



# オーステナイト系ステンレス鋼の塑性変形による 微視的残留応力

## Residual Microstress of Austenitic Stainless Steel by Plastic Deformation

新潟大学教育学部 鈴木 賢治 Kenji SUZUKI Member  
日本原子力研究開発機構 菖蒲 敬久 Takahisa SHOBU

Austenitic stainless steel (SUS316L) was used as material of the specimen. Tensile deformation was applied to the plate specimen, the range of plastic strains was from 0% to 55%. The Vickers hardness of the specimens corresponded to the plastic strain. The residual macrostress was measured by Mn-K $\alpha$  radiations. The residual macrostress of the annealed specimen had a small compression and changed into a tension after tensile plastic deformation. The specimen with 1% plastic strain showed the maximum tensile residual stress. To investigate the dependency of the residual stress on the diffraction plane, the residual microstresses for each diffraction plane were measured by hard synchrotron X-rays. The residual microstress arose from tensile plastic deformation, because the austenitic stainless steel has large elastic anisotropy as compared with other metals. The residual microstress can be related with the value of Young's modulus which was calculated by Kröner model.

**Keywords:** Residual Stress, Austenitic Stainless Steel, Plastic Deformation, X-Ray Stress Measurement, Elastic Anisotropy,  $\cos^2\chi$  method

## 1. 緒言

運転開始後 40 年を超える原子力発電設備が増加する時期を迎え、その経年化対策が大切である。特に、応力腐食割れは重要課題であり、オーステナイト系ステンレス鋼の塑性変形と残留応力についての科学的理解を築くことは不可欠である。機械加工やピーニング処理により残留応力が導入される際、オーステナイト系ステンレス鋼は多結晶体としては等方弾性体として振る舞う。しかし、単結晶の弾性異方性は結晶粒の変形挙動差を生じ、結晶粒ごとの残留応力、いわゆる微視的残留応力が発生する。塑性変形による微視的残留応力の挙動を知ることは、オーステナイト系ステンレス鋼の残留応力発生機構の解明として重要である。

これまでのオーステナイト系ステンレス鋼の弾・塑性異方性についての研究を見ると、Clausen らは、単軸引張下で中性子回折を利用して各格子面の間隔を測定し、各格子ひずみと負荷応力の関係を求め、それを多結晶体のセルフコンシステントモデルによる予測と比較している<sup>1,2)</sup>。それらの実験結果では、負荷方向はよい対応を示したが、負荷応力に垂直方向の応力・ひずみ関係では、よい一致がみられなかった。Lin Peng らは、各負荷にお

ける残留ひずみを200, 220, 311, 222 回折から測定し、各塑性段階の透過電子顕微鏡による観察も行っている<sup>3)</sup>。これらの一連の研究は、弾性異方性による塑性域での負荷応力と弾性ひずみの関係に主眼が置かれており、塑性変形により導入される残留応力については言及していない。

一方、SCC における残留応力の役割を考えると、弾性ひずみと負荷応力の関係よりも除荷後の残留応力そのものが重要な意味を持つ。本研究では、回折面方位による残留応力の差異に主眼を置き、オーステナイト系ステンレス鋼に種々の塑性変形を与え除荷した後、それらの残留応力を多数の回折面から測定し、塑性変形と微視的残留応力の回折面依存性について検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 試験片および塑性変形

本実験の試験片材料としてSUS316L を用いた。本試験片の形状は、平行部長さ55 mm, 幅15 mm および板厚3 mm の平板試験片である。試験片は、鍛造された厚板から放電加工で平板を切り出して、前述の寸法に機械加工した後、表面をバフ研磨仕上げ、裏面を研削仕上げのままとした。さらに、機械加工のひずみを除去するために、913 K, 10 分間の加熱後、炉冷した。引張試験の結果では、耐力

$\sigma_{02} = 202 \text{ MPa}$ , 引張強さ  $\sigma_B = 523 \text{ MPa}$ , 伸び81%を得た。なお、実測した試験片の平均結晶粒径は  $55 \mu\text{m}$  であった。

引張試験機により平板試験片に塑性変形を与え塑性変形試験片を製作した。クロスヘッド速度は、準静的引張りとするために  $0.2 \text{ mm/min}$  (ひずみ速度  $3.64 \times 10^{-3} / \text{min}$ ) とした。除荷後の永久変形の伸びから塑性ひずみ  $\epsilon_p$  を求めた。実測した塑性ひずみ  $\epsilon_p$  は、それぞれ0%, 0.2%, 1%, 2%, 5%, 9%, 19% および55%であった。塑性ひずみ  $\epsilon_p$  が0.2%, 1%, 2%については、変位が小さいので差動トランス式変位計にて除荷後の標点間変位を測定した。また、塑性ひずみ  $\epsilon_p$  が5%, 9%, 19% および55%については、ひずみゲージ式変位計にて除荷後の標点間変位を測定した。なお、 $\epsilon_p = 55\%$  の試験片は破断試験したもので標点間にくびれた部分が含まれるので、くびれを外して一様に塑性変形した所の標点間を切り出し、塑性ひずみを求めた。

## 2.2 残留応力測定

引張試験前後の残留応力については、ラボX線により測定した。測定条件は、Mn-K $\alpha$  特性X線による  $2\theta - \sin^2\phi$  法を用いた<sup>4)</sup>。Mn-K $\alpha$  特性X線と $\gamma$ -Fe の311 回折の組合せは、高い回折強度、高回折角の条件を満たし、精度および測定効率のよい条件である。管電圧30kV, 管電流10 mA, 照射領域は  $8 \times 4 \text{ mm}^2$ , 応力定数  $K$  は  $-300 \text{ MPa/deg}$  を用いた。 $\sin^2\phi$  の値は、0 ~ 0.6, 間隔を0.1 とした。ピークの決定は半価幅法を採用し、 $2\theta - \sin^2\phi$  線図を作成した。

本研究に用いるX線の弾性定数は、すべてKröner モデルから計算した<sup>5)</sup>。Kröner モデルは、多結晶体の母相に球形の単結晶を仮定したモデルであり、実在の多結晶体のX線の弾性定数に対してよい近似を与える。SUS316のKröner モデルを計算するために、SUS316 の単結晶のスティフネスの値として  $c_{11} = 206 \text{ GPa}$ ,  $c_{12} = 133 \text{ GPa}$ ,  $c_{44} = 119 \text{ GPa}$  を文献<sup>6)</sup> から引用した。その計算に先立ち、web から単結晶のスティフネス  $c_{ij}$  の値を入力するとKröner モデルから任意の回折面のX線の弾性定数と機械的弾性定数を計算するシステムを構築した<sup>7)</sup>。

一方、残留応力の回折面依存性を調べるためには、多数の回折面を用いて残留応力を測定する必要がある。波長の短いX線を利用すると高い指数の回折が得られるので、波長の短い(高エネルギー) X線を使えば、塑性変形による残留応力の回折面依存性を調べることが可能となる。本研究では、大型放射光施設SPring-8 のビームラインBL02B1 を利用して、高エネルギーX線

Table 1. Conditions for stress measurements using hard synchrotron X-rays.

Beam line	BL02B1
Wavelength	71.793 keV (17.264 pm)
Divergent slit	$0.2 \times 2 \text{ mm}^2$ , (height $\times$ width)
Receiving slit 1, 2	$0.2 \times 2 \text{ mm}^2$ , (height $\times$ width)
Rotation speed	0.5 Hz

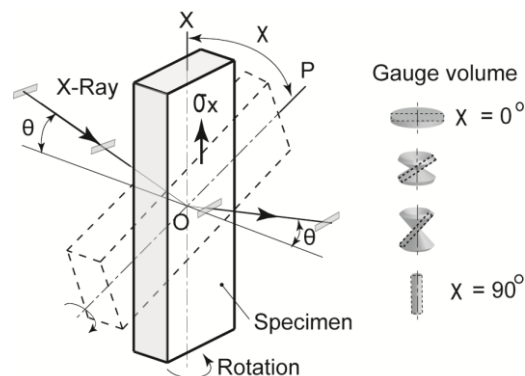


Fig. 1.  $\cos^2\chi$  method with rotation.

による残留応力測定を実施した。シンクロトロン放射光X線の条件をTable 1 に示す。

放射光測定においては照射領域が  $0.2 \times 2 \text{ mm}^2$  と小さいので、回折の測定に粗大粒の影響が現れやすい。つまり、回折環がスポット状になり連続環が得られず、ゴニオメータ用の0次元検出器では、回折を測定できないことが懸念される。そのため本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼の粗大粒の対策として、1) 回折格子面内の回転揺動法を用いること、2) 無ひずみの格子面間隔  $d_0$  を必要としない方法について検討した。

高エネルギー放射光X線による強い透過力を利用して透過法にて応力測定を行うことで、前述の条件を満たす方法がある。Fig. 1 に示すような透過型のX線光学系に対して試験片軸(応力測定方向)  $\overline{OP}$  を散乱ベクトル  $\overline{OX}$  に対して角度  $\chi$  だけ傾ける。いま単軸応力状態を仮定すると、回折角  $2\theta$  と応力  $\sigma_x$  の関係は次式となる。

$$2\theta - 2\theta_0 = - \frac{2(1+\nu)}{E} \tan \theta_0 \sigma_x \cos^2 \chi + \frac{2\nu}{E} \tan \theta_0 \sigma_x \quad (1)$$

ただし、 $\theta_0$  は無ひずみの回折角である。角度  $\chi$  を傾けながら回折角  $2\theta$  を測定して、 $2\theta - \cos^2\chi$  線図を作成する。この線図の回帰直線の傾き  $M$  は、

$$M = \frac{\partial 2\theta_\chi}{\partial \cos^2 \chi} = - \frac{2(1+\nu)}{E} \tan \theta_0 \sigma_1 \quad (2)$$

となる。ゆえに、測定される応力 $\sigma_x$ は、応力定数 $K$ と $2\theta - \cos^2\chi$ 線図の傾き $M$ から得ることができる。

$$\sigma_x = KM, \quad K = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cot \theta_0 \quad (3)$$

この式からわかるように、無ひずみの格子面間隔 $d_0$ は応力 $\sigma_x$ を得るのに不要である。従来の $\sin^2\varphi$ 法は反射型X線の光学系をとるが、この $\cos^2\chi$ 法は透過型光学系をとっている。 $\cos^2\chi$ 法には、1) 透過法を用いるので $\cos^2\chi = 0 \sim 1$ の広い範囲で測定可能、2) 単軸応力では回折面内の全周回転の揺動ができ粗大粒に対して有利、3) 角度 $\chi$ の変化に対して照射面積が変化しない、など優れた点がある。ただし、 $\cos^2\chi$ 法は内部の回折格子面を測定しているので、試験片の応力状態が平面応力を仮定できる場合に限られる。平面応力が仮定できないとき、板厚方向のひずみを測定する必要がある。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 塑性による巨視的残留応力と硬さの変化

X線応力測定法標準<sup>4)</sup>ではCr-K $\beta$ 線を用いた測定が規定されているが、Cr-K $\beta$ 線の311回折は回折強度が弱く測定には適していない。V, Mn, Crの特性X線による応力測定についての比較研究<sup>8)</sup>でも、Mn-K $\alpha$ 線による311回折が高精度であると報告している。本研究では、塑性変形の前と後でMn-K $\alpha$ 特性X線による $\gamma$ -Feの311回折を用いて各試験片の残留応力を精度よく、かつ効率的に測定できた。塑性ひずみの増加による残留応力の変化挙動をFig. 2に示す。図中のエラーバーは68.3%信頼限界を示す。ラボX線による残留応力測定は、照射領域が大きく十分な結晶粒数があるため粗大粒の影響はみられず、いずれの測定においても $2\theta - \sin^2\varphi$ 線図の直線性はよかった。

Fig.2に示すように塑性変形前の残留応力は、やや小さい圧縮となっているが、塑性変形後は、すべての塑性ひずみの試験片で引張り側になった。 $\gamma$ -Feの311回折の残留応力は、塑性ひずみ $\epsilon_p$ が大きくなるに従い増大するが、1%付近を超えると減少し、破断ひずみに向かい残留応力は小さくなる。この結果から、塑性ひずみ $\epsilon_p = 1\%$ 付近で $\gamma$ -Feの311回折面に最も大きな残留応力が生じたことになる。また、塑性ひずみが大きくなるに従い、塑性変形前後の残留応力の差異が小さくなる。このことは、塑性変形初期である $\epsilon_p = 1\%$ の付近が、最も塑性による粒間ひずみの影響が顕著に現れることを示唆している。単相材における粒間ひずみは、降伏

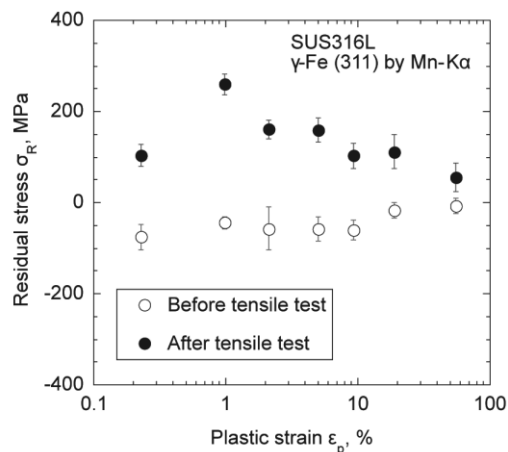


Fig. 2. Change in residual stress with increase in plastic strain.

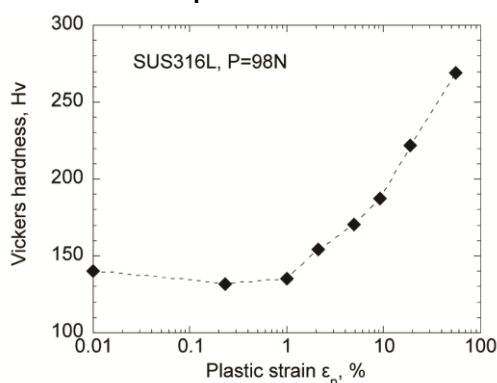


Fig. 3. Relation between plastic strain and Vickers hardness.

点を超えて塑性するとき結晶の弾性異方性により発生する<sup>9)</sup>。しかし、大塑性領域では、双晶変形、結晶の回転、集合組織の形成などにより、粒間ひずみが顕著に現れない可能性がある。

原子力機器における塑性変形量を簡便に評価する方法として硬さを利用するときも多い。各塑性変形させた試験片の硬さの変化をFig. 3に示す。図は両対数のグラフなので、便宜的に、塑性ひずみ $\epsilon_p = 0$ を0.01の位置にプロットした。ビッカース硬さは、塑性ひずみを与えた試験片に荷重98Nの押し込み荷重で測定した。塑性ひずみの増加とともに硬さも増加する。ただし、塑性ひずみ $\epsilon_p$ が2%未満では硬さが明確に増加を示すことはない。ゆえに、硬さおよび半価幅の変化から塑性ひずみを予測することができるのは、塑性ひずみが数%以上の領域からである。

#### 3.2 粗大粒のX線応力測定と $\cos^2\chi$ 法

高エネルギー放射光X線を用いることで、多数の回折を利用して残留応力を測定できるほかに、本研究の透過法による $2\theta - \cos^2\chi$ 法が可能となる。これまでに透過

法を利用した $\cos^2\chi$ 法による応力測定の場合はなく、反射法による $\sin^2\phi$ 法と透過法による $\cos^2\chi$ 法とを同じ放射光X線を用いて比較・検討した本実験の結果は興味深い。

一例として、 $\gamma$ -Feの400回折の結果をFig. 4に示す。Fig. 4 (a)の $2\theta$ - $\sin^2\phi$ 線図では、ばらつきが多く直線性はよくない。この一因は、図(a)に示すように $\sin^2\phi$ が0.5以上のところで回折強度が得られないことにある。これに対して、Fig. 4 (b)の $2\theta$ - $\cos^2\chi$ 線図はよい直線性が得られた。高エネルギー放射光による透過型のX線光学系をとれるので、 $2\theta$ - $\cos^2\chi$ 法では測定方位の格子面内で回転させることができる。その結果、揺動効果により回折に寄与する結晶数を増やすことができ、図(b)のように $\cos^2\chi$ 法の方が十分なピーク強度を得ることができる。

以上のことから、オーステナイト系ステンレス鋼などの粗大粒を測定するには $\cos^2\chi$ 法による回折面内回転法が有利であることが実証できた。厚さ方向に応力変化のない材料で、平面応力状態であれば、 $\cos^2\chi$ 法で精度よく応力を測定できる。なお、放射光施設SPring-8に応力評価の専用ビームラインが建設され、本方法の有効性の理解と産業利用の発展を期待したい。

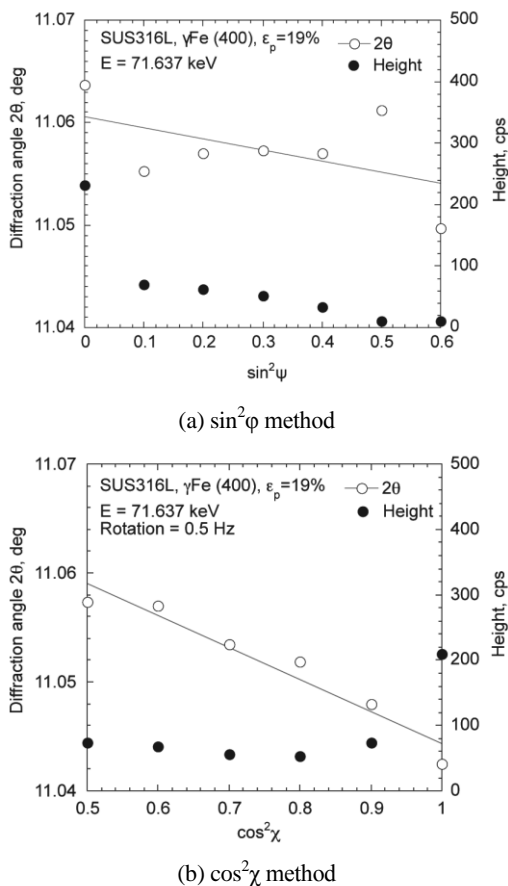


Fig. 4. Comparison between  $\sin^2\phi$  and  $\cos^2\chi$  method.

### 3.3 SUS316の弾性異方性

多結晶体の平均的応力は、巨視的応力または第一種応力といわれる<sup>10)</sup>。本研究のように一様に塑性変形させ除荷した試験片には、応力が負荷されていないので第一種残留応力は存在しない。しかし、結晶粒の塑性変形の異方性により結晶方位ごとの残留応力は存在する。この結晶相互間の応力は第二種応力といわれ、微視的応力に分類される。X線で測定される応力 $\sigma_{hkl}$ は、特定の結晶方位 $[h\ k\ l]$ の残留応力を測定しているの、結晶方位ごとの第二種残留応力に相当する。原子力発電設備において、塑性変形を受けた部位からSCCが発生する事例があり、SCC発生初期の微小き裂においては、巨視的応力に加え塑性変形を受けた部位の微視的残留応力の影響も無視できない。ゆえに、塑性変形による微視的残留応力を実測し、その結晶方位による大きさと分布を知ることは原子力発電設備の保全において有用である。

単結晶の弾性異方性を表現するために、Krönerモデルを用いて結晶方位のヤング率 $E_{hkl}$ を計算し、それを機械的ヤング率 $E_m$ で除して無次元化した値を半径とし、それを $[h\ k\ l]$ の方位で表した弾性曲面をFig. 5に示す。図中の軸a, b, cは結晶の単位格子の軸を表している。図(a)に示すように、アルミニウム(Al)は等方性に高く球形に近い形を持つ。他方、オーステナイト系ステンレス鋼(SUS316)の計算結果をFig. 7 (b)に示す。[111]方位がヤング率が最も大きく、[100]方位が最も小さい。SUS316の[111]に対する[100]のヤング率の比は1.64になる。AlとSUS316は同じ面心立方格子の結晶系を持つが、SUS316は弾性異方性が大きい。結晶の弾性異方性を表す物性値として弾性異方性パラメータがある。立方晶の弾性異方性パラメータAは、単結晶のスティフネス $c_{ij}$ から

$$A = \frac{2c_{44}}{c_{11} - c_{12}} \quad (4)$$

で定義される<sup>11)</sup>。Alの $c_{ij}$ から計算された弾性異方性パラメータAの値は1.23であるが<sup>12)</sup>、SUS316は3.26とな

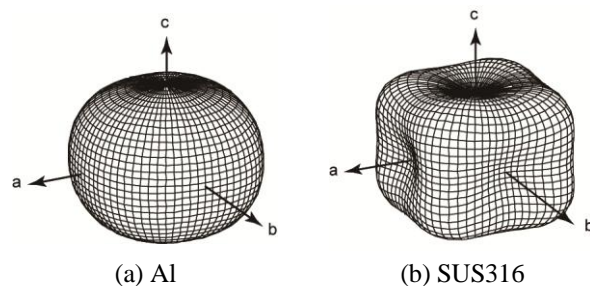


Fig. 5. Elastic anisotropy of f.c.c. metals.

る。弾性等方性材料では  $A = 1$  となるので、オーステナイト系ステンレス鋼は弾性異方性が大きく、他の材料と比較して塑性変形による微視的残留応力が生じやすい材料である。

### 3.4 塑性変形による微視的残留応力

ラボ X 線で測定した残留応力の変化を求めた Fig. 2 を参考にすると、残留応力の変化が最も明瞭に現れる塑性ひずみ  $\epsilon_p$  のレベルは 1 ~ 2% である。  $\epsilon_p = 1$  および 2% の試験片に対して、各回折面 ( $h k l$ ) を用いて前節の  $\cos^2\chi$  法で測定した残留応力  $\sigma_{hkl}$  を  $[h k l]$  方位のヤング率  $E_{hkl}$  で整理した。その結果を Fig. 6 に示す。図中のデータを直線回帰した結果と Kröner モデルによる機械的ヤング率  $E_m$  の値をそれぞれ線で示してある。

ヤング率の小さい回折面では引張り残留応力が生じ、大きい回折面では圧縮残留応力が生じる結果が得られた。各方位の残留応力を概観すると、巨視的残留応力としては、ほぼバランスして零となっている。ヤング率の大きい回折面は結晶格子面の原子密度が高く、すべりが生じやすい。一方、ヤング率の小さい回折面は格子面の原子密度が小さく、すべりは生じにくい。たとえば、Fig. 6 の 400 回折はもっとも軟らかく、かつすべりにくい (100) 面であり、222 回折はもっとも硬くすべりやすい (111) 面に相当し、それぞれ両極に位置する。本実験の結果では、結晶方位により  $\pm 100$  MPa 程度の残留応力差があることがわかった。311 回折は、図からわかるように機械的なヤング率に近く微視的残留応力が生じにくい回折面である。硬いまたは軟らかな回折面は、粒間ひずみの影響を受け微視的残留応力が

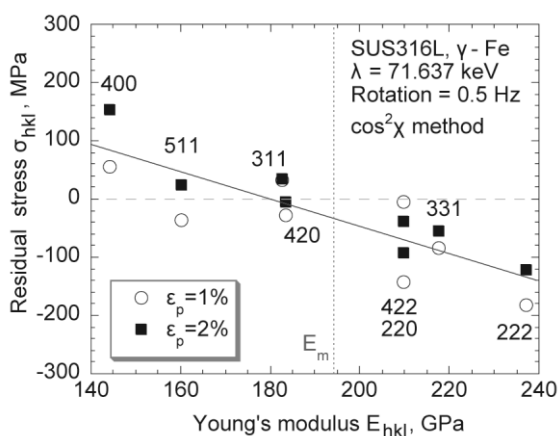


Fig. 6. Relation between residual microstress and Young's modulus by Kröner model.

発生しやすい回折面といえる。

Fig. 2 のラボ X 線による 311 回折では、250 MPa の応力が測定され、放射光による同一回折の結果と差がある。反射法によるラボ X 線の侵入深さは約  $3\mu\text{m}$  であり、表面のひずみを測定している。一方、放射光では透過法のため、内部のひずみを測定している。表面は内部より拘束が少なく変形しやすく、ラボ X 線の方が大きな応力を示したものと考えられる。

残留応力の回折面依存性が塑性変形により発生する簡単なメカニズムについて検討する。弾性域および塑性域における格子ひずみと機械的ひずみの関係を Fig. 7 に示す。X 線で測定されるひずみは格子ひずみ、すなわち弾性ひずみである。Fig. 7 (a) のように、ハードおよびソフトな結晶粒がともに弾性変形内であれば、除荷後も各格子ひずみは生じない。

Fig. 7 (b) では、ハードな結晶方位を持つ粒ではヤング率は大きいですが滑りを生じやすいので、先に降伏が始まる。その結果、ソフトな結晶方位の粒は、ハードな結晶粒が受け持っていた負荷応力を負担するので、よりソフトな応力-ひずみ関係になる。塑性が開始すると機械的ひずみは増加するが、格子ひずみは弾性ひずみを表すので増加しない。それが除荷されると、各結晶粒は弾性除荷直線に沿って直線的に戻るが、力学的バランスを維持しながら戻るので、機械的ひずみが零になるところで除荷が完了する。その結果、ハードな結晶粒には圧縮、ソフトな結晶粒には引張りの格子ひずみが残留する。

さらに、引張塑性変形が大きくなりソフトな格子面も塑性変形すると Fig. 7 (c) のようになる。ソフトな結晶粒も塑性すべりを起こし、格子ひずみ一定のまま塑性加工が進行する。除荷については Fig. 7 (b) と同じメカニズムとなる。図(c) をみてもわかるように、塑性変形が大きくなっても、回折面依存性による微視的残留応力は、むやみに大きくなりすぎず上限があることも予想できる。本実験においても、塑性ひずみ  $\epsilon_p = 1 \sim 2\%$  において塑性変形による残留応力の回折面依存性が明瞭に現れたのは、この理由による。

以上のことから、結晶粒間の回折面依存性による残留応力は、弾性異方性を持つ材料において塑性初期の弾塑性混在域で発生し、除荷後に微視的残留応力として分布する。オーステナイト系ステンレス鋼においては、巨視的残留応力に加えて、微視的残留応力を考慮することも大切である。

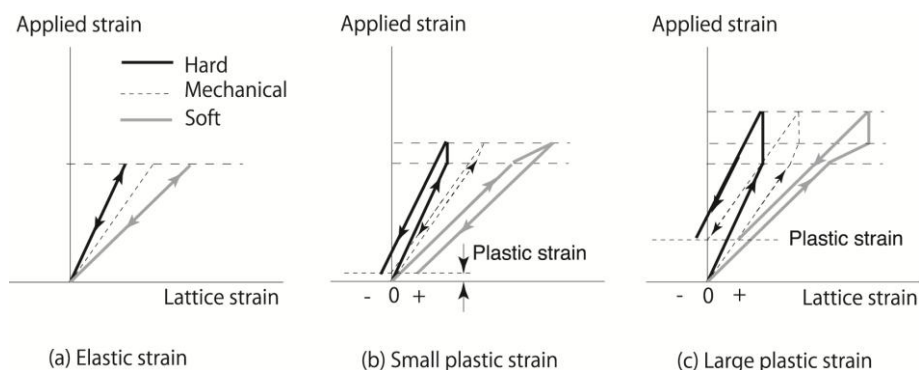


Fig. 7. Mechanism of inducing residual micro-stress with plastic deformation.

#### 4. 結言

SUS316L に引張塑性変形を与え除荷した後に、各回折面を用いて微視的残留応力を評価した。本研究をまとめると、以下のごとくである。

- 1) 本研究で提案した $\cos^2\chi$ 法は、粗大粒をもつオーステナイト系ステンレス鋼の残留応力測定に有効であった。
- 2) 塑性ひずみ数%以上については、ビッカース硬さとのよい対応を示した。
- 3) 引張り塑性変形を与えた試料の残留応力を多数の回折面を用いて評価すると、回折面に依存した微視的残留応力が生じた。
- 4) 塑性による残留応力をKrönerモデルに基づき計算したヤング率で整理すると、結晶粒間の残留応力の回折面依存性を整理でき、軟らかい回折方位では引張り残留応力、硬い回折方位には圧縮の残留応力が生じた。
- 5) 弾性異方性を持つ材料において、回折面依存性による残留応力は塑性初期の弾塑性混在域で発生し、除荷後に微視的残留応力として分布する様子を簡単な弾塑性異方性モデルで説明した。

#### 謝辞

本研究の一部は文部科学省研究費補助金基盤研究(C) No. 21560081 および高輝度光科学研究センター(課題番号2007A1108, 2007B1646)の援助を受けた。

#### 参考文献

[1] B. Clausen, T. Lorentzen and T. Leffers, "Self-consistent model of the plastic deformation of f.c.c. polycrystals and its implications for diffraction measurements of internal stresses", *Acta Metallurgica*, Vol. 46, 1998,

pp. 3087-3098.  
 [2] B. Clausen, T. Lorentzen, M.A.M. Brourke and M.R. Daymond, "Lattice strain evolution during uniaxial tensile loading of strainless steel", *Material Science & Engineering*, Vol. A259, 1999, pp. 17-24.  
 [3] R. Lin Peng, M.Ddén, Y.D. Wang and S. Johansson, "Intergranular strains and plastic deformation of an austenitic stainless steel", *Material Science & Engineering*, A334, 2002, pp. 215-222.  
 [4] JSMS-SD-5-02, "X線応力測定法標準—鉄鋼編", 日本材料学会, 2002.  
 [5] E. Kröner, "Berechnung der elastischen Konstanten des Vierkristalls aus den Konstanten des Einkristalls", *Zeitschrift Physik*, Vol. 151, 1958, pp. 504-518.  
 [6] H.M. Ledbetter, "Predicted single-crystal elastic constants of stainless-steel 316", *British Journal of NDT*, Vol. 23, 1981, pp. 286-287.  
 [7] [http://x-ray.ed.niigata-u.ac.jp/xdatabase/Kroner\\_model/kroner\\_c.html](http://x-ray.ed.niigata-u.ac.jp/xdatabase/Kroner_model/kroner_c.html)  
 [8] 小木曾克彦, "V, Mn, Cr 各特性X線によるSUS304の応力測定比較", 第37回X線材料強度に関するシンポジウム後援論文集, 2001, pp. 117-122, 日本材料学会.  
 [9] T.M. Holden, "Intergranular stress", *J. Neutron Research*, Vol. 7, 1999, pp. 291-317.  
 [10] 田中啓介, 鈴木賢治, 秋庭義明, "残留応力のX線評価—基礎と応用", 養賢堂, 2006, p. 187.  
 [11] 文献10, p. 257.  
 [12] G.N. Kamm and G.A. Alers, "Low-temperature elastic moduli of aluminum", *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, Vol. 35, 1964, pp. 327-330.

(平成 21 年 11 月 29 日)

