フェライト–マルテンサイト複合組織鋼の不均質 変形挙動に及ぼす焼戻し条件の影響

南 秀和*・中山 恭平*²・森川 龍哉*³・東田 賢二*³
田路 勇樹*⁴・長谷川 浩平*⁴

Effect of Tempering Conditions on Inhomogeneous Deformation Behavior of Ferrite–Martensite Dual-Phase Steels

Hidekazu MINAMI, Kyouhei NAKAYAMA, Tatsuya MORIKAWA, Kenji HIGASHIDA, Yuki TOJI and Kohei HASEGAWA

Synopsis : Inhomogeneous deformation in DP steel has been investigated by SEM-EBSD method and high-precision markers drawn by electron beam lithography. Particular emphasis is laid on the effects of initial hardness of martensite on the development of inhomogeneity in ferrite during tensile deformation. The hardness of each phase in DP steels has been examined using a Berkovich-type indenter. Difference of the hardness between ferrite and martensite in the specimen tempered at 423K was larger than that tempered at 673K. Changes of local orientation obtained by SEM-EBSD method inside the ferrite in the steel tempered at 423K was more noticeable than that tempered at 673K. In addition, we employed a high-precision marking method using electron beam lithography in order to measure the local displacement. Not only the equivalent plastic strain in ferrite but also the one in martensite were obtained by using the method due to tensile deformation. It is clarified that the hardness of martensite effects the development of deformation inhomogeneity in both of ferrite and martensite. On the basis of results, the influence of the characteristic of deformation inhomogeneity on the mechanical property of the DP steels is discussed.

Key words : mechanical property; geometrically necessary dislocation; work hardening; strain gradient.

1. 緒言

フェライト相にマルテンサイトやベイナイトを配置し複相化した鋼は、単相鋼に比べて強度–延性バランスに富むなどの優れた力学特性を有する。その中でも、フェライトとマルテンサイトによる複合組織鋼 (Dual Phase Steel: DP 鋼) は、さらなる高強度化を求められる自動車用鋼板としての需要が拡大している^{1,2)}。DP 鋼は変形初期において単相鋼よりも大きな加工硬化を示し、そのため、引張強度が増大する。一方で、打抜材の伸びフランジ性などの加工性に関しては、十分な均一伸びを示す DP 鋼であっても、一般に単相鋼に比べて不利となる^{3,4)}。このような DP 鋼特有の力学特性を理解するには、軟質相であるフェライトと硬質相であるマルテンサイトそれぞれ単独での力学特性についての知見を得ることがもちろん重要であるが、それだけでは不十分であり、それぞれの相が変形に際してどのような役割を担うのか明らかにする必要がある。変形初期には軟質相であるフェライトが塑性変形の多くを担うことは容易に推定できるが、その後ひずみの増大に伴って、硬質相であるマルテンサイトがどのようにフェライトの変形を拘

束し続けるのか、マルテンサイトそれ自身の塑性変形はどの段階で開始するのか、など、DP 鋼の塑性変形挙動の解明には多くの問題が残されている。

また、それらの変形挙動は構成相の初期状態、すなわち、軟質相と硬質相の体積比やそれらの強度比、さらには、軟質相中における硬質相の分布状態に大きく依存する^{5–10)}。これらはいずれも、硬質相による軟質相への変形拘束の仕方を変化させると考えられ、複合組織鋼の性質を決める主要因子であり、その特徴を3次元的に把握することは非常に重要である¹¹⁾。しかし、一方で、そのような多様な状態の初期組織が塑性変形中に互いにどのように影響を及ぼし合っているのか明らかにすることも、複合組織鋼の変形挙動を理解するうえで必要であろう。

本研究では、DP 鋼における局所的な変形の進行状態に着目し、その様相を SEM-EBSD 法ならびに変形状態を直接観察できる微細マーカー法^{12–14)}によって調べた。この手法により、同じ体積比の硬質相マルテンサイトの硬さを熱処理により変化させた二種の DP 鋼について引張試験を行い、各相およびそれらが相互に影響し合った塑性変形状態を明らかにすることを目的とした。

平成 23 年 4 月 1 日受付 平成 23 年 5 月 16 日受理 (Received on Apr. 1, 2011; Accepted on May 16, 2011)

* 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University, 744 Motooka Nishi-ku Fukuoka 819-0395)

* 2 九州大学大学院生 (現: 大同特殊鋼(株)) (Graduate Student, Kyushu University, now Daido Steel Corporation)

* 3 九州大学大学院工学研究院 (Department of Material Science and Engineering, Kyushu University)

* 4 JFE スチール (株) (JFE Steel Corporation)

Table 1. Chemical composition of the specimen employed.

(mass%)						
C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.124	1.42	2.02	0.012	0.0012	0.035	0.0043

2. 実験方法

供試鋼の組成を Table 1 に示す。この鋼を 1473K で 24 時間溶体化処理後、再び 1473K にて 3600 秒保持し、7 パスの熱間圧延により厚さを 27 mm から 3.6 mm とした。この熱延板を表層脱炭素除去のため表面研削し、厚さ 3.2 mm にした後、冷間圧延により厚さ 1.2 mm の冷延板とした。冷延板を塩浴中でフェライト-オーステナイト二相域の 1073K にて 1800 秒保持後水冷し、再び塩浴中で 423K および 673K でそれぞれ 1800 秒の焼戻しを行い、焼戻し温度の異なる二種のフェライト-マルテンサイト複合組織鋼（いずれもマルテンサイトの体積率：約 50%）を得た。これより、423K および 673K 焼戻し材をそれぞれ供試鋼 A および B とする。

二種の供試鋼の力学的特性を引張試験および硬度試験により評価した。引張試験は JIS5 号試験片を用い室温にて初期ひずみ速度 $2.78 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて行った。またマイクロ硬度は微小硬度計（島津製作所製 DUH-W201S）を用い、荷重 0.5 gf の条件で測定した。

内部組織観察は光学顕微鏡および透過電子顕微鏡 (TEM) により行った。光顕観察用試料は、供試鋼圧延面を手研磨により鏡面化した後、1% ナイタルでエッチングして組織を現出させ、観察にはレーザー顕微鏡（KEYENCE 製）を用いた。また、TEM 観察用試料は、手研磨にて厚さを $50 \mu\text{m}$ 以下とした後、ツイングジェット式の電解研磨法により薄膜化した。TEM 観察には九州大学超高压電子顕微鏡室の JEM-2000EX（日本電子製）を用いて、加速電圧 200 kV にて行った。

供試鋼の転位密度測定には X 線回折法を用い、転位密度 ρ は、式 (1) により評価した¹⁵⁾。

$$\rho = (14.4 \times \varepsilon^2) / b^2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 b はバーガースベクトル ($=0.25 \text{ nm}$)、 ε は Hall の方法を用いて X 線回折ピークの半価幅から求めた局所ひずみである。転位密度測定は供試鋼圧延面で行った。

また、引張変形中の結晶方位変化を捉えるために、Fig. 1 に示す小型引張試験片を作製し、引張試験で所定のひずみを与え、試験前後で同一視野における結晶方位を SEM-EBSD (S-4300SE: 日立製作所製, OIM: TSL 社製) にて測定した。引張試験は室温で行い、初期ひずみ速度は $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ であった。

さらに、変形中の試料各所における局所塑性変形状態を定量的に捉えるため、電子線リソグラフィにより試験片表

Fig. 1. Specimen shape and size for tensile tests and EBSD analyses.

Fig. 2. SEM image showing the dimension of the markers due to the electron lithography.

面に微細マーカを作製した。これには、Fig. 1 に示す小型引張試験片を用いた。プロセスの詳細については別報 (14) を参照されたい。Fig. 2 は電子線リソグラフィにより作製した試験片表面の微細マーカを表す SEM 像である。マーカの形状は一辺 500 nm の正方形格子状とし、線幅は 70 nm 程度であった。このようなパターンを引張試験片平行部表面に $500 \mu\text{m}$ 四方の領域にわたり、数カ所描画した。このマーカによる正方形格子の頂点の引張変形に伴う変位より局所ひずみ分布を解析した。格子の頂点の変位は以下のような手順で求めた。まず、変形前後の試験片について等しい倍率および解像度の SEM 像を取得し、この像上で各格子の頂点に座標を付与した。次に、変形前後の 2 つの SEM 像で対応させた同一の格子についてその形状を比較し、各頂点の x , y 方向（引張方向とそれに垂直な方向）への相対変位を求めた。これらの変位から式 (2) を用いて相当塑性ひずみ (ε_{eq}) を求めることにより、局所変形状態を評価した。

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{4}{3} (\varepsilon_x^2 + \varepsilon_x \varepsilon_y + \varepsilon_y^2) + \frac{1}{3} \gamma_{xy}^2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 ε_x , ε_y , および γ_{xy} はそれぞれ各正方向格子において平均した法線ひずみとせん断ひずみである。

3. 実験結果および考察

3.1 力学的特性

Fig. 3 に DP 鋼中のフェライトおよびマルテンサイトそれ

Fig. 3. Effect of tempering temperature on the micro-hardness of ferrite and martensite in specimens A and B.

Fig. 4. True stress and strain curves of specimens A and B obtained by tensile tests. Broken lines indicate work-hardening rate.

Table 2. Mechanical properties of specimens A and B.

	YS (MPa)	TS (MPa)	U. EL (%)
A	448	1259	7.2
B	741	1127	5.4

ぞれの微小硬度の焼戻し温度による変化を示す。焼戻し温度は423Kおよび673Kであり、それぞれ供試鋼AおよびBに対応している。フェライトの硬度は673Kにおいてややばらつきが見られるものの、その平均硬度は焼戻し温度によらずほぼ等しい。一方、マルテンサイトの硬度はいずれの焼戻し温度ともばらつきが非常に大きい、その平均値は673K焼戻し材のほうが小さい。

Fig. 4は二種の供試鋼の引張試験より得た真応力-真ひずみ曲線および加工硬化率曲線である。また、Table 2にFig. 4から得た降伏強度(YS)、引張強度(TS)、および均一伸び(U. EL)をまとめて示す。焼戻し温度が423Kと低い供

Fig. 5. Optical micrographs obtained from specimens A and B: (a) specimen A, (b) specimen B.

試鋼Aは通常の硬化曲線を示すが、供試鋼Bでは降伏後に変形応力が一定となる降伏点現象が現れており、これに伴い降伏強度は供試鋼Bで高い。一方、ひずみ0.02以上の引張強度は供試鋼Aで大きい。応力ひずみ曲線と加工硬化率曲線の交点は最大荷重点($(d\sigma/d\epsilon)=\epsilon$)であり、均一伸びに対応する。この値は供試鋼A、Bでそれぞれ7.2%、5.4%であり、供試鋼Aにおける均一伸びが大きいことがわかる。一方、加工硬化率は、供試鋼Bの変形初期における降伏伸びの領域を除いてひずみの増加とともに単調減少しており、全ひずみ域において供試鋼Aが供試鋼Bを上回る。

3・2 初期組織

Fig. 5(a), (b)はそれぞれ光学顕微鏡で得られた供試鋼A、Bの初期組織を示す。どちらの鋼においても母相フェライト(図中の明るい領域)と、マルテンサイト(図中の暗い領域)がほぼ均一に分散しており、典型的な二相組織の様相を呈している。供試鋼A、Bにおけるフェライトの平均結晶粒径はそれぞれ約4.3、4.9 μm とほぼ等しかった。

Fig. 6(a), (b)にそれぞれ供試鋼A、BのTEM明視野像および視野中心部より得た制限視野回折像を示す。各図の中心付近の比較的明るい領域がフェライト粒、その周りの暗い領域がマルテンサイトに対応しており、いずれもフェライト粒内部の転位組織の様相を示している。転位は比較的均一に分布しており、フェライト粒内の平均転位密度は焼戻し温度にかかわらずおおむね同程度であることがわかる。

各供試鋼における初期転位密度を定量的に把握するため、X線回折による転位密度測定を行った。Table 3に、X線回折法で測定した供試鋼A、Bの平均転位密度を示す。どちらの供試鋼とも平均転位密度のオーダーは $10^{13}(\text{l}/\text{m}^2)$ と同程度であることがわかる。この結果と上のTEM観察結果より、供試鋼全体およびフェライト粒内部における初期転位密度は各焼戻し材でほぼ等しいものと考えられる。これより、各供試鋼のマルテンサイトにおける平均転位密度もそれぞれでほぼ同様であろうと思われ、Fig. 3で見ら

Fig. 6. TEM images and selected area diffraction pattern obtained from specimens A and B: (a) specimen A, (b) specimen B.

Table 3. Dislocation density of specimens A and B.

	Dislocation density (1/m ²)
A	3.3×10^{13}
B	6.1×10^{13}

れた焼戻し温度の上昇に伴うマルテンサイトの硬度低下は、マルテンサイトの固溶炭素濃度の低下に伴ったものである可能性が高い。

3・3 引張変形に伴う局所方位変化の焼戻し温度依存性

焼戻し温度の高い供試鋼Bではマルテンサイトの硬度が低下しており、引張試験において均一伸びの小さいことが前節までで明らかとなった。本節では、引張試験に伴う局所領域の結晶方位変化をSEM-EBSD法で測定し、変形したフェライト粒内部の方位変化に及ぼすマルテンサイトの硬度差の影響を示す。

Fig. 7(a), (b)はそれぞれ、SEM-EBSD法により得た供試鋼A, Bの5%引張後における方位マッピング(OIM: Orientation Image Mapping)像である。引張方向は図の水平方向であり、図中の各色は観察面法線方向の結晶方位を右下の標準ステレオ三角形内の対応する方位の色で示したものである。図中に分散する黒い領域は、マルテンサイト中の高ひずみ領域、あるいは、フェライト粒中でも塑性変形の進行に伴い局所的に大きなひずみが生じることで菊地線が不明瞭となったと考えられる領域で、いずれも方位測定が困

難であった箇所である。また、図中の結晶粒内部には色変化が現れていることから、変形によって各結晶粒内部に方位差の生じたことがわかる。そこで、各供試鋼の同一領域を引張試験前後で比較した例をFig. 8およびFig. 9に示す。

Fig. 8は、供試鋼Aのフェライト粒を含む同一領域より得た、OIM像とIQ(Image Quality)像を重ねた像(以下、IQ+OIM像)であり、(a)は変形前、(b)は5%引張後の像である。引張変形前のFig. 9(a)において、すでに各結晶粒内部で方位変化に対応する色変化がわずかに現れているが、これは焼入れ時に導入される焼入れひずみの発生に起因すると考えられる。Fig. 8(b)では(a)に比べて粒内部の色変化が顕著になり、変形によって結晶粒内部の方位差の大きくなっていることがわかる。また、各図下のグラフは、OIM像中の赤い矢印に沿った方位差プロファイルであり、赤線は隣接する測定点間(1ステップは0.2μm)の方位差、青線はグラフの原点と測定点間の方位差をそれぞれ示す。引張変形前の粒内における方位差に比べ引張変形後の方位差がより大きくなっており、これはOIM像における色変化に対応している。特に、変形後のフェライト粒における原点より5~7μmの箇所での方位変化が激しく、この領域はマルテンサイトとの異相界面近傍に対応している。これはフェライト粒とマルテンサイトの塑性変形の連続性を保つため、フェライト内部に比べて界面近傍により大きな塑性変形勾配の導入を強いられたことによると考えられる。ここで注目したフェライト粒内部における結晶方位変化の変形前後での差は5.2度であった。

Fig. 9は、供試鋼Bについて、Fig. 9と同様にフェライト粒を含む領域より得たIQ+OIM像であり、(a)は変形前、(b)は5%引張後の像を示す。供試鋼Aと同様、図の中心に位置するフェライト粒では図(b)において(a)よりも色変化が激しく、引張変形に伴いフェライト粒内部で大きな方位差が発生している。図(b)下に示したフェライト内部の方位プロファイルでは、マルテンサイトとの異相界面近傍に加えて、原点から2μmまでのフェライト粒内部での方位変化も著しい。また、ここで測定したフェライト粒内部における結晶方位変化の変形前後での差は3.3度であった。

以上示したように、焼戻し温度を変えたいずれの供試鋼も、引張変形に伴いフェライト粒内部で著しい結晶方位変化の生じることがわかった。この方位変化が焼戻し温度にどのような影響を受けるか明らかにするため、供試鋼A, Bそれぞれについて複数のフェライト粒における変形前後の方位差変化を測定した。Fig.10に、423Kと673K焼戻し材(それぞれ供試鋼A, B)より任意に選択したそれぞれ21個、18個のフェライト粒について、粒内の同一経路で測定した変形前と5%引張後における方位差の変化を示す。また、図中のステレオ三角形には各供試鋼で選択したフェライト粒の引張軸方位をプロットした。これより、いずれの供試鋼でも測定に供したフェライト粒の方位はほぼ

ランダムに分布していることがわかる。Fig.10は、フェライト粒における変形前後の方位差変化が焼戻し温度の低い供試鋼Aで大きい傾向にあることを示している。Fig. 3に示したように、供試鋼Aではマルテンサイトの硬度が供試鋼Bに比べて大きいことから、引張変形に際してマルテンサイト自身が変形に寄与する割合は、供試鋼Bに比べて供試鋼Aでより小さいものと思われる。これは、引張変形時にマルテンサイトが強化相として寄与する効果が供試鋼AにおいてBよりも大きくなることに対応する。そのため、フェライト粒への変形拘束が供試鋼Aでより大きくなり、このことが変形後のフェライト粒での著しい方位変化を引き起こしたものと考えられる。結晶粒内部の局所方位変化は粒内に導入された幾何学的に必要な転位(GND: Geometrically Necessary Dislocation)¹⁰⁾の蓄積状態に対応するため、以上の結果は、焼戻し温度の違いに起因するマルテンサイトの硬度差が、変形中のフェライト粒に蓄積されるGNDの密度に影響を及ぼす可能性を示唆している。そこで、次節では、局所変形状態を直接的に把握できる微細マーカー法によって、引張変形中の局所ひずみ分布を定量的に実測した結果を示す。

3・4 微細マーカー法による不均質変形挙動解析

Fig. 2に示したように引張試験片表面に付与した格子状のマーカーの一边は500 nmであり、5 μ m以下の粒径(3・2節参照)を有するフェライト粒内部の局所変形の様相を十分に捉えることができた。

Fig.11(a), (b)は、それぞれ5%引張後における供試鋼Aのマルテンサイトを含む領域の変形の様相を表すSEM像、および、Fig.11(a)と同一領域について相当塑性ひずみ分布を示したものである。相当塑性ひずみはFig.11(a)に示されるマーカーの変位をもとに式(2)より求めた。Fig.11(b)の右側に示したカラースケールは、(b)中の各色に対応した相当塑性ひずみの数値に対応する。図中央に位置するマルテンサイトの領域では相当塑性ひずみの値は0.1以下と比較的小さいが、その周りのフェライト粒では異相界面近傍に最大0.5に達する大きな局所ひずみが現れている。界面近傍に大きな局所ひずみが生じるという傾向は、前節で述べた界面近傍に見られる局所方位変化の変形前後での差と一致している。また、SEM-EBSD法ではマルテンサイト内部の結晶方位情報を得るのが困難であったが、微細マーカー法では図に示すようにマルテンサイト内部の変形の様相も捉えることができた。

Fig.12(a), (c)に、それぞれ供試鋼A, Bの5%引張後における比較的低倍のSEM像を示す。Fig.12(b), (d)は、それぞれFig.12(a), (c)において、Fig.11と同様に微細マーカーの変位から求めた相当塑性ひずみ分布である。SEM像より供試鋼Aにおける表面凹凸がBに比べて顕著であることがわかる。これに対応し、Fig.12(b)に示される相当塑性ひずみ分布図中でのひずみ0.5に達する領域はFig.12(d)

のそれよりも多い。また、比較的ひずみ値は小さいが0.2~0.3といったひずみをもつ領域は、供試鋼A, Bともに異相界面近傍のフェライト側に集中しており、引張方向(図の水平方向と平行)に対して45度方向に列をなす傾向が見られる。これらの局所ひずみ分布を定量的に可視化するため、Fig. 12に示した領域の一部について、フェライト粒とマルテンサイト、および異相界面におけるひずみをそれぞれ抽出してヒストグラム化したものを次図に示す。

Fig.13, 14は、それぞれ供試鋼A, Bの5%引張後におけるSEM観察およびひずみ分布解析結果を示す。各図中の(a)はSEM像、(b)は(a)と同一視野における微細マーカーの変位から求めた相当塑性ひずみ分布である。また、(c)~(f)は、ひずみ分布を、横軸に相当塑性ひずみ、縦軸に頻度としてヒストグラム化したものであり、(c)は(b)の全領域について、また、この領域におけるフェライト相のみ抽出した結果を(d)に、同様にマルテンサイトのみおよび異相界面における分布を(e), (f)にそれぞれ示す。ここで、異相界面におけるひずみとは、フェライト相からマルテンサイトへと異相界面をまたぐ際に1つ存在する、両方の相を含む微細マーカー正方格子の変位から算出したものであり、界面から最大で500 nm以内の領域における局所ひずみの値に対応する。Fig.13, 14とも、測定領域全体における相当塑性ひずみの平均値(図(c))は0.07程度とほぼ同様であるが、焼戻し温度の低い供試鋼AではBに比べマルテンサイトのみにおけるひずみの平均値がやや小さい(図(e))。これに対し、異相界面におけるひずみは、Fig.13(f)ではFig.14(f)に比べてその分布が高ひずみ側へ広がっており、その平均は供試鋼Aにおける値が0.1なのに対し供試鋼Bでは0.07と焼戻し温度の低い鋼で大きくなっている。

Fig.15に、Fig.13, 14における図(b)の全領域に占めるフェライト相、マルテンサイト、異相界面それぞれ各領域のひずみ割合を示す。フェライト相、マルテンサイト、異相界面のひずみ割合は、供試鋼Aではそれぞれ0.44, 0.18, 0.38、また供試鋼Bではそれぞれ0.53, 0.20, 0.27である。ここで、測定に供した格子数は、全領域の5184に対し、フェライト相、マルテンサイト、異相界面と判別した格子数は、供試鋼Aではそれぞれ1915, 1794, 1475、また供試鋼Bでは1816, 1928, 1440であった。焼戻し温度の低い供試鋼AではBに比べフェライト相、マルテンサイトそれぞれのひずみ割合が小さいのに対し、異相界面のひずみ割合は大きい。これはFig.13, 14におけるひずみ平均値の結果と同様の傾向を示している。供試鋼Aでマルテンサイトのひずみ割合が小さいのは、この鋼のマルテンサイトの硬度が供試鋼Bに比べて大きいこと(Fig. 3)に対応するものと思われる。また、これは、供試鋼Aの異相界面におけるひずみ割合が大きいことの主因である可能性がある。すなわち、マルテンサイトの変形が困難であれば、異相界面

Fig. 7. EBSD inverse pole figure maps obtained from specimens A and B strained by 5%: (a) specimen A, (b) specimen B.

Fig. 8. EBSD inverse pole figure maps and misorientation profiles obtained from the area including one grain in specimen A, (a) before tensile deformation, (b) strained by 5%.

Fig. 9. EBSD inverse pole figure maps and misorientation profiles obtained from the area including one grain in specimen B, (a) before tensile deformation, (b) strained by 5%.

Fig. 10. Effect of tempering temperature on change of misorientation during tensile deformation (strained by 5%) in specimens A and B.

Fig. 11 (a) Enlarged SEM image of specimen A strained by 5%, (b) equivalent plastic strain distribution mapping evaluated by displacements of markers in the same area in (a).

Fig. 12 SEM images of specimens A and B strained by 5%: (a) specimen A, (c) specimen B. (b) and (d) show equivalent plastic strain distribution mapping evaluated by displacements of markers in the same area in (a) and (c), respectively.

Fig. 13 (a) SEM image of specimen A strained by 5%, (b) equivalent plastic strain distribution mapping evaluated by displacements of markers in the same area in (a). (c)–(f) Histogram analyses based on (b): (c) all area, (d) ferrite phase, (e) martensite phase, (f) boundary area.

Fig. 14 (a) SEM image of specimen B strained by 5%, (b) equivalent plastic strain distribution mapping evaluated by displacements of markers in the same area in (a). (c)–(f) Histogram analyses based on (b): (c) all area, (d) ferrite phase, (e) martensite phase, (f) boundary area.

Fig. 15 Ratio of average strain obtained from each region to whole strain of measured area in specimens A and B.

におけるそれぞれの相の変位の連続性を保つ必要性から、フェライト粒では粒中心部と異相界面近傍との変形勾配がより大きくなり、これが供試鋼Aの異相界面における相当塑性ひずみ割合の増大となって現れたものと思われる。前

節で述べたSEM-EBSD法によるフェライト粒での方位差変化も引張変形に伴い供試鋼Aにおいて増大しており、これは微細マーカー法で得られた結果と対応する。また、供試鋼Bでは、Aに比べて異相界面のひずみ割合が小さいのに対し、フェライト相、マルテンサイト共にそれぞれのひずみ割合は増加しており、Fig. 3の結果に必ずしも対応していないように思われる。しかし、これは界面拘束が小さくなった分、全体の変形量を保つために、それぞれの相が担う変形量が増加するため、図で示されるように、各相のひずみ割合が増加しているものと考えられる。

これまで述べてきたように、DP鋼の引張変形によってフェライト粒内部に生じる塑性ひずみ分布は、硬質相であるマルテンサイトの塑性変形のし難さにより大きく影響を受けることが、SEM-EBSD法および微細マーカー法によって明らかとなった。硬いマルテンサイトはより大きな塑性変形勾配をフェライト粒に形成させ、これはフェライ

ト粒に蓄積されるGN転位密度の増大を意味する。DP鋼のマクロな変形応力にはフェライト粒とマルテンサイトそれぞれの変形に必要な応力が反映されるが、合わせて両相間の応力分配、すなわち相応力の発生もまた重要な役割を果たしていると考えられる。マルテンサイト/フェライト界面近傍での大きな塑性変形勾配の発生は、それに対応したGN転位の蓄積を意味し、特に両相界面近傍に生じた弾塑性ひずみのミスフィットに起因した転位の内部応力は、硬質相に引張、軟質相には圧縮の応力分配を生じ、その結果大きな加工硬化を生み出す可能性がある^{17,18)}。なお、今回当研究で明らかとなったように、DP鋼全体で5%程度まで引張変形した段階では、硬質相であるマルテンサイトも明確に塑性変形している。このため、ここではフェライトのみが塑性変形し、マルテンサイトはまだ弾性状態にあるときのような大きな応力分配は持続していない可能性がある。しかし、一般的にマルテンサイト単相のほうが、フェライト単相よりも変形初期の加工硬化率の高いことが知られており¹⁹⁾、このことは、一定の応力増分に対してマルテンサイトの塑性ひずみがフェライトのそれより小さくなることを意味し、その結果生じた両相間の塑性ひずみ差に起因した内部応力分配の拡大は、マルテンサイトが降伏後もしばらく持続するものと考えられる。以上、マルテンサイトの硬さの違いが二相鋼の不均一変形に及ぼす影響について述べてきた。本研究では、フェライトとマルテンサイトの量比が1:1で比較的等軸のマルテンサイトが均一に分布した材料を用いたが、量比およびマルテンサイトの形態や分散状態の異なる二相鋼でも、異相界面近傍ではマルテンサイトの硬さの影響が基本的に同様の傾向を示すと思われる。しかし、そのようなほかの組織因子の影響がマルテンサイトの硬さの相違よりも顕著に現れる状況も考えられ、今後、さまざまな組織因子を考慮した系統的な研究を進めていく必要があろう。

4. 結言

フェライト-マルテンサイトDP鋼(量比1:1)を423K、673Kで焼戻した二種の鋼について、硬度試験および単軸引張試験により力学特性を調べ、引張変形前後の局所方位をSEM-EBSD法により得た。さらに、微細マーカ法により引張変形後の各相における局所ひずみ分布を求め、以下の結論を得た。

(1) 423K焼戻し材におけるフェライト粒とマルテンサイト間の硬度差は673K焼戻し材に比べて大きかった。

(2) 423K焼戻し材は降伏点現象を示さず、降伏強度は673K焼戻し材の方が高かったが、引張強度は423K焼戻し

材で高く、また、均一伸びも大きかった。

(3) 両鋼ともマルテンサイトの分散状態は同等であり、X線測定による転位密度も両鋼種で大きな差は見られなかった。

(4) 同一領域における引張変形前後の結晶粒方位変化をSEM-EBSD法により捉えた。フェライト内部の局所方位変化はマルテンサイトとの異相界面近傍で顕著であり、変形前後の方位差の変化は673K焼戻し材に比べ423K焼戻し材でより大きくなった。

(5) 微細マーカ法により、同一領域における引張変形前後の相当塑性ひずみを捉えた。フェライト、マルテンサイトおよび異相界面における局所塑性ひずみの値には、二鋼種で顕著な差が現れた。特に、異相界面近傍より抽出した局所ひずみの平均は、673K焼戻し材に比べて423K焼戻し材で大きい値となった。なお、5%ひずみですでにマルテンサイトもまた変形していることが明らかとなった。

(6) DP鋼における異相界面近傍での大きな塑性変形勾配の発生は、その結果導入されるGN転位密度の増加、さらには、両相の内部応力分配を通して、加工硬化に大きく寄与している可能性がある。

文 献

- 1) S.Matsuoka, K.Hasegawa and Y.Tanaka: *JFE Tech. Rep.*, **10** (2007), 13.
- 2) Y.Toji, K.Hasegawa, K.Kawamura, H.Kawabe and H.Shigemoto: *Materia Jpn.*, **48** (2009), 129.
- 3) K.Hasegawa, K.Kawamura, T.Urabe and Y.Hosoya: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 603.
- 4) S.Ohtani, K.Morikawa, K.Higashida, S.Hashimoto and H.Haren: *Tetsu-to-Hagané*, **96** (2010), 406.
- 5) D.Kondo, K.Kunishige and R.Ueji: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 457.
- 6) Y.Tomota and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 439.
- 7) Y.Tomota and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1147.
- 8) K.Sugimoto, T.Sakaki, T.Fukusato and O.Miyagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 994.
- 9) Z.Jiang, Z.Guan and J.Lian: *Mater. Sci. Eng. A*, **190** (1995), 55.
- 10) Rudiono and Y.Tomota: *Acta Mater.*, **44** (1997), 1923.
- 11) Y.Adachi: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **15** (2010), 762.
- 12) T.Morikawa, Y.Mitani and K.Higashida: *Mater. Sci. Forum*, **638-642** (2010), 1574.
- 13) T.Morikawa, J.Hirotsu, Y.Mitani, K.Higashida, M.Yamasaki and Y.Kawamura: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **50** (2010), 200.
- 14) to be prepared.
- 15) K.Nakashima, Y.Fujimura, H.Matsubayashi, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *Tetsu-to-Hagané*, **93** (2007), 459.
- 16) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 399.
- 17) Y.Tomoda, P.Lukas, D.Neov, S.Harjo and Y.R.Abe: *Acta Mater.*, **51** (2003), 805.
- 18) S.Sadamatsu and K.Higashida: *Fundamentals and Novel Approaches for New Demands on Work-Hardening Properties of Steels*, ed. by Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, (2011), 81.
- 19) K.Nakashima, Y.Fujimura, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *Key Eng. Mater.*, **345-346** (2007), 189.