

加工誘起マルテンサイト変態を伴うオーステナイト系ステンレス鋼の加工速度とマクロ・ミクロ・ナノレベルの塑性変形に関する研究

茨城工業高等専門学校 機械システム工学科

教授 富永 学

(平成 21 年度奨励研究開発助成 AF-2009033)

キーワード：塑性変形，オーステナイト系ステンレス鋼，マルテンサイト変態

1. 研究の目的と背景

ステンレス鋼は強度，耐食性に優れ，原子力プラントや家庭用品の材料など多くの分野で使用されている。使用される構造物の設計，安全確保をする上で，それらを構成する材料の強度を知ることは，最も重要なことだといえる。ステンレス鋼の一種である準安定オーステナイト系ステンレス鋼は無負荷状態で fcc 構造のオーステナイト相(γ 相)の常磁性体である。しかし大きく加工されると γ 相の一部が bcc 構造のマルテンサイト相(α' 相)に変態し，強磁性となる。このような変態は加工誘起マルテンサイト (Strain Induced Martensitic Transformation, SIMT)と呼ばれている。このような加工によって生じる変態誘起塑性 (Transformation induced Plasticity, TRIP)を利用した鋼は高強度，高延性，高靱性などの優れた機械的性質を有している。

我々はこれまでの研究で動的電子スペックルパターン干渉法(Dynamic Electronic Speckle Pattern Interferometry, DESPI)を用いて，TRIP 変形のマクロな変形形態を空間分布として観察するため全視野計測を実施してきた。その結果， $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 以下の低ひずみ速度における後半の塑性変形では，X字型の局在ひずみが試験片上を繰り返し伝播することによって変形が進展するという現象を明らかにした。また，局在ひずみが試験片の上端あるいは下端に到達すると，応力ひずみ曲線上には突起状の応力変動が現れることも明らかにした^{(1),(2)}。最近では，突起が現れる局在変形から突起が現れない様変形へ遷移する時に破断伸びが約 5%ステップ状に現象するとう結果を得ている。しかしながら，局在ひずみ発生時の塑性変形について，組織や結晶構造の変化も考慮したミクロやナノレベルでの調査はなされていない。

本研究では局在ひずみを伴う塑性変形について，破断伸びの加工硬化率および雰囲気温度依存性について調査した。また，中性子回折を用いることによってバルクとしてのマルテンサイト相の定量分析も行った。

2. 実験方法

2・1 試験片

供試材はメーカーが異なる 2 種類のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304(A 鋼と B 鋼)と SUS304L および SUS310S の平滑材で，試験片形状は JIS の 7 号試験片に準じたもので，全長 150mm，平行な試験部の長さ 60mm，幅 15mm である。板厚は SUS304 が 2mm，SUS304L と SUS310S が 4mm である。

2・2 実験方法

引張強度試験には INSTRON 社の 55R1125 試験機を用いた。実験は試験片を引張試験機に固定し雰囲気温度 20°C で， 10^{-5} s^{-1} から 10^{-2} s^{-1} の間の様々なひずみ速度で試験片が破断するまで行った。標点間距離は 50mm とし，破断後の標点間距離および試験荷重から，破断伸び，ひずみ速度，公称応力，公称ひずみを求めた。また，公称応力，公称ひずみから真応力，真ひずみ，加工硬化率，加工硬化率の傾きを算出した。破断伸びの温度依存性を調べるために，雰囲気温度 10°Cでの試験も行った。また，引張試験と同時に赤外線カメラ NEC 三栄社の TH5104R による試験片表面の温度分布の観察も行った。中性子回折実験には日本原子力研究機構原子力科学研究所の JRR-3 研究炉内の残留応力解析装置(RESA)を利用した。

3. 実験結果と考察

3・1 赤外線カメラによる変形挙動の観察

(1) ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ における変形挙動

ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ による引張試験における変形挙動を以下に述べる。ひずみ速度 $5.6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ における均一変形挙動の場合の応力ひずみ線図を図 1 に、赤外線カメラによる試験片の表面温度分布を図 2 に示す。応力ひずみ線図と赤外線カメラ画像中のアルファベットは観察時刻が対応している。(a)から(c)までの塑性変形前半では、試験片平行部の表面温度は 22°C から 23°C の間でほぼ一様分布になっていて、これは試験片が均一に変形していることに対応する。さらに変形が進み、(d)から(e)では試験片中央部は 24°C と温度が高くなり、徐々に温度が中央に集中している。破断が近付くと(f)のように試験片の一部のみが 26°C となり、最終的にその部分で(g)のように破断した。

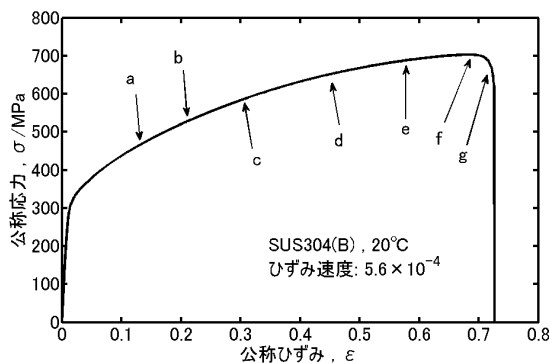


図 1 均一変形時の応力ひずみ線図

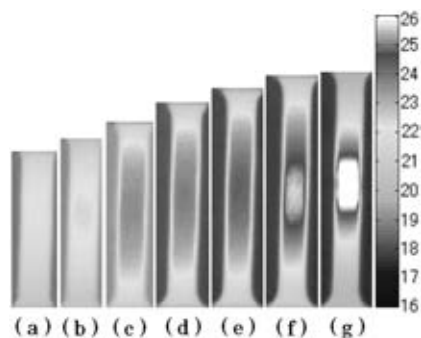


図 2 均一変形時の試験片表面温度分布

(2) ひずみ速度 $2.7 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ における変形挙動

ひずみ速度 $2.7 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ による引張試験における試験片の変形挙動を以下に述べる。ひずみ速度 $2.7 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ における均一変形の場合の応力ひずみ線図を図 3 に、図 3 の一部を抜き出して拡大したものを図 4 に示す。赤外線カメラによる試験片の表面温度分布を図 5 に示す。応力ひずみ線図と

赤外線カメラ画像中のアルファベットは観察時刻が対応している。

図 3 および図 5 において、塑性変形前半である(a)から(c)では試験片の表面温度分布が 20°C で一様である。このことは、試験片は均一に変形していることを示している。次に、塑性変形中盤の(d)から(h)においては試験片の一部の温度が 22°C と徐々に高くなり、試験片の変形が局在化していることが分かる。さらに変形が進み、変形後半の(h)から(j)ではこの局在ひずみ部が試験片上を移動していることが分かる。その後、(j)から(k)のように下端へと到達した局在ひずみ部は上端へと転移している。この時、応力ひずみ曲線上では局在ひずみ部の転移に合わせて、突起状の応力変動が現れている。そして局在ひずみ部の移動が(l)で止まるとネッキングが発生し、(m)のように破断した。

図 4 において、塑性変形後半の(e)から(h)ではわずかながら応力が変動している。また、この変動に合わせて試験片の表面温度分布が(f)では下端に近いところで若干温度が高く、(g)では上端に近いところで温度が高くなっている。このことから、(i)から(k)のように明確に温度が局在化していなくても、わずかな温度変化部の転移でも微小な応力変動が現れる。これらは、既報⁽¹⁾の動的電子スペックルパターン干渉法 (DESPI) による観察手法とは異なり、直接ひずみを計測しているわけではなく、ひずみによって生じる材料の温度上昇を観察しているためで、熱伝導などの他の要因が混在しているために、観察結果はひずみ分布より拡散した空間分布の結果を示すと考える。

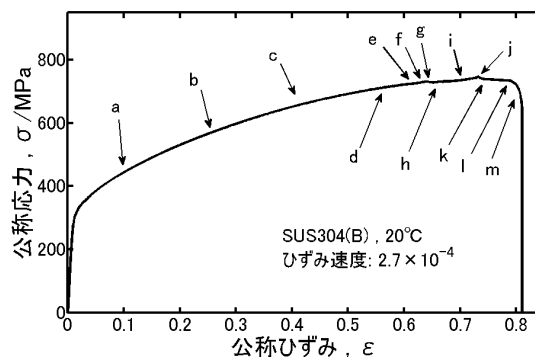


図 3 不均一変形時の応力ひずみ線図

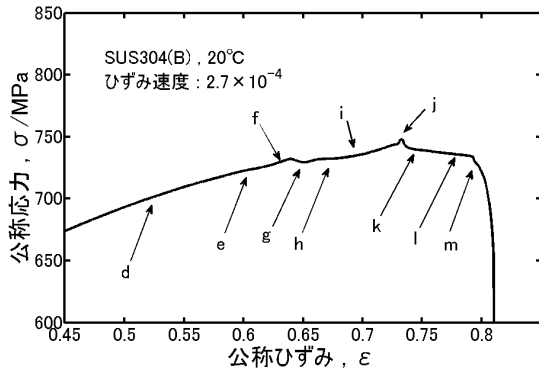


図4 図3の塑性変形後半部の拡大図

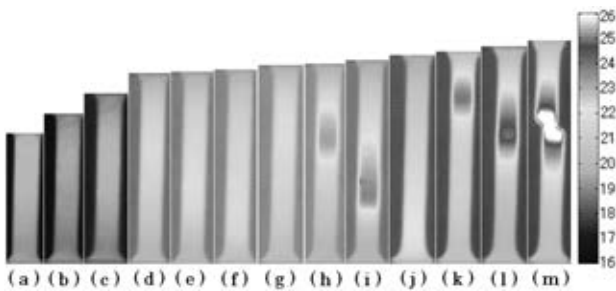


図5 不均一変形時の試験片表面温度分布

これらの赤外線カメラによる変形挙動の観察結果から、従来の DESPI と同様の変形挙動の観察が可能であると考えられる。ただし、赤外線カメラでは拡散により DESPI のような定量評価は難しい。しかし、DESPI に比べ赤外線カメラによる計測は除振台のような特別な環境を整える装置を利用しなくても簡便にその場で観察する計測法として有用である。

3・2 破断伸びのひずみ速度依存性および雰囲気温度依存性

図6に雰囲気温度20°Cにおける SUS304(A, B)の破断伸びのひずみ速度依存性を示す。図7は図6のひずみ速度 10^{-4} から 10^{-3} s^{-1} の範囲を拡大したものである。SUS304(A, B) 両鋼とも、ひずみ速度が 10^{-4} s^{-1} から 10^{-2} s^{-1} の範囲ではひずみ速度の低下にともなって、破断伸びが増加している。しかし、ひずみ速度 10^{-4} s^{-1} 以下では、破断伸びが減少する傾向を示している。また、図7に A 鋼と B 鋼の破断伸びのひずみ速度依存性を示す。両鋼とも同じような傾向を示している。SUS304(A)では 4.4×10^{-4} s^{-1} 、SUS304(B)では 5.2×10^{-4} s^{-1} 付近におよそ 5%のステップ的な破断伸びの

増加が見られ、このひずみ速度以下では先行研究の結果と同じように、応力ひずみ線図上に突起状の応力変動が現れた。

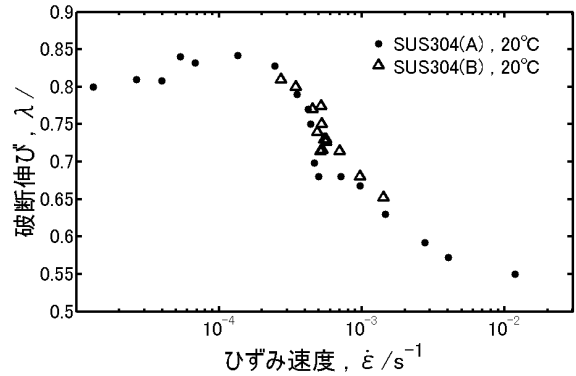


図6 SUS304 鋼の破断伸びのひずみ速度依存性

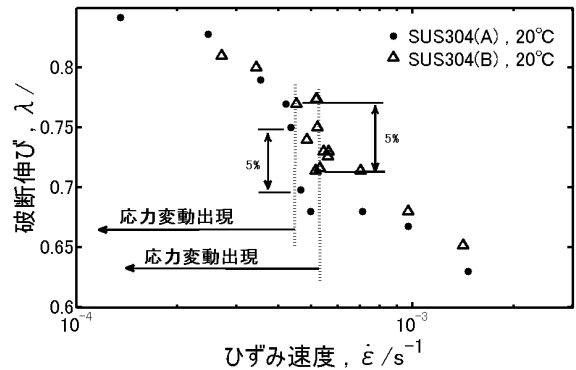


図7 図6の中央部の拡大図

図8は雰囲気温度20°Cにおける SUS304(A), SUS304L, SUS310S 鋼の破断伸びのひずみ速度依存性である。3種の鋼ともひずみ速度の低下にともなって破断伸びが増加する傾向を示しているが、SUS304LとSUS310SはSUS304ではステップ的な破断伸びの増加は認められない。

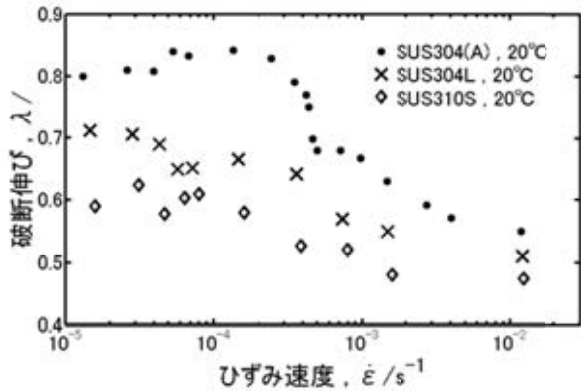


図8 SUS304, SUS304L, SUS310S 鋼の破断伸びのひずみ速度依存性

図9に雰囲気温度20°Cと10°CにおけるSUS304(B)の破断伸びのひずみ速度依存性を示す。雰囲気温度10°Cではステップ的な破断伸びの増加はなかった。また、この雰囲気温度では破断伸びがばらつくとともに、20°Cのようなひずみ速度の低下にともなう破断伸びの増加傾向も認められない。

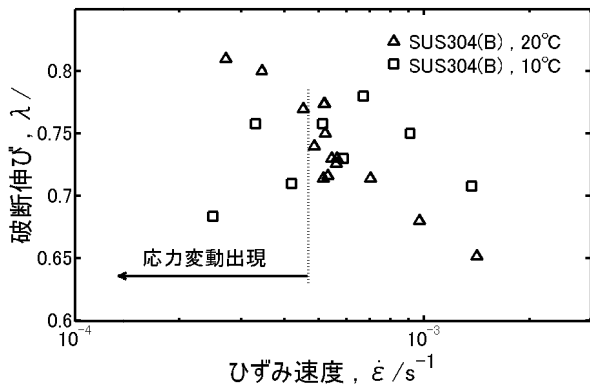


図9 雰囲気温度20°Cと10°Cにおける破断伸びのひずみ速度依存性

一般にオーステナイト系ステンレス鋼では、化学成分や雰囲気温度の違いによって加工誘起マルテンサイト変態に必要な駆動力が変化することが知られている。今回のSUS304鋼の実験により、局在ひずみの伝搬による塑性変形への遷移時にステップ的な破断伸び変化が起こることが明らかになった。また、雰囲気温度が室温近い20°Cと10°Cの間に、局在ひずみ伝搬型の塑性変形の境界があると予想できる。

3・3 加工硬化率の傾きと破断伸び

引張試験時の荷重と伸びのデータから算出した図10に示す加工硬化率真ひずみ曲線の特対して、塑性変形領域における加工硬化率の傾きに注目した。ここで加工硬化率の傾きとは、図11に示すような加工硬化率の傾きがほぼ直線的な変化となる全真ひずみの1/2を中心に関前後0.1の範囲のデータを取り出し、このデータに対して求めた近似直線の傾きのことである。

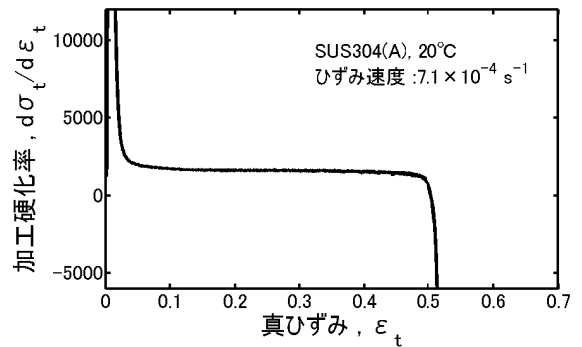


図10 加工硬化率真ひずみ線図

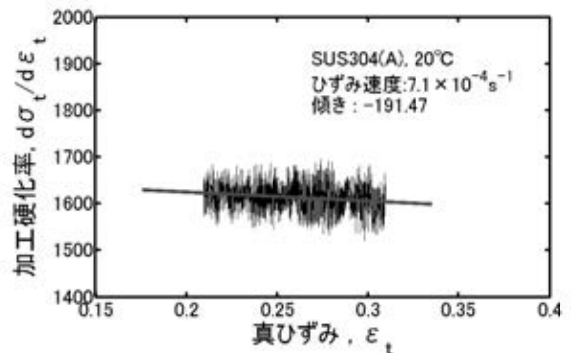


図11 加工硬化率真ひずみ線図の一部とその近似直線

図12に雰囲気温度20°CにおけるSUS304(A)の加工硬化率の傾きと破断伸びの関係を示す。加工硬化率の傾きが大きくなると破断伸びが直線的に増大する傾向を示している。また、応力ひずみ線図上に応力変動が現れて、局在ひずみの伝搬をともなう変形(グラフ右上の丸で囲った領域内)では、加工硬化率の傾きは大きい。

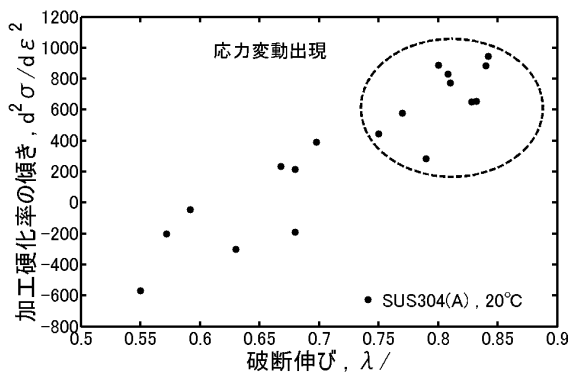


図 12 SUS304(A)における加工硬化率の傾きと破断伸び

図 13 に雰囲気温度 20°C と 10°C での SUS304(B) の加工硬化率の傾きと破断伸びの関係を示す。雰囲気温度が 20°C では図 12 と同様な傾向を示しているが、10°C ではばらつきが大きく、特定の傾向は見いだせない。雰囲気温度が 10°C では 20°C に比べて加工硬化率の傾きが 3 倍程度高い値になっている。すなわち、10°C ではひずみの増加にともなう加工硬化率が増加していること示している。

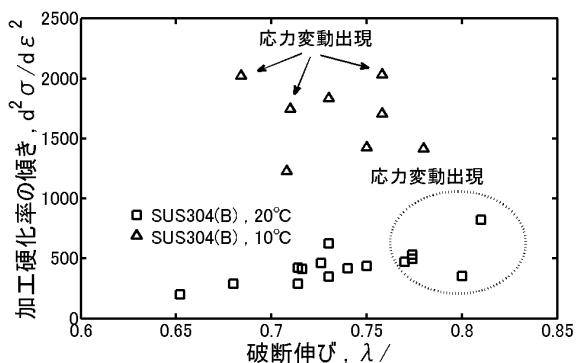


図 13 雰囲気温度の異なる SUS304(B)における加工硬化率の傾きと破断伸び

図 14 に雰囲気温度 20°C における SUS304L と SUS310S の加工硬化率の傾きと破断伸びの関係を示す。これらは 20°C の SUS304(A, B) と同様の傾向である。しかし、SUS304(A, B) とは違い、加工硬化率の傾きは負の値である。これは、ひずみの増加にともなう加工硬化率が減少していることを示している。

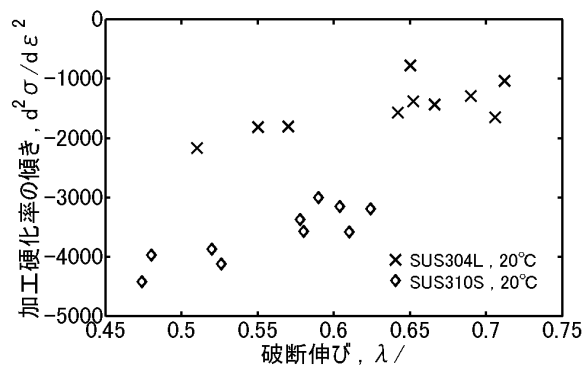


図 14 SUS304L と SUS310S における加工硬化率の傾きと破断伸び

3・4 中性子回折によるマルテンサイト相の分析

母相オーステナイト相 (γ) と加工によって発現した相であるマルテンサイト相 (α') の分析には、それぞれ (111) と (110) のブラックピークを利用し、回折線の積分強度は Voigt 関数をフィティングすることにより求めた。被測定試験片は局在ひずみ発生が発生するひずみ速度 ($5.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) で 79% まで変形させ、その後、試験を停止してオフラインでマルテンサイト相の分析と横ひずみの測定を行った。

図 15 の (a), (b), (c) はそれぞれ変形を停止させた時のひずみ状態 (変形の時間差分) を示すスペックル相関縞と引張軸方向 (試験片長手方向) のマルテンサイト相の積分強度分布、そして横ひずみ分布である。図 15(a) は局在ひずみが試験片上方から下方へと向かって中央部まで移動した状態のものである。特徴的な縞は、ひずみが X 字型局在していることを示している。図 15 (b) は局在ひずみが通過した試験片上方ではマルテンサイト相の積分強度が高く、逆に未通過の部分は低いことを示している。また、局在ひずみがある部分 (図中に破線で図示) では、段差状の変化が生じている。図 15 (c) は試験片の幅測定により横ひずみを求めたもので、マルテンサイト相の積分強度と符号していることが分かる。この結果は、既報⁽²⁾ のフェライトスコープによるものと同様の傾向を示している。

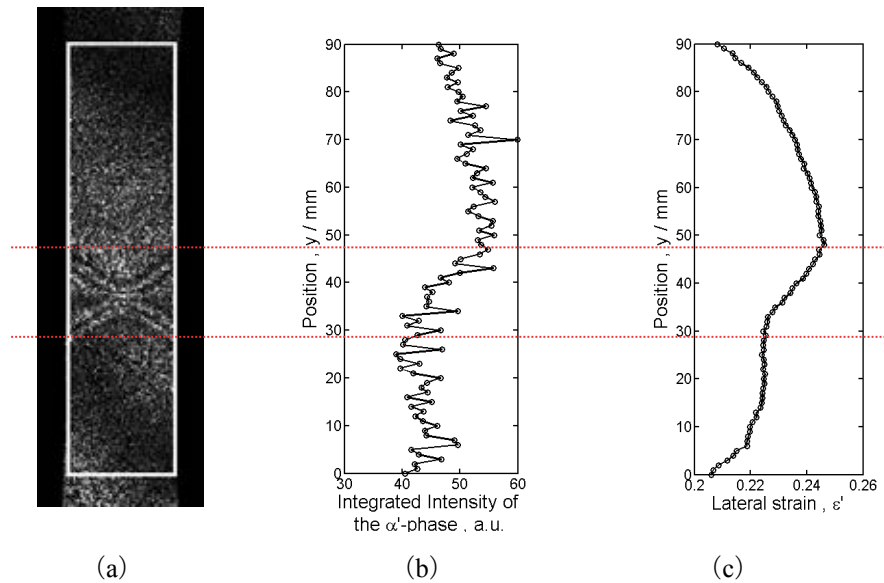


図 15 (a) 変形中のひずみ状態を示すスペックル相関縞と引張軸方向（試験片長手方向）の
(b) マルテンサイト相の積分強度分布と (c) 横ひずみ分布

4. まとめ

オーステナイト系ステンレス鋼の引張試験を行い、低ひずみ速度域で生じる X 字型の局在ひずみの伝播による特異な変形挙動について、以下の結論を得た。

- 1) 局在ひずみ伝搬型の変態誘起塑性は加工硬化率の傾きで特徴付けることができ、破断伸びと強い相関がある。
- 2) 室温付近(20°C)での $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度において、変形形態が均一変形から局在ひずみの伝播による不均一変形へと遷移し、その時にステップ状に破断伸びが増加する。一方、変形の遷移が見られない室温より低い 10°C では、ステップ状の破断伸びの増加は見られない。
- 3) バルクとしての加工誘起マルテンサイト相の分布は変形形態と符合し、先に報告したフェライトスコープによる表面付近の分布と同様であった。
- 4) 局在ひずみの移動をとまなうような不均一変形の空間分布の観察には、赤外線カメラが有効であることが示された。

謝 辞

本研究は天田金属加工機械技術振興財団の平成 21 年度研究開発助成によって行われた。ここに深甚なる感謝の意を表します。また、中性子回折実験は東京大学大学院工学系研究科原子力専攻の平成 22 年度原子力機構施設利用総合共同研究にて実施された。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 富永学, 豊岡了: 日本金属学会誌, 71-8(2007), 620-628.
- (2) 富永学, 豊岡了, 門野博史: 日本金属学会誌, 72-8(2008), 565-570.