

最新ニッケル基超合金の単結晶化と その高温強度特性

太田 芳雄*・中川 幸也*²・大浜 信一*³

Fabrication and High Temperature Properties of Single Crystal Component of Advanced Ni-base Superalloys

Yoshio OHTA, Yukiya G. NAKAGAWA and Shinichi OHAMA

Synopsis :

A precision casting of high pressure turbine blades and vanes consisting entirely of an oriented single grain of nickel-based superalloys has been introduced in most advanced aircraft engines due to their superior high temperature strength. This paper presents a description of the casting process for single crystal components and the evaluation of high temperature properties for a newly developed alloy TMS26 in comparison with the existing alloys. Major outcomes are summarized as follows ;

(1) Selecting the most adequate casting procedure and parameters, high quality single crystal blades in which their longitudinal orientation divergence from $\langle 100 \rangle$ was less than 10 degree were consistently procured from TMS26 and CMSX-2 (an existing alloy) with a yield in excess of 90%.

(2) Mechanical properties (tensile, creep and low cycle fatigue strength) and several physical properties of TMS26 were found to be generally superior to those of existing commercial alloys.

Key words : superalloy ; directional solidification single crystal ; creep ; fatigue ; casting ; physical properties.

1. 緒 言

最近のジェットエンジンの高圧タービン翼では、全体が一つの原子配列でできたニッケル基超耐熱合金精密製造品が数多く使用されつつあり^{1)~3)}、今後多くのエンジンメーカーでの使用は更に拡大する傾向にある⁴⁾。ニッケル基超合金単結晶はタービン翼材として優れた特性を有し、現在でも各国で合金開発が盛んである。ここでは、通商産業省・工業技術院の次世代産業基盤技術開発制度の一つとして行われた「単結晶合金技術」の一部について報告する。本プロジェクトは昭和 63 年度に終了したが、プロジェクト内では合金設計を金属材料技術研究所が、メルティングストックの溶製技術は大同特殊鋼(株)が担当した。単結晶製造技術については、熱制御方式を石川島播磨重工業(株)が、熱・対流制御方式を日立製作所・日立金属(株)が担当した。また、鑄型・中子材料の開発を名古屋工業試験所が担当した。本報告では金属材料技術研究所から最終的に提案された TMS26 合金の鑄造

性について、その概要を述べると共に、主に TMS26 合金の高温強度 (高温引張り、クリープ、低サイクル疲労強度) について、既存単結晶合金および最新の高強度レベル単結晶合金との対比を行った。また、同時に各種の物理的特性を明らかにした。

2. 実験方法

既存の単結晶合金 (CMSX-2) と対比させ、開発合金、TMS26 の鑄造性を調べた。鑄造性の評価は複雑中空ブレードでの最適鑄造方案および鑄造条件を選定し、その単結晶化率と結晶方位制御の程度および鑄物欠陥 (主にシュリンケージ) について対比することによって行った。また、選定された単結晶専用合金、TMS26 の高温引張り、クリープ、低サイクル疲労試験を行って、既存の単結晶合金 (CMSX-2, Alloy 454) および第二世代合金と呼ばれる高強度指向合金 (CMSX-4, MXON, PWA 1484) との対比を行った。単結晶合金はその結晶構造に由来する強度異方性を示すが、ここでは、異方性の影響が比較

平成元年 9 月 6 日受付 (Received Sep. 6, 1989)

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

*² 石川島播磨重工業(株)技術研究所 Ph. D. (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

*³ 石川島播磨重工業(株)航空宇宙事業本部 (Aero-Engine and Space Operations, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of single crystal alloys (wt%).

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ta	Ni	Others
CMSX-4	6.6	9.2	0.6	6.4	0.9	5.6	6.2	Bal.	Re: 3.3
MXON	8.0	5.0	2.0	8.0	—	6.1	6.0	Bal.	
TMS26	5.6	8.2	1.9	10.9	—	5.1	7.6	Bal.	
CMSX-2	8.0	4.6	0.6	8.0	1.0	5.6	6.0	Bal.	
Alloy 454	9.9	4.9	—	4.0	1.6	5.1	11.9	Bal.	
Reference alloys									
Mar-M247CC	8.0	10.1	0.6	9.8	0.9	5.3	3.0	Bal.	C:0.13 B:0.011 Zr:0.03 Hf:1.2
Mar-M247LC	8.0	9.2	0.5	9.4	0.7	5.6	3.2	Bal.	C:0.07 B:0.015 Zr:0.02 Hf:1.4
Mar-M200+Hf	9.0	10.0	—	12.0	2.0	5.0	—	Bal.	C:0.15 B:0.015 Zr:0.04 Hf:1.5

Table 2. Heat-treatments of used materials.

Alloy	Solution heat-treatment	Aging
CMSX-4	① 1 288°C×2h+1 293°C×4h ② 1 272°C×2h+1 288°C×2h+1 296°C×3h 1 304°C×3h+1 313°C×3h+1 316°C×2h	1 080°C×4h, 871°C×20h 1 080°C×4h, 871°C×20h
MXON	1 310°C×1h	1 100°C×4h, 850°C×24h
TMS26	1 320°C×2h+1 335°C×2h	980°C×5h, 870°C×20h
CMSX-2	1 316°C×3h	982°C×5h, 871°C×20h
Alloy 454	1 288°C×4h	1 080°C×4h, 871°C×32h

の少ない<100>より 10° 以内の試料を選んで試験に供した。タービン翼では通常、翼長方位が<100>として使用されることがほとんどである。この方位はクリーブ破断強度が高く、ヤング率が最も低く、ブレード材としては最適方位であり、合金比較の上でも最適である。実験に用いた単結晶合金の化学成分を Table 1 に示す。TMS26 合金は山崎ら⁵⁾⁻⁷⁾の合金設計によるもので、その特徴は γ と γ' 両相の相安定性を保ちつつ、両相を最大限固溶強化するように合金元素の種類と量を決定することで得られた合金である。CMSX-2, Alloy 454 は実用域にある単結晶専用合金で、それぞれ、米国の Cannon-Muskegon 社, Pratt & Whitney 社の合金である。MXON⁸⁾はフランスの ONERA (航空宇宙技術研究所)の実験合金で、CMSX-4⁹⁾は米国, Cannon-Muskegon 社の高強度指向合金である。PWA 1484 は今回の実験に用いなかったが、Pratt & Whitney 社の同系統の開発合金で公開データは少ないが、一部の対比データ¹⁰⁾に用いた。各種の特性評価用の試料は、一方向凝固 (DS) 炉にて、鑄込温度 1550°C, 鑄型加熱温度 1530°C, 鑄型引き出し速度 200 mm/h の条件で最終形状に近い CTS (Cast To Size) 単結晶鑄物から作成した。高温引張り、クリーブ試験片は平行部径が 5~6 mm で、平行部長さが 30 mm のツバ付き試験片とした。また、複雑形状翼から切り出した実体試験片もクリーブ破断試験に用いた。高温低サイクル疲労試験片は 20 mm ϕ の丸棒単結晶試料から平行部径 10 mm, 平行部長さ 30 mm の中実丸棒型の試験片を作成した。試験片の熱処理条件を Table 2 に示すが、冷却方法はいずれも N₂ ガスによるファン冷却である。CMSX-4 については Cannon-Muskegon

社から最新の推奨熱処理として追加提案されたのでそれについてもクリーブ試験を行った。物理的性質については比熱、熱伝導率、熱膨張係数用にそれぞれ、16 mm ϕ ×30 mm l , 10 mm ϕ ×2 mm l , 4 mm ϕ ×20 mm l の円柱状試験片を、ヤング率測定用には 10 mm w ×100 mm l ×1 mm t の板状試験片を用いた。比熱、熱伝導率の測定はレーザー式熱定数測定装置による断熱型連続法で、熱膨張係数の測定は Dilatometry 法¹¹⁾、ヤング率の測定は内部摩擦法¹²⁾ (振動周波数, 390~760 Hz) でそれぞれ行った。

3. 実験結果と考察

3.1 単結晶翼の鑄造

超合金単結晶鑄物の開発は丸棒または試験片の鑄造に始まり、冷却孔を有する二次元形状にモデル化した動翼 (中間形状品) の試作を経て、最終段階では実形状の冷却タービン動翼の試作を行った。優れた超合金単結晶鑄物を製造するには凝固制御技術が重要である。凝固制御の目的は、1) 余分な結晶を発生させないで完全な単結晶を作る、2) 結晶方位を目標方向にそろえる、3) シュリンケージ等の鑄造欠陥を低減する、4) デンドライト組織を微細化する、5) 生産速度を高くする、6) 歩留りを向上する、などである。凝固制御によって以上の目的を実現させるためには、1) 凝固界面の温度勾配を大きくする、2) 凝固界面を平面もしくは凸面にする、3) 鑄型引き出し速度をできるだけ速くする、4) 目標とする方位の結晶核を選択、成長させることなどが重要¹³⁾¹⁴⁾である。高温度勾配化の手段の一つとして、鑄型加熱炉を 1 ゾーンから 2 ゾーンに変更し、鑄型冷却のための水冷リングを付加し、温度勾配として約 30°C/cm から 70

~80°C/cm に向上した。また、凝固界面の形状を制御するため凝固過程のシミュレーションを行った。筆者らの行った2次元凝固解析では鑄型加熱炉の炉頂、バッフルの温度条件を与えるのみで真空中の輻射伝熱によるシミュレーションが可能で、これまでの報告例¹⁵⁾¹⁶⁾に比べて簡便である。Fig. 1 に鑄型引き出し速度を変化させた時の固相線の経時変化の解析例を示す。Fig. 1(a), (b) の鑄型引き出し速度では凝固界面が下に凸となり、断面の変化するところで核発生が予想されるが、Fig. 1(c) のように鑄型引き出し速度を遅くすれば、凝固界面は平坦となり、単結晶化が可能になると推定される。また、単結晶鑄物を鑄造するには、チル板上に形成された柱状晶群の中から1個の結晶を選択するセレクターを鑄型下部に設けることにより行う³⁾。セレクターの条件としては、セレクター内で一方向凝固が進行し、鑄型壁から新しい核生成が生じないように設計されていることが必要である。複雑形状翼の鑄造方案は種々の組合せの中

で最良の条件を選んで下記のようにした。まず、翼製品の取り付けでは押湯効果が得られやすいように翼根部を最終凝固部とし、また、リーディングエッジを鑄型加熱炉の中心部に向けて実施した(Fig. 2 参照)。鑄造条件範囲は、鑄造温度 1500 から 1580°C、鑄型引き出し速度 100 から 250 mm/h で行った。ただし、プラットフォーム近傍では凝固界面の形状を平坦化するため、先述のモデル計算に合わせて 100 mm/h と遅くした。シミュレーション結果と実際の翼形状における鑄造結果とは良い対応を示した。これらの方法によれば、種々の形状における実験条件のパラメーターサーベイを行うことが可能で条件設定を絞る上で非常に有効である。最終的に、鑄造温度は 1530°C 以上では特に問題は認められず、開発合金、TMS26 および既存の CMSX-2 合金とも、すべて単結晶が得られた。また、結晶方位の制御についても<100>から 10° 以内の規定を設けた場合、両合金とも 90% 以上で良好であった。鑄欠陥としてのシュリンケージは両合金ともプラットフォーム翼根側に少量発生した。シュリンケージの低減には鑄型引き出し速度を下げるのが有効であったが、更に局部的押湯の付加、鑄型材質・厚さの変更により解決は可能であった。複雑形状翼の単結晶鑄物の健全性を確保するためには合金のみならず、鑄型、中子の材質に起因する不具合もあり、その例として、中子の割れ、キスアウト、ペネトレーション、肉厚不良などが挙げられる。このように単結晶化の技術開発には鑄造技術と同時に合金、鑄型、中子材質のすべてが関係するため現状ではいまだ十分ではなく、実用化のためには、特に中子の耐熱性の向上などの検討が今後とも必要である。

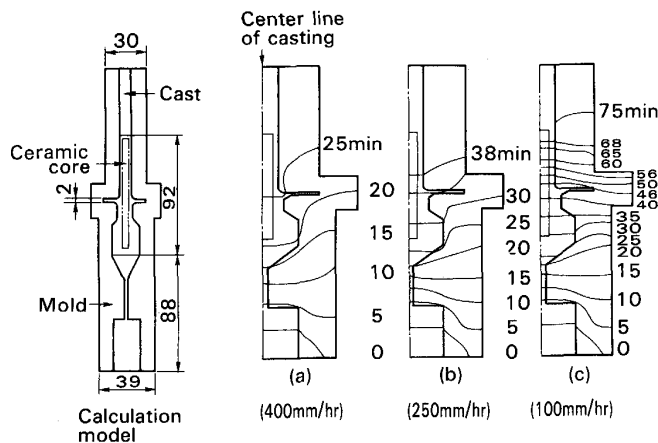


Fig. 1. Blade model and iso-solidus line transition obtained for the blade model.

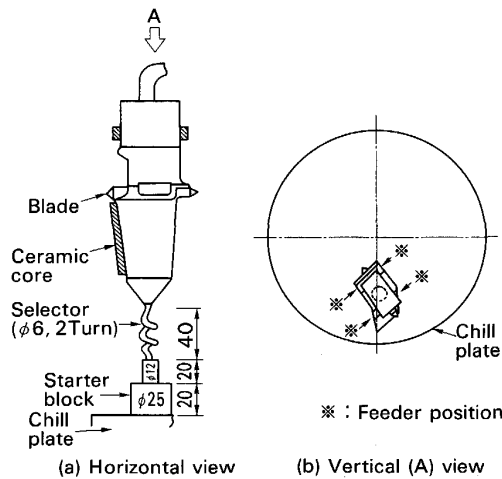


Fig. 2. Mold design for casting a 4-blades cluster.

3.2 単結晶合金の高温強度特性

3.2.1 高温引張特性

TMS26 合金および既存単結晶合金の高温引張特性を Fig. 3 に示す。試験は RT および 600 から 1000°C で行った。0.2% 耐力および引張強度は既存合金と同等程度であり、いずれの合金も高 γ' 含有のニッケル基合金に特有である強度ピークを 800°C 近傍に有している。TMS26 合金の破断伸びは低温側で若干低く、強度ピークを有する温度域では破断面は平滑でせん断的破面を呈していた。

3.2.2 クリープ強度特性

TMS26 合金と既存単結晶合金 (Alloy 454, CMSX-2) および最新の高強度指向合金のデータをラーソン・ミラープロットをした結果を Fig. 4 に示す。いずれの高強度指向合金とも既存単結晶合金よりも高強度であるが、とりわけ TMS26 合金は同等かそれ以上の強度を示

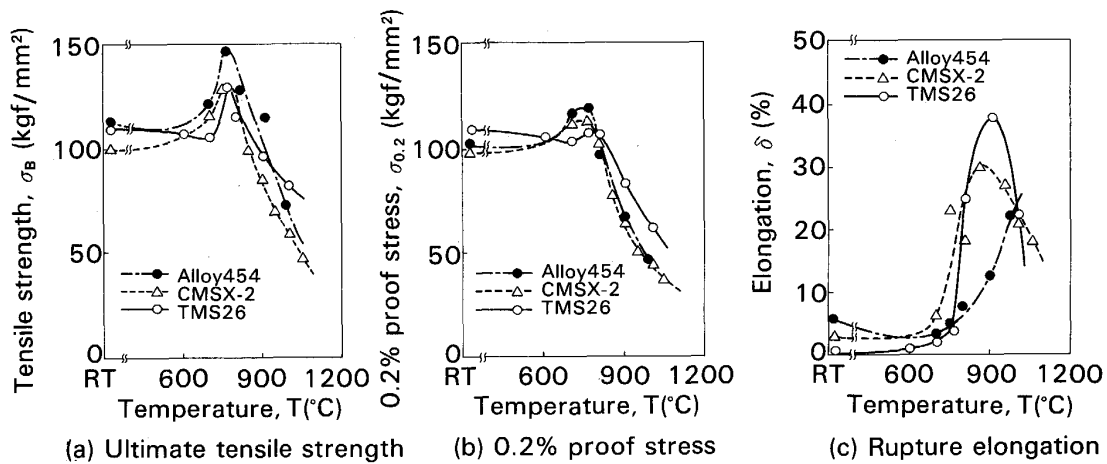


Fig. 3. High temperature tensile properties of TMS26.

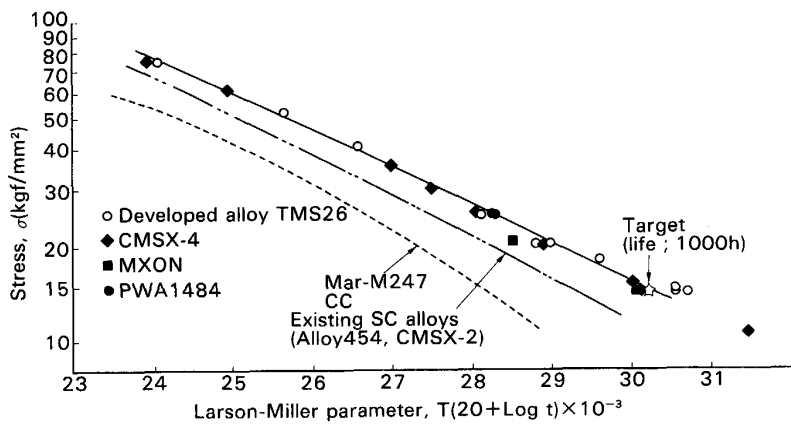


Fig. 4. Creep rupture strength of TMS26 and other advanced SC alloys.

していた。CMSX-4 合金については 2 種の溶体化処理条件におけるデータを採取した。6 段の溶体化処理は Incipient melt (局部溶融) を防止しながら最大限に温度上昇を与えることによって共晶 γ' 相を低減することを意図したもので 99% 以上の固溶化を達成し強度向上を期待した処理である。結論的にいえば、本熱処理はクリープ強度への寄与は小さく、高温・低応力側で若干の効果は見られたが、それほど有効ではなかった。ただし、組織の均質化は疲労試験において有意性のある可能性はあり、共晶 γ' 相近傍がき裂起点となることがある¹⁷⁾。次世代プロジェクトの目標値として掲げられた温度 1040°C、応力 14 kgf/mm² で破断時間 1000 h 以上という観点から各合金のクリープ曲線を図示すると Fig. 5 のごとくである。次世代目標値を超えるのは TMS26 合金である。このような高温領域では $\langle 100 \rangle$ 方位の単結晶はクリープ試験中に γ' 粒子が応力に垂直な方向に板状に成長する、いわゆるラフト組織 (Rafting) を形成するが、このようなラフト組織は 1 次クリープ中に形成され、そのラフト組織の完全度が高いほど γ/γ' 界面に沿った転位のバイパス運動を妨げる程度が高くなりク

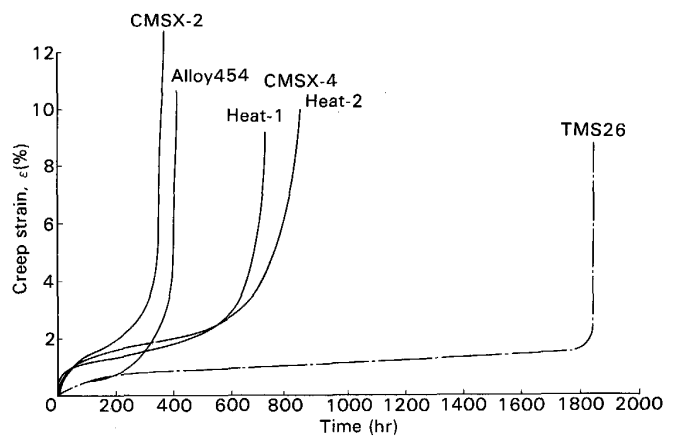
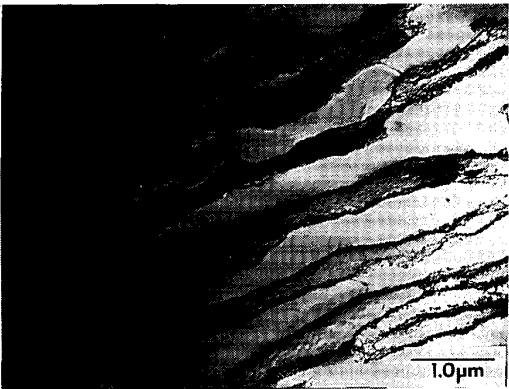


Fig. 5. Comparison of creep curve for $\langle 001 \rangle$ oriented major alloys at 1040°C, 14 kgf/mm².

リープ強度が増大する¹⁸⁾と考えられている。TMS26 合金では Photo. 1 に見られるように、破断部では γ' の粗大化が見られるものの、それ以外の場所では非常に良く整理したラフト組織を呈しており高強度化に寄与しているものと考えられる。また、クリープ強度と破断伸びの相関を Fig. 6 に示す。クリープ強度と破断伸びは



Near rupture edge



Near grip edge

Photo. 1. TEM microstructure of creep ruptured TMS26.

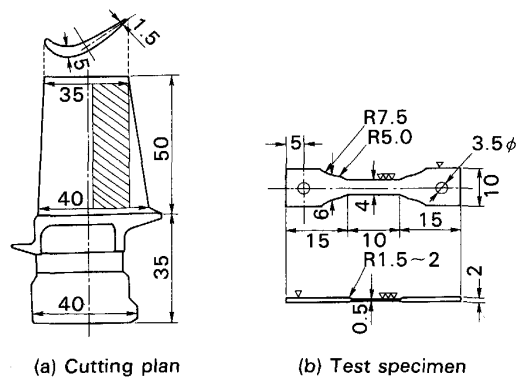


Fig. 7. Location and geometry of sample machined from blades (MFB sample).

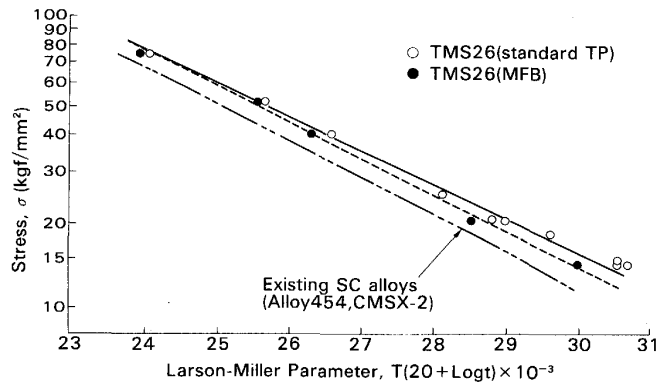


Fig. 8. Creep rupture strength of MFB samples for TMS26.

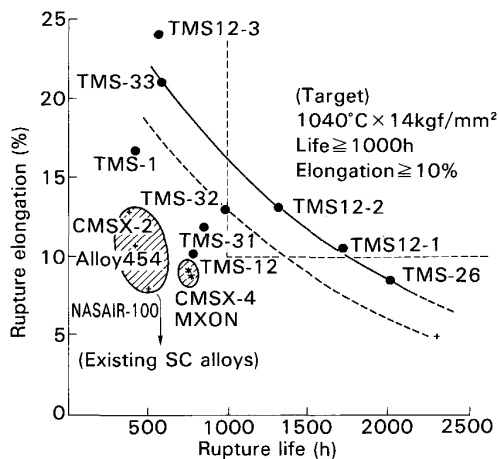


Fig. 6. Relationship between creep rupture life and rupture elongation for SC alloys. Series of TMS are experimental alloys designed by NRIM.

Fig. 6に見られるように相反する傾向があり、強度を上げると延性を犠牲とする方向に働くため単結晶合金の高強度化についてもある程度の限界を示唆しているものと考えられる。現状の TMS26 合金は高压タービン翼の設計応力近傍である 14 kgf/mm² で 1000 h の条件下で耐熱温度で比較した場合、既存の単結晶合金 (Alloy 454, CMSX-2) より、さらに 65°C 高めることが可能で

あり世界最強レベルの合金であるといえる。

3・2・3 複雑形状翼のクリープ強度

TMS26 合金を複雑形状翼に単結晶化後、所定の熱処理を施して、実体より試験片を採取した。試験片はエアフォイル部から放電加工で切り出し、中空翼の最小肉厚に合わせて板厚 0.5 mm の短冊型形状とした (Fig. 7 参照)。クリープ破断試験結果を Fig. 8 に示す。同図より、実体試験片データは低温・高応力側から高温・低応力側に向かって、標準の丸棒試験片 (6 mmφ) と比較して強度低下が著しくなる傾向が認められる。低下の要因としては、マイクロシュリンケージやポロシティの薄肉化による影響の増大、凝固速度の差異による dendrite サイズの影響なども考えられる。しかし、それ以上に、クリープ試験の場合には高温で長時間、大気中に曝されるため、試験中の酸化とそれに伴う金属元素の欠乏層の影響が相対的に顕著となる。実体試験片の強度低下は後者の方が主体で生じたものと考えられる。ちなみに、1040°C, 14 kgf/mm² で 787.1 h の寿命を示した TMS26 合金の実体採取試験片では約 30 µm の金属元素の欠乏層が観

察された。この酸化層が荷重負担能力を有しないと仮定すれば、見かけの応力は約 16 kgf/mm^2 となり、この場合、標準試験片のデータとほぼ同等と見なされる。このことから高温酸化が実体採取試験片の強度低下の最大の理由と推定される。これと同様の結果を DONER, HECKLER¹⁹⁾ が CMSX-3 合金の単結晶翼からの実体採取試験片で 0.02 インチ板厚のクリーブ破断試験を行って、高温酸化が高温・低応力側における強度低下の支配的要因であるとしている。従って、実機への適用に際しては耐食を目的とする表面コーティングが施されるので、その強度低下の度合いはかなり軽減されるものと考えられる。

3.2.4 低サイクル疲労特性

丸棒試験片 (10 mm ϕ) を用いて、試験温度 850°C および 950°C の歪み制御型の両振り対称三角波による低サイクル疲労試験を実施した。得られた試験結果を Fig. 9 に示す。疲労強度は同図より単結晶材、一方向凝固材、普通鑄造材の順に並ぶと考えられる。ニッケル基超合金のような高強度、低延性材のひずみ制御型試験の寿命差は、主にヤング率の差に帰因する応力レベルの差で説明できる²⁰⁾ としていることと符合する。TMS26 合金は高歪み側で短寿命で破断する傾向にあったが、低歪み側では既存単結晶合金とほぼ同等であった。この理

由の詳細は不明であるが、後述するヤング率の大きいことおよび TMS26 合金は高歪み側で平滑な (111) 面でのへき開破面を呈しており、TMS26 合金の延性の乏しいことと対応するように考えられる。

3.3 SC 材の物理的特性と異方性

単結晶合金の適用に際しては機械的性質のみならず、物理的特性も重要である。そこで、既存合金と対比して、TMS26 合金の密度、熱伝導率、熱膨張係数およびヤング率を測定した。TMS26 合金の密度 (g/cm^3) は 8.99 で CMSX-2, Alloy 454 の 8.56, 8.67 に比べると若干大きかった。密度は動翼を支えるディスクへの負荷を考えると小さい方が望ましい。しかし、高強度指向合金では W, Mo, Ta のような高融点、高密度合金元素を多く用いることにより達成される傾向にあり、高密度化への移行はある程度避けられないようである。それ以外の物理的性質の結果を Fig. 10 に示す。同図はいずれも $\langle 100 \rangle$ 方位のデータであり、CMSX-2 合金と併せて、比較のため Mar-M200+Hf の一方向凝固材のデータを付記した。基本的には CMSX-2 とほぼ同等であるが、ヤング率については若干大きい傾向を示している。また、ニッケル基単結晶合金の強度異方性については多くの報告があるものの、他方位の物理的性質についての報告は

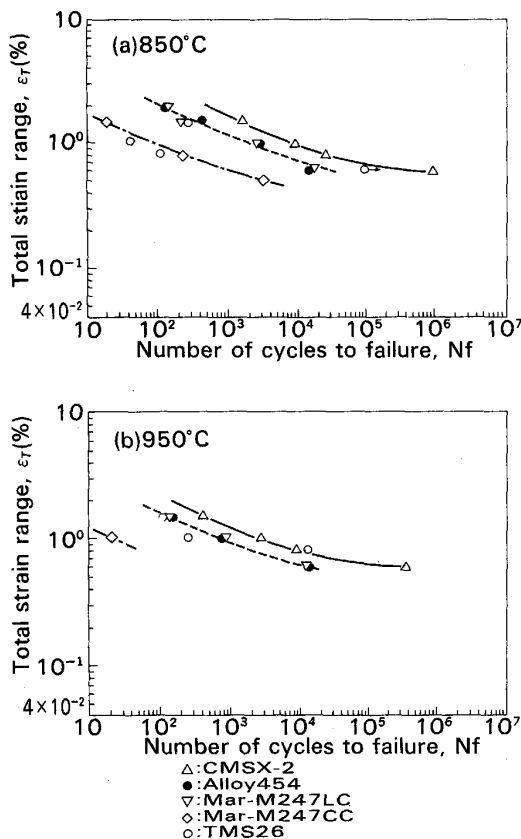


Fig. 9. Low cycle fatigue strength of TMS26.

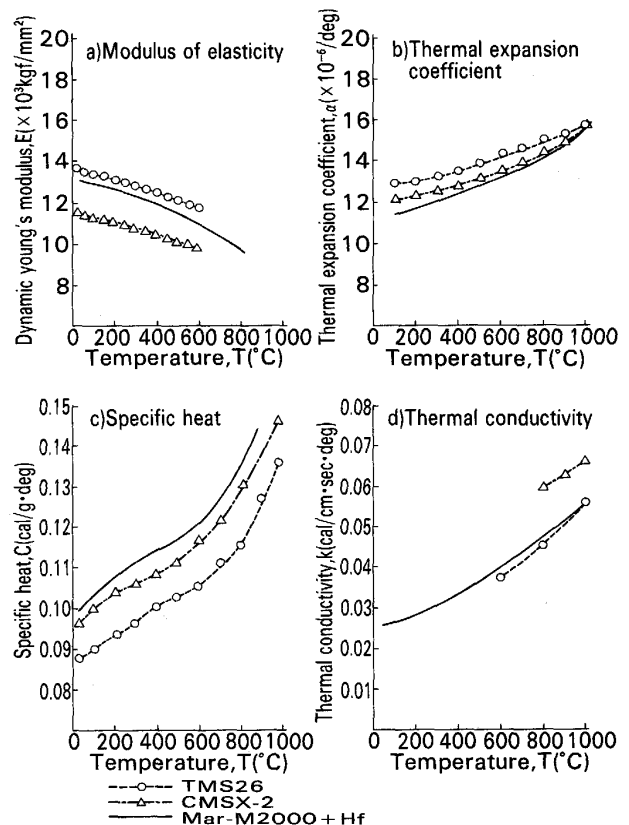


Fig. 10. Physical properties of TMS26.

ほとんど見あたらない。そこで<100>以外の方位の物理的性質についても調査した。TMS26 合金の熱膨張係数についての測定結果を Table 3 に示す。RT から 100°C を除いて、各方位間でのデータのばらつきは 1.5 ~ 5% 程度の範囲にあり、この値は測定誤差と同水準であることから方位依存性はほとんどないと考えられる。熱伝導率の結果を Table 4 に示す。熱伝導率についても方位間で若干の差異はあるものの、熱伝導率の測定値は密度、比熱および熱拡散率から算出され、それぞれのデータのばらつきが重なるため、この程度の範囲であれば、ほぼ同等の値と見なされ、同様に各方位間における有意差はないものと考えられる。一方、ヤング率におい

ては方位依存性が大きく現れることが Fig. 11 で見られる。同図には RT および 600°C におけるヤング率が記されているが、両温度とも<100>に比べて<111>では約 2.7 倍、<011>では約 1.7 倍と方位差によるヤング率のデータには著しい差異が認められる。このデータの相対値については NYE²¹⁾ らの純ニッケル単結晶材の結果と良く一致していた。

4. 結 言

ニッケル基超合金単結晶翼の casting および主に TMS26 合金の各種の特性試験を行って得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) 単結晶翼の試作試験では、最適の casting 方案および casting 条件を選択することにより、開発合金、TMS26 および CMSX-2 合金とも単結晶化は可能であった。また、<100> 方位から 10° 以内の制限を設けた場合、約 90% 以上の歩留りを達成した。ただし、肉厚不良や casting 欠陥の対策など実用上の課題が残されている。

(2) TMS26 合金は既存の単結晶合金 (CMSX-2, Alloy 454) や第 2 世代の単結晶合金と対比しても全体的に同等以上の高温強度 (高温引張強度, クリーブ強度, 低サイクル疲労強度) 特性を示す。特に、次世代プロジェクトの目標値であった 1040°C, 14 kgf/mm² において 1000 h 以上のクリーブ寿命を示し、動翼の設計応力に対比して既存単結晶合金から約 65°C の耐熱温度の向上を見た。

(3) 物理的性質においては、ヤング率は著しい異方性を示すこと、および他の性質 (熱膨張係数, 熱伝導率, 比熱) は方位依存性を示さないことが分かった。また、TMS26 合金は CMSX-2 より密度, ヤング率に一部不利な性質を示したが、総体的にはほぼ同等であることが分かった。

なお、本研究は通商産業省・工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、(財)次世代金属・複合

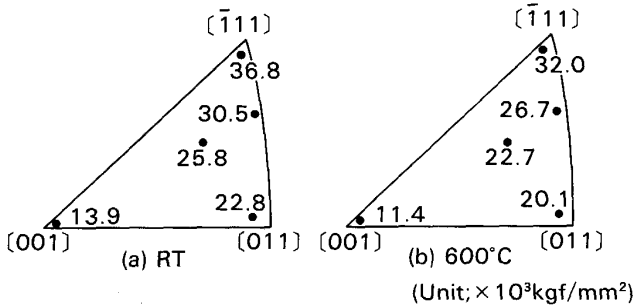


Fig. 11. Orientation dependence of dynamic Young's modulus for TMS26.

Table 3. Thermal expansion coefficient as a function of orientation and temperature for TMS26.

Temperature (°C)	Thermal expansion coefficient (×10 ⁻⁶ /°C)		
	<100>	<110>	<111>
20~ 100	13.0	12.1	11.8
20~ 200	13.1	13.1	13.1
20~ 300	13.3	13.1	13.3
20~ 400	13.4	13.2	13.4
20~ 500	13.8	13.6	13.5
20~ 600	14.2	13.6	13.7
20~ 700	14.4	13.7	13.9
20~ 800	14.8	14.2	14.3
20~ 900	15.1	14.7	15.0
20~1 000	15.5	14.8	15.6

Table 4. Thermal properties as a function of orientation and temperature for TMS26.

Orientation	Density (g/cm ³)	Temperature (°C)	Specific heat (cal/g·°C)	Thermal diffusivity (cm ² /s)	Thermal conductivity (cal/cm·s·°C)
<100>	8.97	RT(20)	0.088	0.023	0.0182
		600	0.105	0.040	0.0377
		800	0.115	0.044	0.0454
		1 000	0.135	0.046	0.0557
<110>	8.97	RT(20)	0.108	0.023	0.0223
		600	0.136	0.040	0.0488
		800	0.151	0.044	0.0596
		1 000	0.171	0.045	0.0690
<111>	9.00	RT(20)	0.100	0.024	0.0216
		600	0.123	0.039	0.0432
		800	0.135	0.044	0.0535
		1 000	0.152	0.046	0.0629

材料研究開発協会が NEDO から委託を受けた「高性能結晶制御合金の研究開発」の一環として行われたものである。また、本研究で用いた TMS系合金は金属材料技術研究所の山崎道夫、山県敏博、原田広史氏が開発された合金であり、多くのご支援をいただいたことを付記し、心から謝意を表します。

文 献

- 1) *Aviation Week and Space Technology* (1979) Oct., p. 69
- 2) *Aviation Week and Space Technology* (1982) June, p. 159
- 3) 太田芳雄, 中川幸也, 大友 暁, 雑賀喜規: 日本金属学会会報, **24** (1985), p. 462
- 4) *Casting Engineering & Foundry World*, **17** (1985) 2, p. 5
- 5) 原田広史, 山崎道夫: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1059
- 6) H. HARADA, M. YAMAZAKI, Y. KOIZUMI, N. SAKUMA, N. FURUYA and K. KOIZUMI: Proc. a Conf. "High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982", Belgium (1982) Oct., p. 721 [D. Reidel Publishing Co.]
- 7) 原田広史, 山崎道夫, 小泉 裕, 佐々間信夫, 古屋宣明, 神谷久夫: 日本学術振興会 123 委員会研究報告, **24** (1983), p. 67
- 8) T. KHAN, P. CARON and C. DURET: Proc. the 5th Int. Conf. Superalloys 1984, ed. by M. GELL *et al.* (1984), p. 145 [The Metallurgical Society Publication, New York]
- 9) US. Patent No. 4643782 (1987)
- 10) A. D. CETEL and D. N. DUHL: Proc. the 6th Int. Conf. Superalloys 1988, ed. by D. N. DUHL *et al.* (1988), p. 235 [The Metallurgical Society Publication]
- 11) 阿部秀夫, 井形直弘: 応用金属物理学実験法 (1961) [コロナ社]
- 12) 橋口隆吉, 井形直弘: 金属物理, **2** (1956) 3, p. 240
- 13) M. GELL, D. N. DUHL and A. F. GIAMI: Proc. the 4th Int. Conf. Saperalloys 1980, ed. by J. K. TIEN *et al.* (1980), p. 205 [ASM]
- 14) M. GELL: Proc. Japan-US Seminar Superalloys (1984) Dec., p. 457
- 15) J. S. ERICKSON, C. P. SULLIVAN and F. L. VERSNYDER: Proc. Symp. on High-Temperature Gas Turbine, ed. by P. R. SAHM (1974), p. 316
- 16) A. F. GIAMI and F. D. LEMKEY: Proc. Japan-US Joint Seminar on Solidification of Metals and Alloys, Tokyo (1977), p. 240
- 17) L. G. FRITZMEIER: Proc. the 6th Int. Conf. Superalloys 1988, ed. by D. N. DUHL *et al.* (1988), p. 265 [The Metallurgical Society Publication]
- 18) R. L. DRESHFIELD: Metal Progress (1986) Aug., p. 43
- 19) M. DONER and J. A. HECKLER: Proc. the 6th Int. Conf. Superalloys 1988, ed. by D. N. DUHL *et al.* (1988), p. 653 [The Metallurgical Society Publication]
- 20) P. K. WRIGHT and A. F. ANDERSON: Proc. the 4th Int. Conf. Superalloys 1980, ed. by J. TIEN *et al.* (1980), p. 689 [American Society for Metals]
- 21) J. F. NYE: Physical Properties of Crystal (1957) [Oxford University Press]