

論文 フェライト-ベイナイト-マルテンサイト Tri-phase 鋼の機械的性質におよぼすマイクロ組織の影響

橋本 俊一*・三村 和弘*²・細田 卓夫*²・須藤 正俊*³

Effect of Microstructure on Mechanical Property of Ferrite-Bainite-Martensite Tri-phase Steel

Shunichi HASHIMOTO, Kazuhiro MIMURA, Takuo HOSODA and Masatoshi SUDO

Synopsis:

A study has been made of the effects of chemical composition and coiling temperature on the mechanical properties of as-hot-rolled Tri-phase steel which possesses combined advantageous properties of both dual-phase steel and ferrite-bainite steel.

At least 2% of martensite in volume fraction is necessary to obtain low yield ratio of less than 0.7, and low yield point elongation of less than 1%. On the other hand, the volume fraction of martensite has to be controlled less than 10% in order to get high stretch flangeability.

Tri-phase steel sheets composed of ferrite, bainite and 2-10% of martensite exhibit low yield ratio, low yield point elongation and good stretch flangeability, and are able to be produced by lowering the coiling temperature under than 250°C using C-Si-Mn steels. The steels used in this experiment are mainly Cr free steels, because the addition of Cr results in the deterioration of paintability and increases the production cost.

1. 緒 言

自動車の燃費軽減と、安全性を高めるために車体の軽量化と強化が進められている。その達成手段の一つとして、ホイール、バンパーあるいは足まわり部品に高強度熱延鋼板が適用され、使用量は年々増加しつつある。これらの加工部材に適した高強度熱延鋼板として、フェライト-マルテンサイト鋼¹⁾²⁾ (Dual phase 鋼, 以降 DP 鋼あるいは F-M 鋼と略記する) やフェライト-ベイナイト鋼³⁾ (以降 F-B 鋼と略記する) などの変態組織強化を利用した鋼や、Nb や Ti などを添加しそれらの炭窒化物の析出強化を利用した鋼⁴⁾ が提案されている。さらにフェライト-ベイナイト-マルテンサイトの 3 相からなる鋼 (以降 Tri-phase 鋼あるいは F-B-M 鋼と略記する) も DP 鋼の低降伏比, 連続降伏という長所と, F-B 鋼の優れた伸びフランジ性という長所の両者を兼備した鋼として著者らの一人は提案した⁵⁾。

この優れた特性を有する Tri-phase 鋼は、従来 Cr を添加して製造されていたが、化成処理性と塗装後の耐

食性を向上し、また製造コストを低減するため、Cr を添加せず C-Si-Mn 系鋼にて製造することが望まれていた。本論文ではまずその可能性を明らかにし、続いて C, Si, Mn のマイクロ組織および機械的性質におよぼす影響と、フェライト, ベイナイト, マルテンサイト各相の機械的性質におよぼす影響について検討し、目的に応じて最良の特性値を得る組織構成について考察した。

2. 実験方法

Table 1 に示す C, Si, Mn, Cr 量を変化させた各鋼を素材とした。この中で鋼 G は実機製造工程中、仕上圧

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

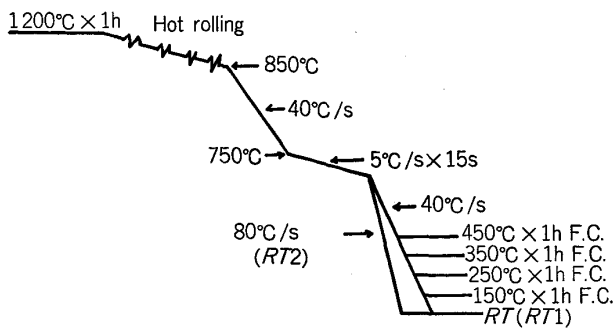
Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
A	0.08	1.3	1.4	0.013	0.005	—	0.050
B	0.08	0.5	1.4	0.011	0.003	—	0.058
C	0.07	—	1.3	0.012	0.003	—	0.049
D	0.07	1.1	0.9	0.012	0.005	—	0.033
E	0.05	1.3	1.4	0.014	0.006	—	0.044
F	0.15	1.3	0.8	0.011	0.004	—	0.061
G	0.08	1.0	1.2	0.011	0.002	0.69	0.033
H	0.09	1.0	1.2	0.013	0.005	0.34	0.042
I	0.08	1.1	1.2	0.013	0.005	—	0.042

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 10 月 1 日受付 (Received Oct. 1, 1985)

* (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所技術情報企画部 (Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)



Hot rolling pass schedule (mm) 30→20→13→8→4

Fig. 1. Schematic representation of hot rolling and controlled cooling process.

延スタンド前で採取した転炉溶製鋼であり、その他は 40 kg 高周波大気溶製鋼である。

鋼板のマイクロ組織，機械的性質におよぼす熱延後の冷却，巻取条件の影響を検討するため，Fig. 1 に示す熱延条件で試料を作製した。すなわち粗圧延にて 30 mm^t まで圧延した鋼を，1200°C で 1 h の均熱処理を施した後 4 mm^t まで 4 パスで圧延した。仕上温度は 850°C 一定とした。その後 40°C/s の冷却速度で 750°C まで冷却し，続いて 15 s 5°C/s の徐冷を行い，さらに 40°C/s で冷却するステップ冷却を実施し，450°C 以下の各種温度で巻き取った。巻取りは，所定の温度に設定した保持炉に 1 h 保定し，その後炉冷することによりシミュレートした。室温巻取りをシミュレートした試料については，徐冷後の冷却速度を標準の 40°C/s (RT 1) に対し，80°C/s に上げたもの (RT 2) を追加した。

得られた試料から JIS 5 号引張試験片を圧延方向に平行に採取し，3 mm^t に両面研削後，10 mm/min の速度にて引張試験を実施した。穴拡げ率 λ は，同様に 3 mm^t に両面研削後，10 mm ϕ の打抜き穴をあけ，30°円錐ポンチにてクラックが板厚を貫通するまで押し拡げ，そのときの内径 d_b と初期穴径 d_i を用いて(1)式にて算出した。この λ を伸びフランジ性を評価する指標として用いた。

$$\lambda = \{(d_b - d_i) / d_i\} \times 100 (\%) \dots\dots\dots (1)$$

マイクロ組織は，ナイトール腐食後，光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡 (SEM) にて観察した。マルテンサイトおよびベイナイトの体積率 V_M , V_B は SEM 写真にて両者を判別し，画像解析装置を用いて測定した。また一部試料については透過電子顕微鏡による観察も行った。

Table 2. Mechanical properties of Tri-phase steel (Steel G) produced in hot tandem mill.

YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	YPEI (%)	YR YS/TS
39.0	64.9	32.5	0	0.60

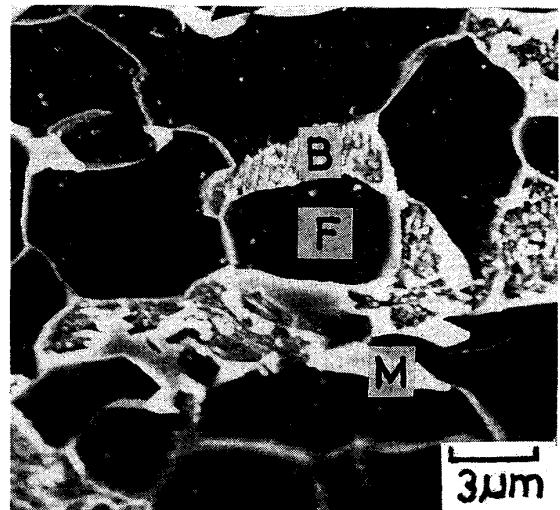


Photo. 1. Microstructure of Tri-phase steel (Steel G) produced in hot tandem mill.

3. 実験結果

3.1 降伏比および降伏点伸びにおよぼす巻取温度および Cr 量の影響

Tri-phase 鋼の特徴のひとつに DP 鋼と同様の低降伏比および連続降伏現象を有することがある。Cr を 0.69% 含んだ鋼 G を 450°C の巻取温度にて実機で製造したときの機械的性質を Table 2 に示す。降伏比 (YR) は 0.6，降伏点伸び (YPEI) は 0% と DP 鋼と同等の値が得られている。このときのマイクロ組織を Photo. 1 に示したが，ポリゴナルフェライト (F) と，ベイナイト (B)，マルテンサイト (M) の 3 相組織となっている。このように鋼 G においては，450°C の巻取温度にて低い YR が得られるが，ここでは，Cr 量を 0.34, 0% と減少させたときの，YR, YPEI におよぼす巻取温度の影響について検討した。Fig. 2 にその結果を示すが，Cr 量の低下とともに低 YR, 低 YPEI となる巻取温度は低下する。DP 鋼と実用上同等のプレス成形性を得るための条件を，YR で 0.7 以下，YPEI で 1% 以下とすると，0.69%Cr 鋼では 450°C 以下，0.34%Cr 鋼では 250°C 以下，0%Cr 鋼では 150°C 以下で巻き取ることが必要である。図中には第 2 相の組織構成をも示した。ベイナイトとマルテンサイトの 2 相が混在する場

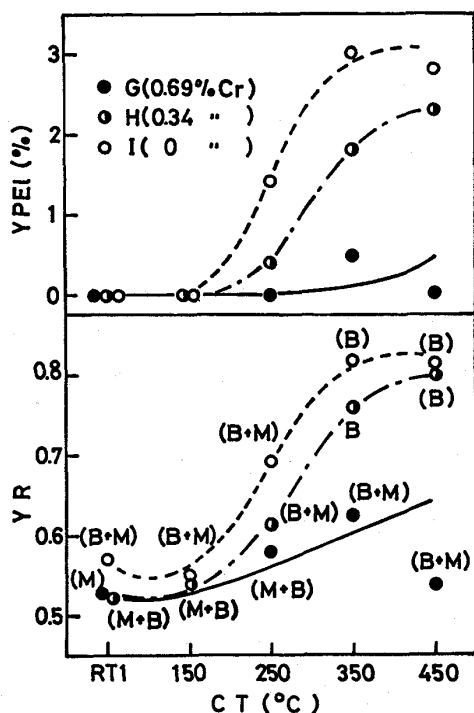


Fig. 2. Effects of Cr content and coiling temperature (CT) on yield ratio (YR) and yield point elongation (YPEL).

合には、体積率の多い順に記載した。YR を 0.7 以下とするための巻取温度の上限は、少量のマartenサイトが混入し始める温度と一致する。以上の結果から Cr を添加しなくても、室温近傍の極低温巻取りにより、DP 鋼と同等の低 YR, 低 YPEL 鋼が得られることが明らかとなった。以後 Cr 無添加鋼について化学成分、ミクロ組織と機械的性質の関係について検討する。

3.2 機械的性質におよぼす Si, Mn および C 量の影響

Cr 無添加鋼の機械的性質におよぼす Si, Mn, C 量および巻取温度の影響について検討した。

まず Si 量を 0, 0.5, 1.3% と変えたときの巻取温度と機械的性質の関係を Fig. 3 に示す。Si 量が 0% の鋼 C のみが V_M が小さく、巻取温度が 250°C 以下においても YR はやや高い傾向にある。巻取温度の変化による YR, YPEL の変化は Si 量にかかわらず同様であり、巻取温度が 350°C から 250°C に変化する間で、両者の急激な低下が認められる。引張強さ (TS) は巻取温度の低下、それにとまなう V_M の増大、および Si 量の増加とともに増大する。 V_M が 0 である巻取温度 450°C における Si 量の増加による TS の増大は、ほぼ Si の固溶強化量に対応すると考えられ、Si 1% 当たり約 9 kgf/mm² と従来の報告^{6)~8)} とほぼ一致した値となっている。

TS と全伸び (EL) の関係を Fig. 4 に示す。TS-EL

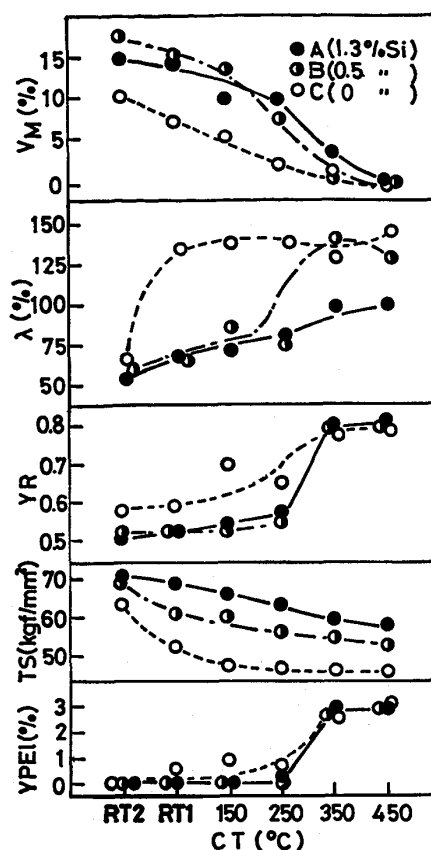


Fig. 3. Effect of Si content on relationship between tensile properties, hole expanding limit, λ , volume fraction of martensite V_M and coiling temperature. Total volume fraction of bainite and martensite is about 15%.

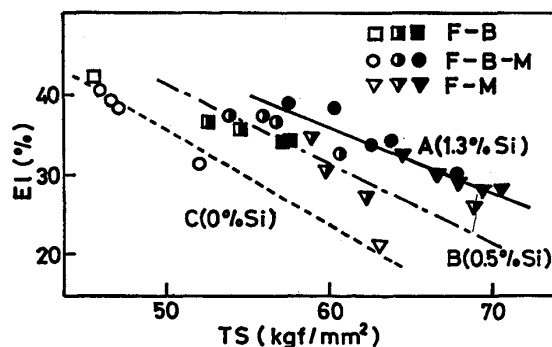


Fig. 4. Effects of Si content and microstructure on relationship between tensile strength (TS) and elongation (EL).

の関係は Si 量でよく整理でき、Si 量の増加とともに TS \times EL は向上する。60 kgf/mm² の TS で各鋼の EL を比較すると、Si 量が 0 から 0.5, 1.3% に増加するに従い、24, 31, 37% と EL の顕著な増加が認められる。いつぼうミクロ組織の影響は、Si の影響に比べはるかに小さいものであり、EL の観点から第 2 相の量、種類を

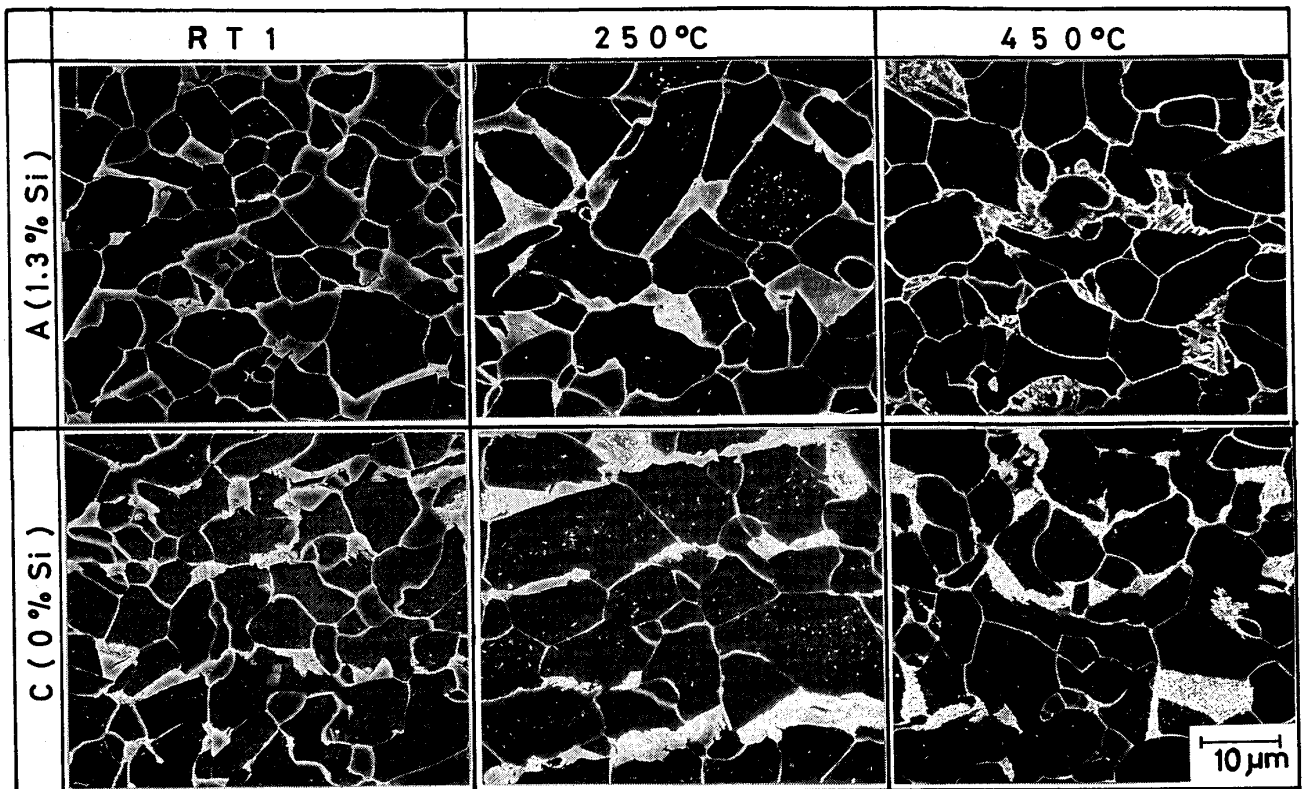


Photo. 2. Microstructures of steel A and C observed by SEM.

規定する必要はない。ただし本実験で用いた試料の第2相体積率は高々 20% であり、 El に大きな影響はおよぼさなかったが、それ以上のベイナイトを含む F-B-M 鋼では $TS \times El$ の劣化があり⁵⁾、過剰な第2相の混入は避けなければならない。

SEM にて観察した代表的なマイクロ組織を Photo. 2 に示す。白色部分はマルテンサイトあるいはベイナイトであり、炭化物の析出が認められる相がベイナイト、認められない相がマルテンサイトである。鋼 A、C とも巻取温度が 450°C の場合には F-B 組織、250°C の場合には F-B-M 組織であるが、RT 1 巻取りの場合には鋼 C では 3 相組織になっているものの、Si の高い鋼 A ではベイナイトの存在は認められず、F-M 組織となっている。Photo. 3 には鋼 A を 250°C で巻き取ったときの透過電顕組織を示したが、マルテンサイトと上部ベイナイトが認められる。ベイナイトの種類はここで示した上部ベイナイトだけでなく、視野によつては下部ベイナイトも認められた。

Mn 量が 1.4% の基本鋼 A と、0.9% に減少させた鋼 D とを用いて、引張特性と V_M におよぼす Mn 量と巻取温度の影響を検討した。Fig. 5 に示すように、Mn 量の低い鋼では、巻取温度の低下にともなう V_M の増加傾向が小さく、RT 1 で V_M が約 4% となり、 $YR <$

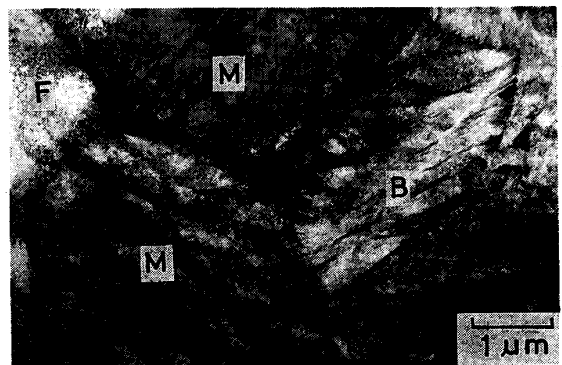


Photo. 3. Microstructure of steel A coiled at 250°C observed by transmission electron microscopy.

0.7, $YPEI < 1\%$ となる。巻取温度が 150°C と 250°C では V_M が 3% 程度であり、 $YPEI$ が 1% 以上となり、 YR も高い。同様に C 量の影響について Fig. 6 に示す。基本鋼 A に対し、C 量を 0.05% と低目にした鋼 E では、 V_M は A に比べて小さいが、巻取温度 250°C 以下ではほぼ連続降伏に近い性質が得られる。鋼 D、E いずれも V_M が小さいことにより、 TS は鋼 A に比べ低い。また λ は、 V_M が小さいこと、 TS が低いことと関連し、基本鋼 A に比べ高い。

Fig. 3, 5, 6 には V_M の変化のみを示したが、マルテ

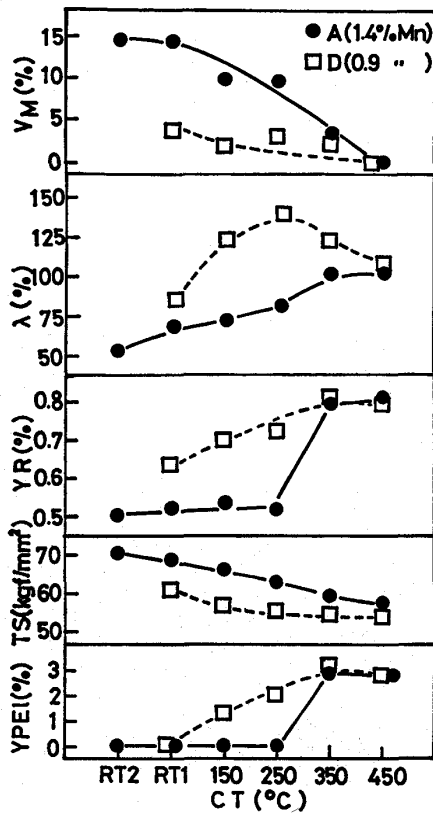


Fig. 5. Effect of Mn content on relationship between tensile properties, hole expanding limit, λ , volume fraction of martensite V_M and coiling temperature. Total volume fraction of bainite and martensite is about 15%.

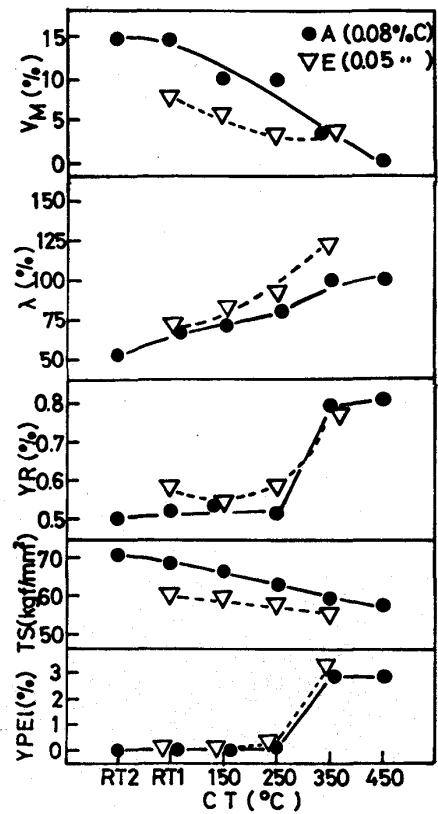


Fig. 6. Effect of C content on relationship between tensile properties, hole expanding limit, λ , volume fraction of martensite V_M and coiling temperature. Total volume fraction of bainite and martensite is about 15%.

ンサイトとベイナイトを合わせた第2相全体の体積率は、巻取温度のいかんを問わず約15%と一定であり、またパーライトの存在は認められなかつた。

4. 考 察

4.1 伸びフランジ性におよぼすマイクロ組織の影響

$TS \times \lambda$ で整理した TS と λ の関係は、 TS と El との関係とは異なり、Fig. 7 に示すようにマイクロ組織の影響を顕著に受ける。F-M 鋼では $TS \times \lambda$ が 4000 以下であるが、YPEI が 1% 以下の F-B-M 鋼では約 5000、YPEI が 1% 以上の V_M の小さい F-B-M 鋼、あるいは F-B 鋼では 6000 以上ともつとも大きい値を示す。F-M 鋼の伸びフランジ性が、F-B 鋼や F-B-M 鋼に比して劣ることはすでに報告されており、その理由としてマルテンサイトの変形能がベイナイトに比べ著しく小さいことがあげられている⁵⁾⁹⁾。ここで示した結果も、F-B、F-B-M、F-M とマルテンサイトの体積率が增加するに従い、 $TS \times \lambda$ は低下しており、変形能の低いマルテンサイトの存在は伸びフランジ性確保の上からは好ましくない。しかしながら YR、YPEI を低くする

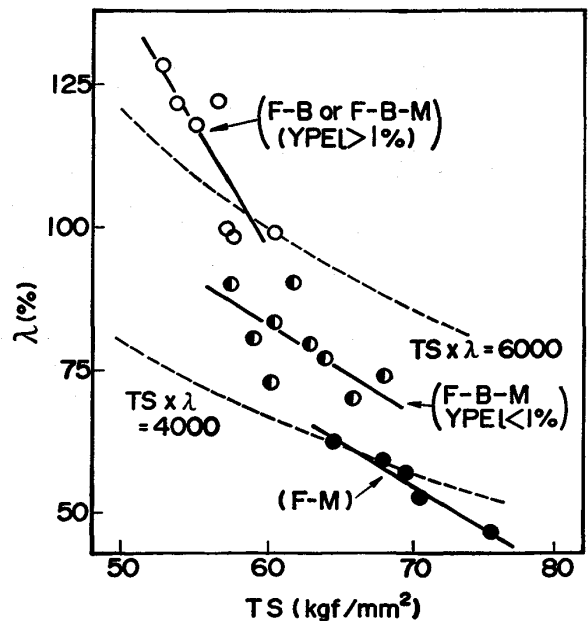


Fig. 7. Effect of microstructure on relationship between tensile strength and hole expanding limit, λ .

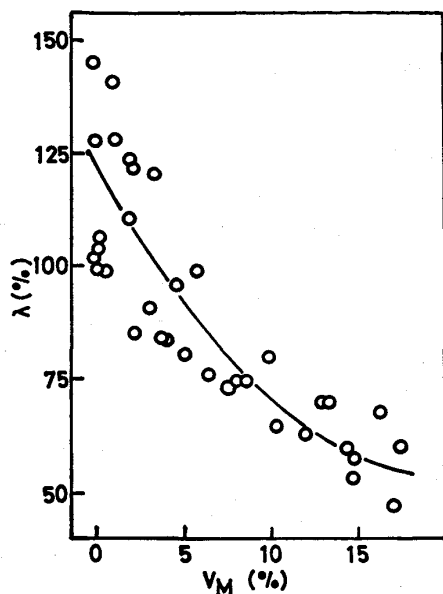


Fig. 8. Effect of volume fraction of martensite on hole expanding limit, λ .

ためにはマルテンサイトが必要であることから、どの程度まで V_M が許容されるかを検討した。その結果を Fig. 8 に示す。 V_M の λ への影響はきわめて大きく、 λ 値の最低必要値を 70% とすると V_M は 10% 以内に規制する必要がある。

4.2 化学成分と巻取温度の最適範囲の検討

C-Si-Mn 系の Tri-phase 鋼にて DP 鋼の長所 ($YR < 0.7$, $YPEI < 1\%$) と F-B 鋼の長所 ($\lambda > 70\%$) を兼備するために必要な C, Si, Mn 量の範囲と、巻取温度の範囲を検討した。その結果を Fig. 9 に示す。 Fig. 9 (a) は Si 量と巻取温度の関係を示した図である。いずれの Si 量においても、後段の冷却速度を $80^\circ\text{C}/\text{s}$ とし室温 (RT 2) で巻き取った鋼は、 V_M が大きすぎるため、 λ が 70% 以下となり条件に合致しない。また 0.5% および 1.3% Si 鋼を RT 1 で巻き取った鋼も、 λ がわずかに 70% を下回る。いつぼう巻取温度が 350°C 以上では YR が 0.7 以上となり、3.1 で述べた DP 鋼の好ましい条件 ($YR < 0.7$) を満たさなくなる。 Fig. 9 (b) は Mn 量と巻取温度の関係を示したものであるが、低 Mn 鋼では生成 V_M が小さく、RT 1 で巻き取った鋼のみが必要条件を満たすことができる。しかしながら Fig. 9 (c) に示したように、低 Mn 鋼の場合でも C 量を 0.15% まで増量することにより、最適巻取温度範囲を 250°C まで広げることができる。

4.3 低い YR と YPEI を得るために必要なマルテンサイト体積率

ここでは DP 鋼の長所を得るに必要な V_M の検討を

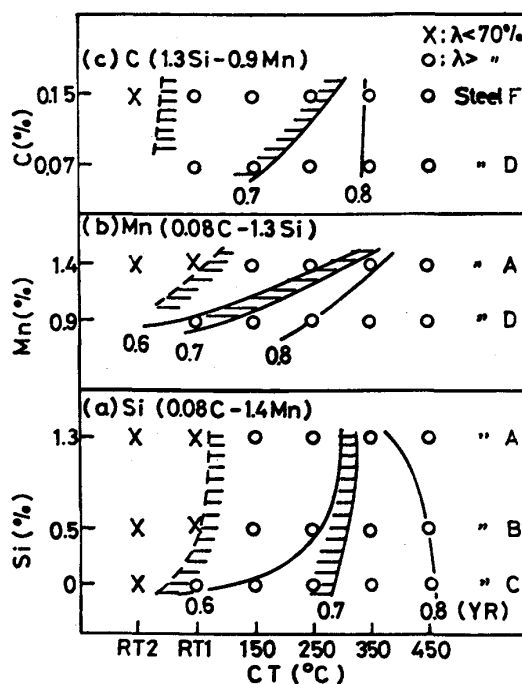


Fig. 9. Dependence of hole expanding limit, λ , and yield ratio on chemical composition and coiling temperature. Optimum ranges are shown by hatching. Yield ratios are indicated by numerals in the figure.

行つた。 DP 鋼が低い YR, YPEI を示すのは、マルテンサイト変態にもなる体積膨脹により導入された可動転位が存在するためであるとされている¹⁰⁾¹¹⁾。しかしながらこの特性を得るための必要マルテンサイト量に関しては研究者により異なり、2% 程度¹²⁾から 12% 程度¹³⁾までの開きがある。これは研究者により、成分、熱処理条件が異なり、フェライト粒径、マルテンサイト粒径、あるいは固溶 C 量などに差があるためと考えられる¹⁴⁾¹⁵⁾。またこれまでの研究は連続焼鈍を想定した熱処理タイプのものが多く、As-rolled 型熱延鋼板に関する考察はほとんど行われていない。

As-rolled で得られる熱延鋼板の V_M と YR, および YPEI の関係におよぼす Si 量の影響を Fig. 10 に示す。 YR, YPEI とともに V_M の増加とともに低下する。 YR と YPEI の関係を Fig. 11 に示すが、 $YR = 0.6$ で YPEI がほぼ 0% となる。 YR が 0.6 より高い領域では YR 0.1 に対し、 YPEI 約 1.5% の比率で増加する。

全鋼種についての V_M と YR の関係を Fig. 12 に示す。本実験の成分範囲内では、 $YR < 0.7$ を満たすためには V_M は 4~5% 存在すれば十分である。また YPEI = 0%, すなわち連続降伏を得るに必要な V_M は約 8% と、従来の冷延鋼板に関する報告に比べやや大きい。こ

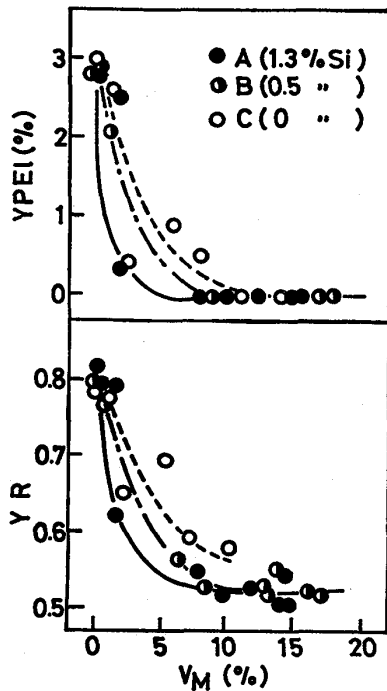


Fig. 10. Effects of Si content and volume fraction of martensite on yield ratio and yield point elongation.

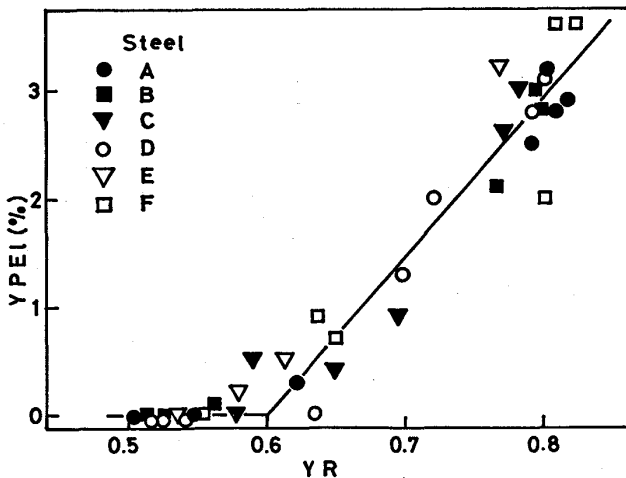


Fig. 11. Relationship between yield ratio and yield point elongation.

れは熱延後連続冷却により製造する本 Tri-phase 鋼は、2相域で保持する冷延鋼板に比べ、フェライト地の純化、すなわちオーステナイトへの成分濃縮の程度が弱く、最終製品のフェライト地の固溶C量と硬さ、およびマルテンサイトの硬さに差が生じたものと考えられる。

4.4 引張強さにおよぼすベイナイトおよびマルテンサイトの影響

YR<0.7, YPEI<1%, λ>70% を満足するために必要な VM 量を上述のように検討した結果、VM を 2~10

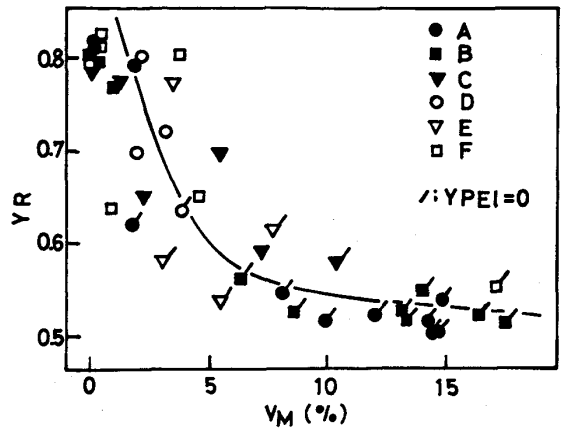


Fig. 12. Relationship between volume fraction of martensite and yield ratio.

% の範囲に制御することが必要であることが明らかとなった。

フェライトとこの範囲の体積率のマルテンサイトを含む鋼板であれば、F-M 鋼であつても λ は 70% 以上得られるわけであるが、λ については高いほど好ましいので、マルテンサイトを必要最小限に留め、ベイナイトを強化手段として積極的に利用した方が有利である。そこで強度設計の基準となる関係式の確立を目指し、各種因子と TS の相関関係を検討した。C, Mn については相関係数が低かつたことから影響因子から除外し、マルテンサイト、ベイナイトおよび Si との関係を求め(2)式を得た。

$$TS(\text{kgf/mm}^2) = 39.58 + 1.25(V_M) + 0.63(V_B) + 8.81(\text{Si}) \dots\dots\dots (2)$$

ただし VM : マルテンサイト体積率 (%)

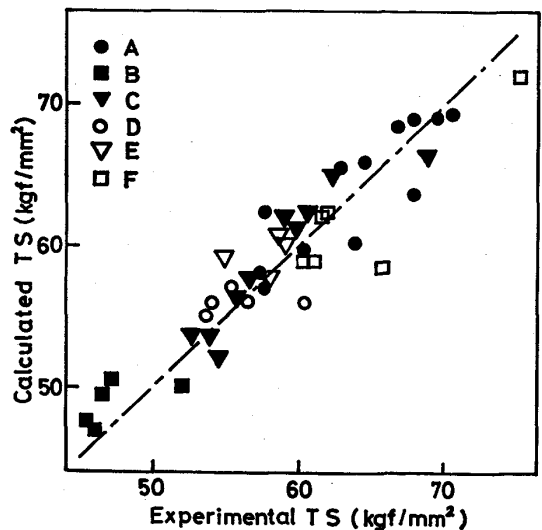


Fig. 13. Relationship between experimental tensile strength and calculated tensile strength.

V_B : ベイナイト体積率 (%)

Si : 添加量 (wt%)

$7\% < V_M + V_B < 18\%$

(2)式からめた計算結果と実測値の関係を Fig. 13 に示したが、相関係数 0.89 と高い相関関係が得られており、(2)式は TS を予測する上で信頼度の高い関係式であることがわかる。ただしこの関係式は V_M と V_B の合計が 7~18%, Si 量が 1.3% 以下という本実験条件においての関係式であり、この範囲を大きく逸脱する場合には補正が必要となる。

5. 結 言

デュアルフェイズ鋼の長所である 0.7 以下の低い降伏比、および 1% 以下の低い降伏点伸びと、フェライト-ベイナイト鋼の長所であるすぐれた伸びフランジ性とを兼備した鋼板を製造するため、機械的性質におよぼす化学成分、巻取温度およびこれらと関係するマイクロ組織の影響を検討し以下の結論を得た。

(1) 0.7 以下の降伏比、および 1% 以下の降伏点伸びを得るためには、少なくとも 2% の体積率のマルテンサイトが必要である。いつばう、すぐれた伸びフランジ性を得るためには、マルテンサイトの体積率を 10% 以下に制御することが必要である。

(2) 引張強さは、 TS (kgf/mm²) = $39.59 + 1.25 (\% V_M) + 0.63 (\% V_B) + 8.8 (\% Si)$ なる関係式で表され、目的の強度に応じて、上述の必要 V_M を確保した上で、ベイナイトを強度上昇に利用した組織構成が、フェライト-ベイナイト-マルテンサイト組織鋼 (Tri-phase 鋼)

の特性を最大限に発揮する組織構成である。

(3) Cr の添加により塗装性の劣化、製造コストの上昇がもたらされるため、C-Si-Mn 鋼にて Tri-phase 鋼を製造することを検討した結果、250°C 以下に巻取温度を下げることにより可能であることを見出した。

文 献

- 1) 例えば M. S. RASHID and G. D. LAWRENCE: SAE paper No. 780138
- 2) 日戸 元, 佐藤泰一, 斎藤 亨, 水井正也, 吉広一秀, 高橋 宏: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1221
- 3) 須藤正俊, 橋本俊一, 細田卓夫, 柴田善一, 平田清: 神戸製鋼技報, 33 (1983) 4, p. 49
- 4) W. E. HEITMANN, R. R. HILSEN, P. L. MANGANON and T. E. MOSS: SAE paper No. 740174
- 5) 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1185
- 6) F. B. PICKERING: Physical Metallurgy and the Design of Steels (1978), p. 60 [Applied Sci. Pub. Ltd.]
- 7) 丸橋茂昭: 日新製鋼技報 (1966) 14, p. 1
- 8) K. J. TRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 944
- 9) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1211
- 10) J. M. RIGSBEE and P. J. VANDER AREND: Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1979), p. 56
- 11) 今村 淳, 古川 敬: 製鉄研究, 289 (1976), p. 11952
- 12) M. SUDO, M. HIGASHI, H. HORI, S. KANBE and Z. SHIBATA: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 820
- 13) A. R. MARDER: Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and B. L. BRAMFITT (1981), p. 145
- 14) S. S. HANSEN and R. R. PRADHAN: 同上, p. 113
- 15) 塚谷一郎, 須藤正俊: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 85