

回折 X 線の幅広がりに着目したガスタービン動翼用  
Ni 基超合金の損傷評価  
Damage Evaluation of Superalloy for Gas Turbine Blade Applications  
based on X-ray Line Broadening

向井 康博, 林 利彦, 出口 博史  
Yasuhiro Mukai, Toshihiko Hayashi, Hiroshi Deguchi

関西電力株式会社 技術研究所  
R&D Center, The Kansai Electric Power Company

ガスタービン部品の損傷・余寿命評価精度を向上させるためには、部品に非弾性変形が生じたか否かを直接的に測定する手法、および、部品用材料の力学特性の温度・方位依存性の解明が必要である。本実験では、引張方位、引張試験温度および負荷引張ひずみ量を変化させた Ni 基単結晶超合金を供試材とした X 線回折測定を実施し、引張ひずみと回折 X 線ピーク幅の関係とその試験温度・結晶方位依存性について検討した。

**キーワード：** X 線回折, ガスタービン, Ni 基超合金, 損傷解析, 塑性変形

**背景と研究目的：**

発電用ガスタービン動翼や静翼などの燃焼ガスに直接曝される部品では、運転時間と起動停止回数により部品寿命が規定されている。これらの部品は非常に高価であるにも関わらず、部品寿命は数万時間程度と短いため、高精度な部品の損傷・余寿命評価手法が求められている。一般的に構造物の損傷・余寿命評価では、部品に作用する温度・応力分布を実験的あるいは解析的に評価し、部品に非弾性変形領域がどの程度生じているか判断する必要がある。しかしながらガスタービン部品は高温の燃焼ガス中で供用されるため運転中のメタル温度を実測することは困難である。また、ガスタービン部品では複雑な内部冷却構造が施されているため、温度・応力分布を解析的(流体解析や構造解析)により求めることも容易ではない。

X 線回折法における回折 X 線の幅は材料中の転位に起因する微視的ひずみと相関があり、非弾性変形を受けた部材では微視的ひずみが増大することが知られている。著者らはこれまでに、種々のクリープ損傷を付与したガスタービン用 Ni 基超合金を供試材として X 線回折測定を実施し、微視的ひずみはクリープ損傷初期において急激に増大することを明らかにした[1]。この結果により、微視的ひずみの測定が実構造物の損傷評価において最も重要となる情報、すなわち、「部材に非弾性変形が生じたか否か、および弾性・非弾性領域の分布」を提供する有効な手段となる可能性が得られた。この手法の信頼性を構築するためには、クリープ変形以外の非弾性変形(例えば引張塑性変形)においても負荷の増大とともに微視的ひずみが増大するかどうかを把握する必要がある。前述のようにガスタービン部品では内部冷却が行われているため、翼の内表面と外表面の温度差に伴い高い熱応力が発生する。そのため、高温下だけではなく室温近傍における非弾性変形挙動と微視的ひずみの関係性も明らかにする必要がある。また、近年の高効率ガスタービンでは結晶方位が制御された Ni 基超合金が動翼用材料として適用される傾向にあるため、微視的ひずみの結晶方位依存性も把握する必要がある。そこで、本課題では、引張方位、引張試験温度および負荷引張ひずみ量を変化させた Ni 基単結晶超合金を供試材とした X 線回折測定を実施し、引張ひずみと微視的ひずみの関係とその試験温度・結晶方位依存性について検討した。

**実験：**

本実験では Ni 基単結晶超合金 NKH-304 を供試材とし、平行部の板幅 3.2 mm, 板厚 1.5 mm の平板状引張試験片を加工し、[001]方位および[011]方位から種々の全ひずみを付与した。これらの試験片に対して X 線回折測定を実施した。実験は BL46XU で行った。20 keV の X 線を用いることで、負荷方位が[001]方位の試験片では(001)面から(009)面までの測定を、負荷方位が[011]方位の

試験片では(011)面から(077)面までの測定を実施した。以降では、各試験片の負荷方位と負荷温度の組み合わせとして、[001]800°C 試験片や、[011]RT 試験片と呼ぶ。

回折 X 線ピーク測定の際には、回折ピーク強度が最大となるように、あらかじめ  $\omega$  軸スキャンおよび  $\chi$  軸スキャンを実施し、それらの軸のピーク角度に回折系の軸を移動させたうえで、 $\omega$ -2 $\theta$  スキャンにより回折 X 線ピークプロファイル測定を実施した。

### 結果および考察：

解析結果の一例として、[001]800°C 試験片の(007)面および(008)面の測定結果を図 1(a)と(b)に、[011]800°C 試験片の(033)面と(044)面の測定結果を図 2(a)と(b)に、[011]RT 試験片の(033)面と(044)面の測定結果を図 3(a)と(b)にそれぞれ示す。これらの図の横軸は検出器角度 2 $\theta$  であり、縦軸は最大強度で規格化した X 線強度である。

[001]800°C 試験片では負荷引張ひずみの増大とともに回折 X 線ピーク幅が明瞭に増大していることがわかる(図 1)。また、負荷ひずみの増大とともに回折ピークが低角側にシフトした。負荷ひずみ 5.0%の試験片に対する(008)面の測定データでは、87.73°と 87.6°付近をピーク角度とする 2 つの回折 X 線によるものと思われる回折 X 線プロファイルが測定された。

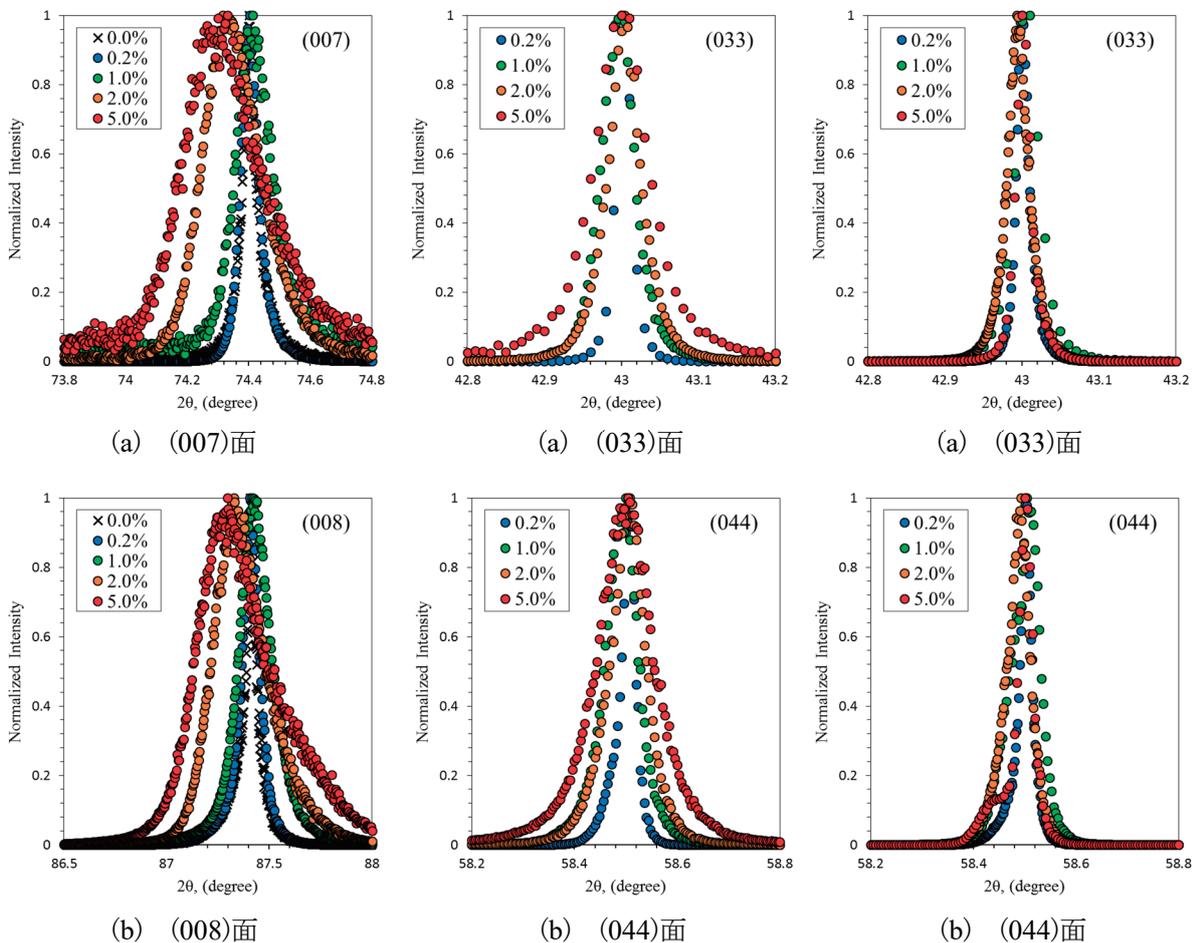


図 1. [001]800°C 試験片

図 2. [011]800°C 試験片

図 3. [011]RT 試験片

[011]800°C 試験片においても負荷引張ひずみの増大とともに回折 X 線ピーク幅が増大する傾向が認められた(図 2)。[011]800°C 試験片では[001]800°C 試験片と異なり、本試験片では負荷に伴うピーク角度の明瞭なシフトは認められなかった。

[011]RT 試験片では、回折 X 線ピーク幅は、負荷ひずみ 5.0%の試験片よりも負荷ひずみ 1.0%の試験片の方が大きかった(図 3)。この原因は不明である。

回折 X 線の幅は微視的ひずみだけでなく結晶子サイズにも影響されることが知られており、両者の影響を分離する手法の一つとして Williamson-Hall 法がある[2]。Williamson-Hall 法に従うと、

回折 X 線の幅広がりには及ぼす結晶子サイズ  $D$  の影響と、転位や空孔などの欠陥の存在による格子間隔の微視的な乱れを表す微視的ひずみ  $\langle \varepsilon \rangle$  の影響は、両者の和として次式で表される。

$$\Delta k = \frac{0.9}{D} + \langle \varepsilon \rangle k \quad (1)$$

$k$  は散乱ベクトル、 $\Delta k$  は散乱ベクトルの半価全幅であり、次式で表される。

$$k = \frac{2 \sin \theta}{\lambda}, \quad \Delta k = \frac{\cos \theta}{\lambda} \Delta 2\theta \quad (2)$$

$\theta$  は回折角、 $\lambda$  は X 線の波長、 $\Delta 2\theta$  は回折 X 線ピークの半価全幅である。

式(1)より、横軸に  $k$ 、縦軸に  $\Delta k$  をプロットすることにより、傾きから微視的ひずみ、切片の逆数から結晶子サイズが得られる(このようなグラフは Williamson-Hall 図と呼ばれる)。図 4 に Williamson-Hall 図を示す。図 4 中の破線は Williamson-Hall 図の勾配を示している。[001]800°C 試験片では(図 4(a))、負荷ひずみの増大とともに Williamson-Hall 図の勾配は明瞭に増大した。[011]800°C 試験片においても若干のデータのばらつきはあるが、負荷ひずみの増大に従って Williamson-Hall 図の勾配が増大する傾向は認められた(図 4(b))。一方で、[011]RT 試験片ではデータのばらつきが大きく、負荷ひずみと Williamson-Hall 図の勾配に明瞭な関係は認められなかった(図 4(c))。この原因については現在調査中である。

最後に、[001]800°C 試験片ではピークのシフトが認められたのに対して、[011]800°C 試験片では認められなかった理由を考察する。本材料は fcc 構造を有する母相( $\gamma$  相)に対して、 $L_{12}$  構造を有する析出物相( $\gamma'$  相)がサイコロ状の形状で微細かつ規則正しく整合析出した組織を有している。そのため、(007)面や(033)面などの回折では  $\gamma'$  相のみからの単一の回折 X 線データが得られるのに対して、(008)面や(044)面などの回折では  $\gamma$  相と  $\gamma'$  相の両相からの回折 X 線が測定される。本材料では  $\gamma$  相と  $\gamma'$  相の格子定数が非常に近い値を有しているため、図 1(b)の新材や負荷ひずみ 0.2% の試験片や、図 2(b)や図 3(b)の負荷ひずみ 0.2% の試験片では明瞭に分離したピークは認められない。しかしながら、 $\gamma$  相と  $\gamma'$  相の塑性変形特性が異なるため[3]、塑性変形後に除荷した場合、両相の間に微視的な残留ひずみが発生すると考えられる。特に、高温において[001]方向から負荷を与えた場合、比較的低強度の  $\gamma$  相の塑性変形を  $\gamma'$  相が拘束するような形で両相が配列しているため、塑性変形後の除荷の際に  $\gamma'$  相に引張の残留応力が、 $\gamma$  相に圧縮の残留応力が発生すると考えられ[4][5]、その結果として図 1(b)のようにピークのシフトおよび分離が生じたものと考えられる。一方で、[011]方向から負荷を与えた場合、 $\gamma$  相の変形は  $\gamma'$  相に拘束されずに比較的自由に生じるため、塑性変形後の除荷の際にも両相に微視的な残留応力が発生しにくいいため[4][5]、図 2(b)に認められるように回折ピークの分離が生じなかったと考えられる。

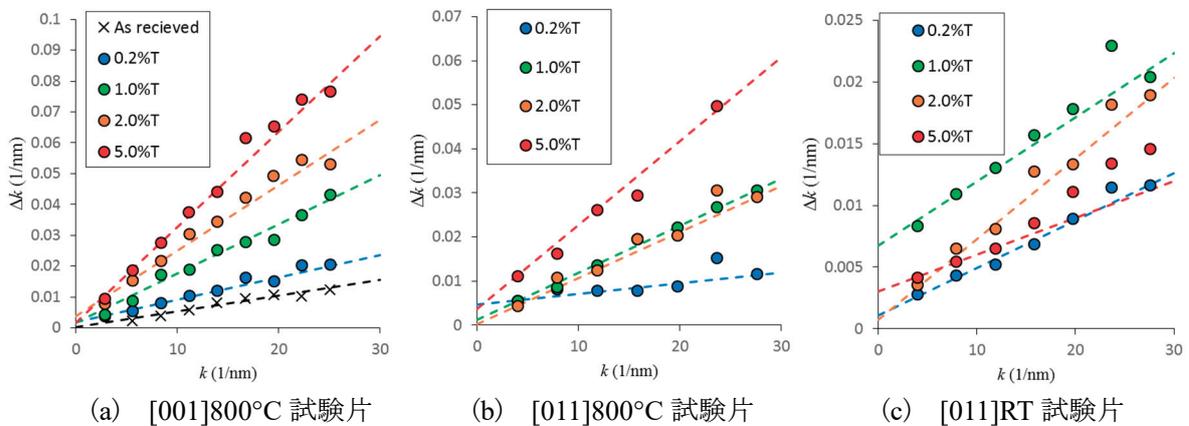


図 4. Williamson-Hall 図

#### まとめと今後の課題：

本実験より、一部のデータに若干の不整合があるものの、ガスタービン動翼用 Ni 基超合金の微視的ひずみは非弾性変形に伴い増大する傾向が認められた。このことから、X 線回折法により微視的ひずみを測定することで、ガスタービン動翼用 Ni 基超合金に非弾性変形が生じたかどうか判断するのに有効な手段であると期待される。一方で、非弾性変形量と微視的ひずみの関係に温度・方位依存性も認められたため、本手法の信頼性を向上させるためには、今後、さらなる検討が必要である。

#### 参考文献：

- [1] 向井康博 他、日本材料学会 第 64 期学術講演会講演論文集, No.203 (2015).
- [2] G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Metallurgica*, Vol.1, No.1, pp.22-31 (1953).
- [3] D. M. Shah and D. N. Duhl, *Superalloy 1984*, pp.105-114 (1984).
- [4] 向井康博 他、*材料*, Vol.64, No.2, pp.120-127 (2015).
- [5] Y. Mukai et al., *Proceedings of ICOPE 2015*, ICOPE-15-1113.