

## 実機使用した第一段タービンブレードの放射光による 余命推定技術の確立

### Establishment of Remaining Life Assessment Method for Serviced as First Stage High Pressure Turbine Blade by Synchrotron Radiation

近藤 義宏<sup>a</sup>, 三浦 信祐<sup>a</sup>, 村田 純教<sup>b</sup>, 菖蒲 敬久<sup>c</sup>, 石山 新太郎<sup>c</sup>  
Yoshihiro Kondo<sup>a</sup>, Nobuhiro Miura<sup>a</sup>, Yoshinori Murata<sup>b</sup>, Takahisa Shobu<sup>c</sup>, Shintaro Ishiyama<sup>c</sup>

<sup>a</sup>防衛大学校, <sup>b</sup>名古屋大学, <sup>c</sup>(独)日本原子力研究開発機構  
<sup>a</sup>National Defense Academy, <sup>b</sup>Nagoya University, <sup>c</sup>JAEA

実機使用した第一段タービンブレードの余命推定技術を確立するために、クリープ破断材およびクリープ試験を種々の時間で中断したクリープ中断材について 001 および 100 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数を求め、クリープ中断時間に伴う両相の格子定数変化を調べて、 $\gamma'$  相の組織変化との関連を検討した。その結果、ラフト化が進むと 100 方向では  $\gamma$  相の格子定数は増加し、 $\gamma/\gamma'$  相のミスフィットは拡大するが、一方、001 方向では  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数は逆転し、ミスフィットは負から正に逆転することが明らかになった。

キーワード： Ni 基超合金、タービンブレード、 $\gamma'$  相、ラフト、内部ひずみ

#### 背景と研究目的：

近年、航空機の高性能化および地球環境への負荷低減要求に伴い、ジェットエンジンのさらなる高出力、高効率化が求められている。ジェットエンジンの効率はタービン入口温度(TIT : Turbine Inlet Temperature)に強く依存し、高温ほど高効率となる。最新のエンジンでは、TIT が 1500°C のものも実用化され、今後も上昇しつづけると考えられる。ところで、TIT の上昇に直接的に影響するのは、燃焼器、高圧タービンブレードおよびノズルガイドベーンであり、これらに適用されている Ni 基超合金の耐用温度向上が不可欠となる。なかでも、稼働中、温度、応力の両面から見て最も過酷な条件に曝されるタービンブレードは、ブレード先端部で高温、低応力、ブレード付根部では低温、高応力であるといわれている。しかし、稼働中のブレードは高温下で高速回転しているため、実際の温度、応力を測定することは困難である。新たな合金開発、ブレードの設計、さらには安全性および経済性の観点から急務となっている余命推定技術の確立の為に、ブレードの実機稼働温度、応力状態の解明が必要不可欠であると考えられる。

Ni 基超合金の強化相である立方体状の  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) 相は高温下で 001 方向に引張クリープ変形を受けると、応力軸に対し垂直方向に連結し、板状のラフト構造を形成する。さらにラフト構造の形成時期は温度、応力条件により異なる。これまでこの組織形態の知見を活用し、実機使用したブレードの組織形態との比較検討を行い、温度応力分布の推定を試みている。ところが、高温低応力長時間で形成されたラフト構造と低温高応力短時間でのラフト構造との形態に差異はなく、 $\gamma'$  相の形状のみに基づく定量的評価は困難である。したがって、ブレードの余命推定には、組織形状のみならず、新たな組織因子の導出が必要となっている。

そこで本研究では、1273K、160 および 250MPa にてクリープ破断材および同一条件でクリープ試験を種々の時間で中断したクリープ中断材について 001 および 100 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数を求め、クリープ中断時間に伴う両相の格子定数変化を調べて、 $\gamma'$  相の組織変化との関連を検討して、ブレード余命推定技術の確立を目的とする。

## 実験：

供試材には 1273K、160 および 250MPa にてクリープ試験を種々の時間で中断した単結晶 Ni 基超合金、CMSX-4、を用いた。なお、供試材は本放射測定実験に最適な大きさである約  $2 \times 2 \times 2 \text{mm}^3$  である。実験は BL19B2 で行った。エネルギーは約 71keV であり、ダブルスリットによるひずみスキャンニング法によりクリープ中断材の  $\gamma$ -Ni400、 $\gamma'$ -Ni400 基本反射および  $\gamma'$ -Ni300 超格子反射を計測した。なお、入射スリットは  $0.15 \times 2 \text{mm}^2$  であり、受光スリットは  $\omega$  スキャンでは  $3 \times 3 \text{mm}^2$  で、 $2\theta$  スキャンでは  $0.15 \times 3 \text{mm}^2$  とし、検出器には CdTe 検出器を用いた。なお、 $2\theta$  スキャンでは  $\omega$  を揺動しながら計測した。また、格子定数、 $a$  に関しては、以下の式を用いて算出した。

$$a = d\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} = \frac{1.2398}{2E\sin\theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

ここで、 $h$ 、 $k$ 、 $l$  は回折面指数、 $\lambda$  は X 線の波長、 $2\theta$  は回折角、 $E$  は X 線のエネルギーである。

## 結果および考察：

図 1 に未使用材の 400、300、004 および 003 反射のプロファイルを示す。基本的には  $\gamma$  相と  $\gamma'$  相は fcc 構造を持つ。しかし、 $\gamma'$  相は fcc 構造の  $(1/2 \ 1/2 \ 1/2)$  サイトに Al ないし Ti が存在することから、 $\gamma'$  相は超格子構造を持つため、400 および 004 反射にはそれぞれ  $\gamma$ -Ni400 および 004 反射と  $\gamma'$ -Ni400 および 004 反射の 2 種類が、一方 300 および 003 反射には  $\gamma'$ -Ni300 および 003 反射のみ存在することになる。これを考慮し、 $\gamma'$ -Ni 300 および 003 反射の結果(図 1(a) および c))からガウス関数でフィッティングを行い、 $\gamma'$  相の格子定数を算出した。この値に基づき、 $\gamma'$ -Ni400 および 004 反射の回折角を逆算し、図 1(b) および d) で 2 つのガウス関数にフィッティングして、 $\gamma$  相の格子定数を算出した。その結果、強度の高い方が  $\gamma'$ -Ni400 および 004 反射、強度の低い方が  $\gamma$ -Ni400 および 004 反射であることが分かった。

算出した 001 および 100 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数の妥当性を検討するため、400 および 004 反射における  $\gamma$  相と  $\gamma'$  相を表す 2 つのガウス関数により求めたプロファイルの積分強度 (面積) より算出した回折強度比、すなわち  $\gamma'$  相の面積率を算出し、クリープ時間に伴う  $\gamma'$  相の面積率の変化を図 2 に示す。なお、これまでに SEM 像等から求めた  $\gamma'$  相の体積率は約 78% である。ほとんどの条件での体積率は SEM 像等の結果に近いが、160MPa、10h 中断材および 250MPa、110h 破断材の 004 反射では  $\gamma'$  相の面積率は 40% 以下であった。これは両者とも  $\gamma'$ -003 反射の最大強度が 20count/80sec 前後であり、フィッティングに無理があったためと推論される。よって、これらの測定データは信頼性が低いことからこの後の議論から削除することとした。

図 3 に 1273K、160 および 250MPa におけるクリープ時間の増加に伴う 100 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数の変化を示す。なお、160MPa では約 300h で、また 250MPa では約 110h でほぼ完全なラフト構造を形成することがこれまでの SEM 像等からわかっている。図 3 ではいずれの応力でも  $\gamma$  相の格子定数はクリープ時間の増加に伴い増加するが、 $\gamma'$  相の格子定数には大きな変化が認められなかった。すなわち、ラフト化に伴い 100 方向の  $\gamma$  相の格子定数は増加し、100 方向の  $\gamma/\gamma'$  相の格子定数ミスフィットは増加することがわかった。

図 4 に 1273K、160 および 250MPa におけるクリープ時間に伴う 001 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数の変化を示す。いずれの応力でも、001 方向の  $\gamma$  の格子定数はクリープ時間の増加に伴い若干増加するようであるが、ラフト化が開始すると逆に減少する。一方、001 方向の  $\gamma'$  相の格子定数はクリープ時間の増加に伴い若干増加するものの、ラフト化が進行すると 001 方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数は逆転し、格子定数ミスフィットは負から正に逆転する。これらの結果より、クリープ変形に伴う  $\gamma'$  相の組織変化とミスフィットの変化は対応するものと考えられる。

また、図では記していないが、超格子反射と基本反射の  $\omega$  スキャンのプロファイルの形は非常に近かった。これは、 $\gamma'$  相はクリープ時間の増加に伴いかなり結晶性が変化するが、 $\gamma$  相はあまり変化しないためであると解釈することができ、 $\gamma'$  相の結晶性の変化がクリープ変形に伴うラフト構造の

形成と密接に関連しているといえる。これまでの研究では、塑性変形は $\gamma$ 相で生じると考えられており、クリーブ破断した試料では $\gamma$ 相中に多数の転位が認められ、 $\gamma'$ 相中には転位がほとんど認められていないことがわかっている。クリーブ変形に対して立方体状の $\gamma'$ 相はラフト構造へと凝集して、形状変化をすることで塑性変形をおこさず、一方、 $\gamma$ 相は転位を伴った塑性変形をおこすことでその構造を保持していると予想され、それが $\omega$ スキンのプロファイルに現れたと考えられる。

本研究の最終目標はラフト構造の機構解明はもとより、実機における材料評価である。今回の測定から、格子面間隔の違いを見ることで内部残留ひずみの量が、格子面間隔の違いと結晶性を見ることでラフト構造の成長度が定量的に評価できる可能性が見えてきた。そして詳細を明らかにするためには高温引張中でのその場観察が必須であり、様々な条件下で作成した試験片の常温測定と合わせて、実施していきたいと考えている。

### 今後の課題：

- 1) X線プロファイルを含め、得られたデータが転位下部組織を含めた組織因子とどのような対応をしているかを検討するため、2つのクリーブ条件のみならず、他の温度、応力条件での試料についても検討し、より多くの知見が必要であると考えられる。
- 2) 図2でも述べたが、400および004反射における $\gamma$ 相と $\gamma'$ 相を表す2つのガウス関数により求めたプロファイルの積分強度（面積）より算出した回折強度比、すなわち $\gamma'$ 相の面積率が実測の $\gamma'$ 相の体積率と大きく異なった結果もあり、これは超格子反射の最大強度が低かったものと推測される。今後、超格子反射の最大強度を増加させる工夫が必要と考える。
- 3) 1)にも関連するが、普遍的なデータ取得には実験手法および解析手法の確立が不可欠と考えられる。
- 4) 様々な条件下で作成した試験片による測定ではばらつきが出てしまうことと、数多くの実験を実施しなければならないという問題があり、これを解消するためにも高温引張中でのその場観察測定を実施する必要がある。

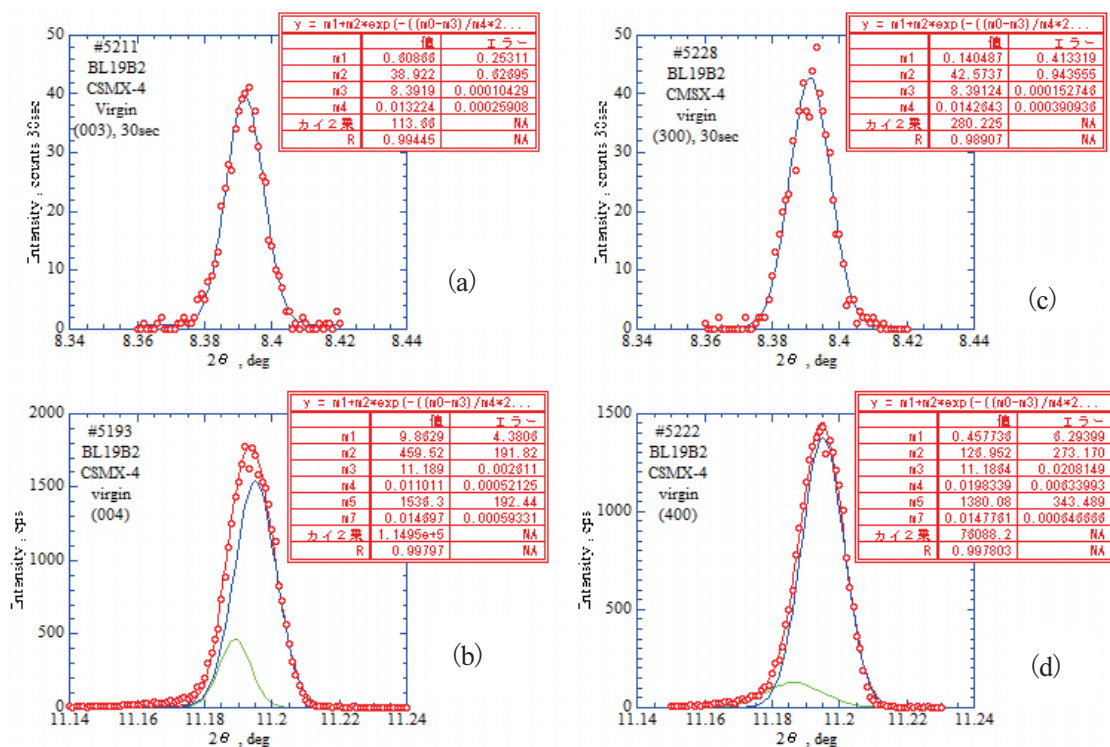


図1. 未使用材における(a)003、(b)004、(c)300および(d)400反射のプロファイル

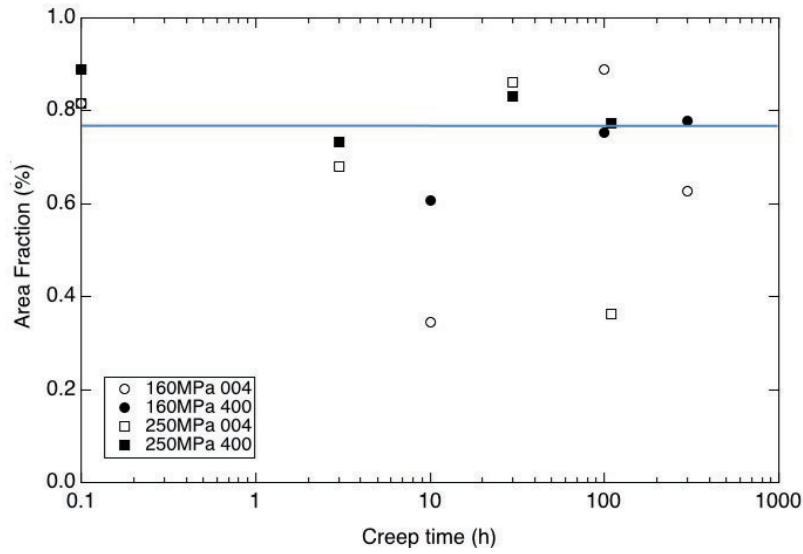


図2. クリープ時間に伴う  $\gamma'$  相の面積率の変化と実測の  $\gamma'$  相の体積率 (実線)

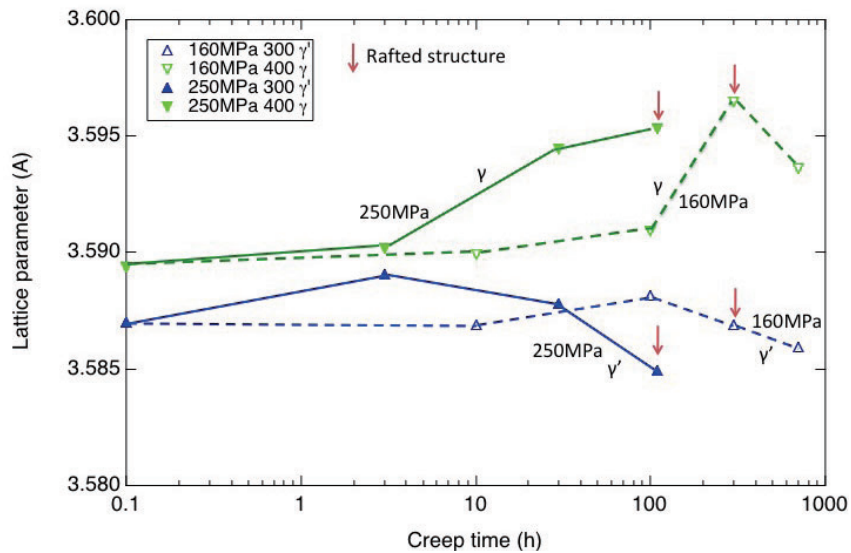


図3. クリープ時間に伴う100方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数の変化

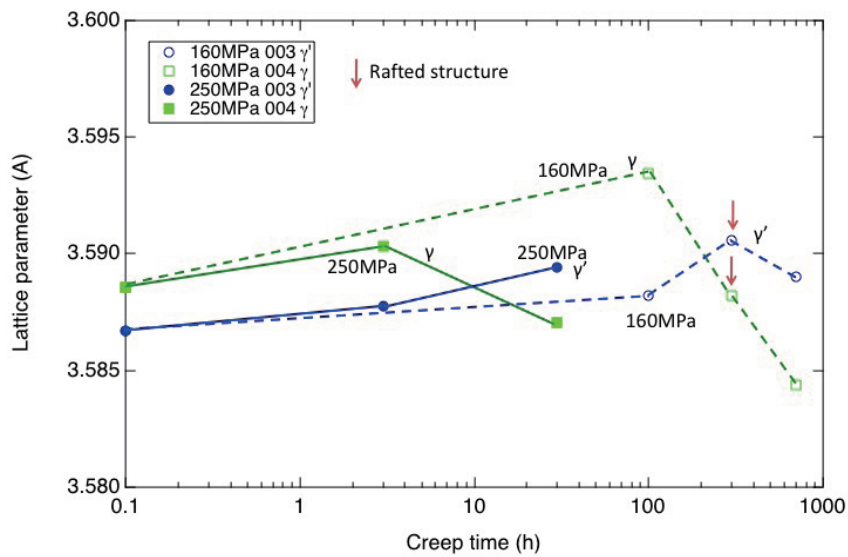


図4. クリープ時間に伴う001方向の  $\gamma$  および  $\gamma'$  相の格子定数の変化