

ねじり戻し加工を施した鋼のマイクロ組織変化と力学的性質

高橋明宏・山元直行・井上洋樹¹・津浦洋一・野村國彦²

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Steel treated with Back-Torsion Working

Akihiro TAKAHASHI, Naoyuki YAMAMOTO, Hiroki INOUE¹, Youichi TSUURA and Kunihiko NOMURA²

(Received October 1, 2007)

Abstract The formation of fine grain structure in steels by various severe plastic deformation processes, such as ball milling, equal channel angular process and accumulative roll bonding are distinctly demonstrated. In a new process to achievement grain refinement, the back-torsion working was devised. In present study, the S10C steel treated with its working has been produced using the conventional torsion apparatus, and subsequently the microstructure evolution and mechanical properties have been investigated. The shape restoration phenomenon, fine grained and hardening by back-torsion was confirmed. The deformed grain size as functions of rotational number, $\pm n$ and distance from centre, r is predicted and compared favorably with experimental measurements. The relationship between measured hardness and grain size known as *Hall-Petch* equation is clarified in a present steel with its working. Focusing on deformed dual phase steel including soft/hard (ferrite and pearlite) phases, profitable conditions to produce material balanced strength against ductility are discussed based on the results of microstructure observation and fracture mechanics analysis.

Keywords [S10C Steel, Back-Torsion Working, Microstructure Evolution, Mechanical Properties]

1 序論

強度と靱性を兼備させる最も有効な方法として、結晶粒の微細化が広く用いられている¹⁾。降伏強度の結晶粒径依存性は、一般に Hall-Petch の式²⁾で表示され、ある一定の微細粒径までの経験式として扱われている。大手鉄鋼メーカーは、鋼の化学組成と熱処理および圧延条件を適切に選択するといった制御圧延(TMCP:Thermomechanical Control Process)³⁾を活用することで、強度と低温靱性の両者にすぐれる鋼厚板を製造している。一方、馬越と山口⁴⁾は FCC 構造の合金を極低温下で加工し、加工に伴って導入される転位の動きを阻止し、その密度を増大させること

で結晶粒内に蓄積されるエネルギーを増加させれば再結晶核の増量をもたらすとして、極低温における圧延加工の有効性を主張した。高橋ら^{5),6)}は汎用鋼ツールを用い、ある条件でアルミニウム合金薄板内を固相攪拌させると、攪拌による摩擦熱が動的再結晶に寄与するため結晶粒が微細化するといった報告を行っている。

近年、強加工による結晶粒微細化プロセスとして、ボールミル法⁷⁾、等方チャンネル押出し法: ECAP(Equal Channel Angler Process)法⁸⁾および繰り返す圧延接合法: ARB(Accumulative Roll Bonding)法⁹⁾が誕生し、精力的に研究が行われている。特に ECAP 法は、製造過程に汚染物質の混入が無く、強加工

1 富士通日立プラズマディスプレイ株式会社

Fujitsu Hitachi Plasma Display Limited

2 都城高専非常勤講師

Miyakonojo National College of Technology, A Part-Time Lecturer

前後の材料形状の変化をほとんど伴わず、原理上は無限にひずみを導入できるといった特徴を持ち、ナノ結晶粒組織を容易に達成できるという点で優位性を持っている。結晶粒微細化プロセスは一般的な金属材料に適合可能であり、合金添加設計や熱処理等を適用しないで強化あるいは機能向上を図ることができるため、省資源、省エネルギー、高リサイクル性に貢献できる手段として、今後益々重要視されてくると考えられる。

本研究では、結晶粒微細化の新しいプロセスとしてねじり戻し加工¹⁰⁾を試みた。ねじり加工は高いせん断ひずみを容易に導入でき、断面の中心から外表面に向かってせん断ひずみが増加するため、傾斜的に加工強化される。ねじり戻し加工とは、最初にねじり加工によって一定量のせん断ひずみを加えた後(正転)、これに同等量の逆方向せん断ひずみを加える(逆転)といったユニークな方法である。穴田ら¹¹⁾は各種アルミニウム合金にねじり戻し加工を行い、原形回復現象が確認されたことや結晶粒微細化が達成されたことを報告している。本研究では、アルミニウム合金とは結晶構造が異なる低炭素鋼にねじり戻し加工を適用し、ミクロ組織変化とそれに伴う力学的性質等の相関関係の基礎調査を目的として実験を行った。また本研究の実験結果に基づいて、材料強化プロセスに関するミクロ組織設計指針について若干の考察を行ったので報告する。

2 実験方法

2.1 供試材

供試材は、新関西製鐵(株)から提供を受けた S10C 材である。Table1 に S10C 材の化学成分を示す。S10C 材は 1223K で 10.8ksec の焼なましを行ってから実験に供した。この焼なまし材の状態における S10C 材の硬度は HV127 であった。なお、機械工作機を用いて所定寸法の試験片に切削加工したが、材料特性に及ぼす加工疵や加工変質層の影響を除去するために、加工後はサンドペーパー(#400~1200)を適宜使用し、試験片軸方向に沿って表面層を磨いた。

Table 1 Chemical composition of a S10C (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Fe
S10C	0.13	0.21	0.42	0.013	0.016	0.07	0.18	0.13	bal.

2.2 各種材料試験

引張試験は万能材料試験機オートグラフ(島津製作所製 AG-I 容量 250kN)を用い、負荷速度は 6.7×10^{-4} [1/s] (1mm/min.) で試験した。引張試験片は標点間

距離を 56mm、標点間の直径を 8mm、肩部 R を 4mm とした。一部、ねじり加工後に引張試験を行ったが、試験機および試験条件は同様とした。

ねじり試験は、手動タイプの片側回転式ねじり試験機(東京衡機製造所製 容量 60N・m)を用い、回転速度は 2.3rpm 一定で行った。ねじり試験片は、Fig.1 に示すように、径の異なる二段平行部位を有しており、両側の径部を試験片つかみ部とし、肩部を含む小径部を標点間とした。

ねじり戻し加工は、ねじり試験と同様の試験機、回転速度および試験片形状で行った。以後、回転数を n で表し、一方向でねじった場合の回転数を $+n$ 、ねじり戻し加工の場合の回転数を $\pm n$ と略記する。なお、ねじり実験中に試験片の温度上昇が確認された。接触式温度計で測温し、熱応力に換算すると最大 2% の圧縮応力が試験片に作用すると推測されたため、実験中は圧縮空気を高速に吹きつけることで温度上昇を抑えた。その結果、0.2% の圧縮応力にまで緩和できた。このことより、全てのねじり試験には圧縮空気を吹きつけることにした。温度の影響を除去した、より精度の高いねじり変形実験については今後の検討課題としたい。

硬さ試験はマイクロビッカース硬さ試験機(AKASHI 製 MVK)を用い、予備実験の結果から圧子荷重 9.8N、圧子押込時間 15sec で行った。硬度試験片の測定は、ねじり試験前後の試験片の中央から小片切り出し、円形断面の中心から外表面に向かって等間隔で 7 点測定した。これを異なる領域で 3 回の測定を行い、それらを単純平均して評価した。

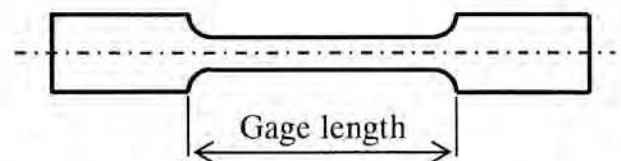


Fig.1 Geometry of the round specimen for the torsion and back-torsion tests (in mm)

2.3 ミクロ組織観察

ねじり戻し加工後、試験片中央部から軸方向に対して垂直に小片を採取し、エメリー紙による研磨(#1200 迄)およびダイヤモンド研磨剤(1 μ m 迄)を用いて鏡面研磨を行った。ミクロ組織観察のエッチング処理にはナイトール液(4%硝酸アルコール)を使用し、組織観察はデジタルマイクロスコープ(KEYENCE 製 VH-8000)を用いた。

さらにミクロ組織観察結果から、以下に示す式を用いて結晶粒径 d を求めた¹²⁾。

$$d = \frac{2N_L}{\pi/N_A} \quad (1)$$

ここで、 N_L は粒子線密度であり、 N_A は粒子面密度である。S10C 材はフェライト相およびパーライト相の二相で形成されているが、ねじり変形後の両者の粒径変化をまとめて測定した。

3 実験結果

3.1 ねじり戻し処理による原形回復現象

Fig.2 は、S10C 材を 5 回転ねじった後、逆方向に 5 回転させたねじり戻し加工材 ($n = \pm 5$) である。丸棒の長手方向にけがいたマーカが、逆回転後に復元す

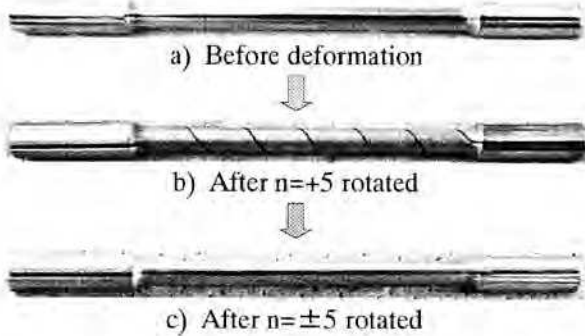


Fig.2 Shape restoration phenomenon of a S10C steel shaft processed back-torsion working

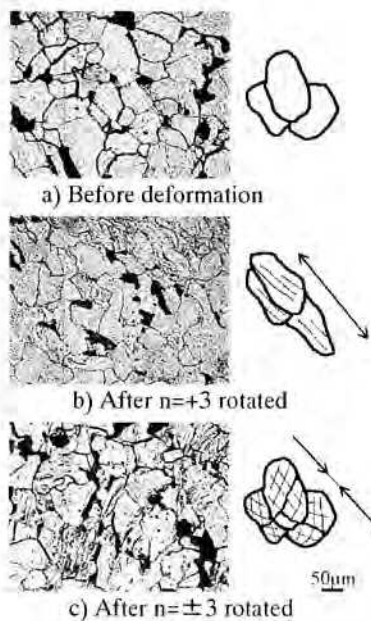


Fig.3 Microstructures showing the deformation regions on nearly outside surface in the S10C steel shafts processed

るといった原形回復現象を示していた。(b)の $n = +5$ の写真から、らせん状に転化したマーカが等間隔になっていることが認められた。標点間全長にわたって、せん断ひずみが均一に与えられていると判断できた。

Fig.3 は、(a)焼なまし材、(b) $n = +3$ 回転のねじり加工材、そして(c) $n = \pm 3$ 回転のねじり戻し加工材の断面のマイクロ組織であり、どれも試験片中央の外殻から内に 0.1mm 入った位置で観察した結果である。白色の結晶粒組織がフェライト相、黒色のそれがパーライト相である。 $n = +3$ のねじり加工後は、模式図で示すように、結晶粒の回転を伴った変形帯が形成され、個々の結晶粒もせん断変形方向に引き延ばされていることが認められた。 $n = \pm 3$ の加工後は、結晶粒を横断したせん断帯が認められ状況は複雑である。ただし、高ひずみが導入されている様相が観察されたものの、模式図に示したように個々の結晶粒の形態は変形前のものと類似していると判断できた。

3.2 各種材料試験結果

Table2 は、焼なまし材の引張試験およびねじり試験から得られた力学的性質をまとめたものである。

Table 2 Mechanical properties on a S10C steel obtained from tensile and torsion tests

Ultimate tensile strength, σ_B / MPa	431
Yield stress, σ_y / MPa	296
Fracture strain, ϵ_f	0.23
Torsional strength, τ_B / MPa	241
Torsional yield stress, τ_y / MPa	182
Vickers hardness, HV (as annealed)	127

引張強度 σ_B および降伏強度 σ_y に対するピッカース硬度の関係は、 $\sigma_B = 3.394 \times HV$ および $\sigma_y = 2.457 \times HV$ であった。同様にせん断強度 τ_B およびせん断の降伏点 τ_y に対するピッカース硬度の関係は、 $\tau_B = 1.898 \times HV$ および $\tau_y = 1.433 \times HV$ であった。また、 $\tau_y / \sigma_y = 0.583$ 、 $\tau_B / \sigma_B = 0.559$ であった。これは Von Mises の降伏条件 $\tau_{Z0}/Y = 1/\sqrt{3} = 0.577$ (Y: 一軸の引張降伏応力)¹³⁾ にきわめて近い結果であるため、Von Mises モデルに従って降伏しているといえる。

一端が固定された一様断面丸棒の他端において、中心軸に垂直な面内にねじりモーメント T を作用させた場合、丸棒内のせん断ひずみ γ ¹⁴⁾ は以下のように表される。

$$\gamma = \frac{D\varphi}{2l} \quad (2)$$

ここで、 D は標点間の直径、 φ は断面のねじれ角、 l は標点間距離であり、せん断ひずみ γ_f は D および φ に比例し、 l に反比例して付与されることを示している。

Fig.4 は、一方向ねじり試験の結果であり、ねじり試験片の直径を 4mm および 8mm とし、破断時の最大せん断ひずみ γ_f と、標点間距離 l との関係を示したものである。同図には参考として破断までのねじり角 φ_f [rad]も掲載した。式(2)の通り、標点間距離が増加するにつれて破断までのねじり角が増大することが確認できた。それは直径が異なっても同様であっ

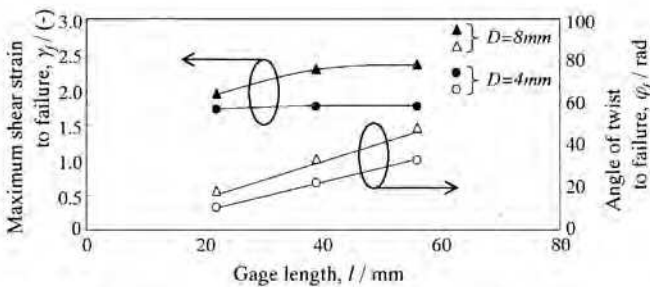


Fig.4 Relationships among the gage length of torsional specimen, maximum shear strain, γ_f and angle of twist to failure, φ_f

た。また最大せん断ひずみ γ_f は 1.7~2.4 の間に達すると破断した。両直径の最大せん断ひずみを比較した場合、直径 4mm の試験片の方がほぼ一定の γ_f を示し、安定的であった。そこで以降のねじり戻し加工を施す試験片寸法は、標点間距離 $l=56\text{mm}$ 、標点間の直径 $D=4\text{mm}$ とすることにした。

3. 3 ねじり戻し加工後の断面の硬さ分布

Fig.5 は、 $n=+1$ 、 $n=\pm 1$ 、 $n=+5$ および $n=\pm 5$ 回転後のそれぞれの断面中心($r=0$)から外殻までの硬さ分布である。すべての硬さ分布は線形関係を保ったまま

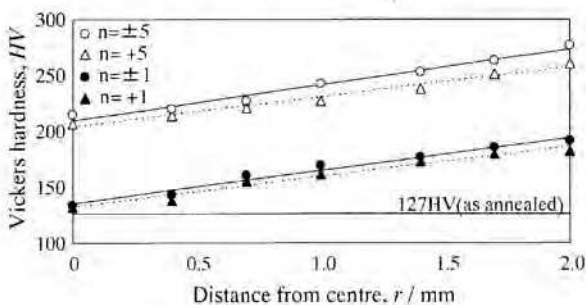


Fig.5 Comparison of the hardness profiles on cross section for four torsional specimens

硬度が上昇していた。回転数で比較すると、 $n=+5$ は $n=+1$ よりもいずれの測定点で硬度が 1.5 倍程度増大

していた。 $n=+1$ と ± 1 を比較すると、各点において硬度の増分が HV5~7 程度であった。 $n=+5$ と ± 5 の比較では、断面中心近傍では硬度の増分が HV6~8 程度であったが、外殻に近くなると HV10~17 程度の差が認められた。

Fig.6 は、 $n=\pm 1$ 、 $n=\pm 2$ 、 $n=\pm 3$ 、 $n=\pm 4$ および $n=\pm 5$ 回転後のそれぞれの断面中心から外殻までの硬さ分布である。Fig.5 と同様、いずれのねじり戻し加工の硬さ分布は、断面中心から外殻まで線形関係を有していた。図中の実線は各データを線形近似とした回帰モデルであり、実測データと回帰モデルによ

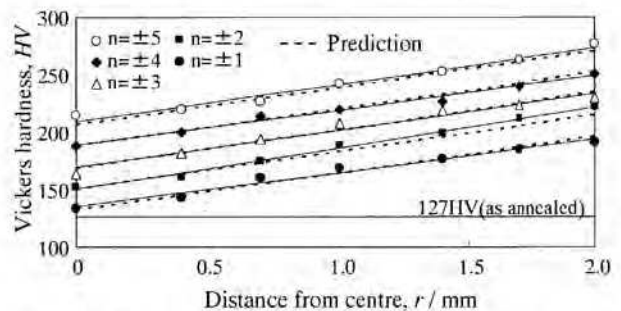


Fig.6 The hardness distribution on cross section as a function of distance from center, r in the S10C treated back-torsion working

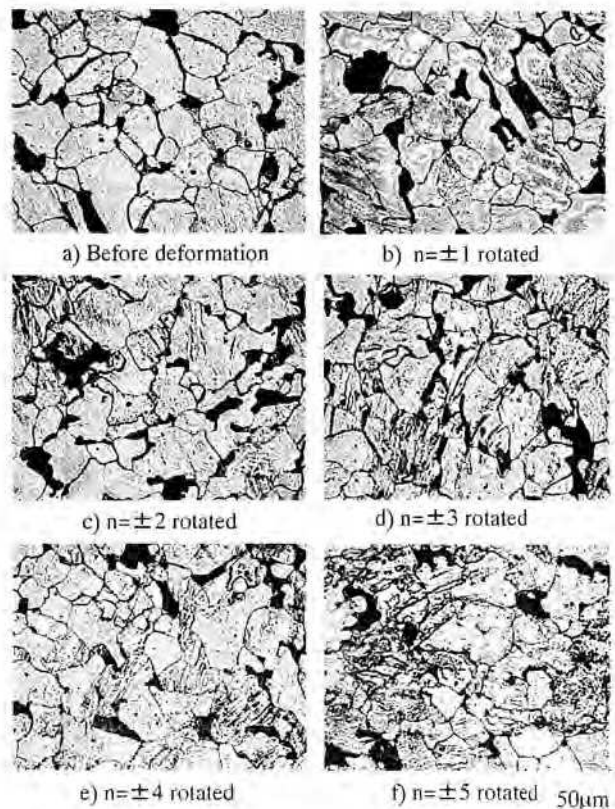


Fig.7 Deformed microstructures of cross sections of the S10C specimens treated back-torsion working with different of rotational number, $\pm n$

る予測値の相関を示す重相関係数 R を $n=\pm 1, n=\pm 2, n=\pm 3, n=\pm 4$ および $n=\pm 5$ について求めると、それぞれ、 $R_{\pm 1}=0.9884, R_{\pm 2}=0.9932, R_{\pm 3}=0.9848, R_{\pm 4}=0.9960$ および $R_{\pm 5}=0.9982$ であった。硬さ分布プロファイルは大変強い線形関係を示すことが確認された。Fig.7 は、焼なまし材および、 $n=\pm 1, n=\pm 2, n=\pm 3, n=\pm 4, n=\pm 5$ 回転後のマイクロ組織であり、外殻から 0.1mm 戻ったところで観察したものである。式(1)に従って各点の結晶粒径を測定したところ、 $n=\pm 1, n=\pm 2, n=\pm 3, n=\pm 4$ および $n=\pm 5$ で、それぞれ $71.4\mu\text{m}, 68.3\mu\text{m}, 62.1\mu\text{m}, 54.7\mu\text{m}$ および $46.0\mu\text{m}$ であった。ねじり戻し加工の回転数が増えるにつれて、結晶粒径が細分することがわかった。ねじり戻し加工の回転数 $\pm n$ に対する粒径の変化を数式化すると以下のようにになった。

$$d_{\pm n} = d_0 \left\{ 1 - 0.187 \exp(0.194 \cdot n) \right\} \quad (3)$$

$d_{\pm n}$ は $\pm n$ 回転後の結晶粒径 (n ; 整数)、 d_0 は焼なまし材の結晶粒径であり、 $93.2\mu\text{m}$ である。この予測に関する実測データの重相関係数 R は 0.9969 であった。これにより、ねじり戻し加工の回転の増加による粒径の微細化効率は指数関数で表現でき、例えば ± 5 回転で粒径は 49% 微細化し、 $45.7\mu\text{m}$ と予測できる。

4 考察

4.1 ビッカース硬度の結晶粒径依存性

$n=\pm 1 \sim 5$ 回転までのねじり戻し加工を行い、断面のマイクロ組織変化および断面中心から外殻までの硬さ分布を調査した。3.2 章において、材料強度と硬度との関係を示したが、経験的に硬度は降伏強度 σ_y の 3 倍¹⁵⁾とされており、本研究でもそれに近い関係を示した。一般的に、多くの多結晶金属材料において、結晶粒径 d と降伏強度 σ_y の関係は、Hall と Petch の関係²⁾として知られている。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (4)$$

ここで、 σ_0 および k_y は材料定数である。材料強度と硬度に相関があると仮定すれば、硬度と結晶粒径の関係は、

$$HV = HV_0 + k_y d^{-1/2} \quad (5)$$

となる。この関係式を用いて、式(1)のねじり戻し加工後の結晶粒径 d とビッカース硬さ HV との関係を示す。重相関係数 R が 0.9655 を示すことから、ねじり戻し加工後のマイクロ組織と硬度は Hall-Petch 則に基づいて変化することが確認された。なお、材料定数 HV_0 および k_y は、207.2 および 106.8 であった。

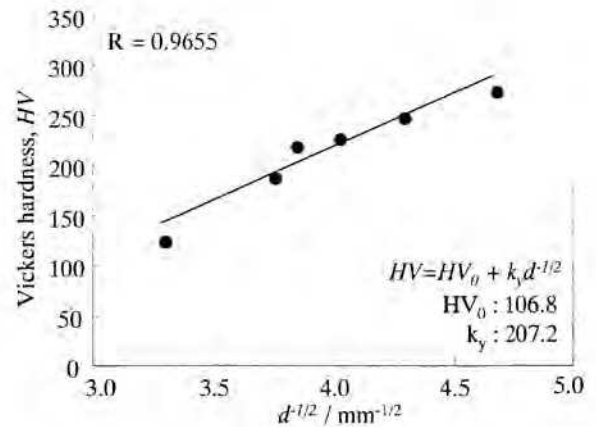


Fig.8 Vickers hardness as a function of $d^{-1/2}$. The d shows grain size.

梅本は、飛翔体を高速で鉄系合金に衝突させた場合、表面層にはナノオーダーの結晶粒が生成され、そのようなデータを基にナノ結晶体の硬度と結晶粒径の間に、以下の式が成立すると提案している¹⁶⁾。

$$HV = HV_0 + 1.5\mu(b/d)^{1/2} \quad (6)$$

これは、 $\mu/2\pi$ (μ は材料の剛性率) で示される粒界の強度が材料本来の理想強度として仮定している。この理想強度の理論的解釈として、せん断変形に対する原子間力を単純立方格子間の周期を正弦関数周期で近似するとき、上半分の結晶を下半分の結晶に対して同時にすべり変形させるための理論せん断強度であると理解される。ここで b は材料のバーガースベクトルである。HV は GPa 単位に換算することが可能で、バーガースベクトル b が 0.250nm ¹⁷⁾ であると式(6)

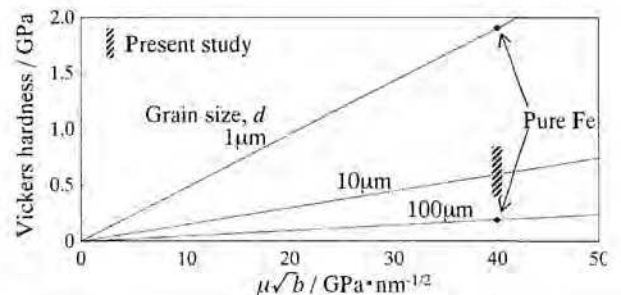


Fig.9 Measured Vickers hardness of the S10C treated back-torsion working and theoretically estimated hardness of selected grain size

は Fig.9 のようになる。この図からは、結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であれば硬度は 0.5GPa 以上になることを意味している。同図に純 Fe の場合の硬度予測点を記載し、併せて本研究で得られた硬度実測値の範囲も

示した。式(6)に基づくと、5~20 μm の粒径の範囲で、0.3~0.8GPaの硬度が得られるが、本研究では46~93 μm で同程度の硬度が得られた。焼なまし後のS10C材はフェライト相とパーライト相の二相混合組織であり、今回実施したピッカース試験の圧痕の対角線がフェライト相もしくはパーライト相のひとつの結晶粒とほぼ同等であることがマイクロ組織観察によって確認されている。パーライト相はフェライトとセメントイトから構成される層状組織であり、セメントイトの硬度はHV1340¹⁸⁾である。そのため硬質相が硬度測定結果に影響を及ぼし、結果的に多少高めに評価されたのではないかと推測される。Fig.7の $n=\pm 5$ のマイクロ組織からは、ねじり変形による局所的に発達した変形帯がパーライト相周辺で生成していることが認められる。友田らは、フェライト-マルテンサイト二相混合組織であるS20C材の平面曲げ疲労試験を行い、表面すべり線は全てフェライト相内部に発生し、初期き裂はフェライト/マルテンサイト相の境界近傍を発生サイトにするを明らかにしている¹⁹⁾。これは、軟質/硬質の両相内部の微視的応力・ひずみ場が不整合であり、それが起因していると考えられる。こういった特定領域の優先変形部位は、材料全体の不均一変形を誘起するマイクロ欠陥となる²⁰⁾。詳細な硬度予測を実現するには、軟質相および硬質相の二相混合組織に関する変形解析と、観察結果から示される物理的根拠に基づいた検討が必要と考える。

4. 2 ねじり戻し加工後の断面内の硬さ分布予測

Fig.5およびFig.6の断面内の硬さ分布から、断面中心の硬度が変形前よりも増大していることが確認された。通念上、断面中心とは“点”であり、本研究では1/1000mmオーダーの精度で断面中心の位置決めをしている。しかしながらピッカース硬さ試験において圧痕と結晶粒径を比較した場合、結晶粒ひとつ以上の範囲にわたって圧痕が与えられる。ねじり変形のため、真の断面中心を含む結晶粒やそれに隣接する結晶粒が加工硬化することから、見掛け上、断面中心で硬度が増大することになる。

ところで、 $n=\pm 1\sim 5$ 回転後のねじり戻し加工の断面中心の硬度は、回転数の増加に伴い見掛け上11.6%ずつ硬度が増大した。また、各回転数における断面中心から外殻までの硬さ分布が等傾直線を呈していた。そのため硬度HVの増分は、ねじり戻し加工の回転数の関数として示すことが可能である。 $n=\pm 1\sim 5$ 回転における断面中心から外殻までの硬度の増大割合を示す傾きを考慮し、断面中心から半径方向への距離を r として、Fig.6の実験点の近似式を単純に

数式化したものが式(7)である。Fig.6にはこれらの直線を破線で示している。

$$HV_{r,n} = 32r + 18.6n + 114 \quad (7)$$

この近似式は、本研究の範囲のみ適用される点に注意を要するが、Fig.6から実線に対する破線の有意差はほとんど生じていないことがわかる。簡便な算術方法であるが、ねじり戻し加工後の断面内の硬度予測法として高い精度を有しており、工業的に十分活用できると考える。

4. 3 ねじり戻し加工後の引張特性

Fig.10は、ねじり戻し加工後に引張試験を行ったときの応力-ひずみ曲線であり、焼なまし材の引張試験結果も併せて示した。ねじり変形を行うと引張強度は向上するが、延性は低下し、加工硬化率が大幅に変化するという塑性流動挙動を示した。この傾向は、結晶粒を微細化させた金属材料の力学的性質の評価に関する多くの研究結果²¹⁾と一致する。また、焼なまし材の応力-ひずみ曲線には図中のA点に示されるように明瞭な上降伏点が現れていた。その反面、ねじり変形を施すと降伏点は消滅した。さらに焼なまし材の上降伏点以後の塑性変形中にはセレーションと呼ばれる鋸歯状の波形が確認されたが、ね

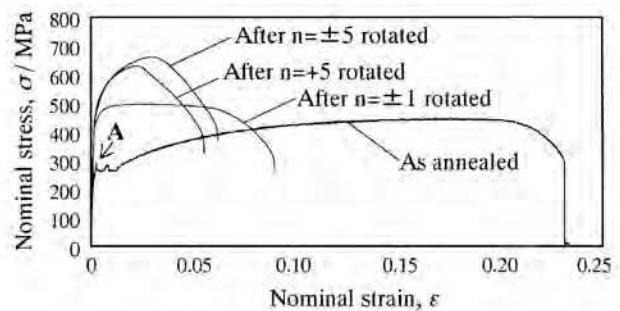


Fig.10 Typical stress-strain curves of the S10C processed torsional working with different of rotational number

じり変形を行った試験片にはセレーション現象が抑えられていた。応力ひずみ応答は引張過程のマクロな変形挙動を示すものであるが、ねじり変形の有無に明らかに相違が認められる。これはミクロ的な引張変形の素過程に及ぼすねじり変形の影響が非常に大きいことを示している。Fig.10に示すねじり加工を行った試験片の引張過程を詳細に検討すると、降伏点以降の変形初期の応力が急速に高く発現すると同時に、低ひずみレベルで塑性不安定状態となっていると予想される。さらに、軟質相/硬質相のひずみの

不整合といったマイクロ組織上の要因も重畳すれば、早期にネッキングが成長し破断に至ることが示唆される。強度-延性バランスの優れた材料の創製には延性・靱性改善の技術プロセスの確立が必要であり、研究²²⁾も盛んに行われているが、すべり変形が組織全体に均一に分散し、粒界や介在物等への応力集中が起きにくくする¹⁾ために、特に応力-ひずみ曲線中の均一伸びに富んだマイクロ組織が望まれている。Uejiraらは加工硬化率の補償を目的として单相組織に微細第二相粒子を適切に分散すれば、強ひずみ加工プロセスを用いなくて鋼組織をナノ結晶化させ、十分な引張延性が得られることを報告している²³⁾。

ところで、穴井らが行ったアルミニウム合金のねじり戻し加工の研究¹¹⁾によると、 $n=\pm 6$ 回転後の最大表面粗さ R_{max} は、焼なましアルミニウム合金のそれより 3 倍近く増加したと報告している。表面欠陥の増大は衝撃靱性および疲労強度の低下につながるため、注意を要する。しかしながら穴井らは、 $n=\pm 6$ の表面粗さが $n=+6$ よりも顕著に軽減されたことを確認しており、ねじり戻し加工の効用を示した。面粗度の改善理由に関する解析は未達であるが、今後ねじり戻し加工材の動的強度に着目した研究を検討している。

4. 4 ねじり戻し加工材の破壊力学解析

一般にき裂先端周辺が弾塑性応力場で表される場合、き裂先端前方の塑性変形は、高ひずみ領域の破壊進行域、それを囲む弾塑性域、次いでさらに弾塑性域に取り囲まれている。べき乗硬化則で示される材料中のき裂先端近傍は HRR 応力場²⁴⁾となり、 $r^{-(n+1)}$ の特異性を持つことが知られている。ここで r はき裂先端の塑性域、 n は加工硬化指数である。しかしながら、き裂がそのき裂自身の弾塑性域に進展する場合、応力場の特異性が $\ln(1/r)$ の弱い RDS 応力場²⁵⁾へと変化する。このように、き裂の成長に伴う応力場特異性の変化は、温度やひずみ速度の影響を受けたときの材料の引張延性の変化に大きく左右されやすい^{26),27)}。この場合、一軸の破断ひずみ ϵ_f 、縦弾性係数 E および流動応力 σ_0 から、式(7)のように定義される延性パラメータ Ω ²⁸⁾を求めれば、特異応力場の大きな判別は可能である。

$$\Omega = \frac{E \epsilon_f}{\sigma_0} \quad (8)$$

ここで、 σ_0 は降伏応力と引張強度の相加平均であり、 $(\sigma_y + \sigma_B)/2$ で表される。この Ω が 34.5 以上で十分な塑性変形により安定き裂成長が生じ、それ未満ではき裂は抵抗を受けずに進展することがわかっている²⁸⁾。

Table2 および Fig.10 に記載した各種材料試験から得られるデータを用いて計算すると、焼なまし材、そして $n=\pm 1$ と $n=\pm 5$ のねじり戻し加工材の Ω はそれぞれ、 $\Omega_{\text{anneal}}=131$ 、 $\Omega_{\pm 1}=40$ 、 $\Omega_{\pm 5}=20$ となった。ねじり戻し加工 $n=\pm 1$ 迄は安定き裂成長を伴い、内生的塑性変形の効果を持ったき裂進展抵抗を示す。一方、高いせん断ひずみが導入された $n=\pm 5$ の場合は RDS 応力場に遷移していると判定された。応力場の遷移を厳密に確認するには、破壊力学的解析に基づくき裂開口変位 COD の分布データと実測データとの比較が必要である。いずれにせよ、ねじり戻し加工材の延性の改善が達成されなければ、き裂発生靱性やき裂伝播靱性への回復が満たされず、強度が増大しただけのプロセスに留まってしまうことに注意しなければならない。近年、結晶粒微細化による材料強化に関する研究が活発に推し進められているが、それと同時に延性および破壊靱性に対する評価の重要性が示唆され、十分な検討が必要であるといえる。

5 結論

焼なまし処理を行った S10C 材について、ねじり加工およびねじり戻し加工を実施し、マイクロ組織変化とそれに伴う内部組織の硬さ等の力学的性質の相関関係を調査した。また、硬度プロファイルの結晶粒径依存性等の実験結果や破壊解析の観点に基づいて、材料学的な強化方法に対するマイクロ組織設計指針に関する考察を行った。以下に本研究で得られた知見をまとめる。

1) 本供試材にねじり戻し加工に施すと、原形回復現象が認められた。

2) ねじり戻し加工を施すと結晶粒径が微細化され、

$$d_{\pm n} = d_0 \left\{ 1 - 0.187 \exp(0.194 \cdot n) \right\}$$

の式により、ねじり戻し加工後の粒径を予測できた。

3) ねじり戻し加工により、断面中心から外殻に向かうにつれて線形性を保った硬度の増加が確認された。硬さ分布は、

$$HV_{r,n} = 32r + 18.6n + 114$$

の式により予測できる。

4) ねじり戻し加工後の硬度および結晶粒径の変化は Hall-Petch 則に従うことが示された。

5) ねじり戻し加工材を施すことで大幅な引張強度の向上が見られたが、軟質/硬質の二相混合組織を有する鋼の場合では、変形初期の段階で塑性不安定状態を示すために延性および破壊靱性の低下を招くこ

とが推察された。ミクロ組織全体の均一なすべり変形を起こすことの有効性について考察した。

謝辞

S10C 材をご提供いただきました新関西製鐵(株)様に深く感謝申し上げます。

参考文献

- 1)小林俊郎:材料強靱学-材料の強度と靱性-,アグネ技術センター,pp.73,2000
- 2)Thomas H. Courtney:Mechanical Behavior of Materials, McGRAW-HILL, pp.182, 2000
- 3)門間改三:鉄鋼材料学,実教出版,pp.269,1988
- 4)馬越祐吉,山口正治:極低温加工した fcc 金属の再結晶による結晶粒微細化,鉄と鋼, Vol.79, No.5, pp.611-617, 1993
- 5)高橋明宏,山元直行:固相攪拌プロセスを施した Al-Mg-Si 系アルミニウム合金の時効挙動と靱性,日本機械学会第 1 2 回機械材料・材料加工技術講演会, No.04-15, pp.211-212, 2004
- 6)高橋明宏,山元直行,海田英生,永田静光,川崎敬一,立山義浩,津浦洋一,富山光照,高司顕徳,野村國彦:固相攪拌を施した展伸用アルミニウム合金の Charpy 衝撃特性およびミクロ組織変化,都城工業高等専門学校研究報告, Vol.41, pp.17-24, 2007
- 7)高木節雄,木村勇次:メカニカルミリングにより強加工した鉄の内部微細組織,日本金属学会シンポジウム予稿・高強度発現のための新しい試み, pp.1-4, 1998
- 8)西田義則,有馬弘晃,金鎮千,安藤禎一:回転式 ECAP 法の開発と AC4C アルミニウム合金への適用,軽金属, Vol.108, pp.650-654, 2000
- 9)Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai and R. G. Hong: Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process, Scripta Mater., Vol.39, pp.1221-1227, 1998
- 10)高橋明宏,山元直行:ねじり戻し加工による鋼の結晶粒観察,日本機械学会大分地方講演会講演論文集, Vol.058-2, pp.43-44, 2005
- 11)穴田博,田中巖,古井光明,佐治重興:ねじり戻し加工によるアルミニウム合金棒の原形回復現象と変形特性,軽金属, Vol.53, No.1, pp.20-26, 2003
- 12)軽金属学会:アルミニウムの組織と性質, pp.71, 1991
- 13)吉田総仁:弾塑性力学の基礎,共立出版, p145, 1997
- 14)竹園茂男:基礎材料力学,朝倉出版, pp.103, 2002
- 15)砂田久吉:演習・材料試験入門, pp.65, 1991
- 16)M. Umemoto: Nanocrystallization of Steel by Severe Plastic Deformation, Mat. Trans., Vol.44, No.10, pp.1900-1911, 2003
- 17)楠見和久,瀬沼武秀,杉山昌章,末広正芳,野崎雅子:Ti 添加鋼の短時間窒化における硬化挙動と強化機構,新日鉄技報, Vol.381, pp.70-76, 2004
- 18)村上陽太郎,亀井清,山根壽己,長村光造:金属材料学,朝倉書店, pp.10, 1994
- 19)黒木剛司郎,大森宮次郎,友田陽:金属の強度と破壊,森北出版, pp.59, 1993
- 20)Richard W. Hertzberg: Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John Wiley and Sons, pp.622, 1983
- 21)李星照,稲垣肇,宇都宮裕,齋藤好弘,左海哲夫:多数枚重ねの繰り返し重ね接合圧延法による工業用純アルミニウムの結晶粒微細化,日本金属学会誌, Vol.66, No.5, pp.470-475, 2002
- 22)小林俊郎:アルミニウム合金の強度と破壊の研究,軽金属, Vol.54, No.8, pp.333-347, 2004
- 23)R. Ueji, N. tsuji, Y. Minamino and Y. Koizumi: Ultragrain Refinement of Plain Low Carbon Steel by Cold-Rolling and Annealing of Martensite, Acta. Met., Vol.50, pp.4177-4189, 2002
- 24)T. L. Anderson: Fracture Mechanics, CRC Press, pp.127, 1995
- 25)J. R. Rice, W. J. Drugan and T. L. Sham: Elastic-Plastic Analysis of Growth in Cracks, ASTM STP 700, American Society of Testing Materials, Philadelphia, pp.189-221, 1980
- 26)D. F. Stein, C. P. Wang Chen and R. A. Ayres: The Inhomogeneity of Plastic Deformation, American Society for Metals, pp.124, 1973
- 27)M. Kiritani and M. Kato: Symposium on High-Speed Plastic Deformation, Hiroshima, Mater. Sci. and Tech., Vol.350, 2003
- 28)高橋明宏,小林俊郎,戸田裕之,水谷道:5083 アルミニウム合金 O 材の極低温から高温における動的破壊靱性,軽金属, Vol.50, No.8, pp.386-391, 2000