

第一段高圧タービンブレードとして実機使用した  
単結晶 Ni 基超合金の損傷評価  
**Evaluation of Damage of Single Crystal Nickel-based Superalloy Serviced  
as First Stage High Pressure Turbine Blade**

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

実機使用した単結晶 Ni 基超合金の第一段高圧タービンブレードについて、単色 X 線を用い、ひずみスキャンニング法によりブレードの表面から内部に至る  $\gamma$ 、 $\gamma'$ -400 基本反射および  $\gamma'$ -300 超格子反射を計測し、 $\gamma$  相、 $\gamma'$  相の格子定数を求め、試料内部のひずみを算出した。その結果、表面に対し垂直方向の引張ひずみが発生し、フックの法則から推察した面内方向の応力はブレードの表面から内部に至る範囲で、表面に平行な多軸の圧縮応力が残留しているものと考えられる。

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 Ni 基超合金の融点を上回る 1500°C のものも実用化されており、今後も TIT は上昇しつづけると考えられる。

ところで、TIT の上昇に直接、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であり、これらに用いられている Ni 基超合金の耐用温度向上が不可欠となる。なかでも、温度、応力の両面から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おり、温度、応力を実測することは困難で、その詳細は未だ不明である。これらを解明することは、ブレードの設計および合金開発を行う上で不可欠である。さらに、安全性および経済性の観点からもブレードの稼働温度、応力の推定および寿命推定技術の確立が急務となっている。

一方、Ni 基超合金の強化相である立方体状の  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) 相のごとく Ni の金属間化合物 (以下、 $\gamma'$  相) は高温下で [001] の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て、ラフト構造と呼ばれる層状かつ板状組織を形成することが良く知られている。著者らはこのラフト構造がクリープ抵抗を低下させ、この形成時期は温度、応力条件に強く依存することを明らかにしている [1,2]。近年、この  $\gamma'$  相の形態変化に関する知見に基づいたブレードの使用環境を推定する研究が行われている。著者らは実機使用した単結晶 Ni 基超合金の第一段高圧タービンブレードについて、詳細な SEM 観察を行った結果、 $\gamma'$  相の形態は部位により大きく異なることを示し、これまでに得られたクリープ破断および中断材の  $\gamma$  相の形態と比較して、稼働中の温度、応力分布を定性的に推定し、実機稼働環境把握が可能であると報告した [3]。しかし、1)  $\gamma'$  相の形態のみからの推測であり、温度、応力の二つの因子を定量的に求めることは困難である。2)  $\gamma'$  相の形態に変化がなく、高温に曝されていないと考えられる付け根部での応力条件は不明である。3) 中空

のタービンブレードからは TEM 用試料の採取および部位の特定は困難で、転位密度を含めた転位下部組織の観察は不可能である。4) 非破壊試験でないため、ブレードの再利用が困難である。したがって、温度、応力に強く依存すると考えられる転位下部組織等の組織因子を求める必要がある。

本研究では、TBC タービンブレード表面から TBC コーティング層下の母材の  $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の面外方向ひずみ分布を測定し、その有効性を明らかにする。

### 実験方法：

供試材には  $ZrO_2$  遮熱コーティングを施した単結晶 Ni 基超合金の第一段高压タービンブレードを用いた。実験は SPring-8 の BL19B2 で、71.00keV のエネルギーを有する単色 X 線で行った。ダブルスリットによるひずみスキニング法によりタービンブレードの表面から内部に至る  $\gamma$ 、 $\gamma'$ -400 基本反射および  $\gamma'$ -300 超格子反射を計測した。スリットサイズは  $0.15 \times 3.0\text{mm}$  とし、検出器には CdTe 検出器を用いた。図 1 に実験方法の模式図を示す。試料内部のひずみ  $\varepsilon$  は以下の式を用いて算出した。

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \quad (1)$$

ただし、 $d$  は使用材の面間隔、 $d_0$  は未使用材の面間隔であり、本試験片にはコーティングを施していない単結晶 Ni 基超合金に対して、焼鈍処理により残留応力をほぼ除荷したものを使用した。また、格子定数  $a$  に関しては、以下の式を用いて算出した。

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

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 2 に表面にコーティングを施していない単結晶 Ni 基超合金の表面から  $100\mu\text{m}$  の深さで測定した 400 および 300 反射のプロファイルを示す。基本的には  $\gamma$  相と  $\gamma'$  相は fcc 構造を持つが、fcc 構造の  $(1/2 \ 1/2 \ 1/2)$  サイトに Al ないし Ti が存在するために  $\gamma'$  相は超格子構造を持つため、400 反射には  $\gamma$ -400 反射と  $\gamma'$ -400 反射の 2 種類が、また、300 反射には  $\gamma'$ -300 反射のみ存在することになる。これを考慮し、図 2 (a) では 2 つのガウスプロファイル、(b) では 1 つのガウスプロファイルでフィッティングを行い、格子定数を算出した結果、(a) の強度の高い反射では  $a = 0.3591\text{nm}$ 、弱い反射では  $a = 0.3586\text{nm}$ 、そして (b) では  $0.3591\text{nm}$  が得られた。よって 400 反射では強度の高い方が  $\gamma'$ -400 反射、強度の低い方が  $\gamma$ -400 反射であることが分かった。しかしながら、一般的には  $\gamma$  相に比べ  $\gamma'$  相の格子定数は小さいと報告されており、これは本結果と一致しないことから、本結果の妥当性に関しては改めて検討する必要がある。

図 3 に焼鈍処理した単結晶 Ni 基超合金の表面から深さ方向における、400 反射から求めた  $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の格子定数と 300 反射から求めた  $\gamma'$  相の格子定数の変化、および図 2 (a) に示す  $\gamma'$  相と  $\gamma$  相を表す 2 つのガウスプロファイルの積分強度（面積）より算出した回折強度比の変化を示す。格子定数に関して、表面近傍ではひずみスキニング法の光学系に起因する表面効果に

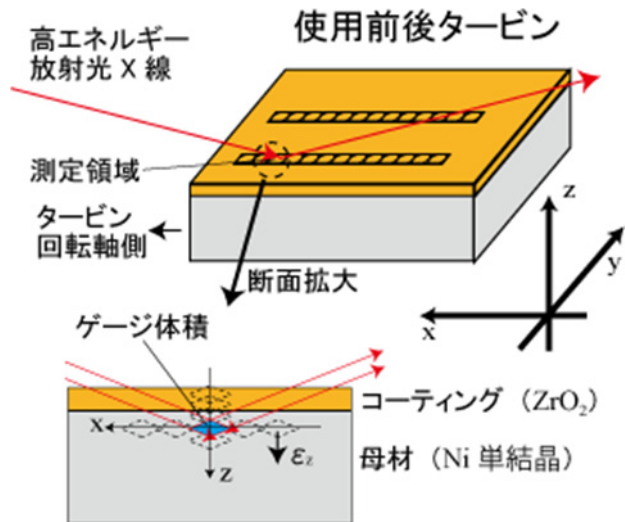


図 1. 実験方法の模式図

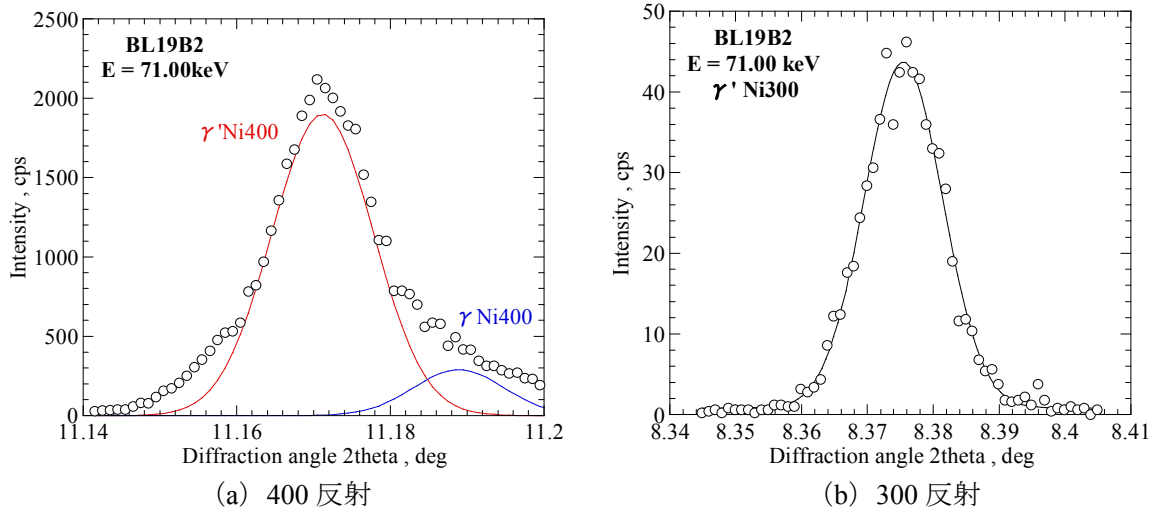


図 2. 未使用材における 400 反射 (a) および 300 反射 (b) のプロファイル

より単調に減少し、その影響が 180 $\mu\text{m}$  までであることを確認した。一方、 $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の存在比に関しては、 $\gamma$  相が 0.3 に対して  $\gamma'$  相が 0.7 と報告されているが、X 線の強度比は 0.1 : 0.9 と若干異なっている。強度比が報告されているものと異なる原因としては、単結晶 Ni 基超合金は完全な単結晶ではなく結晶方位がそろった多結晶体であり、その方位差が放射光の発散よりも大きく、いわゆる図 2 のようなプロファイルを得るときに  $\gamma'$  相に偏った成分を測定したためであると思われる。このあたりも今回のような試験片を計測する場合の課題である。

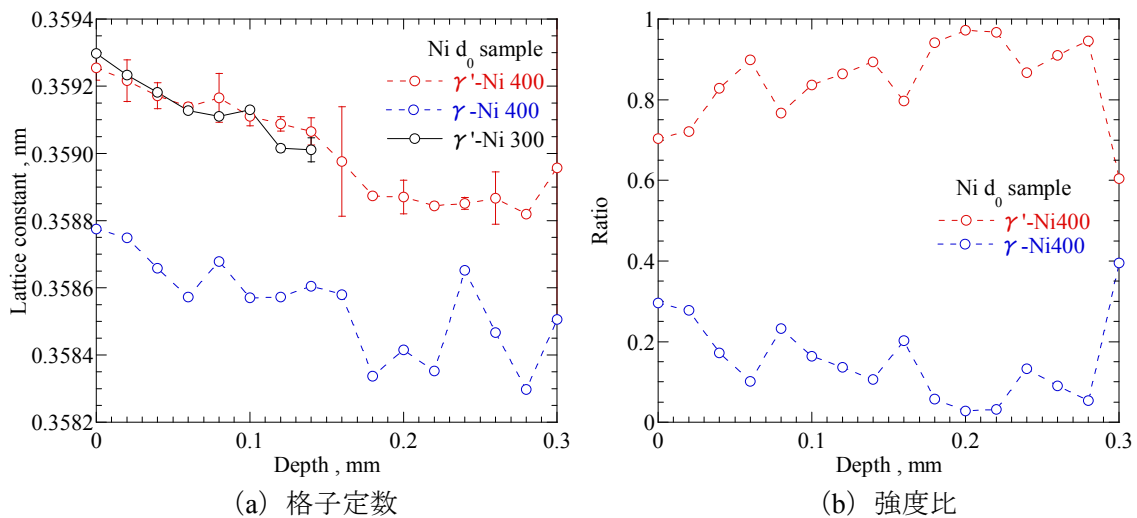


図 3. 焼鈍処理した単結晶 Ni 基超合金の表面から深さ方向における  $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の格子定数 (a) および強度比 (b) の変化

図 4 に実機使用材および未使用材の表面から深さ方向における  $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の格子定数と強度の変化を示す。図 4 (a) においては表面にコーティングが施されており、単結晶 Ni 基超合金の表面からの深さは直接確認することができない。そこで、本研究では回折強度の変化に注目し、前述の深さを推察した。つまり、図 4 (b) の未使用材の強度変化に注目すると、深さ 0.05mm が最も強く、表面はその強度の約 90%に相当する。これはゲージ体積が試料に完全に埋まる時が最も強度が強く、それより深い領域では材料の吸収により強度が減少するためである。表面をコーティングした図 4 (a) の結果に前述の結果を適用すると、 $\gamma'$  相では 300 $\mu\text{m}$  までに 2 段階の強度増加が発生しているが、200 $\mu\text{m}$  より深いところでは材料の形状の影響で X 線の材料中を通過する長さが短くなるために強度が増加していると考えら得るため、160 $\mu\text{m}$  までの単調増加が図 4 (b) の

増加に相当すると思われる。したがって、実機使用材の表面から  $120\mu\text{m}$  のところが単結晶 Ni 基超合金の表面であると判断でき、この値は SEM 観察から求めた値とほぼ一致している。

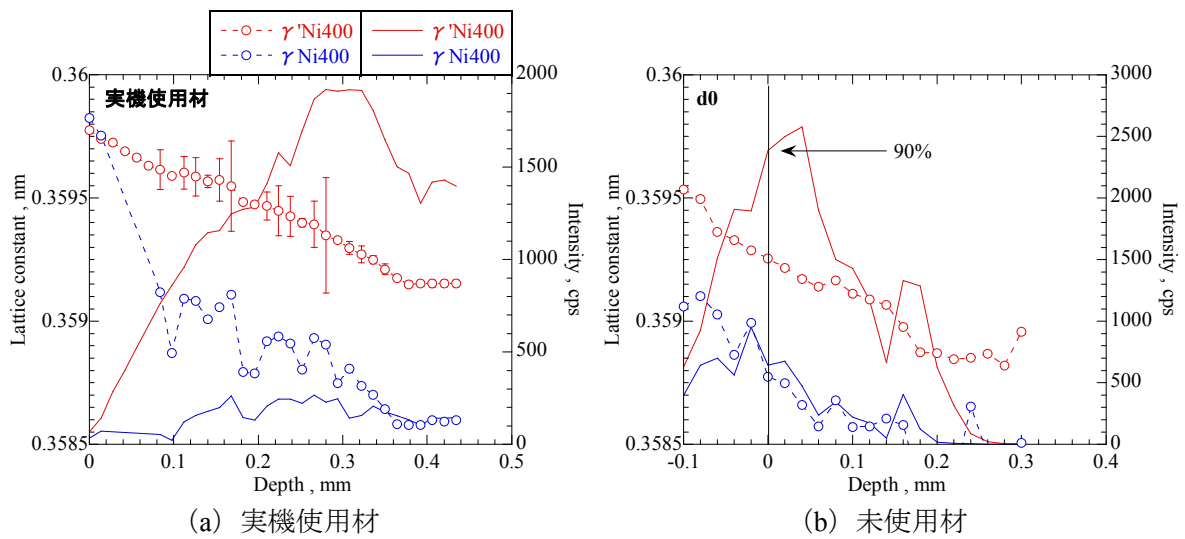


図 4. 実機使用材 (a) および未使用材 (b) の表面から深さ方向における  $\gamma$  相および  $\gamma'$  相の格子定数と強度の変化

以上から、実機使用材および未使用材の間隔  $d$  と  $d_0$  との差より実機使用材のひずみ量を算出した。

図 5 に実機使用材の  $\gamma'$  相における表面に対し垂直方向のひずみの深さ分布を示す。図 1 に示すように、本測定ではひずみスキャンニング法を反射法で適用している。そのため、本測定で得られる格子面間隔、そしてそこから求められるひずみは、表面に対して垂直方向、つまり深さ方向 ( $z$  方向) となる。全体として表面に対し垂直方向の引張ひずみが発生している。特に、 $0.15\text{mm}$  の深さでさらに引張ひずみが大きくなっているように見える。一方、深さ  $0.3\text{mm}$  のところで 1 点

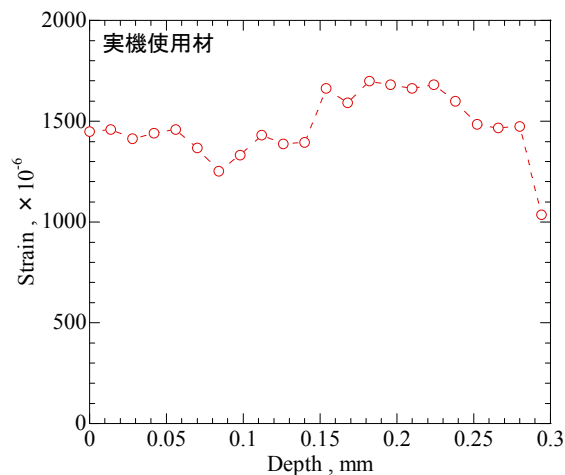


図 5. 実機使用材の  $\gamma'$  相における表面に対し垂直方向のひずみの深さ分布

であるが引張ひずみが減少している。この結果は著者らが  $\gamma'$  相の形態変化から求めた引張応力の方向とよく対応していることから、本結果は妥当であると判断でき、より深いところの情報を本測定で得ることが今後の課題である[3]。また、単結晶 Ni 基超合金の  $1000^\circ\text{C}$  における弾性係数[4] から深さ方向の引張応力を強引に概算すると約  $100\text{MPa}$  となり、表面近傍で  $\gamma'$  相がラフト構造[2] を形成していることから、これまでのクリープ中断材の組織観察結果と比較すると、この値はある程度、妥当であると考えられる。さらに、本実験結果よりフックの法則から推察した面内方向

の応力は、ポアソン比だけ反作用的な応力が発生すると考えられることから、実機使用したタービンブレードの表面から内部に至る範囲で圧縮応力が残留していると推察できる。これはコーティング層と母相の熱膨張係数の差および、あるいは母相内の表面近傍と内部冷却孔付近の温度差による熱応力が生じたことに起因すると考えられる。

#### 今後の課題：

- 1) 本実験のように $\gamma$ 相に比べ $\gamma'$ 相の格子定数が大きいとした研究[4]も報告されているが、一般的には $\gamma$ 相に比べ $\gamma'$ 相の格子定数が小さいと報告されており、図2に示したX線プロファイル分離の確立と各相の同定が不可欠である。
- 2) 本実験はタービンブレードにおける一部の部位について深さ方向のひずみ等の変化を測定したものであるが、部位により、応力分布が異なることも考えられ、種々の部位での検討が必要である。事実、 $\gamma'$ 相の形態変化から求めた著者らの温度、応力分布は部位により異なっており、他の部位における検討は不可欠である。
- 3) 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、より多くの知見が必要である。
- 4) 放射光X線強度が不足していたため、図5で示したように、0.3mmより内部冷却孔付近までのより深いところでの知見も今のところ解明されていない。

#### 参考文献：

- [1] Y. Kondo, N. Kitazaki, J. Namekata, N. Ohi, H. Hattori, *Proc. of the 8<sup>th</sup> Int. Conf. on Superalloys 1996*, p.297 (1996)
- [2] 三浦信祐, 近藤義宏, 松尾 孝, *鉄と鋼*, **89**, p.1240 (2003)
- [3] N. Miura, N. Harada, Y. Kondo, T. Matsuo, *Proc. of the 8<sup>th</sup> Int. Conf. on Mater. for Adv. Power Eng.*, p.245 (2002)
- [4] D. Dye, K.T. Conlon, P.D. Lee, R.B. Rogge, R.C. Reed, *Proc. of the 10<sup>th</sup> Int. Conf. on Superalloys 2004*, p.485 (2004)
- [5] F. Pyczak, B. Devrient, H. Mughrabi, *Proc. of the 10<sup>th</sup> Int. Conf. on Superalloys 2004*, p.827 (2004)