

優れた伸びフランジ性を有する TRIP 型冷延鋼板の開発

鹿島 高弘*・杉本 公一*²

Development of TRIP-aided Cold Rolled Steel Sheets with the Excellent Stretch-flange Formability

Takahiro KASHIMA and Koh-ichi SUGIMOTO

Synopsis : To develop the TRIP-aided cold rolled steel sheet with excellent stretch-flange formability, cold rolling of 0–50% was employed on the hot bands having martensite or ferrite–martensite microstructure, followed by intercritical annealing and austemper treatment. When hot band of martensite microstructure was subjected to cold rolling up to 20% and subsequent heat-treatment, the cold rolled steel sheet has relatively high stretch-flange formability. This may be caused by the uniform fine microstructure composing of annealed martensite lath matrix and interlath retained austenite. If hot band of ferrite–martensite microstructure with 60 vol% ferrite was subjected to cold rolling up to 20% and subsequent heat-treatment, the TRIP-aided cold rolled steel sheet achieved higher stretch-flange formability than that of martensite microstructure. In this case, the ferrite phase is considered to suppress the plastic deformation of martensite and prevent martensite lath substructure vanishing during cold rolling. Then finally the microstructure containing the fine uniform matrix and filmy lath-like retained austenite obtains after annealing.

Key words: TRIP; retained austenite; microstructure; tensile property; stretch-flange formability; cold rolling ratio; annealed martensite; high strength steel.

1. 緒言

近年、乗用車の衝突安全性向上と車体軽量化の観点から、優れた成形性を有する高強度鋼板が求められている。高成形性を達成するための方法の一つとして、残留オーステナイト(γ)のひずみ誘起塑性(TRIP)¹⁾効果の利用があり、現在までにポリゴナルフェライトを母相とした低合金 TRIP 鋼板が開発されている²⁻⁷⁾。しかし、この TRIP 鋼板は、大きい伸びと優れた張り出し性と深絞り性を有するが、伸びフランジ性は期待されたほどには改善されなかった⁴⁻⁷⁾。この欠点を解決するため、著者らは焼鈍マルテンサイトラス組織⁸⁻¹⁰⁾を母相とし、その母相ラス境界にそってフィルム上または棒状に残留 γ が存在する新しいタイプの低合金 TRIP 熱延鋼板を開発し、これらが従来の低合金 TRIP 型鋼板より高い伸びフランジ性と同等またはそれ以上の伸び特性が得られることを示した。

また、焼鈍マルテンサイトとポリゴナルフェライト混合組織を母相とした TRIP 熱延鋼板⁹⁾について従来の TRIP 鋼板より優れた伸びフランジ性が得られることを報告した。

最近、冷延鋼板についても、高い伸びと同様に高い伸びフランジ性を有する高強度鋼板の要求は存在する。そして、上述の熱延鋼板と同様な焼鈍マルテンサイト組織を母相とする冷延鋼板を製造するには、冷間圧延前の熱延組織と冷間圧延の圧延率が重要な因子となると思われるが、この種

の研究は現在まで報告されていない。そこで本研究では、焼鈍マルテンサイト組織を母相とした低合金 TRIP 型冷延鋼板を開発することを目的として、前組織をマルテンサイトまたはフェライト・マルテンサイト組織とした後、冷間圧延と焼鈍熱処理(2相域焼鈍およびオーステンパー処理)を施して冷延鋼板を作製し、それらの伸びと伸びフランジ性に及ぼす冷延率の影響を詳細に調査した。

2. 実験方法

本研究では、Table 1の化学成分を有する真空溶製鋼を用いた。インゴットより板厚30 mmのスラブを作製した後、まずFig. 1の熱延プロセスを施し、熱延組織をフェライト・パーライト、マルテンサイトまたはフェライト・マルテンサイトとした板厚2 mmの熱延鋼板を製造した。Fig. 1の熱延プロセスの図中()には、予想される熱延組織を示している。すなわち、マルテンサイト組織は、熱延後急冷することにより得られ、フェライト・パーライトは熱延後600°Cの巻取処理と施すことで得られる(Fig. 1(a-1))。フェライト・パーライト組織は従来タイプのTRIP鋼の熱延組

Table 1. Chemical compositions of steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.21	1.46	1.53	0.011	0.002	0.039

平成16年3月18日受付 平成16年5月25日受理 (Received on Mar. 18, 2004; Accepted on May 25, 2004)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (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)

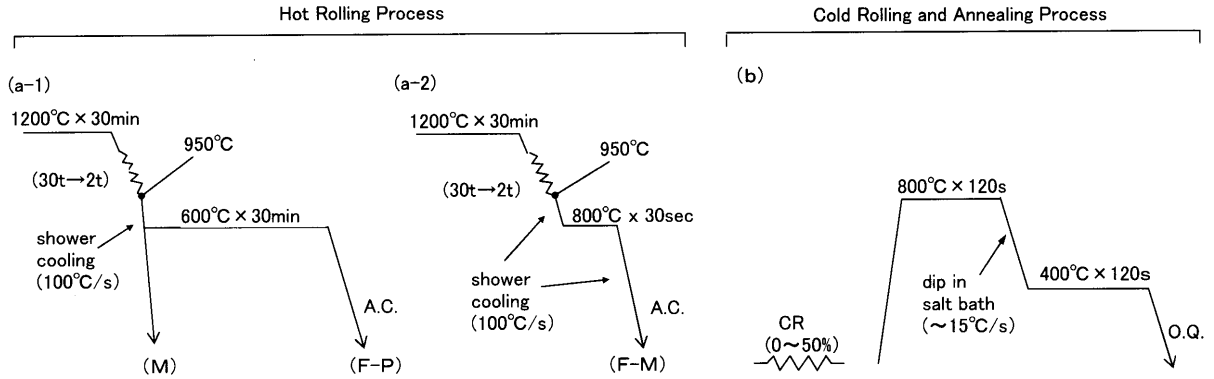


Fig. 1. Schematic diagrams of hot rolling and annealing process of steels.

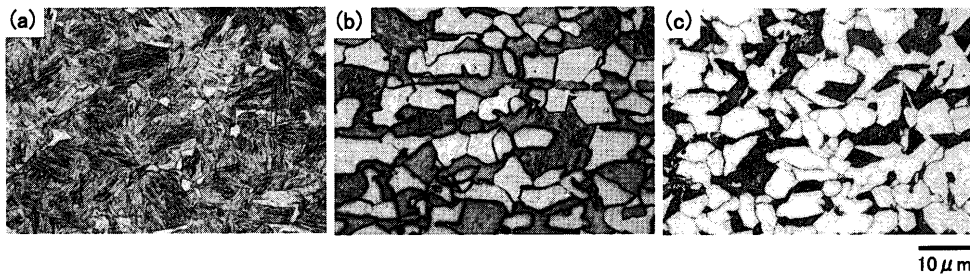


Fig. 2. Optical micrographs of hot band with (a) martensite (M), (b) 56 vol% ferrite-martensite (FM) and (c) ferrite-pearlite (FP) structure.

織を模擬したものである。また、フェライト・マルテンサイト組織は、Fig. 1(a-2)に示すように急冷の途中に、ある温度に保持することで得られる。Fig. 1(a-2)には代表的な保持温度と時間を示しているが、フェライト分率を変化させる目的で、このほかの温度と時間に保持する処理も行った。

熱延工程に引き続いて、室温で冷延率CR=0~50%までの冷間圧延を施した後、連続焼鈍をシミュレートした焼鈍処理を施した(Fig. 1(b))。以下では、熱延組織をマルテンサイト、フェライト・マルテンサイト、フェライト・パーライト組織とした鋼をそれぞれM鋼、FM鋼、FP鋼と呼ぶ。

引張試験は、冷延焼鈍板から圧延方向に平行に切り出したJIS-5号試験片(ゲージ長さ50mm、板幅25mm、板厚1~2mm)を用い、試験温度25°C、クロスヘッド速度27mm/minで試験を行なった。伸びフランジ試験は鉄連規格JFST1001¹¹⁾に準拠して行った。すなわち、φ10mm(クリアランス12.5%)の円形穴を打ち抜いた後、頂角60°の円錐ポンチを打ち抜きバリと反対側から押し広げる加工を行った。伸びフランジ性は次式の穴広げ率(λ)によって評価した。

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

ここで、 d_f 、 d_0 はそれぞれ穴ふちに生じたクラックが板厚を貫通した時点の穴径、初期穴径である。なお、引張試験および穴広げ試験に用いた試験片の板厚は冷間圧延ままの

板厚である。

冷延焼鈍板の残留γ量(f_γ)は飽和磁化測定法によって測定した^{12,13)}。また、残留γの炭素濃度(C_γ)はX線回折法による方法によって測定した。すなわち、Mo-Kα線の(200)γ、(220)γ、(311)γ回折面の回折角度から平均格子定数(a_γ)を測定し、これを次式¹⁴⁾に代入することによって計算した。

$$C_\gamma = (a_\gamma - 3.572) / 0.033 \dots\dots\dots (2)$$

3. 実験結果

3.1 焼鈍組織と残留γ特性に及ぼす冷延率の影響

Fig. 2に各鋼の熱延組織の光学顕微鏡写真を示す。(a)はマルテンサイト組織であり、その硬さはHV472である。(b)は、熱延後に800°Cに30秒の保持を行なったフェライト・マルテンサイト組織(フェライト分率 $f_\alpha = 56 \text{ vol}\%$)であり、両組織の硬さはそれぞれHV242、HV532である。また、(c)はフェライト・パーライト組織である。

これらの熱延鋼板に冷間圧延を施した後、焼鈍処理を施した鋼の光学顕微鏡組織(レペラ腐食)をFig. 3に示す。写真中の白色部分が残留γまたはフレッシュマルテンサイト(オーステンパー処理後の冷却中に生じたマルテンサイト)であり、灰色部分がポリゴナルフェライト(以下ではフェライトと呼ぶ)または焼鈍マルテンサイト、黒色部分がベイナイトである。なお、これ以降では特に断らない限り、冷延焼鈍板についての組織や機械的特性、残留γ特性

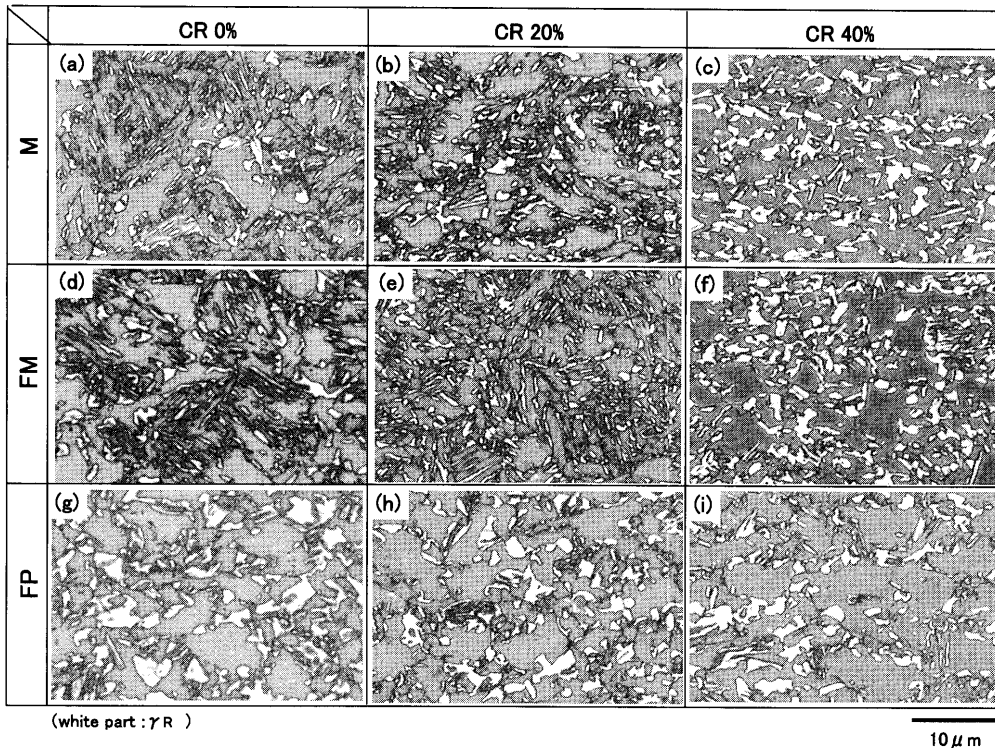


Fig. 3. Change in microstructure with cold rolling ratio (CR) in M, FM ($f_{\alpha}=56$ vol%) and FP steels intercritically annealed and then austempered after cold rolling up to CR=0~40%.

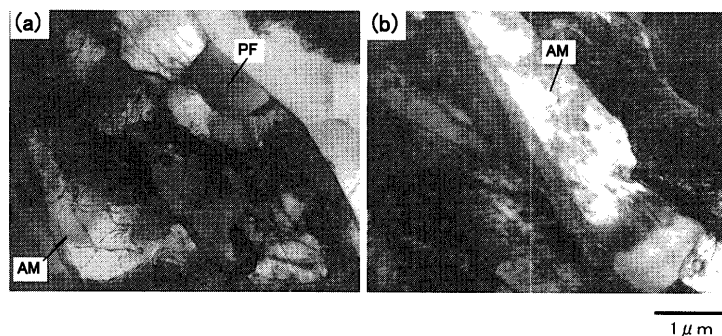


Fig. 4. Transmission electron micrographs of prior martensite structure in (a) M and (b) FM ($f_{\alpha}=56$ vol%) steels intercritically annealed after cold rolling of CR=20%. PF: Polygonal ferrite. AM: Annealed martensite.

について述べることにする。

冷延率 CR=0~20% の M 鋼の母相は、やや擬フェライト¹⁵⁾ が混在するものの微細な焼鈍マルテンサイトで構成される組織となった。残留 γ は、焼鈍マルテンサイトのラス境界に沿ってフィルム状に分散した形態が主なものである。冷延率が増すにつれて母相を含めて組織は微細化する傾向があり、CR \geq 40% ではフィルム状残留 γ が消失し、塊状残留 γ が母相中に均一に分散する。

FM 鋼 ($f_{\alpha}=56\%$) でも M 鋼と同様な組織を有するが、CR=0~20% の場合にはフェライトは M 鋼の場合より微細化している。残留 γ は M 鋼と同様に焼鈍マルテンサイトのラス境界に沿って存在するフィルム状形態が主である。

比較鋼である FP 鋼では、冷延率によらずフェライトを母相としており、その粒界三重点に塊状残留 γ とベイナイトが存在する従来の低合金 TRIP 鋼の組織を呈する。この

組織は圧延率が増加すると、残留 γ を含む第 2 相がやや微細化する。

Fig. 4 には、CR=20% の場合の M 鋼と FM 鋼の焼鈍マルテンサイトのラス組織の TEM 観察結果を示す。

CR=20% の M 鋼のラス組織内部には極微細なポリゴナルフェライトが生成する (Fig. 4(a)) のが認められた。一方、CR=20% の FM 鋼の焼鈍マルテンサイトのラス内には、M 鋼のように微細なポリゴナルフェライトは存在していない (Fig. 4(b))。

Fig. 5 には、残留 γ 量 ($f_{\gamma R}$) と残留 γ 中の炭素濃度 ($C_{\gamma R}$) に及ぼす冷延率の影響を示す。いずれの鋼でも残留 γ 量および全炭素濃度 ($f_{\gamma R} \times C_{\gamma R}$) は冷延率が増加するにともない増加する。また、残留 γ の炭素濃度は CR=20% までは変化しないが、それ以上の冷延率ではやや増加する傾向が認められる。

$CR \leq 20\%$ ではFM鋼は他鋼に比較して残留 γ 量はやや少なく、炭素濃度はやや高い傾向が認められた。

3.2 全伸びと伸びフランジ性に及ぼす冷延率の影響

FP鋼, M鋼およびFM鋼($f_{\alpha}=56\%$)の引張特性に及ぼす冷延率の影響を Fig. 6 に示す。M鋼の引張強さ(TS)は $CR=20\sim40\%$ においてほぼ最大となるが、全伸び(EI)は冷延率

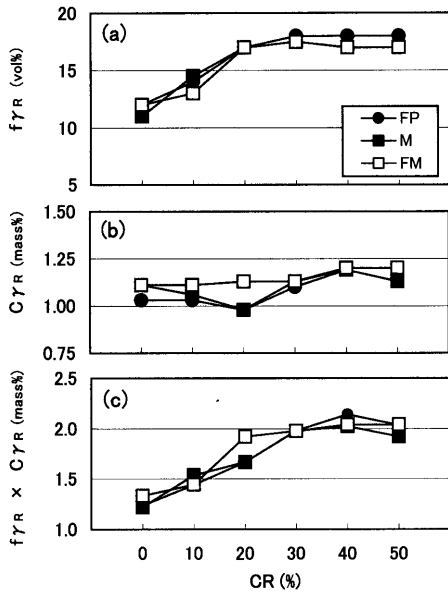


Fig. 5. Variations in (a) volume fraction ($f_{\gamma R}$), (b) carbon concentration ($C_{\gamma R}$) and (c) total carbon concentration of retained austenite $f_{\gamma R} \times C_{\gamma R}$ as a function of cold rolling ratio (CR) in annealed M, FM ($f_{\alpha}=56 \text{ vol}\%$) and FP steels.

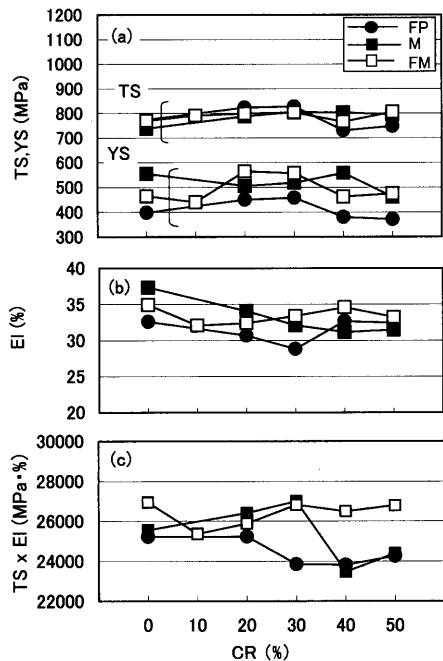


Fig. 6. Variations in (a) yield stress (YS) and tensile strength (TS), (b) total elongation and (c) strength-elongation balance ($TS \times EI$) as a function of cold rolling ratio (CR) in annealed M, FM ($f_{\alpha}=56 \text{ vol}\%$) and FP steels.

が増加するに伴い低下する。このため、M鋼の強度・全伸びバランス($TS \times EI$)は $CR=20\sim30\%$ においてほぼ最大となり、さらに冷延率が増加すると引張強さと強度・全伸びバランスはともに低下する。FP鋼やFM鋼の引張り強さはM鋼とほぼ同様に、 $CR=20\sim30\%$ で最大となりそれとともに全伸びも低下しているが、冷延率の増加にともなう強度・全伸びバランスの変化はM鋼より小さい。30%未満の冷延率では、M鋼やFM鋼がFP鋼より高い全伸びや強度・全伸びバランスを示す傾向が認められる。

FP鋼, M鋼およびFM鋼の伸びフランジ性に及ぼす冷延率の影響を Fig. 7 に示す。M鋼の穴広げ率(λ)は、 $CR=0\sim20\%$ まではほとんど変わらず、およそ $\lambda=40\%$ 程度の高い値を示しており、 $CR \geq 30\%$ では低下している。また、FM鋼($f_{\alpha}=56\%$)では、M鋼と類似の傾向を示すが、 $CR=0\sim20\%$ では冷延を増すにつれて λ 値が高くなり、 $CR=20\%$ で最大となる。さらに $CR \geq 30\%$ の高い冷延では、 λ 値は急激に低下する。FP鋼では、 $CR=0\%$ の伸びフランジ性が最も低く、冷延率を増すにつれて λ 値が増加していく。M鋼の引張強さは冷延率0%の場合より高いため、強度・伸びフランジ性バランス($TS \times \lambda$)は $CR=20\%$ で最大となる。冷延率の影響はFM鋼($f_{\alpha}=56\%$)で最も顕著に現れ、 $CR=20\%$ において穴広げ率及び強度・伸びフランジ性はM鋼より高い。FP鋼の穴広げ率および強度・伸びフランジ性バランスの冷延率による変化はほとんどないが、冷延率が増加すればやや高くなる傾向が認められる。30%未満の冷延率では、M鋼やFM鋼の伸びフランジ性や強度・伸びフランジ性バランスは、FP鋼より極めて高い値を示している。

Fig. 8 に冷延率20%で冷間圧延を施したM鋼($f_{\alpha}=0\%$)およびFM鋼の強度・伸びフランジ性バランスおよびフェライト分率の影響を示す。FM鋼の強度・伸びバランスは

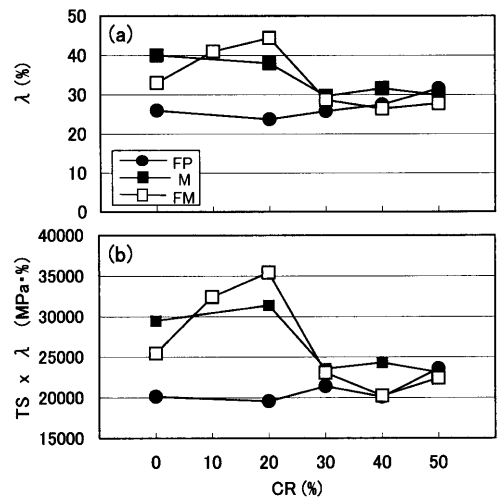


Fig. 7. Variations in (a) stretch-flange formability (λ) and (b) strength-stretch-flange formability balance ($TS \times \lambda$) as a function of cold rolling ratio (CR) in annealed M, FM ($f_{\alpha}=56 \text{ vol}\%$) and FP steels.

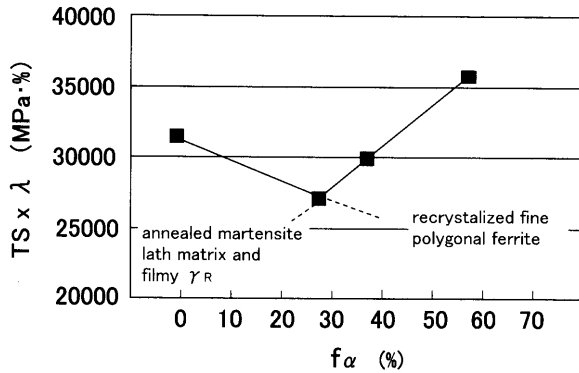


Fig. 8. Effect of ferrite volume fraction (f_{α}) in hot bands on $TS \times \lambda$ of annealed FM steels. ($CR=20\%$).

およそ30%で極小を持ち、およそ60% ($f_{\alpha}=56\%$)で最大となる。

4. 考察

4.1 各鋼の焼鈍組織生成に及ぼす冷間圧延の影響

M鋼に20%以内の冷間圧延を付与した後、焼鈍熱処理を施したときの母相は焼鈍マルテンサイトのラス組織を保持し、残留 γ はこのラス境界に沿って存在した(Fig. 3(b))。しかし、30%以上の冷間圧延を付与した場合には、ラス組織は消失して微細なポリゴナルフェライト母相が生じ、残留 γ も塊状に変化した(Fig. 3(c))。

FM鋼($f_{\alpha}=56\%$)では焼鈍マルテンサイトのラス組織が存在する限界冷延率は大きくなるものの、M鋼とほぼ同様な組織変化を示した(Fig. 3(e), (f))。本節ではこの理由について考察する。

PlichtaとAaronson¹⁶⁾によれば、マルテンサイト組織鋼を2相域で焼鈍したときの組織は主に以下の(i), (ii)の2つに支配される。もし、マルテンサイト組織鋼に塑性歪が付与された場合は、この他に(iii)が焼鈍組織に影響を与える¹⁷⁾。

- (i) ラス境界の γ の核生成速度
- (ii) ラス境界の移動速度
- (iii) ひずみエネルギーを駆動力としたポリゴナルフェライト変態

上述の理論に従えば、冷間圧延を施さない場合($CR=0\%$)、本鋼のようにSi及びMnが多量に添加されているM鋼では(i)が(ii)より優勢となり、結果的に焼鈍マルテンサイトの母相とその焼鈍マルテンサイトのラス境界に沿ってフィルム状残留 γ が存在する組織を得ることができると考えられる。一方、冷間圧延を受けた場合、上述の(iii)がこれに関与するが、 $CR \geq 20\%$ では(iii)の影響が相対的に(i)以上にはなれず(軽圧下のひずみエネルギーではフェライトの核生成速度を γ の核生成速度よりも高くすることができず)、結果的に $CR=0\%$ と同様に(i)が優勢となり、焼鈍マルテンサイトのラス組織が保持されたと考えられる。ただし、 $CR=20\%$ の場合ではラス内には既に微細

ポリゴナルフェライトが存在し始めており(Fig. 4(a))、M鋼では焼鈍マルテンサイトのラス組織が存在する限界冷延率は20%以下である。また、 $CR \geq 30\%$ では(iii)の影響が(i)の影響を上まわって、ラス組織の消失とポリゴナルフェライトへの変化をもたらせたと考えられる。

また、FM鋼($f_{\alpha}=56\%$)では焼鈍マルテンサイト組織が得られる限界冷延率はM鋼よりも高いと考えられる。つまり、Tomotaら¹⁸⁾によれば、フェライト(軟質相)とマルテンサイト(硬質相)の2相鋼を塑性変形させたとき、付与された塑性ひずみの多くをフェライト相が負担することが示されており、この理論に従えば、FM鋼では両相の硬さは2倍程度異なるためフェライト相が冷間圧延ひずみの多くを担い、マルテンサイト相への負担は小さくなる。このため、FM鋼($f_{\alpha}=56\%$)ではマルテンサイトがポリゴナルフェライトに変化する限界冷延率がM鋼より高くなると考えられる。

$CR=20\%$ でも焼鈍マルテンサイトのラス内に微細ポリゴナルフェライトが存在しなかったというFig. 4(b)に示した結果は、この考えを支持していると思われる。ちなみに、FM鋼のフェライト分率が50 vol%でフェライト相がマルテンサイト相の2倍の圧延歪を負担すると仮定すると、臨界ひずみはM鋼の1.5倍となる。

FP鋼では、冷延率が増すにつれてフェライト母相の歪が多くなり、焼鈍中に生成するポリゴナルフェライトや特に伸びフランジ性を劣化させる塊状残留 γ の生成が促進されていくものと思われる。

4.2 M鋼の伸びフランジ性

一般に、高強度鋼板の伸びフランジ性は、主に打ち抜き断面のポイドの発生・成長挙動に支配される⁹⁾ため、第2相の存在や組織の均一性、結晶粒サイズ¹⁹⁻²¹⁾などに大きく影響される。また、残留 γ を含む低合金TRIP鋼では、この他に残留 γ 特性(体積率、安定性、存在形態など)にも影響されることが報告されている⁷⁾。そこで本節では、M鋼で優れた伸びフランジ性が得られた理由を微細組織と残留 γ 特性から考察する。

4.1で述べられたように、M鋼において、 $CR \leq 20\%$ ではラス内部には微細ポリゴナルフェライトが存在しているものの母相ラス状組織は維持されるため、残留 γ のほとんどがこのラス界面に沿ってフィルム状に存在し、残留 γ 量や安定性も増加した。著者らがこれまでに報告したとおり⁸⁻¹⁰⁾、フィルム状に生成した残留 γ は打ち抜き時におけるポイド生成を抑制するため、ポイドがほとんど存在しない状態からの穴広げ加工では、安定な残留 γ が加工性を高めて伸びフランジ性を向上させたと考えられる。つまり、M鋼の高い伸びフランジ性は母相の焼鈍マルテンサイトのラス組織および安定で微細なフィルム状残留 γ の形態と量に起因したと思われる。

一方、 $CR \geq 30\%$ で冷間圧延した場合には、M鋼の母相

の焼鈍マルテンサイトのラス組織は消失し、微細なポリゴナルフェライトに変化するとともに残留 γ は塊状に変化した。すなわち、 $CR \geq 30\%$ における伸びフランジ性の低下は、残留 γ が塊状に変化したために打ち抜き断面でのポイドの発生が促進されたためと考えられる。このM鋼についての上記の冷延率に伴う伸びフランジ性と組織変化の関係を模式的にFig. 9にまとめた。

4.3 FM鋼の伸びフランジ性

FM鋼($f_{\alpha} = 56 \text{ vol}\%$)は、熱延組織にフェライトが存在するものの冷延焼鈍後はほぼM鋼と類似の均一微細な組織とフィルム状残留 γ とが生じて高い伸びフランジ性を示した。しかし、フェライト分率が28 vol%のFM鋼のときでは、伸びフランジ性は極小となる(Fig. 8)。この理由は、フェライト分率が低いFM鋼($f_{\alpha} = 28 \text{ vol}\%$)では、Fig.10に示されるようにフェライトがマルテンサイトに囲まれるため、冷間圧延時にはフェライトに十分な塑性ひずみが付与されず、焼鈍中にはこのポリゴナルフェライトの粒成長が生じて比較的粗大なフェライトが存在することになるためと思われる。このような組織の不均一性のために打ち抜き時に多くのポイドが発生して、伸びフランジ性が劣化する。一方、 $f_{\alpha} = 56 \text{ vol}\%$ のFM鋼では、逆にフェライトがマルテンサイトを取り囲むため、フェライトが優先的に塑性変形し、焼鈍後にはフェライト母相が微細化される。また、マルテンサイトの塑性変形は抑制されるため、微細なラス状下部組織を有する焼鈍マルテンサイト組織と微細なフィル

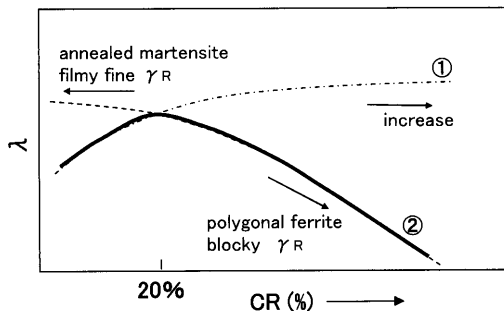


Fig. 9. Illustration of metallurgical factors controlling stretch-flange formability (λ) of M steel. ① The effect of volume fraction of retained austenite. ② The effects of matrix structure and γ_R morphology.

ム状の残留 γ が維持されることになる。このようにして組織全体が微細化するために、打ち抜き時のポイド発生を抑制し、伸びフランジ性を高くしたと考えられる。

5. 結言

マルテンサイト単相またはフェライト・マルテンサイト組織を有する熱延鋼板に、 $CR = 0 \sim 50\%$ の冷間圧延を施した後、2相域焼鈍とオーステンパー処理を施し、低合金TRIP冷延鋼板を製造した。そして、それらの微細組織、残留 γ 特性、引張特性及び伸びフランジ性を詳細に調査した。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) マルテンサイト単相鋼に20%以内の冷間圧延と2相域焼鈍を含む熱処理を施したとき、優れた伸びフランジ性が達成された。これは主に、20%冷間圧延にもかかわらず、焼鈍マルテンサイトの微細ラス組織とラス境界に沿うフィルム状残留 γ 形態が得られることにより、打ち抜き時のポイド生成が抑制されたため、伸びフランジ性が高くなったと考えられる。

(2) 一方、マルテンサイト単相鋼に30%以上の冷間圧延を施した場合には、マルテンサイトのラス組織が消失されるため、従来のTRIP鋼と同様なポリゴナルフェライトと打ち抜き時のポイド生成に寄与する塊状残留 γ (少量のベイナイトやマルテンサイトを含む) からなる組織となって伸びフランジ性が劣化した。

(3) マルテンサイト組織に約60 vol%のフェライト組織が存在する熱延組織の場合、20%以下の冷延と焼鈍処理後にM鋼と同程度またはより優れた伸びフランジ性が達成された。一方、フェライト分率が約30 vol%の熱延組織では、伸びフランジ性は最も低くなった。フェライト分率が約60 vol%の場合では、約30 vol%の場合よりもフェライト母相の塑性変形が大きくなり、さらにマルテンサイト相の塑性変形も抑制されるため、焼鈍後は焼鈍マルテンサイト組織、微細フェライト組織、フィルム状残留 γ からなる全体が微細化された組織となって伸びフランジ性が向上すると思われる。

最後に、本研究をまとめるにあたり、親身なご指導をい

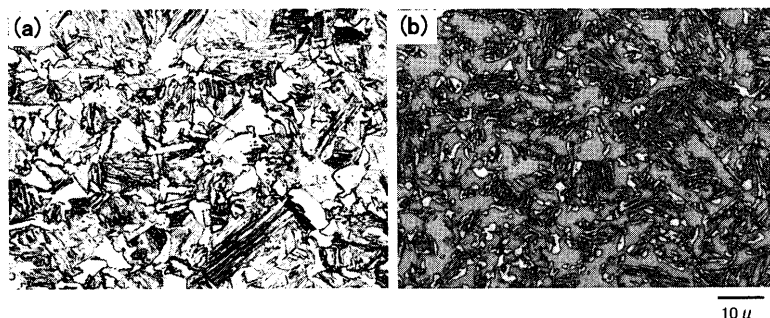


Fig. 10. Optical micrographs of (a) FM hot band with 28 vol% ferrite (Nital) and (b) its annealed sheet subjected to cold rolling of $CR = 20\%$. (Le Pera)

ただきましたCBMMアジア（株）鉄鋼部長，橋本俊一博士に深謝いたします。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Am. Soc. Metal*, **60** (1967), 252.
- 2) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 571.
- 3) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 4) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka 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, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 9) K.Kashima, K.Sugimoto, T.Yuri and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 609.
- 10) K.Sugimoto, R.Kikuchi, M.Tsunezawa, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1065.
- 11) The Japan Iron & Steel Federation Standard JFST1001, (1996).
- 12) T.Hara, H.Goto and S.Takaki: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **136** (1996), 322.
- 13) H.Akamizu, S.Ikeda, K.Makii, S.Miyake, R.Yoda and S.Takaki: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1400.
- 14) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 15) K.Amano and T.Araki: Atlas for Bainitic Microstructure, Vol. 1, ISIJ, Tokyo, (1992), 21.
- 16) M.R.Plichta and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2611.
- 17) K.Sugimoto, A.Hayakawa, T.Hojo, S.Hashimoto and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1233.
- 18) Y.Tomota, K.Kuroki, T.Mori and I.Tamura: *Mater. Sci. Eng.*, **24** (1976), 85.
- 19) M.Kinoshita, H.Kimura, K.Osawa, H.Owada and M.Hori: *NKK Tech. Rep.*, **145** (1994), 1.
- 20) M.Sudo and T.Iwai: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1185.
- 21) H.Yasuhara, K.Okuda, A.Tosaka and O.Furukimi: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1219.