

Y₂O₃ 分散強化型 Ni 基耐熱合金の製造法, 強化機構と材料特性

大 黒 貴*・岡 田 郁 生*²

Y₂O₃ Dispersion Strengthened Ni Base Superalloys

Takashi DAIKOKU and Ikuo OKADA

1. はじめに

近年における産業用ガスタービンの動向をみると、高効率化を図るために、入り口ガス温度が上昇する一途にあり、これに対処するためにガスタービンの高温部品に対する冷却構造方式の採用とその改良と併せて、材料面での研究開発が鋭意進められてきた。特に、タービン動翼に使用される超耐熱合金についてみると、数々の改良・開発がなされ、その進歩には目ざましいものがある。

過去 40 年間にわたる超耐熱合金の改良・開発状況を眺めてみると、大略 Fig. 1 のように耐用限界温度が推移してきている。すなわち、1950 年代前半は Ni 基合

金が主流であって、Al, Ti を添加することにより、 γ' 相 $\{Ni_3(Al, Ti)\}$ と呼ばれる金属間化合物が析出し、高温強度の向上に非常に有効であることが確認されている。

新しい製造技術の開発にも力が注がれ、1952 年には真空溶解法が導入され、これにより Al, Ti の多量添加が可能となり、高温強度が一段と向上した。1960 年代前半には、精密鑄造技術としてのロストワックス法が実用化され、ガスタービン翼の設計自由度が増したことから、複雑な冷却構造翼の製造が可能となり、入り口ガス温度の上昇を実現させた。さらに、1970 年代前半には一方向凝固翼が開発され、航空機用高性能ガスタービンに実用されるようになった。

ところが、これらの合金は、いずれも基本的にはその高温強度を γ' 相に依存していることから、 γ' 相が地相内に再固溶する温度域での使用を避ける必要があるばかりか、再固溶が起こらない温度条件下であっても、長時間の使用により γ' 相の凝集・粗大化が起きると強度低下を招くなどの問題があった。

これに対して、1970 年代後半に開発された酸化物分散強化型合金 (Oxide Dispersion Strengthened Alloy; 以下、ODS 合金と呼ぶ) は、上述の γ' 相に代わって、高温でも安定な ThO₂ や Y₂O₃ などの酸化物粒子に高温強度を依存しているため、融点近くまですぐれた強度を有しているのが特徴で、一部航空機用ガスタービンに実用化されている。

以下は、この ODS 合金の強化機構、製造法、材料特性などについて概説したものである。

2. ODS 合金の強化機構

ODS 合金の強化機構に密接に関係する ODS 合金の

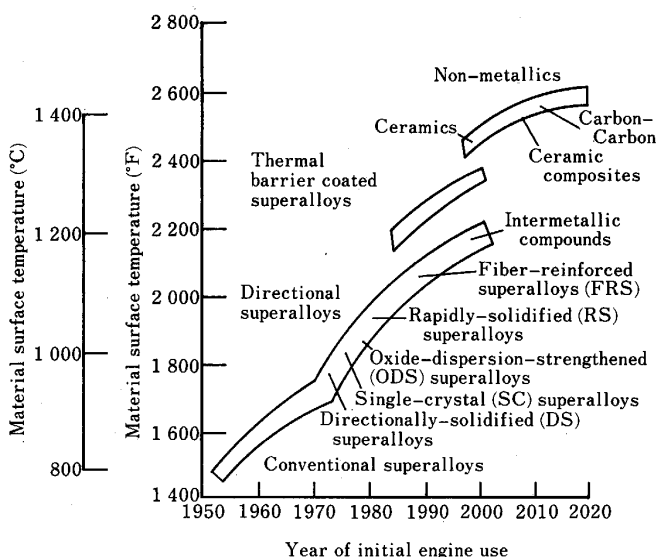


Fig. 1. Progress in the temperature capability of superalloys in the last 40 years.

平成元年 2 月 1 日受付 (Received Feb. 1, 1989)

* 三菱重工業(株)長崎研究所主管 (現:長崎総合科学大学工学部教授) 工博 (Nagasaki Research and Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Now Mechanical Engineering Department, Nagasaki Institute of Applied Science, 536 Abamachi Nagasaki 851-01)

*2 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Research and Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

Key words : gas turbine ; Ni base superalloy ; γ' phase ; dispersion ; strengthened alloy ; creep rupture strength ; mechanical alloying.

Table 1. Composition (wt%) of ODS superalloys.

Alloy	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	B	Zr	C	Dispersoid	Fe	Ni
MA6000	15	2.0	4.0	4.5	2.5	2.0	0.01	0.15	0.05	1.1Y ₂ O ₃	—	Bal.
MA754	20	—	—	0.3	0.5	—	—	—	0.05	0.6Y ₂ O ₃	1.0	Bal.
MA956	20	—	—	4.5	0.5	—	—	—	—	0.5Y ₂ O ₃	Bal.	—

Table 2. Dispersoid structure of several alloys^{1)~6)}.

Alloy designation	Base	Nominal volume fraction of dispersoid (%)	Diameter (nm)	Spacing (nm)
MA6000	Ni	2.5	30	110
MA754	Ni	1	15	90
MA956	Fe	3	30	100

Table 3. Grain size in recrystallized coarse-grained ODS alloys^{5)~8)}.

Alloy designation	Base	Grain size		
		Parallel to extrusion axis	Long transverse	Short transverse
MA6000	Ni	~25 mm	4 mm	2 mm
MA754	Ni	270 μm	58 μm	38 μm
Heat A		600 μm	57 μm	55 μm
Heat B		10 mm	5 mm	0.5 mm
MA956 (sheet)	Fe	~100 mm	~10 mm	
MA956 (bar)	Fe			

組織上の特徴をみると、次の2点が指摘される。すなわち、

- ①微細な酸化物粒子が均一に分散している。
- ②一方向に長く伸びた比較的大組織である。

ODS合金の代表例として、INCO社(International Nickel Co.)で開発された合金の化学組成、酸化物粒径、粒子間隔及び結晶粒の大きさをそれぞれTable 1, Table 2^{1)~6)}及びTable 3^{5)~8)}に示す。

2.1 分散粒子による強化

2.1.1 降伏応力

分散粒子は、良く知られているOrowanのBy-pass機構⁹⁾で示されるように、転位運動に対する障害物として働くことになる。いま、分散粒子に出会った転位が、そのまわりに転位ループを残して通過する場合(Fig. 2)についてみると、降伏応力は近似的に(1)式で表すことができる。

$$\sigma = \sigma_0 + GbM / L \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_0 は地相の降伏応力、 G は地相の剛性率、 b はバーガースベクトル、 M はTaylorの係数¹⁰⁾、 L は粒子間隔である。また、粒子間隔は(2)式で表される¹¹⁾。

$$L = (\pi / 6f)^{0.5} \times d / 2 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 f は酸化物の体積率、 d は酸化物粒子径である。

(1)、(2)式から、微細な酸化物粒子を均一に分散させることで降伏応力が向上することがわかる。

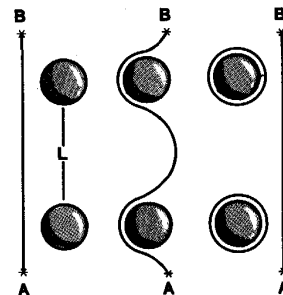


Fig. 2. The sequence of the progress of dislocation motion during Orowan bowing; the solid line AB is the dislocation segment.

2.1.2 クリープ破断強さ

高温で見られる金属のクリープ現象は、以下のようにおおむね3種類に大別できる。

- ①転位クリープ (Dislocation creep)
- ②粒内拡散クリープ (Nabarro-Herring creep)
- ③粒界拡散クリープ (Coble creep)

このうち、分散粒子は前項で述べたように、転位運動の障害となることから、転位クリープの抑制に効果があるといえる。

また、WILCOX¹²⁾、BENJAMIN¹³⁾らは、定常クリープ速度に関し(3)式を提唱している。

$$\dot{\epsilon} \propto L^2 / d \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ は定常クリープ速度である。

定常クリープ速度と応力には(4)式の関係¹²⁾¹⁴⁾が、クリープ寿命に関しては(5)式の関係が成り立つ¹⁵⁾。

$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^n \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 σ は応力、 n は応力指数である。

$$\dot{\epsilon} t \propto K \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 t は破断寿命、 K は定数である。

(2)、(3)、(4)及び(5)式をまとめると、ある一定のクリープ破断寿命における応力は、次のように表すことができる。

$$\sigma \propto (d / L^2)^{1/n} = (24 f / \pi d)^{1/n} \dots\dots\dots (6)$$

これから、微細な粒子を均一分散させることで、クリープ破断応力が向上することがわかり、(6)式を裏付けるクリープ破断応力と分散粒子径及び体積率の関係を示す結果も報告されている¹³⁾(Fig. 3)。

2.2 一方向に伸びた結晶粒による強化

結晶粒が微細であるほど降伏応力が高くなることは、

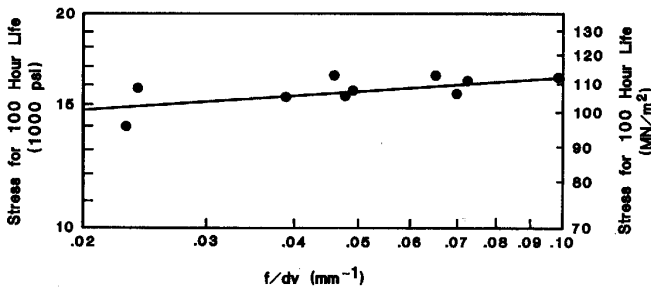


Fig. 3. Dependence of stress for 100 h life at 1900°F (1311 K) on the parameter f/d_v ¹³⁾.

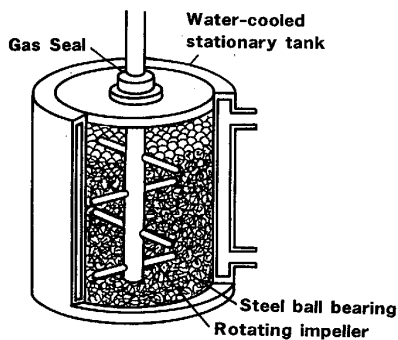


Fig. 4. Attritor high-energy ball mill²³⁾.

一般によく知られていることであるが、ODS 合金の場合、粗大結晶粒である (Table 3) ため、降伏応力の向上はあまり見られない。むしろ、クリープ破断強度に対する効果が大きいと考えてよい。

2.1.2 項でも述べたように、金属のクリープ現象は、転位クリープと拡散クリープに大別できる。後者、すなわち拡散クリープは次式のように表すことができる¹⁶⁾。

$$\dot{\epsilon} \approx 5 \frac{\sigma \Omega}{\kappa T} \times \frac{1}{d^2} \left(\frac{D_v}{R} + \frac{\delta D_b^0}{d R^{1/2}} \right) \dots \dots \dots (7)$$

ここで、 Ω は原子体積、 κ はボルツマン定数、 T は絶対温度、 d は結晶粒径、 D_v は体積拡散係数、 δ は拡散移動のための粒界有効厚さ、 D_b は粒界拡散係数、 R は結晶粒アスペクト比である。

(7)式から、結晶粒アスペクト比が大きく、結晶粒径が大きいほど、高いクリープ破断強度が得られることがわかる。

ODS 合金の場合、一方向に長く伸びた、つまりアスペクト比が大きい粗大な結晶粒組織とすることにより、高いクリープ破断強度が得られることになる。

2.3 その他の強化因子

以上は、ODS 合金の特徴ともいえる強化機構について述べたものであるが、このほかに従来の析出硬化型 Ni 基超合金に見られる強化機構が考えられる。例えば、固溶強化、 γ' 相あるいは炭化物による析出強化などで

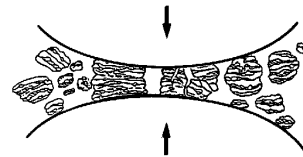


Fig. 5. Effect of single collision between two balls on trapped powder²⁴⁾.

あるが、ここでは省略する。

3. ODS 合金の製造方法

ODS 合金は、通常粉末冶金技術を用いて製造される。その製造プロセスは、原料粉末の調整、成形、焼結及び焼結後の加工・熱処理に分けられる。

3.1 原料粉末調整プロセス

前章で述べたとおり、すぐれた高温強度を有する ODS 合金を得るためには、酸化物を微細均一に分散させることが必須の要件である。この酸化物の分散状態の適否は、原料粉末の調整プロセスでほぼ決まるといえる。

1950 年代に開発された TDNi^{17)~19)} (ThO₂ Dispersion Ni) の粉末調整は、ThO₂ のゾルと Ni を含んだ水溶液を pH 調整し、ThO₂ と水酸化ニッケルを同時に沈殿させた後、Ni のみを還元して Ni と ThO₂ の混合粉末を作る、いわゆる共沈法によって行われている。ところが、TDNi は 700°C 以下の中・低温域での強度が低いこと、放射性を有する ThO₂ を用いていることから、航空機用ガスタービンの静翼に一部用いられたにすぎず、実用材料としての評価は低いものであった。

一方、放射能の危険がない Y₂O₃ を分散させた ODS 合金の原料粉末は、機械的合金化法^{20)~22)} (Mechanical alloying process) によって調整される。

機械的合金化法の概略は次のとおりである。すなわち、原料として、カーボニルニッケル粉末、クロム粉末、Ni-Al-Ti 合金粉末、Y₂O₃、その他合金組成に合わせて、Co、Mo、W、Ta などの各種金属粉末を用意し、アトライター (Attritor) と呼ばれる高エネルギーボールミル中に、鋼球とともに投入し、回転するインペラーを介して粉碎・混合するもので、その過程で合金化が進む。通常、Ar ガス雰囲気中で処理される (Fig. 4²³⁾)。

金属粉末は、鋼球を介して冷間圧接と粉碎の繰返し作用を受けることになり、その最終過程において、Y₂O₃ 粒子が均一に分散した合金化粉末が得られる。Y₂O₃ ならびに金属粉末の混合中における挙動を模式的に Fig. 5²⁴⁾ 及び Photo. 1²⁵⁾ に示した。

3.2 焼結プロセス

機械的合金化処理で得られた原料粉末の焼結法としては、HIP (Hot Isostatic Press)、ホットプレス、熱間鍛

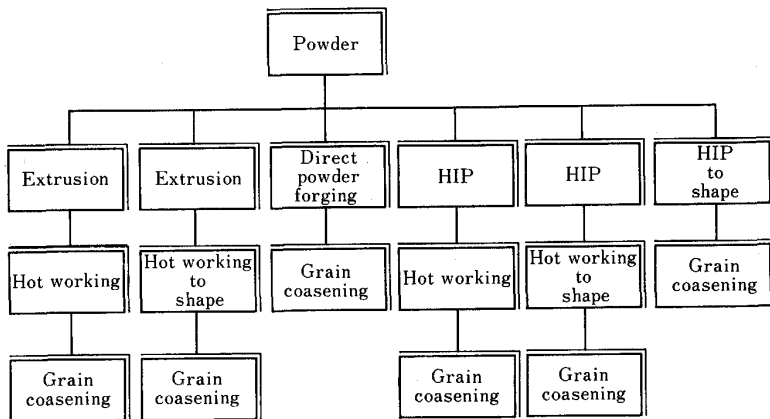
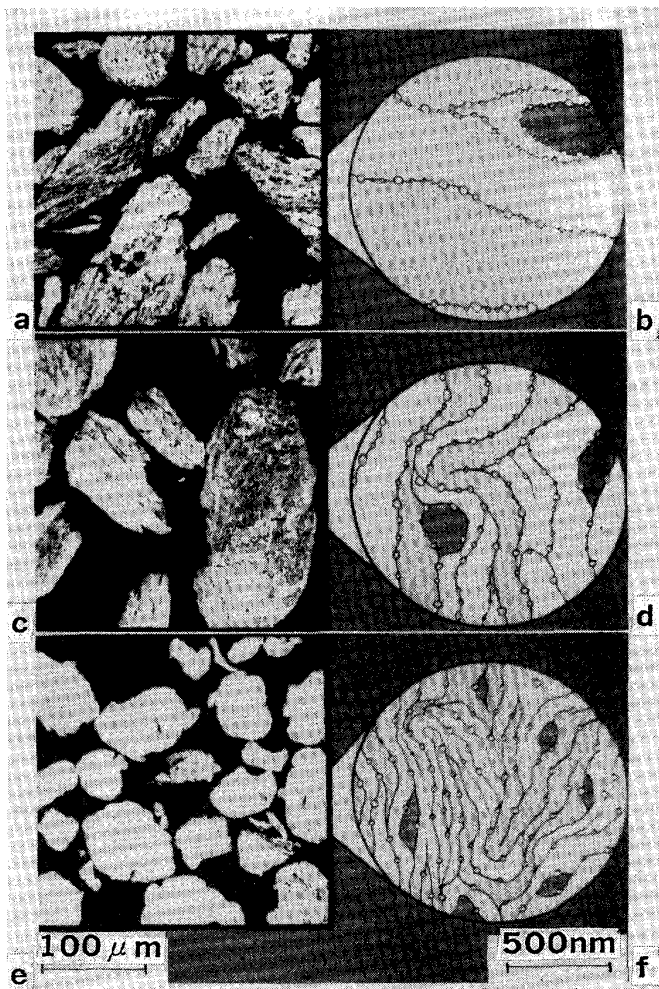


Fig. 6. Processing methods to produce.



a : Low magnification, 1 h b : High magnification, 1 h
 c : Low magnification, 4 h d : High magnification, 4 h
 e : Low magnification, 20 h f : High magnification, 20 h
 Photo. 1. Stages in mechanical alloying process²⁵⁾.

造, 熱間押しあるいはこれらの組合せ法を挙げることができる (Fig. 6). この中で, 高温強度の面からみて, 最も好ましい一方向に長く伸びた結晶粒組織を得るには, 熱間押しが最適であるように思われる. ここで,

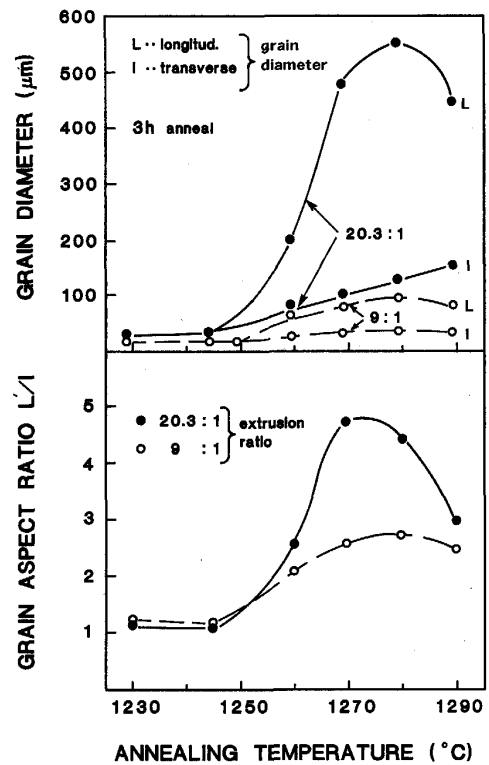


Fig. 7. Grain size of MA738 in longitudinal and transverse directions (top) and grain aspect ratio (bottom) as a function of temperature²⁷⁾.

適切な押し条件, すなわち押し温度, 押し速度, 押し比などを選ぶ必要があることはいうまでもない. 例えば, INCO 社では, 次式で示される速度以上で押し出す必要があるとしている²⁶⁾.

$$V = [0.64 \times 10^{10} \times D \times \exp(-Q/RT)] \ln \phi - 1.793 \text{ (cm/s)} \dots\dots\dots (8)$$

ここで, V は押し速度, D はピレット径, ϕ は押し比, Q は活性化エネルギー (約 65 000 cal/mol), R はガス定数, T は押し温度である.

押し条件と結晶粒アスペクト比の関係を, 焼なまし温度を変えて Fig. 7²⁷⁾に, 押し比及び押し温度とクリー

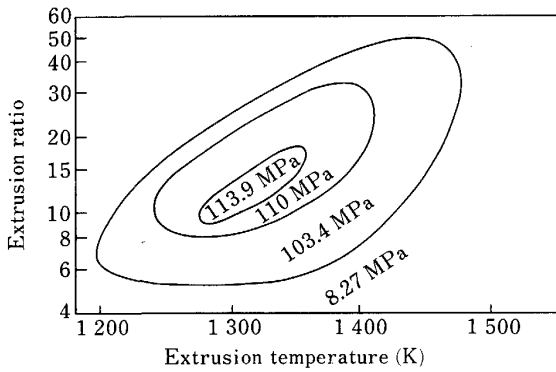


Fig. 8. Recrystallization response of MA753 as a function of extrusion condition²⁸⁾. The 1000 h rupture strength at 1311 K is indicated.

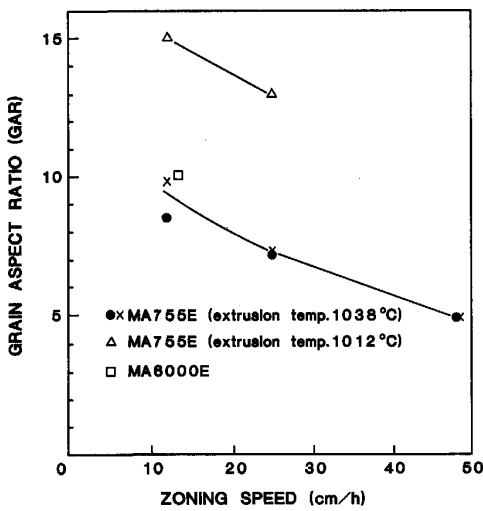


Fig. 9. Effect of zoning speed on grain aspect ratio³⁰⁾.

ブ破断強度との関係を Fig. 8²⁸⁾ に示した。

3.3 熱処理プロセス

例えば, Fig. 8 にも見られるように, 押し出し後の焼結材の熱処理条件は, 結晶粒アスペクト比に影響することが知られており²⁹⁾, MA6000 の場合には, 急激な温度勾配を持たせた炉中をある一定の速度で移動させることにより, アスペクト比を大きくすることができる。このような熱処理法は帯域焼なまし (Zone annealing process) と呼ばれている。

MA6000 E と MA755 E (Ni-15Cr-3.5Mo-5.5W-4.5Al-3.0Ti-2.5Ta-1.1Y₂O₃) について, 帯域移動速度とアスペクト比の関係が調べられている (Fig. 9³⁰⁾). この結果から, 帯域移動速度を 10 cm/h あるいはそれ以下とすることで, 高いアスペクト比が得られることが類推される。実際に, INCO 社では, MA6000E の場合, 帯域移動速度を 4.45 cm/h としている³¹⁾。

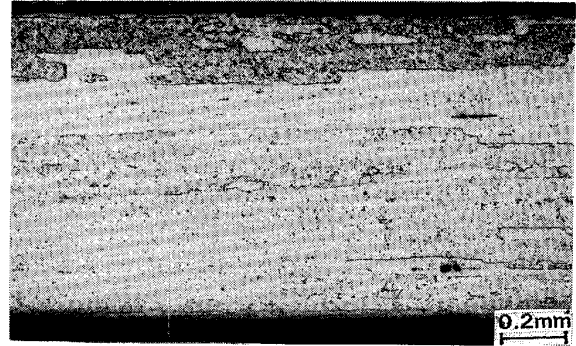
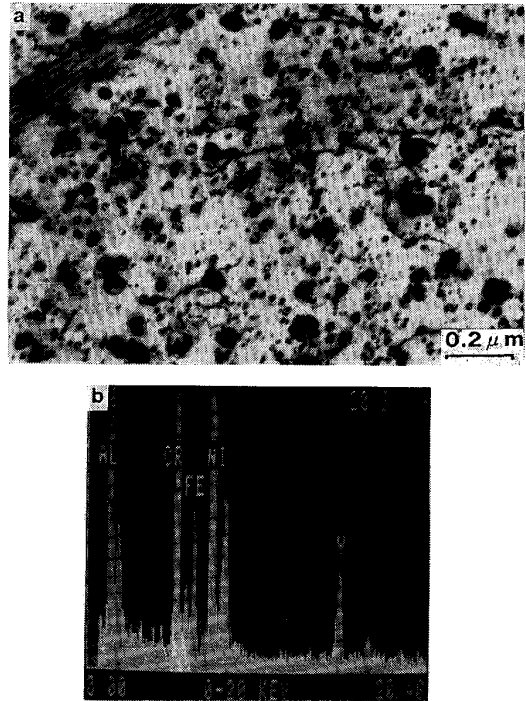


Photo. 2. Microstructure of ODS Alloy (Ni-20Cr-1.3Fe-0.7Al-0.6Y₂O₃).



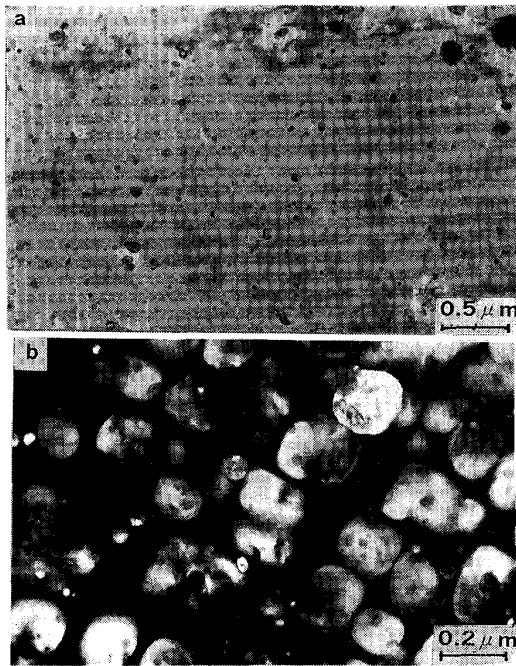
a : Bright field image b : EDS analysis result

Photo. 3. Transmission electron micrograph of ODS alloy (Ni-20Cr-1.3Fe-0.7Al-0.6Y₂O₃).

4. 材料特性

4.1 金属組織

筆者らが試作した ODS 合金 (Ni-20Cr-1.3Fe-0.7Al-0.6Y₂O₃) の光学顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。これから, ODS 合金の特徴である結晶粒が一方に長く伸びた組織を呈していることがわかる。また, 透過電子顕微鏡による組織観察の結果, これと化学組成が類似の MA754 と同様に, γ' 相は存在せず, 結晶粒内には, EDS 分析で Y₂O₃ とと思われる微細な分散粒子と, これよりはやや大きくて, より暗いコントラストで Cr 炭化物が認められた (Photo. 3)。



a : Bright field image b : Dark field image

Photo. 4. Transmission electron micrograph of MA 6000.

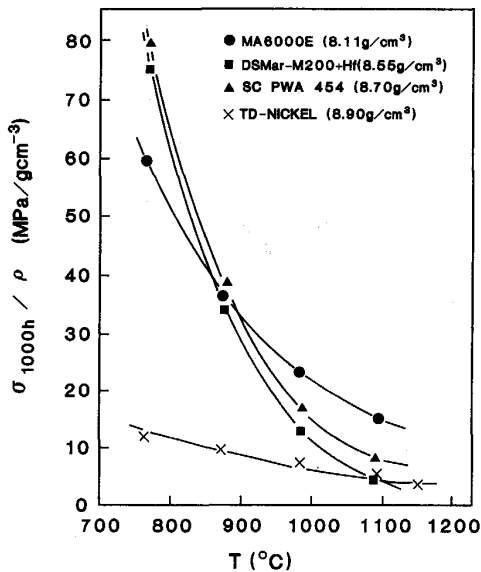


Fig. 10. Comparison of the 1000 h specific rupture strength of MA6000 with those of directionally solidified MAR-M200 + Hf, TD-Nickel and single-crystal alloy PWA 454³²⁾.

参考までに、MA6000の透過電子顕微鏡組織をPhoto. 4に示す。Y₂O₃とみられる均一に分散した微細粒子とγ'相が確認される。

4.2 クリープ破断性質

MA6000は、その金属組織からも明らかなように、微細Y₂O₃粒子とγ'相により強化されたODS合金であ

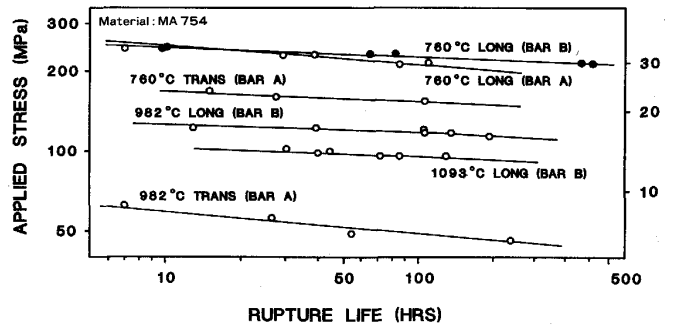


Fig. 11. Relationships between applied stresses and rupture lives for specimens oriented parallel (LONG) and perpendicular (TRANS) to the extrusion axis³⁴⁾.

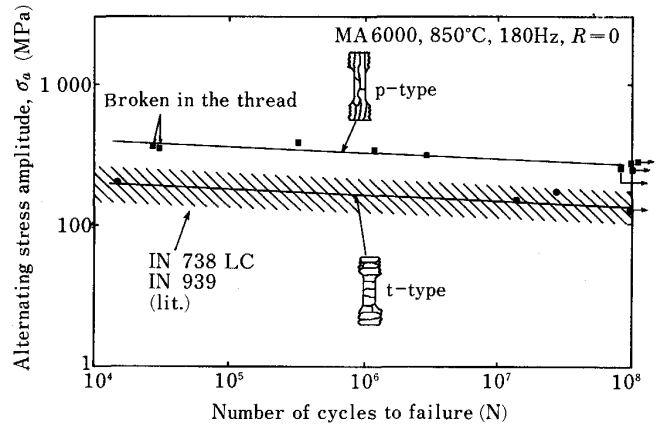


Fig. 12. High-cycle fatigue behaviour of MA6000 compared to that of conventional cast nickel-base alloys³⁵⁾.

る。この合金の1000hクリープ破断強度を、一方向凝固超合金(Hf添加Mar-M200)、単結晶超合金(SC PWA 454)及びTDNiと比較して、Fig. 10³²⁾に示した。これから、MA6000のクリープ破断強度は、約900°C以下の温度では、一方向凝固超合金あるいは単結晶超合金のそれには及ばないものの、これ以上の温度ではこれらを上回り、高温になるほどその差が大きくなっているのが認められる。γ'相は1000°C以上の温度となると、クリープ破断強度の向上には寄与しないとする見方もあり³³⁾、微細Y₂O₃粒子の分散による強化効果がうかがえる。

一方、MA754について、クリープ破断強度の異方性を検討した結果を、Fig. 11³⁴⁾に示した。これから、結晶粒が伸びている長手方向とそれに垂直な方向とでは、著しい強度差があるのが認められ、このようなクリープ破断強度の異方性は、同じように一方向に長く伸びた結晶組織の一方向凝固超合金よりも顕著に現れている。

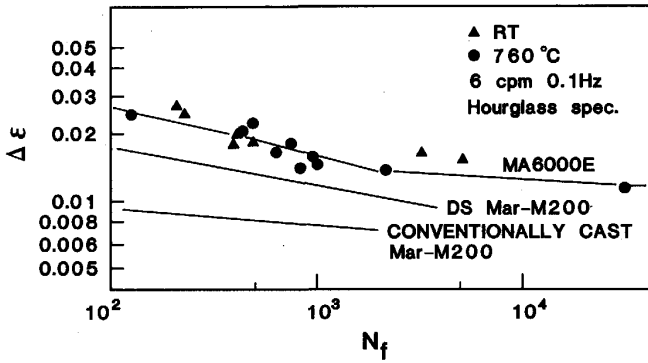
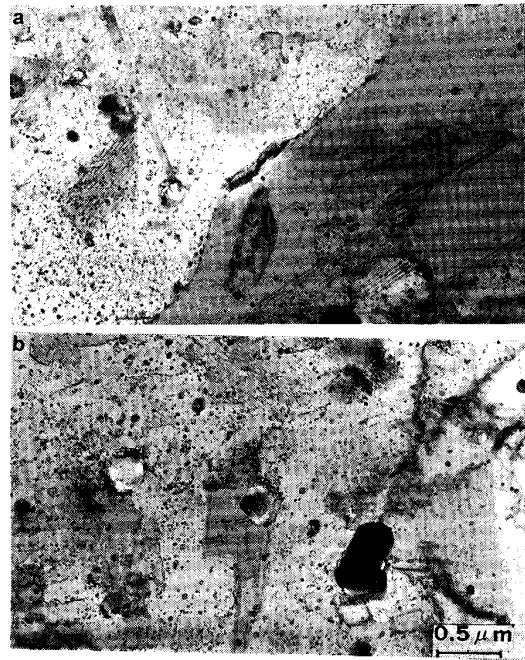
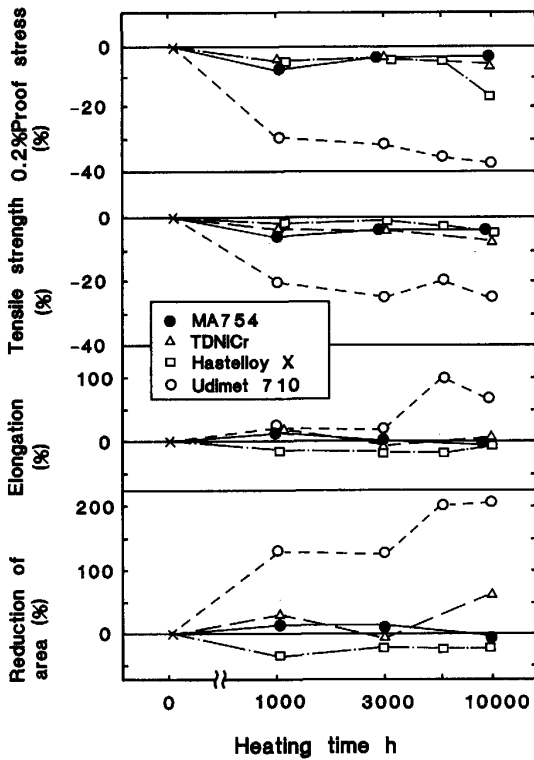


Fig. 13. LCF behaviour of MA6000 compared with that of a cast alloy⁴⁾.



a : As received b : After heating (950°C×10 000 h)
Photo. 5. Transmission electron micrograph of MA754.



Ratio of change = [(value after long term heating - value before heating) / value before heating] × 100

Fig. 14. Ratios of change in room temperature tensile properties of superalloys by long term heating³⁸⁾.

4.3 疲れ強さ

4.3.1 高サイクル疲れ強さ

MA6000 の高サイクル疲れ強さを Fig. 12³⁵⁾ に示した。クリープ破断強度と同様に、異方性が認められるものの、強度の低い結晶粒の方向と垂直方向においても、Ni 基普通鋳造合金 (IN738LC, IN939) とほぼ同等の強度を示している。

4.3.2 低サイクル疲れ強さ

MA6000 の低サイクル疲れ強さを Fig. 13⁴⁾ に示す。

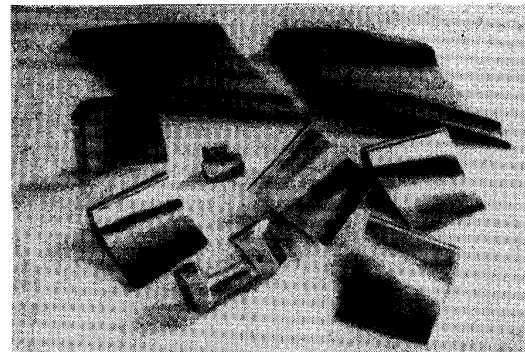


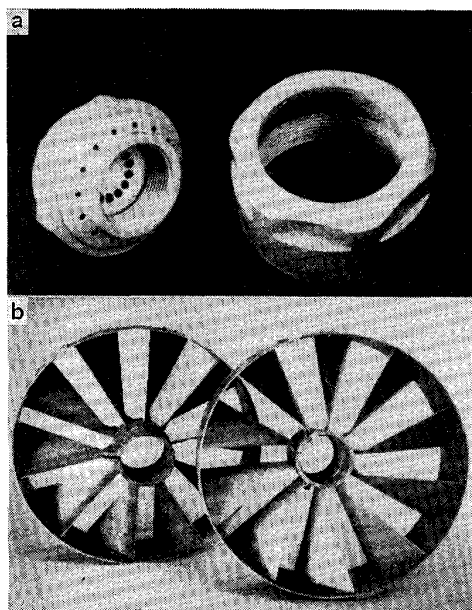
Photo. 6. MA754 gas turbine components conventionally forged from extruded bar²⁴⁾.

これから、一方向凝固超合金 (Mar-M200), 普通鋳造合金 (同じく Mar-M200) に比べて、高い強度を示しているのがわかる。また、熱サイクル疲れ試験でも、すぐれた性質を示すことが報告されている³⁶⁾³⁷⁾。

4.4 長時間加熱による材質変化

ODS 合金の実用化を図るためには、高温長時間使用過程で起こる材質変化を十分に把握しておく必要がある。

MA754 及び TDNiCr を 950°C で長時間加熱した後の常温引張性質の変化を Ni 基超合金のそれと比較して Fig. 14³⁸⁾ に示した。MA754 及び TDNiCr は、1000 h 加熱した後においても性質の変化がきわめて少ないのに



a : Burner nozzles machined from forgings
b : Air-stream swirlers fabricated from sheet

Photo. 7. Power station combustor components in MA956²⁴⁾.

対して, Udimet 710 (γ' 相析出硬化型 Ni 基超合金) は, 1 000 h 加熱後において, すでに性質が変化しているのが認められる。引張性質と併せて行われた金属組織の観察結果からも, MA754 にはほとんど組織上の目立った変化はなく, Y_2O_3 粒子の粗大化傾向も認められなかったことが報告されている (Photo. 5)。

MA6000 においては, 1 100°C で長時間加熱すると, Y_2O_3 粒子の平均粒径がかなり大きくなることが報告されており³⁹⁾, この合金の 1 000°C 以上での長時間加熱による材質変化については, さらに詳細な検討が必要であると考えられる。

5. 実用化例及び課題

今まで述べてきたとおり, ODS 合金はすぐれた高温強度を有しているにもかかわらず, これを実用化したとの報告例はまだまだ少ない。すなわち, MA754 が航空機用ガスタービン (GE 社 F404-100) のタービン静翼として使用されていること (Photo. 6²⁴⁾), MA956 がガスタービン燃焼器材として実用されているといった程度にすぎない (Photo. 7²⁴⁾。

このように ODS 合金の実用化があまり進まない原因の一つとして, 鍛造が難しいということが挙げられる。ODS 合金の大きな特徴である一方向に長く伸びた結晶粒組織を維持するためには, 複雑かつ大きな歪みを加えるような後加工は避けなければならないからである。従って, タービン動翼あるいは静翼に ODS 合金を適用するには, 押出状態のピレットから機械加工に頼らざる

を得ず, 上述の MA754 製静翼も削り出されている。

また, ガスタービンの高温化のためには, ODS 合金といえども設計上複雑な冷却構造が望まれることは必至であり, 現状技術ではその実現にはかなりの困難が予想される。

これに加えて, 材料特性のばらつき (再現性), 溶接性, コスト等が実用上の課題であるといえる。

6. おわりに

以上, Y_2O_3 を分散させた MA6000, MA754 を主にして, ODS 合金のすぐれた高温特性について記してきたが, ガスタービンのいっそうの高温化を実現していく上での有望な材料であることには違いない。この材料を今後広く実用していくためには, 成形性と再現性の確保, さらには工作法の確立など課題も多いが, 冷却構造方式のタービン翼という問題に対しては分割翼で解決しようとする提案もあり, 併せて接合法の確立も望まれている。

文 献

- 1) R. F. SINGER and G. H. GESSINGER: Metall. Trans. A, 13 (1982), p. 1463
- 2) R. K. HOTZLER and T. K. GLASGOW: NASA-Lewis Research Center, Cleveland, Ohio, 未発表 (1981)
- 3) T. E. HOWSON, D. A. MERVYN and J. K. TIEN: Metall. Trans. A, 11 (1980), p. 1609
- 4) Y. G. KIM and H. F. MERRICK: NASA CR-159493 (1979 年 5 月)
- 5) T. E. HOWSON, J. E. STULGA and J. K. TIEN: Metall. Trans. A, 11 (1980), p. 1599
- 6) H. S. UBHI, T. A. HUGHES and J. NUTTING: Frontiers of High Temperature Materials (ed. by J. S. BENJAMIN), (1981), p. 33 [Inco MAP, New York]
- 7) R. F. SINGER and G. H. GESSINGER: 未発表 (1982)
- 8) J. D. WHITTENBERGER: Metall. Trans. A, 12 (1981), p. 845
- 9) E. OROWAN: Dislocation in Metals, AIME (1954), p. 131
- 10) C. N. REID: Deformation Geometry for Materials Scientists (1973), [Pergamon Press, Oxford]
- 11) M. F. ASHBY: Z. Metallk. 55 (1964), p. 9
- 12) A. H. CLAUSER and B. A. WILCOX: J. Metar. Sci., 1 (1967), p. 86
- 13) J. S. BENJAMIN and M. J. BOMFORD: Metall. Trans., 5 (1974), p. 615
- 14) B. A. WILCOX and A. H. CLAUSER: Trans. TMS-AIME, 23 (1966)6, p. 570
- 15) B. A. WILCOX and A. H. CLAUSER: Acta Metall., 20 (1972), p. 747
- 16) R. RAJ and M. F. ASHBY: Metall. Trans., 2 (1971) p. 1113
- 17) T. K. REDDEN and J. F. BARKER: Met. Prog., 87 (1965) 1, p. 107
- 18) H. KEE: Product Eng. (1962 年 8 月), p. 58
- 19) F. J. ANDERS, G. B. ALEXANDER and W. S. WARTEL: Met. Prog., 82 (1962) 6, p. 88
- 20) J. S. BENJAMIN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 2943
- 21) J. S. BENJAMIN and T. E. VOLIN: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1929
- 22) J. S. BENJAMIN and J. P. MORSE: ASM Pre-Congress Seminer, U. S. A. (1974 年 10 月)

- 23) U. A. TRACEY and C. P. CUTLER: *Powder Met.*, **24** (1981) 1, p. 37
- 24) M. J. FLEETWOOD: *Material Sci. and Technol.*, **2** (1986), p. 1176
- 25) J. S. BENJAMIN: *Scientific American*, **234** (1976), p. 40
- 26) US Patent 3926568
- 27) G. H. GESSINGER: *Metall. Trans. A*, **7** (1976), p. 1203
- 28) J. P. MORSE and J. S. BENJAMIN: In *New Trends in Materials Progressing* (1976), p. 165 [ASM]
- 29) R. F. SINGER and G. H. GESSINGER: *Metall. Trans.A*, **13** (1982), p. 1463
- 30) R. L. CAIRNS, L. R. CURWICK and J. S. BENJAMIN: *Metall. Trans.A*, **6** (1975), p. 179
- 31) G. A. J. HACK: *Powder Met.*, **27** (1984) 2, p. 73
- 32) R. C. BENN, L. R. CURWICK and G. A. HACK: *Inco Technical Paper*, 1078-T-op (1980)
- 33) T. E. HOWSON, D. A. MERUYN and J. K. TIEN: *Metall. Trans.A*, **11** (1980), p. 1609
- 34) T. E. HOWSON: *J. E. STULGA and J. K. TIEN*: 同上, p. 1599
- 35) G. H. GESSINGER: *Powder Metallurgy of Superalloy* (1984), p. 265 [Butterworths, London]
- 36) T. K. GLASGOW: In a *Collection of Technical Papers on Structures and Materials*, St. Louis, Missouri, AIAA-ASME-ASCE-AMS, Paper76-0763 (1979)
- 37) K. E. HOFER, U. L. HILL and U. E. HUMPHREYS: NASA CR-159842 (1980)
- 38) 河合久孝, 辻 一郎: *高温学会誌*, **9** (1983)5, p. 178
- 39) R. F. SINGER and E. ARZT: *Proc. Conf. for High Temp. Alloy for Gas Turbines and Other Application* (1986), Liege, Belgium (1986年10月), p. 97-126