



残留 γ 鋼板の延性におよぼす焼鈍前組織の影響

鹿島 高弘*・由利 司*・杉本 公一*²・橋本 俊一*³

Effect of Initial Microstructures before Annealing on Ductility of TRIP-Aided Steel Sheets

Takahiro KASHIMA, Tsukasa YURI, Koh-ichi SUGIMOTO and Shunichi HASHIMOTO

Synopsis : The TRIP-aided steel sheets have been known as the excellent formable high strength steel sheet with high elongation property. However, its stretch-flangeability, which is another necessary property of products, is inferior. In this research, the stretch-flangeability of the retained austenite steel sheets with the annealed martensitic or bainitic matrix of 0.15C–1.5Si–2.0Mn and 0.20C–1.5Si–1.5Mn steels were investigated.

Initial microstructures as bainite, martensite, and ferrite-martensite were prepared by hot rolling, and following annealing heat treatment was applied. These steel sheets applied with such process increase the stretch-flangeability also elongation than the conventional retained austenite steel with polygonal-ferrite matrix and block-like retained austenite. Furthermore, the higher stretch-flangeability shows in the case that initial microstructure of the hot rolled sheet is full-bainite or full-martensite rather than ferrite-martensite microstructure. In these steel sheets, lath-type retained austenite morphology and annealed martensitic or bainitic matrix without polygonal-ferrite causing high HV ratio are considered as effective factors for increasing stretch-flangeability.

Key words: TRIP; high elongation; stretch-flangeability; annealed matrix; lath-type retained austenite.

1. 緒言

近年、自動車用鋼板の衝突安全性向上や燃費向上の観点から、素材として用いられる鋼板には高強度化による軽量化が求められている。このような鋼板には高強度のみならず、成形を可能とする高延性化も求められる。

高延性化達成の一つの方法として、残留オーステナイト(γ_R)の歪誘起塑性(TRIP)効果の利用があり¹⁾、低CのTRIP型薄鋼板が開発されている²⁻⁷⁾。しかし、これらのTRIP鋼板では、高強度で極めて高い伸び特性を有する一方で、伸びフランジ性はあまり改善されなかった^{6,7)}。

残留 γ 組織のTRIP効果による高い伸び特性を劣化させることなく伸びフランジ性を向上させるために、近年さまざまな改良がなされており⁸⁻¹¹⁾、その中でも焼入後焼鈍処理によって焼戻したマルテンサイト組織を母相とする残留 γ 鋼板^{10,11)}については、従来の残留 γ 鋼板と同等以上の伸び特性とともに、伸びフランジ性の向上の可能性も示されている。

本研究では、熱延によって種々の組織を作製し、その後焼鈍処理を施して、焼鈍された母相やラス状形態の残留 γ を有する鋼板を製造し、伸び特性や伸びフランジ性に及ぼす焼鈍前の組織の影響について検討を行なった。

2. 実験方法

本実験では熱延を行なった後、焼鈍処理を行なったものを供試材とした。また、溶製する鋼は介在物の伸びフランジ性への影響を低減するため、真空溶解にて低S系の成分の溶製を行なうこととした。すなわち、Table 1に示す化学成分の鋼を真空溶解によって溶製し、板厚30 mmの実験用スラブを作製した後、Fig. 1に示す仕上熱延を行なった。鋼Aは溶接性を考慮してC量を0.15%と低くしMn量を増加させて強度確保をはかり、一方鋼Bは残留 γ 中の固溶C量を増加させて残留 γ の安定性を増すために、C量を0.2%に増加させた。仕上圧延の条件は後に施す焼鈍処理に先立って、その前組織の構成を変化させるもので、熱延加熱温度1200°C、仕上温度950°Cにて2.0 mmまで熱延を行ない、シャワー冷却(約100°C/s)にて、600°C、400°C、室温(RT)まで冷却後、その温度を巻取温度(Coiling TemperatureまたはCT)として30分保持後空冷する処理を行なった(Fig. 1, 左図)。また、組織の中にフェライトを導入させるため、熱延後室温(RT)までのシャワー冷却の途中に

Table 1. Chemical compositions (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al
A	0.15	1.5	2.0	0.011	0.0020	0.034
B	0.20	1.5	1.5	0.010	0.0019	0.034

平成14年8月29日受付 平成14年12月18日受理 (Received on Aug. 29, 2002; Accepted on Dec. 18, 2002)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所技術研究センター (Research & Development Lab., Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675-0023)

*2 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University)

*3 CBMM アジア (株) (Ferrous Department, CBMM ASIA Co., Ltd.)

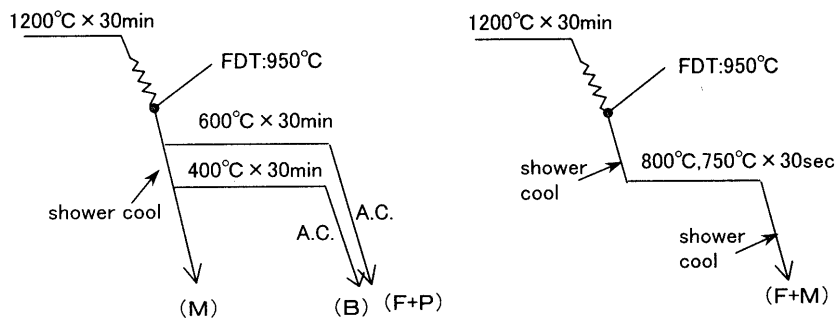


Fig. 1. Schematic figure of hot rolling process.

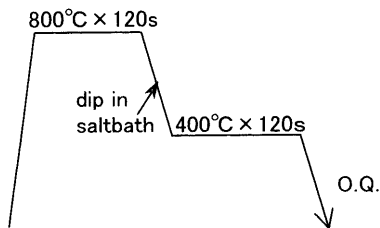


Fig. 2. Schematic figure of annealing process after hot rolling.

750°Cや800°Cの温度で30秒の空冷を施した二段冷却の処理も行なった (Fig. 1, 右図)。このシャワー冷却の途中で行なった空冷の開始温度を中間保持温度 (Holding Temperature または, H.T.) と呼ぶことにする。図中の () 内には、それぞれの条件で生成される組織を標記した。つまり、Fig. 1 左図の条件ではフェライト・パーライト組織 (F+P)、ベイナイト単相組織 (B)、マルテンサイト単相組織 (M)、Fig. 1 右図の条件では二段冷却によってフェライトを導入し、フェライト・マルテンサイト組織 (F+M) が生成する。

このように焼鈍前組織を変化させた後、Fig. 2 に示す焼鈍処理を行なった。すなわち、この熱延板を、800°C の 2 相域温度にて 120 秒均熱後 400°C の温度のソルトバスに浸漬 (冷却速度: およそ 15°C/s) し、この温度にて 120 秒保持のオーステンパー処理を施して油焼入れ (O.Q.) を行なった。このようにして作製した鋼板の引張特性は、圧延方向に JIS5 号試験片を採取し YS, TS, および El 特性を調査した。

伸びフランジ性試験については、φ10 (クリアランス 12.5%) の円形穴を打ち抜き後、打ち抜きバリと反対側から、頂角 60° の円錐ポンチにて、この穴を押し広げる加工を行った。穴ふちの生じたクラックが板厚を貫通した時点の穴径 (d) を測定し、初期穴径 (d_0) との比率 (λ) を、

$$\lambda(\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100 \dots \dots \dots (1)$$

で評価した。 (d : 伸びフランジ後の穴径, d_0 : 打ち抜き時の初期穴径) この伸びフランジ性評価は、鉄連規格 JFST1001 に準拠している。

また、焼鈍板の残留 γ 量は飽和磁化測定法によって測定

し^{12,13)}、残留 γ の C 濃度は X 線による方法によって測定した。すなわち、Mo-K α 線を用いて (200) γ 、(220) γ 、(311) γ の γ の平均格子定数 (a_0) を測定し、これを次式に代入することによって計算した。

$$a_0 = 3.572 + 0.033(\%C_\gamma)^{14)} \dots \dots \dots (2)$$

また、残留 γ などを識別できるレペラー腐食¹⁵⁾により焼鈍板の組織を観察し、残留 γ 以外の焼鈍された母相組織 (ここでは焼鈍母相と呼ぶ。) や塊状残留 γ の硬度をマイクロビッカース硬さ試験機 (3 gf) を用いて測定した。

3. 実験結果

3.1 熱延板の組織 (焼鈍前組織)

Fig. 3 には、鋼 A の熱延ままの光学顕微鏡組織 (ナイタル腐食) を示す。写真 (a), (b), (c) は、熱延 (Fig. 1, 右図) において、巻取温度をそれぞれ 600°C, 400°C, R.T. (室温) とした場合の組織であり、写真 (d), (e) は、熱延 (Fig. 1, 左図) において、中間保持温度をそれぞれ 800°C, 750°C とした場合の組織である。(a) ではフェライト・パーライト組織、(b) ではベイナイト単相組織、(c) ではマルテンサイト単相組織を呈している。(d), (e) では、どちらもフェライト・マルテンサイト組織で、中間保持温度が 750°C の場合が 800°C の場合よりフェライト分率が高い。鋼 B の場合も同じ組織を呈している。鋼 A のフェライト分率は (a) のフェライト・パーライト組織で 72%, (d), (e) のフェライト・マルテンサイト組織で、それぞれ 23%, 48% である。鋼 B の組織のフェライト分率は、(a) のフェライト・パーライトについては 67%, (d), (e) のフェライト・マルテンサイト組織ではそれぞれ 62%, 67% である。これらの熱延板の組織が焼鈍処理を施す直前の組織、すなわち焼鈍前組織である。

3.2 焼鈍板の組織

Fig. 4 に、上記の組織を有する熱延板を Fig. 2 の焼鈍処理を施した焼鈍板のレペラー腐食による光学顕微鏡写真を示す。この焼鈍板の組織、つまり焼鈍後の組織は、熱延板の組織すなわち焼鈍前組織によって残留 γ の形態や母相組織

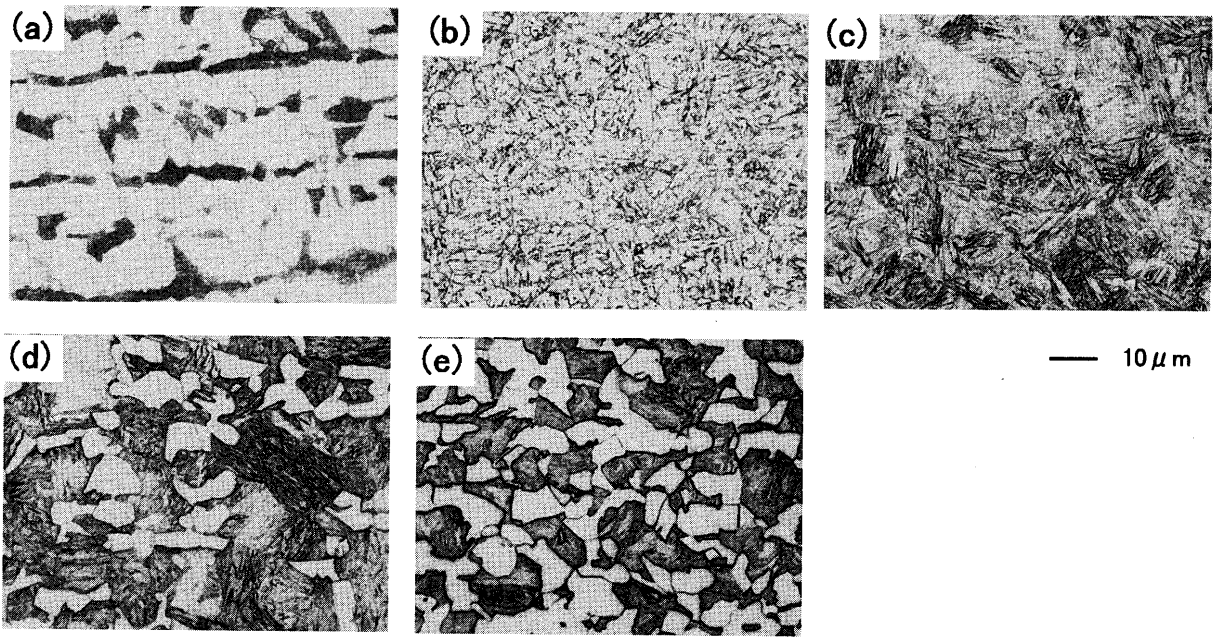


Fig. 3. Microstructures of steel A before annealing. (a) Ferrite-pearlite, (b) bainite, (c) martensite, (d) ferrite-martensite (H.T.: 800°C), (e) ferrite-martensite (H.T.: 750°C).

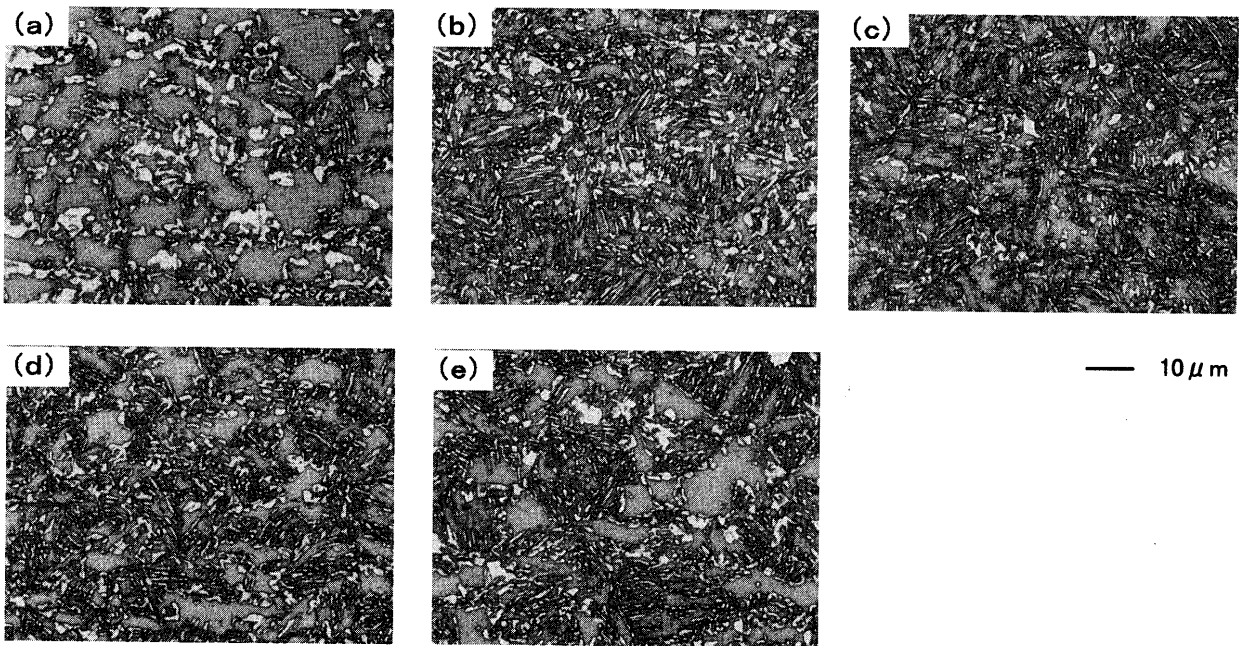


Fig. 4. Final microstructures of steel A after annealing Initial microstructure: (a) ferrite-pearlite, (b) bainite, (c) martensite, (d) ferrite-martensite (H.T.: 800°C), (e) ferrite-martensite (H.T.: 750°C).

が異なっている。

焼鈍前組織がフェライト・パーライトの場合では、焼鈍処理後の焼鈍板組織ではフェライトの粒界や三重点に残留 γ 組織が存在し、その残留 γ はほとんど塊状で、従来のポリゴナル・フェライトを母相とする残留 γ 鋼板²⁻⁷⁾と同様の組織を呈している。また、焼鈍前組織がベイナイト単相組織やマルテンサイト単相組織の場合、焼鈍処理後の鋼板ではほとんど全面にラス状の残留 γ 組織²³⁻²⁵⁾を有している。また、フェライト・マルテンサイト2相の場合には、明確なポリゴナル・フェライトが認められるほか、焼戻マ

ルテンサイト中にラス状の残留 γ が認められる。後述するように、残留 γ 量はすべての鋼でほぼ等しく12-13%であった。なお、レベラー腐食では残留 γ 以外にもマルテンサイトも白色に腐食され、写真の白色部分には一部マルテンサイトも含まれているものと思われる。この焼鈍組織の硬度測定では、たとえば鋼AのFig. 4の(a)のポリゴナル・フェライトの硬度は161HV、塊状残留 γ 相(白色部分)は593Hv、また(b)の全相ベイナイトの場合と(c)の全相マルテンサイトの場合の焼鈍母相の硬度はそれぞれ213HV、229HVであった。なお、ラス状残留 γ の硬度は、組織が

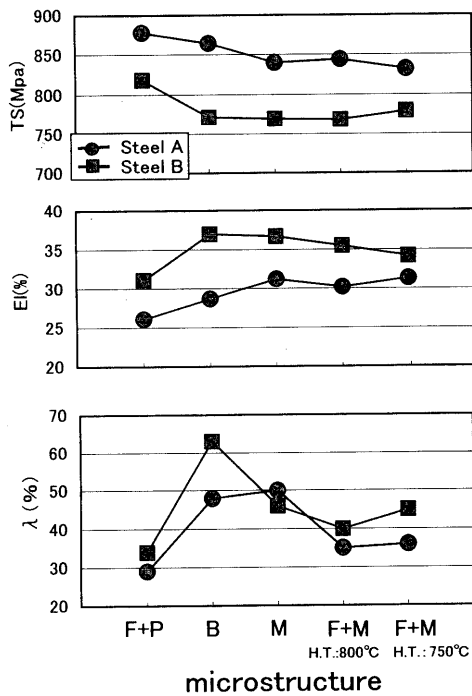


Fig. 5. Effect of microstructures on mechanical properties of steel A and steel B.

細いために測定することができなかった。焼鈍前組織が全相ベイナイトや全相マルテンサイトの場合、焼鈍母相の硬度はフェライト・パーライトの場合の焼鈍後の組織中のポリゴナル・フェライト相よりやや高い。

3.3 機械的特性に及ぼす焼鈍前組織の影響

Fig. 5には、焼鈍前組織が焼鈍板の機械的特性に及ぼす影響を示す。鋼Aに比べて鋼Bの場合には引張強度(TS)が低く、伸び(EI)が高い。TSは焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合にはやや高いが、その他の組織ではほとんど変わらない。EIは、焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織に比べてベイナイト単相組織やマルテンサイト単相組織、フェライト・マルテンサイト組織の場合のほうが高い値を示す。λ値は焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合で最も低く、マルテンサイト単相組織やベイナイト単相組織の場合が高い。フェライトを導入した焼鈍前組織では、マルテンサイト単相組織やベイナイト単相組織よりは劣っているが、フェライト・パーライト組織より高いλ値を示している。

Fig. 6には、焼鈍前組織の焼鈍板の残留γ量と残留γの炭素濃度への影響を示す。残留γ量はほぼ10-12%で、鋼種や焼鈍前組織の影響はあまりない。鋼Aの場合には炭素濃度はおよそ0.8-0.9%であるが、鋼Bではおよそ1.1-1.2%でやや高い。成分でC量が多い鋼Bの場合が残留γ中に多くの炭素濃縮がある。Fig. 7には、これらのTS×EIおよびTS×λを示す。TS×EIは、鋼Bのほうが鋼Aに比べて高い。また焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合より、それ以外の組織の場合のほうが高いTS×EIを示して

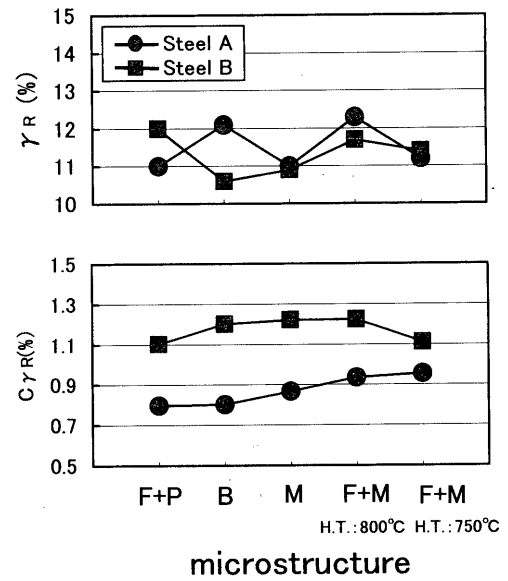


Fig. 6. Effect of initial microstructures on volume fraction of γ_R and C_{γ_R} of steel A and steel B.

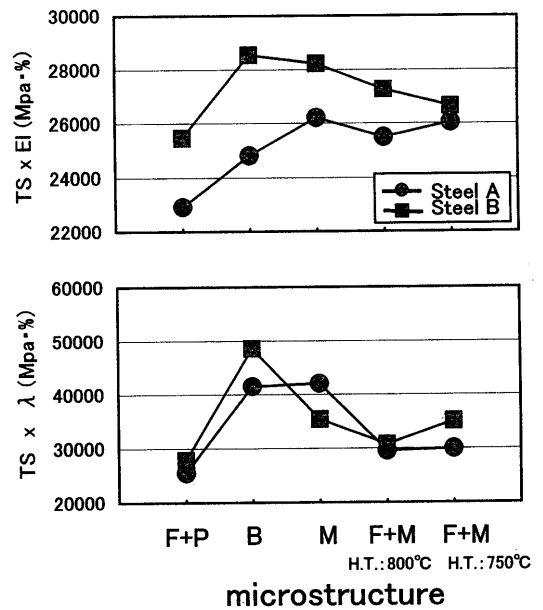


Fig. 7. Effect of initial microstructures on TS×EI and TS×λ of steel A and steel B.

いる。TS×λは、鋼Aや鋼Bともフェライト・パーライト組織では最も低く、ベイナイト単相組織やマルテンサイト単相組織で高い値を示した。

4. 考察

4.1 伸び特性に及ぼす焼鈍前組織の影響

鋼Aも鋼Bも焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合より、それ以外の組織の場合が高い伸び特性を示す。残留γ量やそのC濃度が同じでも、残留γの形態や焼鈍母相が、残留γの安定性に影響することが、橋本ら¹⁶⁾によって示されており、この場合もラス状態の残留γが残留γ

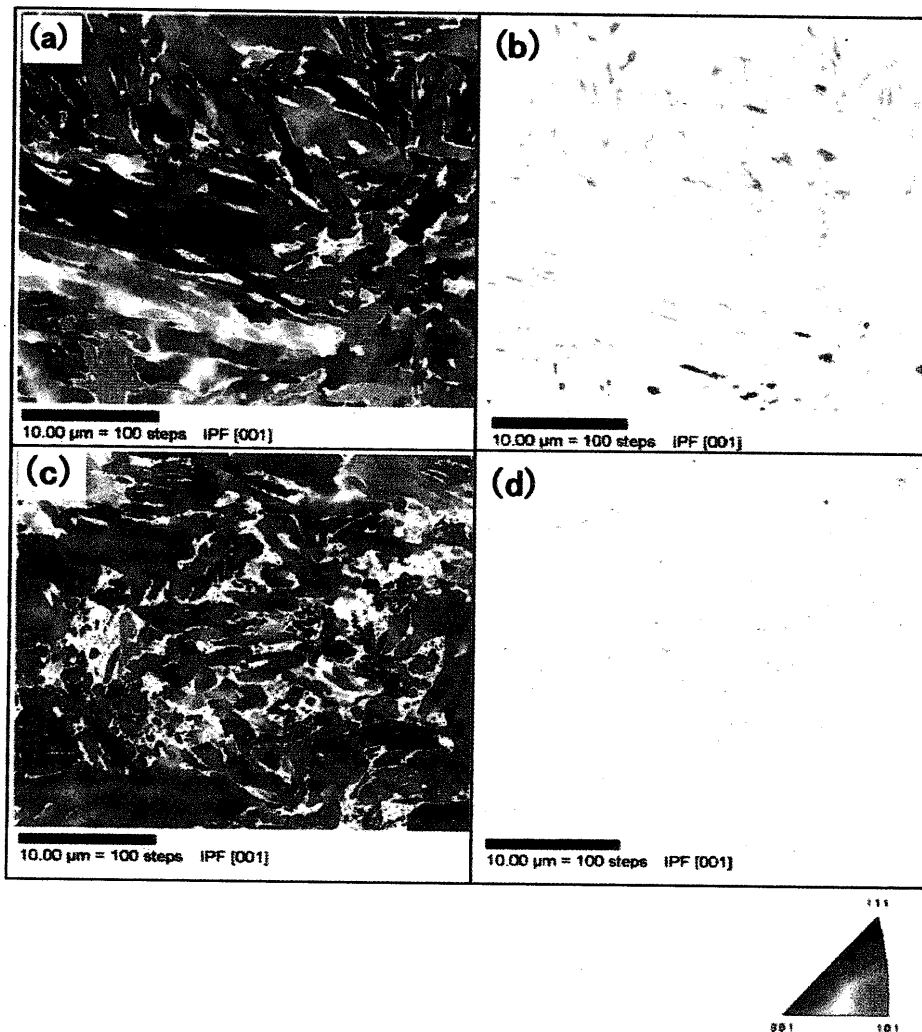


Fig. 8. EBSD analysis of steel A at 15% strain.
 (a), (b) Orientation map of bcc and fcc. Initial microstructure: martensite.
 (c), (d) Orientation map of bcc and fcc. Initial microstructure: ferrite-pearlite.

の安定性に影響するものと考えられる。残留 γ 自身の形態による安定性のほか、やや硬い焼鈍母相も軟質で変形しやすいポリゴナル・フェライト母相とは異なった空間拘束を残留 γ に与えることで、ラス状残留 γ は高歪域側まで変態が遅れるためであると推察される。Fig. 8には、鋼Aについて15%歪を加えたときのEBSDの結晶方位解析の結果を示す。(a), (b)は焼鈍前組織がマルテンサイト、(c), (d)はフェライト・パーライトの場合である。初期の残留 γ 量はほとんど同じであるのに、焼鈍前組織がマルテンサイト組織の場合すなわち焼鈍後にラス状残留 γ とやや硬い焼鈍母相を有するほうが、焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合すなわち焼鈍後に塊状残留 γ と軟質のポリゴナル・フェライト母相となるものより、歪を加えた後に残存する残留 γ 量が多い。またFig. 9には、このEBSD解析において(a), (b)のサンプルの残留 γ の(001)極点図を示す。残留 γ は、ある特定の集合組織を有しているように見える。橋本¹⁶⁾らは、残留 γ がラス状に存在し同一方位のフェライトで囲まれている場合、変態は一つのバリエーションだけで行

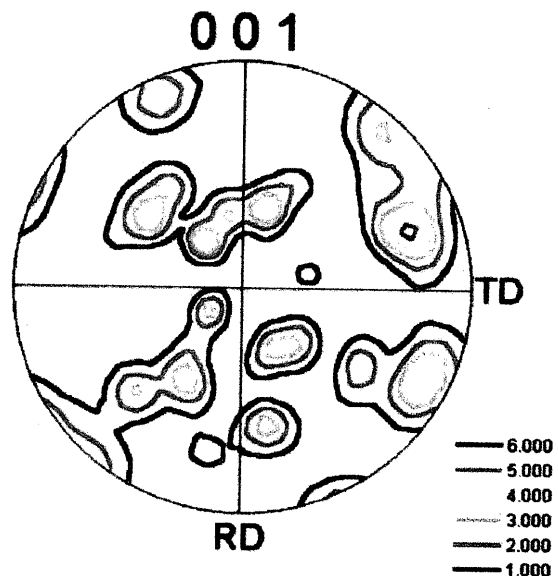


Fig. 9. Pole figure of (100) of steel A at 15% strain. Initial microstructure: martensite.

なわれている可能性を示しており、Fig. 9の結果は、変形に対して特定のバリエーション選択が行なわれた結果、ある一定の残留 γ の方位が残存して集合組織を形成するものとも推察される。

鋼Aと鋼BのTS×EIを比較すると、鋼Bの伸び特性が高いことがわかる。どの焼鈍前組織の場合でも、鋼Aも鋼Bの残留 γ 量はほとんど差がなく両者の残留 γ の炭素濃度が大きく異なっていることから、この鋼Aおよび鋼Bの伸び特性の違いは、残留 γ の炭素濃度による安定性が影響を与えたものと考えられる。

4.2 伸びフランジ性に及ぼす焼鈍母相および残留 γ 形態の影響

伸びフランジ性について、鋼Aと鋼BでTS× λ を比較すると両鋼種に顕著な差は認められない。伸びフランジ性は残留 γ の炭素濃度などによる安定性よりも、母相組織や残留 γ の形態などが大きく影響するものと考えられる。

TRIP型鋼板の伸びフランジ性は介在物の量や形状のほか、第2相粒子の大きさや母相組織と第2相との硬度比や種類¹⁷⁻¹⁹⁾に大きく影響されることが報告されている。第2相と母相との関係においては、第2相が粗大であったり、母相との硬度比が大きければ、打ち抜き加工によって端面に受ける最も大きな歪のために両者の界面にボイドが多く発生し、これが穴広げ加工中にはクラックの発生と伝播を促進して、伸びフランジ性を劣化させる^{20,21)}ことなどが知られている。また、加工を受けた場合に残留 γ が硬度の高いマルテンサイトに加工誘起変態するため、軟質のフェ

イト母相との界面でボイドが生じやすく²²⁾、これが伸びフランジ性を低くしている原因^{6,7)}と考えられている。たとえば、熱延前組織がフェライト・パーライト組織の場合、すなわちその焼鈍後の組織は軟質のフェライト母相と塊状残留 γ であるが、変形中にこの塊状残留 γ 相は変態して600Hv近い高い硬度となって、フェライト母相と高い硬度差のために伸びフランジ性を劣化させる。

また、熱延前組織がベイナイト単相やマルテンサイト単相の場合、つまりその焼鈍後の組織がラス状残留 γ と焼鈍母相を有する場合でも、焼鈍母相がポリゴナル・フェライトよりやや硬いとはいえ、ラス状残留 γ の変態後の硬度は塊状残留 γ の場合と同様に600HV近くになるはずであり、焼鈍母相との硬度差は、焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合とほぼ同様に極めて大きいと思われる。それにも関わらず、伸びフランジ性の顕著な差は母相組織と変態したマルテンサイトとの硬度差では説明できず、もともと母相組織にある残留 γ の存在形態の違いが打ち抜き端面のボイド生成挙動に影響を及ぼして、両者の伸びフランジ性を左右したのと考えられる。

Fig.10には、鋼Aについて、焼鈍板の打ち抜き時のボイド生成の状況のSEM観察結果を、それぞれの焼鈍前組織の場合にわけて示す。また、Fig.11には、さらにそれを穴広げ加工($\lambda=40\%$)した場合の破断領域断面のSEM観察結果を示す。Fig.11の打ち抜き後の断面で、(a)の場合には、残留 γ がいくらか変形した様子がうかがえるが、もともとの塊状形態が母相の塑性変形流動に対して扁平しきれずに

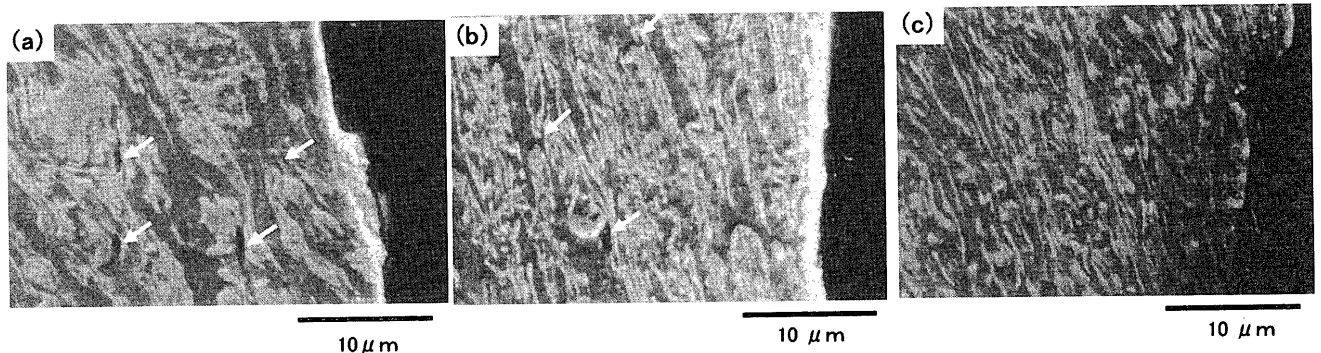


Fig. 10. Microstructures of hole-punching section of steel A. Initial microstructure: (a) ferrite-pearlite, (b) ferrite-martensite, (c) martensite.

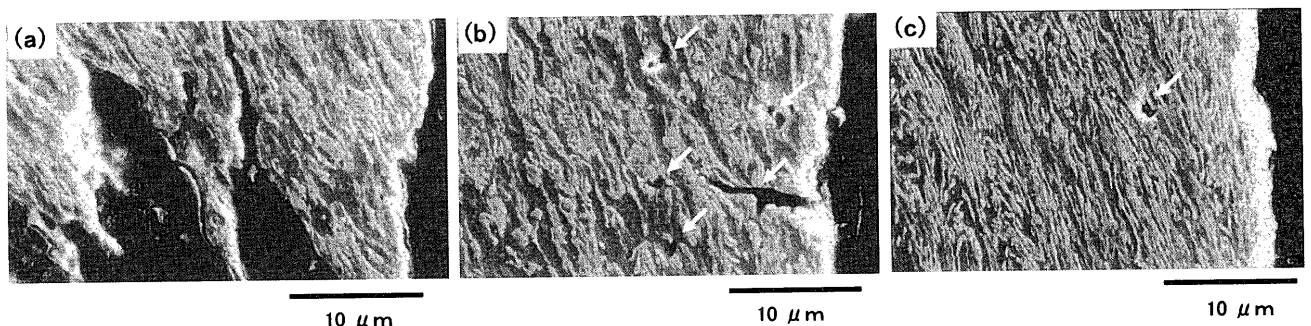


Fig. 11. Microstructures after hole-expansion ($\lambda=40\%$) of steel A. Initial microstructure: (a) ferrite-pearlite, (b) ferrite-martensite, (c) martensite.

硬度の高いマルテンサイトになるため、母相界面よりポイドが生成する。一方、(c)の場合には、もともとラス状すなわち残留 γ 形態が扁平状を呈している、残留 γ が母相の塑性変形流動に沿うように位置し、大きな応力集中を生じないため、ポイド生成がほとんどない。(b)の場合については、ポリゴナル・フェライトと焼戻マルテンサイトとの界面にポイドが生じているが(a)の場合ほど多くはない。穴広げ加工では(Fig.11)もともと打ち抜き時にポイドが多数発生していた(a)では、低い穴広げ率ですでに破壊に至っている。また、ポイドがいくらか生じていた(b)では同じ穴広げ率でも打ち抜き時に発生していたポイドが連結して内部亀裂の成長がある。しかし、もともと打ち抜き時にポイドの生じていなかった(c)では、穴広げ加工でようやくポイドの発生が始まる。このように、ラス状残留 γ の形態は、打ち抜き加工の際のポイド発生を抑制しており、穴広げ加工のクラック発生にも影響するものと考えられる。

4.3 焼鈍母相を有する TRIP 鋼の伸びフランジ性に及ぼすフェライトの影響

焼鈍前組織がフェライト・マルテンサイト組織では、Fig.11の(b)に示したように、焼戻マルテンサイトと軟質なフェライトとの界面でポイドが生じやすい。打ち抜き端面の状況を観察した結果でも、この焼鈍マルテンサイトはかなりの変形を受けていると思われるが、焼鈍マルテンサイトの内部に含まれる残留 γ からのポイドの発生はなく、焼鈍前組織を継承したポリゴナル・フェライト組織と焼鈍マルテンサイトの界面からポイドの発生が生じている。この様相は鋼Bについても、同様であった。焼鈍前組織がマルテンサイト単相の場合には焼鈍母相との硬度差の影響が少なく、残留 γ の形態の効果が打ち抜き時や穴広げ中のポイドやクラックの発生を抑えて伸びフランジ性を向上させるが、焼鈍前組織中にポリゴナル・フェライトを導入すると軟質なポリゴナル・フェライトが焼鈍組織に継承され、焼戻マルテンサイト組織である焼鈍母相とポリゴナル・フェライトの間の大きな硬度差のために両者の界面でポイドが生成されて、焼鈍前組織がマルテンサイト単相の場合より δ 値が低くなると考えられる。

5. 結言

0.20C-1.5Si-1.5Mn鋼および0.15C-1.5Si-2.0Mn鋼を用いて、焼鈍前組織を変化させてフェライト・パーライト、全相ベイナイト、全相マルテンサイト、フェライト・マルテンサイトとし、2相域均熱処理およびオーステンパー処理の焼鈍処理を施した残留 γ 鋼板について引張特性および伸びフランジ性の評価を行なった。主な結果を以下にまとめる。

(1) 焼鈍処理後の組織(残留 γ 形態や焼鈍母相の硬さなど)は焼鈍前組織によって変化し、焼鈍後の伸びや伸び

フランジ性に影響する。

(2) 上記の焼鈍前組織のうち、フェライト・パーライト組織の場合には焼鈍処理後には残留 γ は塊状を呈し、それ以外の組織では残留 γ はラス状を呈した。焼鈍前組織がフェライト・パーライト組織の場合に比べ、それ以外の組織の場合が伸び特性や伸びフランジ性は高い。

(3) 従来の残留 γ 鋼板のように塊状残留 γ を含む場合、打ち抜き加工において母相塑性変形に対して残留 γ と母相との界面に多くのポイドを生じた。一方、ラス状の残留 γ 形態では、打ち抜き加工において母相塑性変形の流れに沿うように位置して応力集中を抑えており、母相との界面にポイドが生じていない。このことが残留 γ のラス状形態が伸びフランジ性を高めた要因と考えられる。

(4) 焼鈍前組織にフェライトが混合した場合には、焼鈍組織にラス状残留 γ があっても伸びフランジ性は低下する。これは軟質であるフェライトと焼鈍母相(たとえば焼戻マルテンサイト相)との硬度差があるため、これらの界面においてポイドが発生するためと考えられる。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *ASM*, **60** (1967), 252.
- 2) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 570.
- 3) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 4) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasawa and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 5) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 6) Y.Hirose, S.Nakai, H.Furuyama, S.Sudoh and K.Ueno: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1071.
- 7) K.Sugimoto, A.Nagasaka, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 56.
- 8) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 9) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 902.
- 10) A.Kanda, K.Sugimoto, A.Nagasaka and T.Kashima: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1267.
- 11) 菊地 陵, 神田明宣, 杉本公一, 長坂明彦, 鹿島高弘: 平成12年度連合講演会概要集, 日本金属学会・日本鉄鋼協会北陸信越支部, 富山, (2000), 84.
- 12) T.Hara, H.Goto and S.Takaki: *Netsu Shori*, **136** (1996), 322.
- 13) H.Akamizu, S.Ikeda, K.Makii, S.Miyake, R.Yoda and S.Takaki: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1400.
- 14) R.C.Ruhl and M.Cohen: *Trans. AIME*, **245** (1969), 241.
- 15) F.S.LePera: *J. Met.*, **32** (1980), 38.
- 16) S.Hashimoto, T.Kashima, K.Sugimoto and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002) 400.
- 17) H.Kobayashi: SAE Tech. Pap. #982372, (1998).
- 18) M.Kinoshita, H.Kimura, K.Osawa, T.Okita, H.Owada and M.Hori: *NKK Tech. Rep.*, **145** (1994), 1.
- 19) H.Hayashi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **40** (1999), 87.
- 20) K.Mimura, M.Miyahara, H.Shirasawa, T.Yokoi, Z.Shibata and M.Inoue: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1859.
- 21) M.Sudo and T.Iwai: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1185.
- 22) A.Nagasawa, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 23) K.Sugimoto: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 395.
- 24) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 25) K.Sugimoto, M.Misu, M.Kobayashi and H.Shirasawa: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 775.