の承認を得て、学会誌に掲載される。技術論文の投稿に関しては、別に技術論文投稿規定を定める。
5. 依頼原稿および学会原稿についても、編集委員会は委員会の定める方法により原稿の査読を行う。編集委員会は、査読の結果に基づいて執筆者に原稿の修正を依頼する場合がある。
6. 依頼原稿には定められた原稿料を支払う。投稿原稿および学会原稿には原則として原稿料は支払わないものとする。原稿料の単価は理事会の承認を受けて定める。
7. 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。
8. 著作者本人が自ら書いた記事・論文などの全文または一部を、本学会誌に掲載されたことを明記したうえで、転載、翻訳、翻案などの形で利用する場合、本会は原則としてこれを妨げない。ただし、著作者本人であっても学会誌を複製する形で全文を他の著作物に利用する場合は、文書で本会に許諾を求めなければならない。

付記1. 原稿送付先および原稿執筆要領請求先
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168
ニッセイエブロ(株) 制作部デジタル編集課
E-mail: eblo_h3@mbr.sphere.ne.jp
学会誌担当 佐藤孝憲

技術論文投稿規定

1997.1.28改訂

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) 主たる著者は本学会会員であること。
 - 2) 投稿原稿は著者の原著で、ガスタービンおよび過給機の技術に関連するものであること。
 - 3) 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であること。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. 使用言語は原則として日本語とする。ただし、著者が外国人会員であって日本語による論文執筆が困難な場合は英語による投稿を認める。
3. 投稿原稿の規定ページ数は原則として図表を含めてA4版刷り上がり6ページ以内とする。ただし、1ページにつき12,000円の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。
4. 図・写真等について、著者が実費差額を負担する場合にはカラー印刷とすることができる。
5. 投稿者は原稿執筆要領に従い執筆し、正原稿1部副原稿(コピー)2部を学会編集委員会に提出する。原稿には英文アブストラクトおよび所定の論文表紙を添付する。
6. 原稿受付日は原稿が事務局で受理された日とする。
7. 投稿原稿は技術論文校閲基準に基づいて校閲し、編集委員会で採否を決定する。
8. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
9. 本学会誌に掲載される技術論文の著作権に関しては、学会誌編集規定7.および8.を適用する。

日本ガスタービン学会誌 Vol.31 No.2 2003.3

発行日 2003年3月20日
発行所 社団法人日本ガスタービン学会
編集者 毛利邦彦
発行者 柘植綾夫
〒160-0023 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
郵便振替 00170-9-179578
印刷所 ニッセイエブロ(株)
〒105-0004 東京都港区新橋5-20-4
Tel. 03-5733-5157 Fax. 03-5733-5168

©2003, (株)日本ガスタービン学会

複写される方へ

本誌に掲載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接日本ガスタービン学会へご連絡下さい。

〒170-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル
学術著作権協会
TEL: 03-3475-5618 FAX: 03-3475-5619
E-mail: naka-atsu@muj.biglobe.ne.jp