



オーステナイト系ステンレス鋼の高ひずみ速度による 微視的残留応力

Residual micro-stresses in austenitic stainless steel due to high strain rate

新潟大学	鈴木 賢治	Kenji SUZUKI	Member
新潟大学	田邊 裕治	Yuji TANABE	Member
原子力機構	菖蒲 敬久	Takahisa SHOBU	Non Member

Austenitic stainless steel (SUS316L) was used as specimen material, and the plate specimens were deformed plastically with a wide range of strain rates ($6.67 \times 10^{-5} \sim 6.70 \times 10^2$ /s). The residual micro-stress for each lattice plane was measured with hard synchrotron X-rays. The residual macro-stress due to tensile deformation depended on strain rate. The residual micro-stresses varied from tension to compression, depending on the diffraction elastic constant. The soft lattice plane had tensile residual stress, and the hard lattice plane had compressive residual stress. The higher the strain rate, the smaller the difference in residual micro-stresses. The residual micro-stresses of the surfaces peened with the laser-peening or water-jet-peening were examined. Both surfaces had exhibited large compressive residual stress. The residual micro-stress on the peened surfaces showed a tendency opposite to residual micro-stress due to tensile deformation.

Keywords: Residual Stress, Synchrotron, X-ray, Austenitic Stainless Steel, Strain Rate, Peening

1. 緒言

残留応力は、Fig. 1 に示すように第 I 種残留応力 σ_I 、第 II 種残留応力 σ_{II} および第 III 種残留応力 σ_{III} に分類される[1]。周知のように、機械的残留応力は多数の結晶を含む広領域の平均的残留応力であり、第 I 種残留応力に相当する。第 I 種残留応力は巨視的残留応力ともいわれる。それに対して、第 II 種および第 III 種残留応力は結晶粒ごとの影響を反映しているので、微視的残留応力ともいわれる。本図では、結晶方位による残留応力の差を第 II 種残留応力として示している。巨視的き裂の進展においては、第 I 種残留応力を考慮すればよいが、微小き裂の発生や進展については微視的残留応力の影響を考慮する必要がある。X線回折法で測定される残留応力は、図中の第 I 種と第 II 種残留応力の和 $\sigma_I + \sigma_{II}$ であり、X線回折法により多数の回折面を利用して残留応力を測定することで、第 II 種残留応力の結晶方位依存性を系統的に調べることができる。また、各結晶方位の残留応力の平均は機械的残留応力に相当する。

さて、オーステナイト系ステンレス鋼は弾塑性異方性が大きい特徴を持つ。これまで、オーステナイト系ステンレス鋼の引張試験過程の弾塑性異方性について中性子回折法により研究されてきた[2-4]。

また、著者らは高エネルギー放射光を利用して静的に塑性引張りを受けたオーステナイト系ステンレス鋼の微視的残留応力と回折面依存性について研究した[5]。これらの研究では、準静的な引張り塑性変形による弾塑性異方性および微視的残留応力を明らかにした。一方、機械加工、レーザーピーニング(LP)およびウォータージェットピーニング(WJP)などは、高ひずみ速度の塑性変形プロセスなので[6,7]、高ひずみ速度にて形成された残留応力の特性について明らかにする必要がある。例えば、鋼球を高速衝突させたチタン平面の残留応力測定およびその弾粘塑性有限要素解析からひずみ速度効果の重要性が指摘されている[8]。また、オーステナイト系ステンレス鋼においても、高ひずみ速度が降伏応力の上昇および圧縮残留応

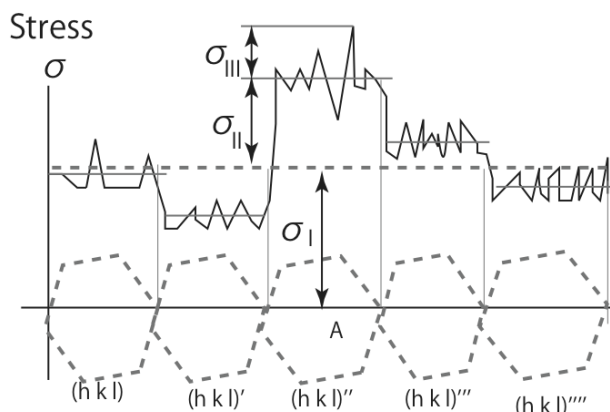


Fig. 1 Kinds of residual stresses.

力の増加に影響することが指摘されている[9]。

微小き裂の発生・進展の観点から高ひずみ速度で導入された微視的残留応力の特性を得ることは重要であるが、それについては未解明である。また、高速引張り塑性変形とピーニングのような表面圧縮による高速塑性変形では変形モードが異なるので、微視的残留応力の挙動も異なることが予想される。本研究では、結晶方位ごとの残留応力を微視的残留応力と定義し、多数の回折面の残留応力を測定して、微視的残留応力の挙動を把握する。具体的には、高速引張り、衝撃引張りおよびピーニングによる微視的残留応力を高エネルギー放射光X線を用いて測定し、オーステナイト系ステンレス鋼の微視的残留応力のひずみ速度依存性および回折面依存性について検討する。

2. 実験方法

2.1 試験片および引張試験

本実験の試験片材料としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L を用いた。試験片は放電加工で切り出した平板を Fig. 2 に示す寸法に機械加工した後、表面をバフ研磨にて仕上げた。さらに、機械加工の残留応力除去として 913 K、10 分加熱後、炉冷条件でひずみ取り焼きなましを行った。この試験片の引張試験を行い、耐力 $\sigma_{0.2} = 202$ MPa、引張り強さ $\sigma_B = 523$ MPa、伸び 81% を得た。結晶材料の弾性定数は回折面依存性がある。Kröner モデルは実際の回折弾性定数とよく一致するので[10]、本研究では Kröner モデルを用いて各結晶方位のヤング率の平均値から機械的ヤング率を計算し 194.7 GPa を得た。試験片の結晶粒径は 55 μm である。

万能引張試験機 (UTM) を用いてひずみ速度範囲 $6.67 \times 10^{-5} \sim 6.70 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で引張り塑性変形を付与した。最終的な試験片の塑性ひずみ量は、2.1~2.8% であった。

UTM の引張り速度には限界があり、より大きいひずみ速度を与えるために、衝撃引張り試験としてホプキンソン棒法(SHBT: split-Hopkinson bar test)を採用した[11]。

SHBT 試験片は、引張試験片と同じ材料から切り出し、Fig. 3 (a) に示す形状・寸法に加工した後、913 K、10 分加熱後、炉冷条件でひずみ取り焼きなましを行った。

ホプキンソン棒法の概略を Fig. 3 (b) に示す。図の右側よりコンプレッサを利用したエアガンで打撃棒(striker bar)から出力棒に衝撃圧縮波を与える。衝撃圧縮波は出力棒(output bar)を伝播し、試験片には作用せず、試験片外側の間座(shoulder)から入力棒(input bar)へ伝わる。その結果、試

験片の両端に荷重が作用し、衝撃引張りが生じる。両端に引張り力が作用すると間座は分離して、その衝撃引張り力は、そのまま試験片に作用する。入・出力棒に貼ったひずみゲージからひずみの信号を測定・解析し、ひずみ速度 de/dt を求めた。また、塑性変形量を測定するために試験片に標点を印して、衝撃引張り後に標点間距離を顕微鏡で測定して、塑性ひずみ ϵ_p を求めた。製作した衝撃引張り試験片は、それぞれ塑性ひずみ ϵ_p が 6.3 および 7.6 %、ひずみ速度 de/dt が 500 および 670 s^{-1} の 2 本である。

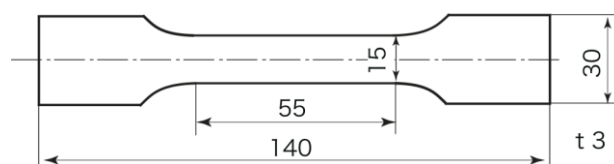
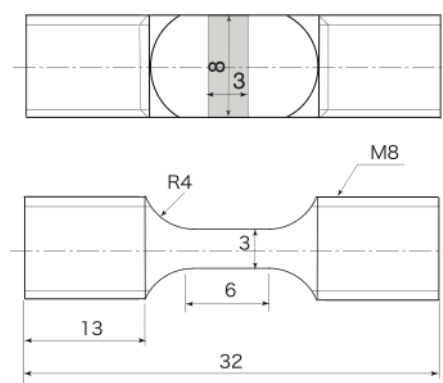
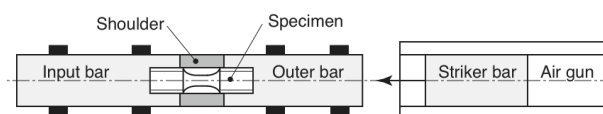


Fig. 2 Sizes of UTM specimen for tensile test.



(a) SHBT specimen.



(b) Impact testing machine

Fig. 3 Split-Hopkinson bar test.

2.2 ピーニング試験片

試験片は前述と同一の SUS316L 材であり、板厚 8 mm、長さおよび幅が $20 \times 20 \text{ mm}^2$ の平板である。この試験片の片面にレーザーピーニングを施した。Fig. 4 (a) に、連続蛇行したレーザーピーニングの方向と座標の定義を示す。レーザーピーニング条件は、パルスエネルギー 60 mJ、スポット径 0.7 mm、照射回数 70 pulse/ mm^2 である。本研究では、レーザーピーニング材を LP 材と称する。

一方、同一の SUS 316L の板厚 8 mm、大きさ 0.2×2 m² の平板(研削加工面)の中心線に沿ってウォータージェットピーニングを施工した後、施工方向に 20×20 mm² の寸法に放電加工にて切り出した。Fig. 4 (b)に施工方向(破線矢印)と座標の取り方を示した。本研究では、ウォータージェットピーニング材を WJP 材と称する。ウォータージェットピーニングの条件は、1 パスで噴射距離 140 mm、噴射流量 48 l/min、噴射角度 90°、噴射時間 40 min/m である。

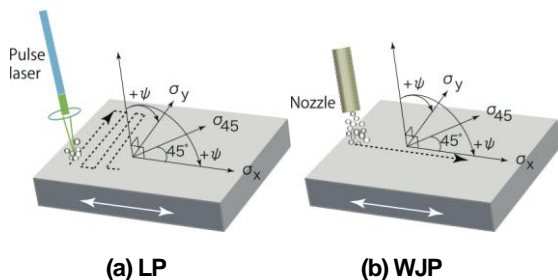


Fig. 4 Peening direction and coordinate system.

2.3 X線応力測定

所定のひずみ速度による引張り塑性試験の前後でラボ X線による応力測定を行った。X線応力測定条件を Table 1 にまとめた。回折条件として Mn-Kα 線による γ-Fe の 311 回折を利用した。X線応力測定標準で推奨される Cr-Kβ 線と比較して[12]、Mn-Kα 線はピーク強度が大きく、高い回折角を持つために、迅速かつ高精度の測定が可能である。回折装置は、島津 XD-610、X線検出器はシンチレーションカウンターを利用した。半価幅法によりピークを決定し、 $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図から応力を求めた。

前述のラボ X線による測定では、γ-Fe の 311 回折までしか測定できないが、波長の短い高エネルギー X線を使用するとより高指数の回折面の情報が得られるため、それらの情報から微視的残留応力を評価することができる。そこで、大型放射光施設 SPring-8 にて高エネルギー放射光 X線による応力測定を行った。高エネルギー放射光による残留応力測定の X線条件を Table 2 に示す。残留応力の測定方法は、透過法である $\cos^2\chi$ 法を用いた[5]。SUS316 の単結晶のスティフネス c_{ij} ($c_{11}=206, c_{12}=133$ および $c_{44}=119$ GPa) の値から[13]、応力測定に用いた回折弾性定数を Kröner モデルにより計算した。

一方、ピーニングされた表面の残留応力についても回折面依存性を調べるために、高エネルギー放射光を用いて残留応力を測定した。LP 材および WJP 材の残留応力は、表面から内部に向かい残留応力に勾配があるので、本研究では、侵入深さ一定法を用いて残留応力を測定し

た[14]。Table 3 に侵入深さ一定法の測定条件を示す。使用したビームラインは BL02B1 である。本実験では、有効 X線侵入深さ T を 30 μm に設定して、ピーニング方向に対して 0°(x 方向)、45°および 90°方向の残留応力を測定した。

3. 実験結果および考察

Table 1 Conditions for stress measurement with laboratory X-rays.

Radiations Diffraction	Mn-Kα γ-Fe, 311
Tube voltage	30 kV
Tube current	10 mA
Method	Iso-inclination
Irradiated area	4×8 mm ²
Diffraction angle 2θ ₀	152.32 deg
Scanning	149~ 156 deg
Scanning step	0.1 deg/step
Preset time	1 sec
$\sin^2\psi$	0.0~ 0.6 (step 0.1)
Stress constant K	-300 MPa/deg
Peak determination	Half value breadth

Table 2 Conditions for stress measurements using hard synchrotron X-rays.

Beam line	BL22XU
Wavelength	66.40 keV (18.66 pm)
Divergent slit (h×w)	1.0×0.2 mm ²
Receiving slit 1, 2 (h×w)	1.0×0.2 mm ²
Rotation speed	0.2 Hz
Method	$\cos^2\chi=0.4\sim 1$

Table 3 Conditions for constant penetration depth method.

Beam line	BL02B1
Wavelength	72.312 keV (17.183 pm)
Divergent slit (h×w)	0.5×5 mm ²
Receiving slit	Soller slit
Penetration depth	30 μm

3.1 ひずみ速度と巨視的残留応力

各ひずみ速度で引張り塑性変形を与えた UTM 試験片の残留応力を γ-Fe の 311 回折で測定した結果を Fig. 5 に示す。また、衝撃引張り塑性変形させた SHBT 試験片の結果も Fig. 5 に併せて示す。図に示した残留応力は、引張

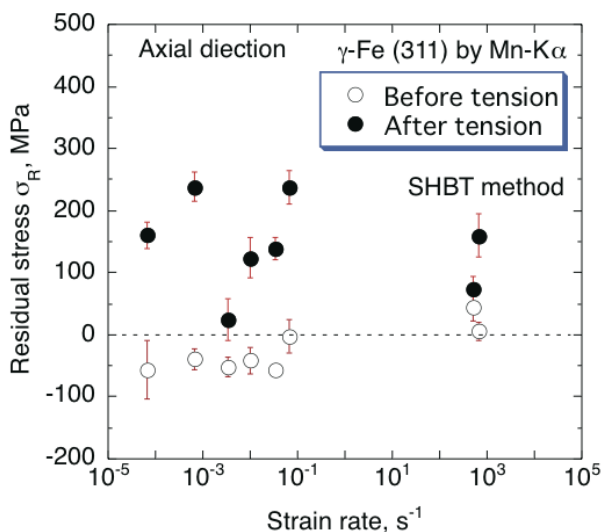


Fig. 5 Residual stresses measured by Mn-Kα.

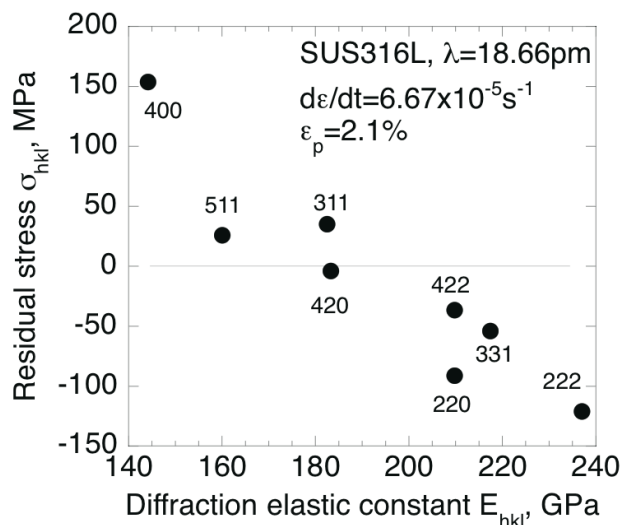
り軸方向の応力である。図中のエラーバーは、応力値の68.3%信頼限界を示している。

図からわかるように引張り塑性変形を受ける前は、やや圧縮または小さい引張りであった残留応力が、塑性変形後はすべて引張りへと変化する。ひずみ速度の大きいSHBT試験片の方が、低ひずみ速度の結果と比較して塑性変形前後の残留応力の変化が少なく、塑性変形による残留応力の増加を比較すると、ひずみ速度の大きいSHBT試験片の方がひずみ速度の小さいUTM試験片より小さい。

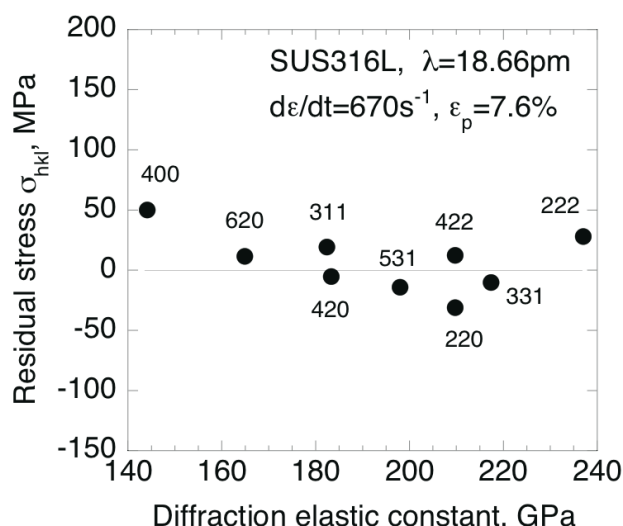
3.2 微視的残留応力のひずみ速度依存性

微視的残留応力が引張り塑性変形により生じるか、また微視的残留応力がひずみ速度に依存するかを検討する。種々のひずみ速度で引張り塑性変形を与えた試験片の残留応力を高エネルギー放射光にて各回折面を利用して測定した。その一例として、最も遅いひずみ速度の結果をFig. 6(a)に示す。他方、高ひずみ速度で引張り塑性変形させたSHBT法の結果をFig. 6(b)に示す。測定された各回折面の応力 σ_{hkl} は、引張り軸方向の残留応力である。横軸は、Krönerモデルにより計算した回折弾性定数 E_{hkl} である。

Fig. 6(a)からわかるように、低ひずみ速度 $d\varepsilon/dt$ のUTM試験片の場合、ハードな(回折弾性定数の大きい)回折面では圧縮、ソフトな(回折弾性定数の小さい)回折面では引張り残留応力が生じている。これに対して、ひずみ速度 $d\varepsilon/dt$ の大きいSHBTの試験片では、残留応力の傾向はUTM試験片と同じであるが、微視的残留応力の差が小さくなっている。このことから、微視的残留応力には、ひずみ速度が影響していることが伺える。



(a) $d\varepsilon/dt = 6.67 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (UTM)



(b) $d\varepsilon/dt = 670 \text{ s}^{-1}$ (SHBT)

Fig. 6 Residual microstresses with low and high strain rate.

微視的残留応力とひずみ速度との関係を整理するため、回折弾性定数がソフト側にある400、620回折、ハード側にある220、331、222回折についてプロットした結果をFig. 7に示す。また、引張りと圧縮の残留応力がバランスして微視的残留応力の影響が少ない機械的残留応力を示す結晶方位として422回折を図に合わせて示した[15]。図からわかるように、衝撃塑性変形を受けたSHBT試験片の場合、微視的残留応力の差が小さい。平板の一軸引張り塑性変形の後で完全に除荷して測定していることから、これら試験片に巨視的残留応力はそもそも存在しない($\sigma_1 = 0$)。各回折面で測定される残留応力は、結晶粒間の塑性変形で生じた粒間の残留ひずみに起因し、

第II種残留応力 σ_{II} である[16]。

SHBT 試験片の衝撃引張り変形中の応力-ひずみ線図は弾塑性体に近い挙動を示したが、準静的な塑性変形をさせた UTM 試験片の応力-ひずみ線図は弾非線形硬化塑性体の挙動を示した。このような応力-ひずみ挙動の差異が、微視的残留応力のひずみ速度依存性に影響したことも考えられるが、詳細については今後の検討が必要である。

Fig. 7 から、SHBT 試験片の微視的残留応力の差は小さい。これは、静的塑性変形と比較して衝撃塑性変形による結晶異方性の影響が小さいためと考えられる。この考えは、LP や WJP などの高ひずみ速度で形成された微視的残留応力は小さいことを意味する。しかし、Fig. 7 の微視的残留応力は除荷状態($\sigma_1 = 0$)の場合であり、ピーニング表面のように巨視的残留応力が存在する条件下($\sigma_1 \neq 0$)の微視的残留応力については、次節で検討する。

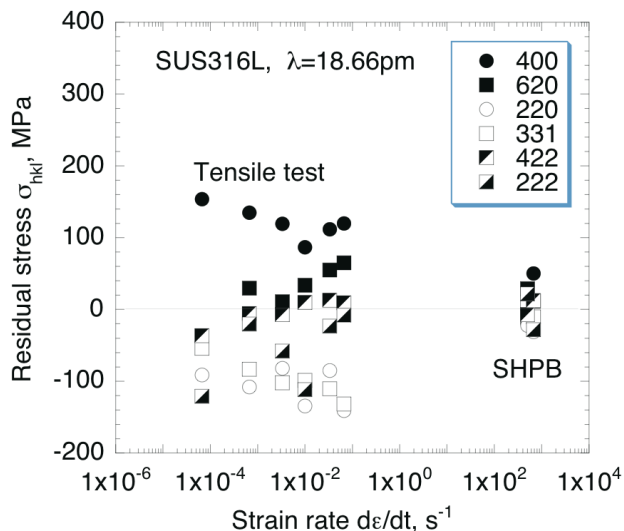
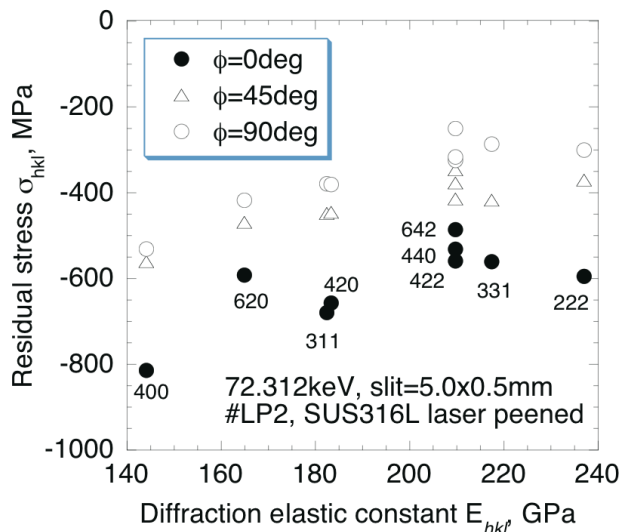


Fig. 7 Residual stresses with increase in strain rate.

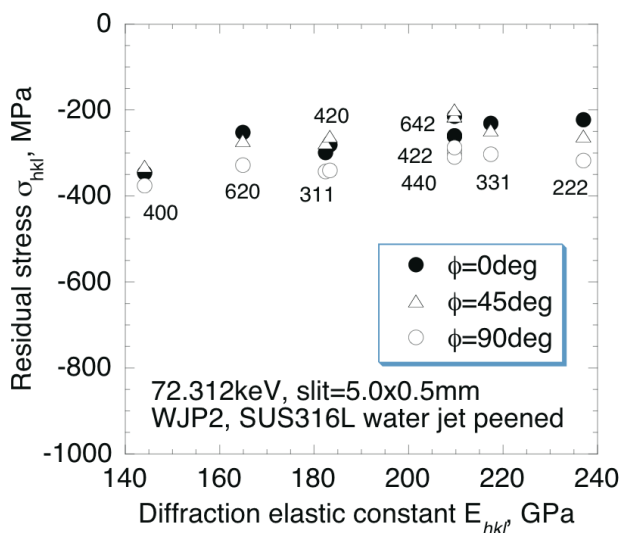
3.3 ピーニング面の微視的残留応力

LP 材および WJP 材などのピーニングは、水中にて衝撃波により試料表面層を塑性変形させ、引張りから圧縮へ残留応力を変化させる。ピーニングは高ひずみ速度による表面の圧縮塑性変形を利用しているので、引張り塑性変形と変形機構が異なる。

ピーニングによる微視的残留応力について検討するために、LP 材および WJP 材を対象に各回折面の残留応力を測定した。測定した各回折面の微視的残留応力 σ_{hkl} を Kröner モデルによる回折弾性定数 E_{hkl} で整理した結果を Fig. 8 (a) および (b) に示す。これらの結果は侵入深さ一定法による測定なので、表面から 30 μm の重み付き平均としての残留応力である。



(a) LP



(b) WJP

Fig. 8 Residual stresses on peened surface.

まず、両ピーニング面は回折面に関係なく圧縮の残留応力であり、応力が改善されている。LP 材は施工方向($\phi = 0^\circ$)に大きな圧縮が形成されるが、施工方向垂直($\phi = 90^\circ$)では、施工方向より 200 MPa 以上も圧縮残留応力が小さい。これに対し、WJP 材の圧縮残留応力レベルは小さいが、施工方向による差は LP と比較して小さい。

Fig. 8 の LP 材および WJP 材の回折面ごとの残留応力に注目すると、ソフトな回折面で大きな圧縮残留応力、逆にハードな回折面では小さな圧縮残留応力が導入される。この微視的残留応力の傾向は、Fig. 6 に示した引張り塑性変形の微視的残留応力の傾向と逆になっている。また、LP 材は、WJP 材と比較して微視的残留応力の差が大きく現れ

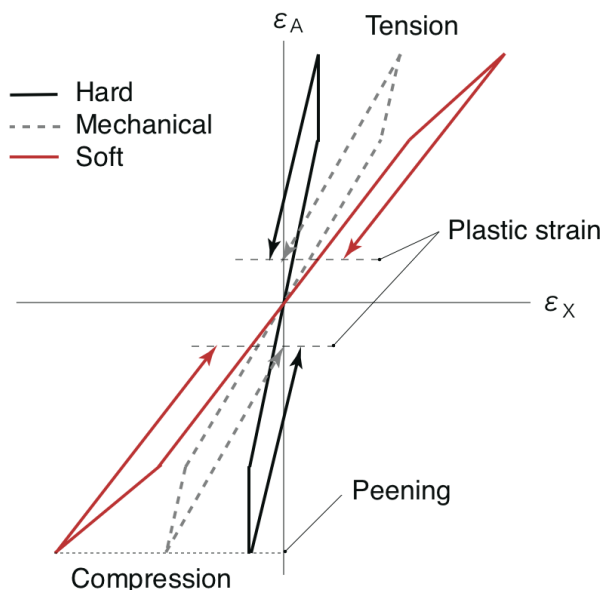


Fig. 9 Mechanical model for plastic deformation.

ている。これは、LP材の機械的圧縮残留応力がWJP材より大きいと考える。ピーニングメカニズムにおけるプラズマ発生の有無から考えると、巨視的残留応力におけるLP材とWJP材との差は、温度が影響している可能性もある。LP材の残留応力の方向による残留応力の大小関係については、どの回折面でも同一傾向を持つ。

ピーニングによる微視的残留応力の発生機構をFig. 9を用いて考える。X線のひずみ ϵ_x と機械的負荷ひずみ ϵ_A との関係を各軸とする。X線のひずみには、ハードな回折面とソフトな回折面があり、図中の各線はそれらを代表している。両回折面を平均したものが図中の機械的回折面となる。この図ではX線のひずみ ϵ_x は微視的残留応力($\sigma_I + \sigma_{II}$)に対応し、負荷ひずみ ϵ_A は機械的ひずみに対応する。

ハードな回折面が圧縮の負荷ひずみを受け降伏を開始すると、ハードな回折面のX線のひずみ ϵ_x は一定となり、ハードな回折面の降伏応力以上の応力をソフトな回折面が受け持つことになる。除荷過程は、機械的回折面のX線ひずみが零のところまで停止する。その結果、ハードな回折面では引張り、ソフトな回折面では圧縮の微視的残留応力が生じる。一方、ピーニング面の場合、機械的応力が圧縮側に留まっている。そのため、Fig. 9に示すようにX線のひずみ ϵ_x はハードな回折面とソフトな回折面で大きな差が生じるので、ピーニングにより大きな圧縮が生じたとしても、回折面依存性があることを十分に熟知する必要がある。また、引張り塑性変形と圧縮塑性変形では、回折弾性定数に対する微視的残留応力の傾向が逆

になることも、図に示したモデルから容易に想像できる。

LP材およびWJP材に形成された回折面ごとの残留応力、すなわち微視的残留応力はすべて圧縮側にあり、両ピーニング方法とも残留応力の改善法として問題はない。ただし、圧縮の機械的残留応力 σ_I が大きいので、微視的残留応力 σ_{II} の結晶方位による差が大きくなる。ピーニングによる残留応力を保守的に評価するのであれば、111回折を用いて測定することが望ましい。または、微視的残留応力の分布を考慮して予測することもできる。

4. 結言

本研究では、低速から高速のひずみ速度で塑性変形させたオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L の微視的残留応力、LPおよびWJPによる微視的残留応力について検討した。得られた結果をまとめると、以下の通りである。

- 1) 衝撃引張り塑性変形により形成された微視的残留応力 σ_{II} の結晶方位による差は、低いひずみ速度の結果と比較して小さく、微視的残留応力の形成には、ひずみ速度依存性が認められた。
- 2) 引張り塑性変形による微視的残留応力 σ_{II} は、ハードな回折面では圧縮、ソフトな回折面では引張りの傾向を示した。これと逆に、LP材およびWJP材ではハードな回折面では引張り、ソフトな回折面では圧縮の微視的残留応力を示した。このメカニズムについて、引張り・圧縮の結晶の弾塑性異方性によるモデルで説明した。
- 3) LP材およびWJP材ともに、いずれの回折面でも表面に圧縮残留応力が形成された。LP材は、WJP材に比較して大きな圧縮残留応力が形成されるが、施工方向平行と垂直で圧縮残留応力の差が大きい。
- 4) 機械的残留応力が大きいと、結晶方位による微視的残留応力の差も大きくなる。ピーニング面の保守的な評価には、111回折を用いることが好ましい。

シンクロトロン放射光の実験は、原子力研究開発機構の施設供用課題(No. 2008A-E12)および高輝度光科学研究センター共用課題(No. 2008A1766)の援助によるものである。本研究は文部科学省科学研究補助金基盤研究(C) No. 21560081 の支援を得た。本実験に際して、研究室学生の高橋尚子君から協力していただいた。以上、ここに記して心より感謝の意を表します。

参考文献

- [1] V. Hauk, Structural and residual stress analysis by nondestructive methods, p. 59 (1997), Elsevier
- [2] 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 Materialia*, Vol. 46, 3087-3098 (1998)
- [3] B. Clausen, T. Lorentzen, M.A.M. Bourke and M.R. Daymond, "Lattice strain evolution during uniaxial tensile loading of stainless steel", *Material Science & Engineering*, A259, 17-24 (1999)
- [4] R. Lin Peng, M. Odén Y.D. Wang and S. son, "Intergranular strains and plastic deformation of an austenitic stainless steel", *Material Science & Engineering*, A334, 215-222 (2002)
- [5] 鈴木賢治, 菖蒲敬久, "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", *保全学*, Vol. 6, No.2, 39-44 (2010)
- [6] 佐野雄二, 小畑 稔, 山本哲夫, "レーザピーニングによる溶接部の残留応力改善", *溶接学会誌*, Vol. 74, No. 8, 525-528 (2005)
- [7] 大城戸忍, 椿正 昭, 千葉篤志, 佐川 渉, 松田 徹, "新プラント炉心シュラウドへのウォータージェットピーニング(WJP)施工後の残留応力測定", *保全学*, Vol. 9, No. 1, 26-31 (2010)
- [8] B.L. Boyce, X. Chen, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie, "The residual stress state due to a spherical hard-body impact", *Mechanics of Materials*, Vol. 33, 441-454 (2001)
- [9] 狩野真也, 西川雅章, 祖山均, "ピーニングに伴うステンレス鋼表面の力学特性変化に対する高速変形の影響", *日本機械学会論文集 A 編*, Vol. 76, No. 772, 1775-1780 (2010)
- [10] E. Kröner, "Berechnung der elastischen Konstanten des Vierkristalls aus den Konstanten des Einkristalls", *Zeitschrift Physik*, Vol.151, 504-518 (1958)
- [11] Mechanical Testing and Evaluation, "ASM Handbook", Vol. 8, p. 437 (2000), ASM International
- [12] JSMS-SD-5-02, "X線応力測定標準—鉄鋼編", p.19 (2002), 日本材料学会
- [13] H.M. Ledbetter, "Predicted single-crystal elastic constants of stainless-steel 316", *British Journal of NDT*, Vol. 23, 286-287 (1981)
- [14] 秋庭義明, 田中啓介, 鈴木賢治, 柳瀬悦也, 西尾光司, 楠見之博, 尾角英毅, 新井和夫, "放射光によるショットピーニング材の残留応力分布評価", *材料*, Vol. 52, No. 7, 764-769 (2003)
- [15] ISO/TTA3, "Polycrystalline materials determinations of residual stresses by neutron diffraction", *ISO*, Geneva, Switzerland (2001)
- [16] 田中啓介, 鈴木賢治, 秋庭義明, 菖蒲敬久, "放射光による応力とひずみの評価", p. 152 (2009), 養賢堂

(平成22年10月20日)