

© 1982 ISIJ

論文

# フェライト-ベイナイト-マルテンサイト組織 (Triphase) 鋼の変形挙動および機械的性質

須藤 正俊\*・岩井 隆房\*

## Deformation Behavior and Mechanical Properties of Ferrite Plus Bainite Plus Martensite (Triphase) Steel

Masatoshi SUDO and Takafusa IWAI

### Synopsis:

The effect of microstructure on the mechanical properties of multi-phase steels has been studied. The amount and nature of low temperature transformation products of the steels are changed through heat treatment and controlled cooling after hot rolling. Ferrite plus bainite steel has a superior stretch-flangeability and fatigue strength, and has an inferior strength-uniform elongation relationship when compared to ferrite plus martensite ("dual phase") steel.

Introducing a small amount of martensite to ferrite plus bainite steel gives rise to a decrease in yield ratio and increase in work hardening rate. The microscopic examination shows that pearlite and martensite particles nucleate cracks easily and that the replacement of pearlite and martensite particles by more ductile bainite particles results in improved ductility and fatigue strength. The stretch-flangeability of the triphase steel is also improved by decreasing martensite particle size. It is concluded that ferrite-bainite-martensite (triphase) steel may be preferred to ferrite-martensite steel in automobile applications.

### 1. 緒 言

近年、自動車の燃費節減のために種々の対策が検討されている。車体軽量化はその最も効果的な対策のひとつである。なかでも、車輪の軽量化は燃費節減にきわめて有効な手段であり、ホイールリム、ディスクへの高強度鋼板の適用が鋭意検討されている。この高強度鋼板としてフェライトとマルテンサイトからなる複合組織鋼板 (Dual Phase 鋼板) が提案されている。この鋼板は低降伏比で強度のわりに全伸びが大きく成形性、形状凍結性が優れている<sup>1)~4)</sup>。しかしながらこの鋼板は伸びフランジ性および疲労強度の面で劣っておりホイールディスクなどへの適用に際しての問題が解消できないでいる。このようなことから著者らは Dual Phase 鋼の特徴である低降伏比、良好な強度-伸びバランスを維持しつつさらに伸びフランジ性を兼備した高強度鋼板の開発を試み、フェライト-ベイナイト組織鋼に、少量のマルテンサイトを導入したフェライト-ベイナイト-マルテンサイト組織鋼 (F+B+M 組織鋼; Triphase 鋼) とすることに

板にて見いだした<sup>5)</sup>。

本研究では F+B+M 組織鋼の変形挙動および伸びフランジ性がすぐれている理由を明らかにするため種々の機械的性質におよぼす第2相の種類、量および形態の影響を特に熱延鋼板を中心に調べた結果について報告する。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試鋼

高周波真空溶解炉により Table 1 に示す化学組成を有する 90 kg の鋼塊を溶製した。ここで No. 3 の鋼は熱処理条件を変えて組織を制御する実験 (熱処理法) に、一方 No. 2, 3, 4, 7, 8 は熱延後の冷却条件を変えて組織を制御する実験 (熱延法) に用いた。

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

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
2	0.04	0.48	1.54	0.003	0.005	0.51	0.035
3	0.05	0.52	1.51	0.003	0.008	0.96	0.020
4	0.06	0.50	1.55	0.012	0.007	1.43	0.029
7	0.06	0.98	1.52	0.003	0.008	1.03	0.015
8	0.06	0.96	1.54	0.005	0.007	1.44	0.026

昭和 56 年 4 月本会議講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 23 日受付 (Received Oct. 23, 1981)

\* (株)神戸製鋼所 中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

2.2 組織調整のための熱処理, 熱延条件

熱処理法に用いた素材は伸びフランジ性を絞り率にて評価するために伸線材を用いた. 25 mm 板厚のスラブから試験片を採取し 10 mmφ に鍛造を行つたのち伸線にて 7 mmφ に仕上げた. 7 mmφ の試料に適切な熱処理条件を行い種々の組織の試料をえた. 各熱処理条件は実験結果とともに示す. 熱延法による場合には Fig. 1 に示す加工熱履歴を採用した. すなわち粗圧延後 25 mm 厚×100 mm 幅×90 mm 長さの小塊を採取した. これを 1200°C×1 h の均熱後 3 パスで 4 mm 厚に仕上げた. 仕上げ温度は 850°C 一定とし, その後の冷却条件を変えることにより低温変態生成物の種類, 量を変化させた.

2.3 確性試験方法

引張試験は伸線材では JIS 14A 号試験片 (標点間距離 25 mm, 平行部の 径 5 mmφ), 熱延板ではスケールかみ込みなどによる表面の影響を除去するために鋼板の両面より 3 mm 厚に研削後 JIS 13 号 B 試験片 (標点間距離 50 mm) を用い, インストロン型万能試験機にて引張速度 10 mm/min で行つた. 伸びフランジ性の評価は伸線材については絞り率により, 鋼板については穴拡げ率および絞り率 (板厚と板幅の変化を測定し求めた) によつた. 絞り率は潜在クラックが存在しない場合の, 一方穴拡げ率は穴打ち抜き時に発生する潜在クラックが存在する場合の変形能を示す指標である. 穴拡げ試験は引張試験片同様 3 mm 厚に平面研削した 60 mm φ の鋼板を打抜穴 10 mmφ, ポンチ径 33 mmφ (30° 円錐), ダイス径 40 mmφ, しわ押え圧 3 t にて試験し次式により穴拡げ率 (λ) を求めた.

$$\lambda(\%) = \{(D - D_0) / D_0\} \times 100 \dots\dots\dots (1)$$

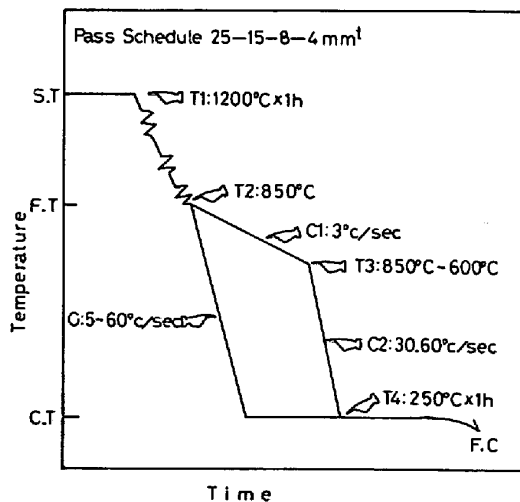


Fig. 1. Laboratory simulation of hot rolling and controlled cooling process.

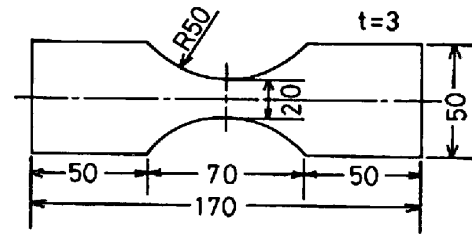


Fig. 2. Fatigue specimen used in this study (dimension in mm).

ここで  $D_0$  は試験前の,  $D$  は試験後のそれぞれ穴径である.

疲労試験は電気油圧サーボ引張圧縮疲労試験機 (繰返し速度 40 Hz) を用い室温大気中で行つた. 試験片は圧延方向に採取したのち平面研削を行い Fig. 2 に示すような形状の片振り引張試験片を用いた.

組織観察は伸線方向, 圧延方向断面を通常は 3% ナイタルにて, また各相の分離には 1% メタ重亜硫酸ナトリウム水溶液 + 4% ピクリン酸<sup>6)</sup> にて腐食して行つた. 後者の腐食液でえた組織を 400 倍にて撮影し, それを転写して定量型テレビジョン顕微鏡にてベイナイト, マルンサイト量の測定を行つた. 透過電顕観察は機械研磨により 100~150 μ 厚にした試料をスパイラル法により -70°C の 10% 硝酸 + メチルアルコール溶液で電解研磨して作製した薄膜を 200 kV 電顕にて行つた. 引張試験後の破面観察およびポイドの発生過程の観察などは走査型電子顕微鏡にて行つた.

3. 実験結果

3.1 引張特性, 極限変形能におよぼす第 2 相の種類の影響

3.1.1 顕微鏡組織

Photo. 1 に供試鋼 No. 2 を熱延後 5, 30, 60°C/s にて等速冷却した試料について通常のナイタルと LEPERA<sup>6)</sup> の液の両腐食液にて腐食した代表的組織を示す. 後者の腐食液によれば F は灰色状, B は茶ないし黒色, M は白色を呈す. これらは以下に述べる電顕観察にて同定した結果と一致する. 5°C/s では少量の M を含む F+M 組織であるが冷却速度が速くなるにつれ B 量が増し 30°C/s では F+B+M 組織, 60°C/s ではほぼ B 単相組織となる. 本実験において観察された B と M が隣接して 1 つの第 2 相をみかけ上形成しているときに, M が B の周辺に存在しフェライトと直接接している場合と, M がおもにベイナイトティックフェライト内に島状に点状に存在している場合とがある. これらと同時に独立した M が存在する. 第 2 相の代表的存在例を Fig. 3 に模式図的に示した. B, M の形態は未変態 γ 粒の大きさ, 炭素など

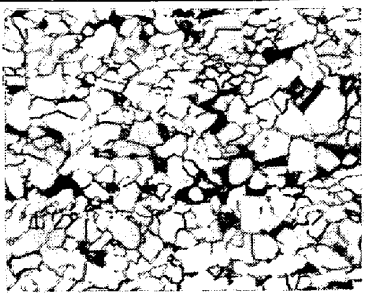
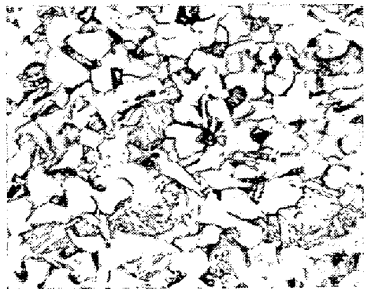
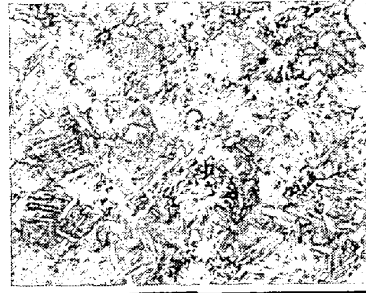
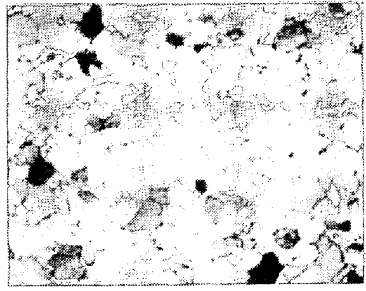
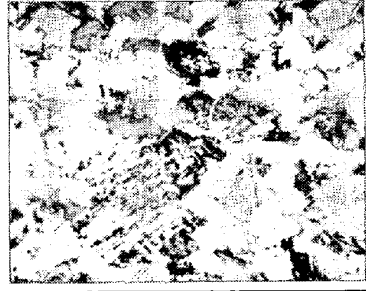

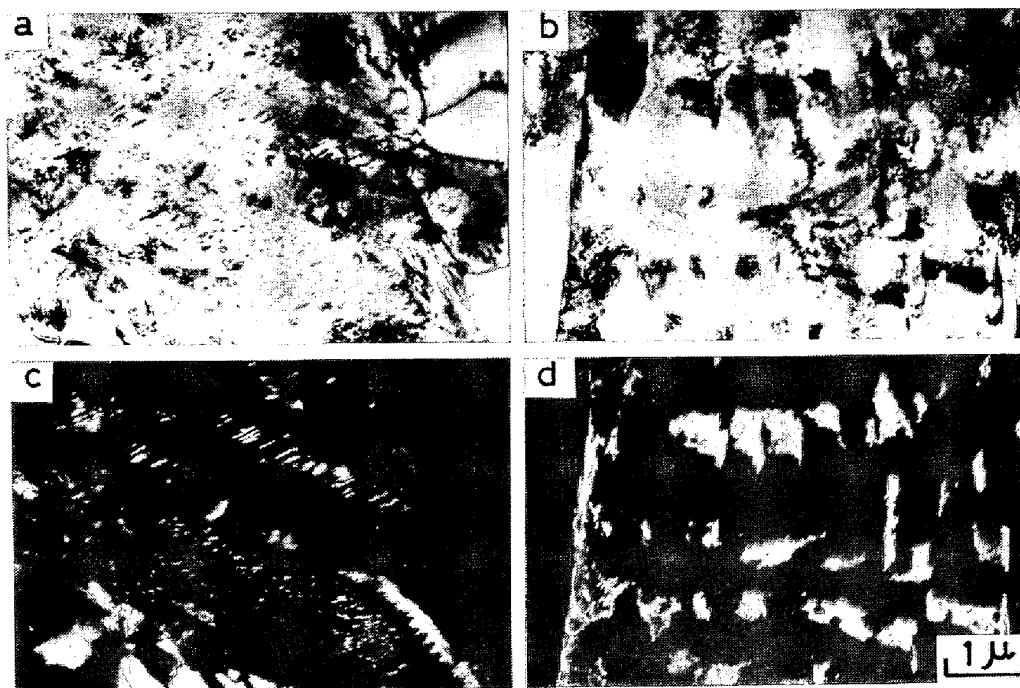
Specimen Etchant	F + M (5°C/sec)	F + B + M (30°C/sec)	B(+F) (60°C/sec)
3% Nital			
Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> 4% Picric Acid			

Photo. 1. Variations in microstructures of steel No. 2 as a function of cooling rate after hot rolling.



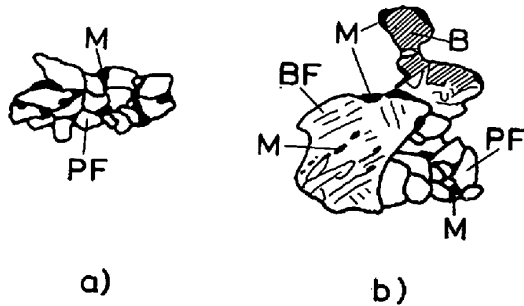
a) shows a bright-field micrograph of bainite containing carbide and twinned martensite. (cooling rate : about 30°C/s), b) shows a bright-field micrograph of martensites dispersed in bainite.. (cooling rate : about 45°C/s), c) is a dark-field micrograph of carbides in bainite and of transformed twins in martensite in Photo. 2 a) using precipitates and twins spots. d) is a dark-field micrograph of martensite in Photo. 2 b).

Photo. 2. Transmission micrographs of steel No. 2 which were hot rolled and cooled at various cooling rate.

溶質元素の濃縮度、冷却速度などにより影響を受ける。特に前2者の影響が大きく、平衡論的には未変態 $\gamma$ 粒の小さいほど $\gamma$ 中の炭素濃度は大きい<sup>7)</sup>。この意味において未変態 $\gamma$ 粒が大きくなるにつれ変態後の組織はマルテンサイト→下部ベイナイト→上部ベイナイトに変化する

ものと考えられる。ベイナイトとマルテンサイトが共存する代表的な透過電顕観察例を Photo. 2 に示す。

Photo. 2 a) は下部ベイナイトに隣接して(双晶を含む)マルテンサイトが分散している例、b) はベイナイト組織内にマルテンサイトが分散している例である。



PF : Polygonal Ferrite, BF : Bainitic Ferrite, B : Bainite, M : Martensite

Fig. 3. Schematic illustration of typical microstructures of F+M and F+B+M steels.

c) は a) のベイナイト内にあるセメントタイトの斑点による暗視野像, d) は b) のマルテンサイト斑点による暗視野像である。ただし写真 c) においては炭化物以外の斑点による暗視野像も含んでいる。c) の下側にある明るい部分はフェライト地で、そのすぐ上に右下に向かって細かく分散している反転像はベイナイト内の炭化物、その(右)上側にそれよりやや広い間隔で並んでいるのはマルテンサイト内の変態双晶である。マルテンサイトが独立する場合についても電顕観察を行った。写真は省略するが、マルテンサイトの量が多い場合には大半がラスマルテンサイトであり、双晶マルテンサイトは炭素量の未変態 $\gamma$ への濃縮が十分に起こる場合に生成される。したがって徐冷された場合に生成されやすく、マルテンサイト径が小さいときが多い。

なお上部ベイナイトのフェライトラス間隙に薄い膜状に残留オーステナイトが生成している例もあつた。

3-1-2 引張特性

Fig. 4 から明らかなように F+M 組織鋼は同一 TS

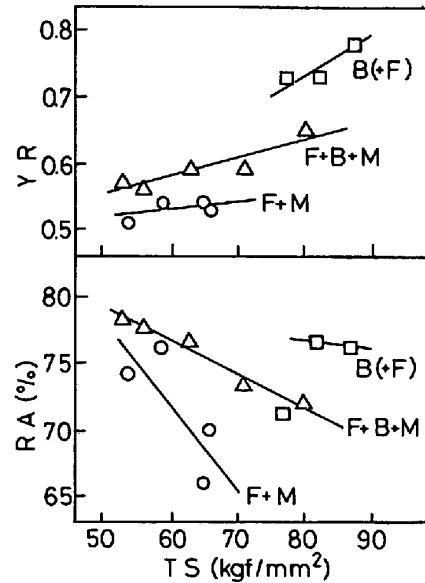


Fig. 4. Effects of microstructures on the mechanical properties of steel No. 2, 3, 4, 7 and 8 as hot-rolled and controlled cooled state.

で比較するとともに降伏比が低く、RA は最小である。これに対して B(+F) 鋼は高降伏比で、高 RA となつている。これに対し F+B+M 鋼は低降伏比で伸びフランジ性のすぐれた鋼板である。本結果は冷延鋼板においてえられた結果<sup>5)</sup>と同一傾向にある。ただし熱延法のため冷延板にくらべて、フェライトから未変態 $\gamma$ 粒へのCの濃縮も十分でなく若干高降伏比となつている。また RA も B(+F) にくらべて低い値になつている。この点については F, B, M の割合を最適にすれば低降伏比となり F+M 鋼と同一降伏比となることを以下に示す。

Table 2. Hot rolling conditions and microstructural analysis of steel No. 3.

No.	Hot rolling condition	Volume fraction (%)			Vickers hardness (2g)		
		F	B	M	F	B	M
3A	T2 : 850 $\xrightarrow{60^\circ\text{C/s}}$ T4 : 250°C X 1h F.C	16	83	1	—	—	—
3B	T2 : 850 $\xrightarrow{3^\circ\text{C/s}}$ T3 : 820°C $\xrightarrow{60^\circ\text{C/s}}$	34	63	3	219	366	—
3C	T2 : 840 $\xrightarrow{30^\circ\text{C/s}}$	59	38	3	184	339 (238)*	470
3D	T2 : 850 $\xrightarrow{3^\circ\text{C/s}}$ T3 : 820°C $\xrightarrow{30^\circ\text{C/s}}$	78	18	4	—	—	—
3E	T2 : 860 $\xrightarrow{10^\circ\text{C/s}}$	83	14	3	—	—	—
3F	T2 : 850 $\xrightarrow{5^\circ\text{C/s}}$	85	11	5	161	358 (225)*	470
3G	T2 : 850 $\xrightarrow{3^\circ\text{C/s}}$ T3 : 700°C $\xrightarrow{60^\circ\text{C/s}}$	85	6	9	—	—	—
3H	T : 850 $\xrightarrow{3^\circ\text{C/s}}$ T : 600°C $\xrightarrow{60^\circ\text{C/s}}$	88	1	11	150	—	490

\* Hardness of bainitic ferrite

### 3.2 F+B+M 組織鋼の機械的性質におよぼす B 量の影響

#### 3.2.1 顕微鏡組織

本節に用いた供試鋼は No. 3 である。Fig. 1 に示した熱延法の種々の冷却パターンにより B 量を変えた。その時の熱延条件および得られた組織構成をまとめて Table 2 に示す。B 量は 1~83%、M 量は 1~11% の範囲にある 8 種類の試料を各試験に供した。試験片 No. 3 A~H の順に B 量は減少し、M 量は No. 3 F から急増する。またフェライト粒径は No. 3 C で若干小さいものの No. 3 D~H ではほとんど変わらなかった。本来ならば M 量を一定にして B 量を変えることが望ましいが、組織の調整が困難であった。

#### 3.2.2 引張特性, 伸びフランジ性

Fig. 5 に F+B+M 組織中の B 量と引張特性との関係を示す。Fig. 5 に記したすべての試験片において熱延まで降伏点伸びはみられなかった。B 量の減少にともない YS, TS など強度は減少し、El,  $n$  値など延性は増加する。この関係は B 量だけの影響ではなくむしろ B+M 量、すなわち低温変態生成物量が減少していることも影響している。一方 YR は B 量が 1~20% までほとんど変化なく 0.54 前後の低 YR であることがわかる。この時の M 量は Table 2 から明らかなように 3~10% であり、この値は従来の Dual Phase 鋼の最適範囲にある<sup>4)</sup>。すなわち 20% 以下の B 量を含む F+B+M 組織鋼の YR は B および M 量が最適範囲にあれば

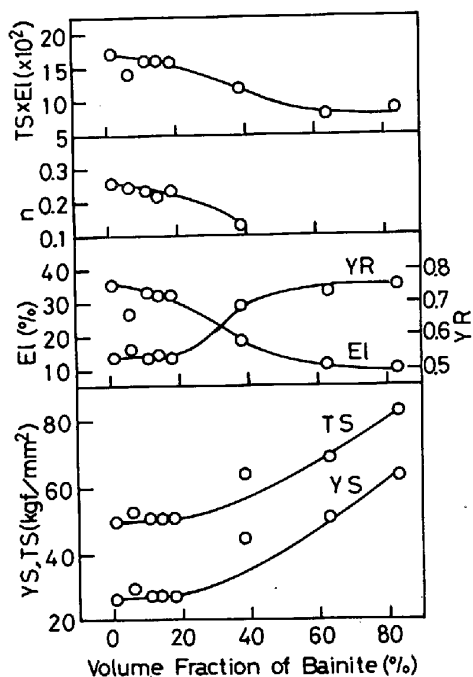


Fig. 5. Effect of volume fraction of bainite on the mechanical properties of steel No. 3.

+M組織鋼の YR と何ら違いのないことが本実験例から明らかである。しかし Fig. 5 および Table 2 から明らかなように M 量が同じでも B 量が 20% 以上ではその量の増加にともない YR は高くなる。このように 40% 以下、好ましくは 20% 以下の B 量を含む F+B+M 組織鋼の引張特性、特に YR、強度延性バランスなどは従来の Dual Phase 鋼と比較して遜色のないことが明らかである。

これまでではすべて Dual Phase 鋼との対比で降伏比の良否を論じてきたが、用途によっては逆に降伏比が適当に高いことが望ましい場合もあるので注意しなければならない。Triphase 鋼は B および M 量を適切に制御し要求特性に応じた降伏比がえられることが Fig. 4 から明らかである。

次に伸びフランジ性の指標となる穴拡げ率 ( $\lambda$ ) および絞り率 (RA) と B 量との関係を Fig. 6 に示す。 $\lambda$  は B 量の増加にともない向上し、11% で最高となりその後は急激に減少する。一方 RA は B 量 10~20% で最高となりその後 60% までは徐々に、80% では急激に減少する。 $\lambda$  の傾向が RA に比べ急激に減少する理由は打抜き時に発生する潜在クラックおよび穴ふち近傍の加工硬化などによると考えられる<sup>8)</sup>。いずれにせよ伸びフランジ性と B 量との関係は B 量が 5~50%、特に 10~20% の範囲において最も良好であることがわかる。本結果を前述の引張特性とあわせて考えた場合、B 量 20% までは TS がほとんど変わらないにもかかわらず伸びフランジ性は B 量とともに大幅に改善されている。このことは第 2 相の種類および存在状態 (量, 大きさ) が寄与していると考えられる。すなわち低温変態生成物の量が約 20% である時、M 単相ではなく B+M にすることにより伸びフランジ性は改善され Fig. 4 に示した F+B+M 鋼よりもすぐれた値を示す。しかも引張特性値はほぼ一定である。

B 量が増すにつれて  $\lambda$ , RA は低下するが、同一 TS

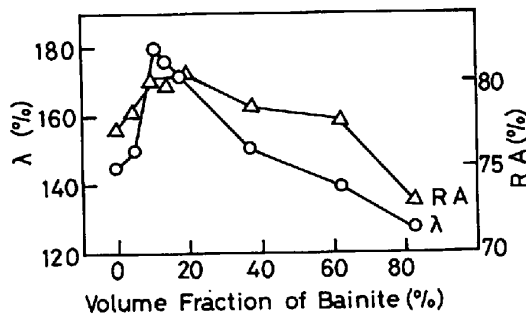


Fig. 6. Effect of volume fraction of bainite on the hole expanding limit ( $\lambda$ ) and reduction of area (RA) of steel No. 3.

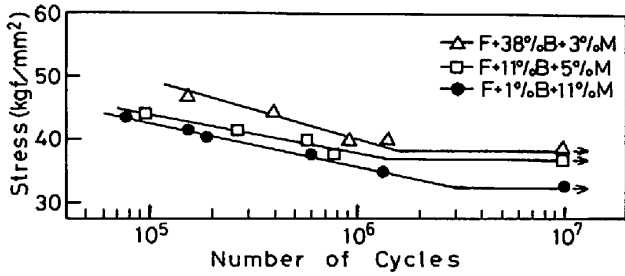


Fig. 7. Effect of microstructures on the fatigue strength of steel No. 3.

と比較すると B 組織鋼あるいは F+B+M 組織鋼の方が他組織鋼にくらべて極限変形能はすぐれていることはすでに報告した<sup>5)18)</sup>。

3.2.3 疲労特性

Fig. 7 に B 量を最適範囲で変えた No. 3 C, F, H の S-N 曲線を示す。耐久限は No. 3 C, F, H の試料についてそれぞれ 37.5, 37.0, 32.4 kgf/mm<sup>2</sup>であり、B 量の増加とともに上昇しており一応静的強度に比例して疲労強度も高くなる傾向を示している。しかし伸びフランジ性が最も優れた組織構成を示す No. 3 F の耐久限は静的強度が No. 3 H とほとんど変わらないにもかかわらず高く、むしろ静的強度が 10 kgf/mm<sup>2</sup> 以上も異なる No. 3 C の耐久限に近く、Triphase 鋼は伸びフランジ性のみならず疲労強度もすぐれていることがわかる。

4. 考 察

以上のように最適組織構成範囲内にある F+B+M 組織鋼の各種機械的性質は F+M (Dual Phase) 組織鋼に比べ優れていることがわかった。この組織鋼の特徴は F+M 組織鋼の長所を維持しながら特に伸びフランジ性、疲労強度および本報では記述しなかつたが靱性の改善にあると言える。ここではまず種々の割合を有する F+B+M および F+M 組織鋼の引張試験における変形挙動、ポイド発生など延性破壊過程について検討したのち、伸びフランジ性が改善される理由について考察する。

4.1 F+B+M 組織鋼の変形挙動

Table 2 に示した B, M 量の異なる代表的 4 試料 No. 3 B, C, F, H を選び変形挙動を調べた。加工硬化率 ( $d\sigma/d\epsilon$ ) および  $n$  値を次のようにして求めた。 $d\sigma/d\epsilon$  を各歪みごとに求めるために、まず各測定値を用いて真応力-真歪み関係式を多項回帰式により求める。

$$\ln \sigma = a_0 + a_1 \ln \epsilon + \dots + a_6 (\ln \epsilon)^6 \dots \dots \dots (2)$$

実測値と計算値は 1 対 1 の対応にあることを確認した。本式にもとづいて  $d\sigma/d\epsilon$  および  $n$  値  $d(\ln \sigma)/d(\ln \epsilon)$

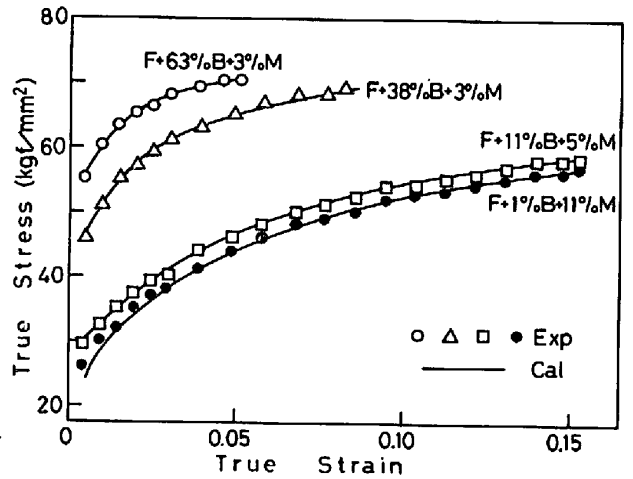


Fig. 8. True strain-true stress curves for steel No. 3. (Comparison between the experimental data and the prediction based on equation (2)).

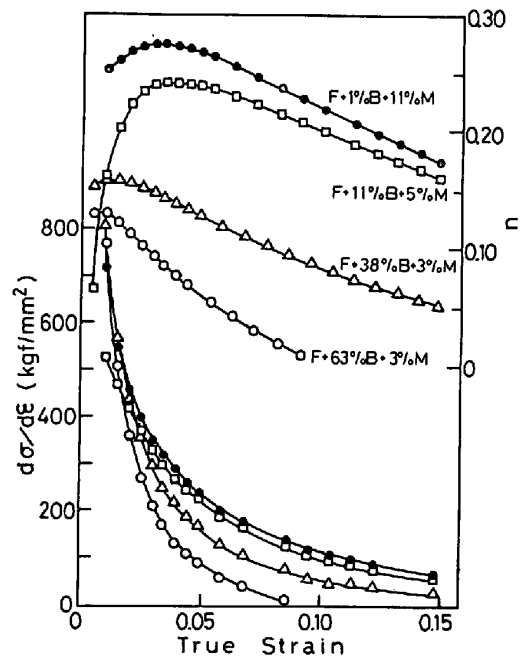


Fig. 9. Work hardening rate ( $d\sigma/d\epsilon$ ) and  $n$  value as a function of true strain for steel No. 3.

を求めた。ただし  $\sigma = K \cdot \epsilon^n$  の  $n$  および  $K$  が  $\epsilon$  の関数であるとして  $n$  値を計算した。

Fig. 8 に各試験片の応力-歪み曲線を示す。実測値を点で計算値を実線にて示した。両者は良く一致していることがわかる。B 量が減少するにつれて低強度高延性になるとともに F+M (No. 3 H) と F+B+M 組織鋼 (No. 3 F) はほぼ同じ応力-歪み曲線をとるようになる。Fig. 9 に真歪みと加工硬化率および  $n$  値との関係を示す。加工硬化率は低歪み域にて急減し、その後減少量はゆるやかになる。B 量が増すにつれて加工硬化率は小さくなり、その傾向は高歪み側にてより顕著となる。しかしながら F+11%B+M は F+M 組織鋼とほ

Table 3. Heat treatment and microstructural analysis of steel No. 3.

No.	Heat treatment	Ferrite (%)	Bainite (%)	Martensite (%)	F G S* ( $\mu$ )	M P S** ( $\mu$ )
3 I	900°C×10min $\xrightarrow{\text{A.C}}$ 400°C×10min A.C	79	14	7	12.4	2.8
3 J	900°C×10min $\xrightarrow{\text{A.C}}$ 700°C×10min A.C	87	—	13	15.6	5.8

\* Ferrite grain size    \*\* Martensite particle size

Table 4. Mechanical properties of steel 3I and 3J (Specimen JIS 14A).

No.	YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	E1 (%)	YPE (%)	YR	TS/EL	n	RA (%)
3 I	24.3	54.7	34.1	0	0.445	1864	0.222	68.9
3 J	24.4	55.2	33.1	0	0.442	1826	0.239	61.0

は同一挙動である。n 値の最大値は F+M が最大、F+B+M がそれに続き、B+F 組織鋼はそれらの半分以下と小さい。最大 n 値を示す歪み量は組織に依存し、フェライト量が少ないほど小さく、B+F では 0.01、F+B+M 組織鋼では 0.03~0.04 にある。n 値が最大に達するまでの歪み域はフェライト相のみが変形している領域にはば相当すると考えられる。

歪み量 0.01 までの測定精度に若干の問題があるが、F+B+M と F+M 組織鋼においては n 値が最大値に達するまでの範囲において高 n 値であることが特徴である。また両者の n 値の差もこの領域において大きく、その後歪み量が増すにつれ両者の値は漸近する。フェライト相のみが変形していると想定される歪み域において F+M 組織鋼の n 値が最高となる理由として次のことが挙げられる。

- ①フェライト相の純化による高 n 値化<sup>9)</sup>
- ②残留オーステナイトのマルテンサイト変態による高 n 値化<sup>10)11)</sup>
- ③降伏点伸びの消滅<sup>10)</sup>

F+B+M 組織鋼の n 値が F+M 鋼のそれより明らかに小さい理由について考察する。②の残留オーステナイトを X 線測定した結果両者は約 1.1% で一致している、③の降伏点伸びはともに消滅している、のでこの項は除外しうる。したがって①のフェライト相の純化、あるいは他の因子、たとえば④フェライト粒径の差に理由を求めなければならない。しかし④のフェライト粒径も有意差はなく説明しえない。γ 域から徐冷する過程においてフェライト中に存在する炭素は未変態 γ 中へ濃縮され、γ は安定化することからマルテンサイト化しやすくなるとともにフェライト中の炭素量は減少することを内部摩擦により確認した<sup>9)</sup>。本例においてはフェライト中の固溶炭素量を測定していないが、600°C までの冷却速度は F+M 鋼 (3°C/s) よりも F+B+M 鋼 (5°C/s) の方

が速く、Table 2 に示すようにフェライト硬度が高いためから F+B+M 鋼のフェライト中の固溶炭素量および炭化物の量が F+M 鋼のそれよりも高い可能性がある。このことも n 値低下の原因のひとつとなりうる。

さらにフェライト相のみが変形するさいにも分散強化鋼の場合と同様に硬質相周辺での応力集中、あるいは硬質相とフェライト相を自由に變形させるとき生じる不適合部分を埋めるために局所的な塑性変形が生じることによる転位密度増加<sup>12)</sup>などの程度がマルテンサイトとペイナイトいにかえればフェライトと硬質相の硬度比の相違に依存<sup>13)</sup>する可能性もある。これも n 値に差が生じた原因のひとつとなりうる。

4.2 F+B+M 組織鋼の伸びフランジ性が向上する理由

F+B+M 鋼の伸びフランジ性が向上する理由を明らかにするために最高荷重点以降の引張変形の進行にともなう延性破壊過程を F+M 鋼と比較検討した。供試鋼は前節同様 No. 3 であり、延性破壊過程を定量的に解析するために 7mmφ の伸線材を用いた。素材から所望の組織を得るために用いた熱処理および得られた組織要因をまとめて Table 3 に示す。また引張特性を Table 4 に示す。両組織鋼の組織構成は前節の No. 3 F, H にほぼ似た状態にある。フェライト粒径およびマルテンサイト粒径は No. 3 J の方が若干大きい。一方両組織鋼の引張特性は Table 4 から YR、強度伸びバランスはほとんど変わらないが n 値は J が、RA は I が優れており、このことはこれまでに述べてきた実験結果と一致する。

次に引張破断後の試験片を用いて両組織鋼の延性破壊過程を調べた。ポイド発生段階の歪みを定量的に決定するために試験片の縦断面を中心軸を含むように正確に切断する必要がある。実際には困難であるためここでは投影器にて 20 倍に拡大し、破断面から X の位置での歪み  $\epsilon_x$  を次式により求めた。

$$\epsilon_x = \ln(D_0/D_x)^2 \dots\dots\dots (7)$$

ここで  $D_0$  は試験前の、 $D_x$  は破断後の破面からの距離 X におけるそれぞれ試験片の直径である。このようにして求めた X による歪み変化を Fig. 10 に示す。破面での歪み量は F+B+M 鋼の方が F+M 鋼より大きく、

破面から離れるにつれて漸近し、3 mm 以上離れると差はなくなる。この結果は F+B+M 鋼の RA が高いことと一致する。またポイド発生歪み量を SEM 観察により求めた結果、F+B+M 鋼で 0.25、F+M 鋼で 0.20 と両者の差は小さい。

次に歪みにともなうポイドの発生状況、組織の変化を SEM により観察した。その結果を Photo. 3 に示す。ポイドの発生数は歪み量によらず F+M 鋼の方が圧倒的に多く、M の破壊および F と M との界面のはくりによ

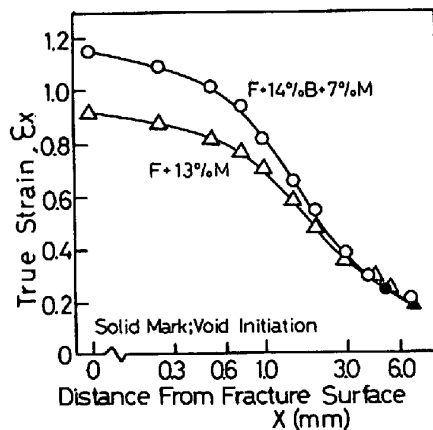


Fig. 10. True strain,  $\epsilon_x$ , as a function of the distance from fracture surface for steel No. 3.

り生じている。一方 F+B+M 鋼においては M の破壊はほとんどなく、主に低温変態生成物と F との界面のはくりによりポイドが発生している。F+B+M 鋼において M の破壊が生じていないことは Photo. 4 に示す破面観察結果から明らかである。すなわちマルテンサイトの破壊に起因すると考えられるへき開破面が F+M 鋼にはみられるのに対し、F+B+M 鋼ではそれがみられない。

以上のような挙動はまず B と M の変形挙動の差から説明しうる。本実験においてえられた B の大部分は I 型に属し、II, III 型あるいはマルテンサイトにくらべて軟質 (Table 2) である。このため Photo. 4 に示したように B はフェライト地とほぼ同一変形をうけ<sup>18)</sup>、ポイド発生の数もきわめて少なくなる。これに対し M は硬質なため F の変形に追従できず M の破壊あるいは界面のはくりが生じることになる。

両組織鋼とともに M が存在しながら、F+M 鋼にのみ M の破壊によるへき開破面が観察 (Photo. 4) された理由は何か。M 量の多少も原因のひとつであるが、へき開破面の有無、ポイド発生量の顕著な違いを説明するには不十分である。そこで M の存在状態の影響を調べた。両組織鋼の M の面積分布をはかり、円に換算した時の直径

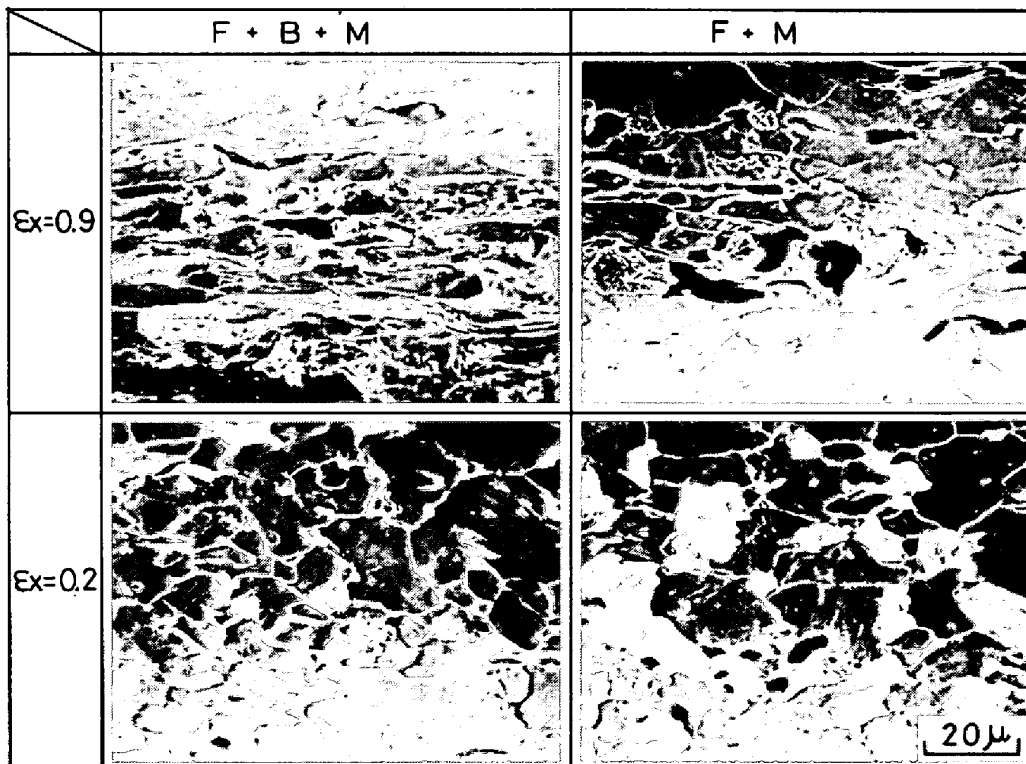
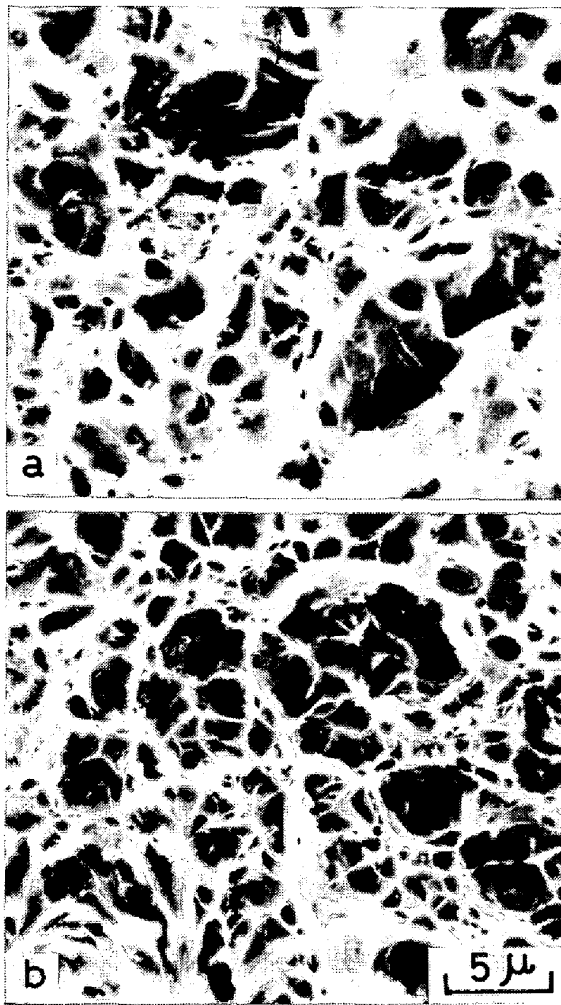


Photo. 3. Scanning electron micrographs of steel No. 3 showing the void formation. The density of voids is much higher in ferrite-martensite steel than ferrite-bainite-martensite steel. Voids are formed mainly due to the splitting of the ferrite-martensite (and bainite) boundaries and partially due to the cracking of martensite particles.





a) ferrite-martensite steel shows a mixed type of surface which is composed of dimpled and of cleavage fractured surface. b) ferrite-bainite-martensite steel shows a heavily dimpled surface.

Photo. 4. Scanning electron micrographs of steel No. 3.

の分布を求めた結果を Fig. 11 に示す。F+B+M 鋼のM径は小さく 6.6 μ 以上のものはほとんど存在しないのに対し、F+M 鋼では 6.6 μ 以上のものも多い。大きな硬質相が存在すると延性破壊が起きやすくなることは良く知られている<sup>9)5)</sup>。本例においても F+B+M 鋼のM量が少ないと同時に微細であることにより極限変形能が改善されたと解釈される。

本解釈によれば、Fig. 6 において F+M 鋼のMの一部をBに置換した F+B+M 鋼の RA が 10~20% B において最高となる理由は次のように説明する。第1にマルテンサイトの一部をより軟質なBに置換したこと、第2にマルテンサイトがより微細に分散していること、によりマルテンサイト界面での離れ、マルテンサイト自体の割れによるポイド発生頻度が急減し、極限変形能、伸びフランジ性が向上する。ベイナイト量が多くなると高強度化しそれに従いλが低下する<sup>9)</sup>。

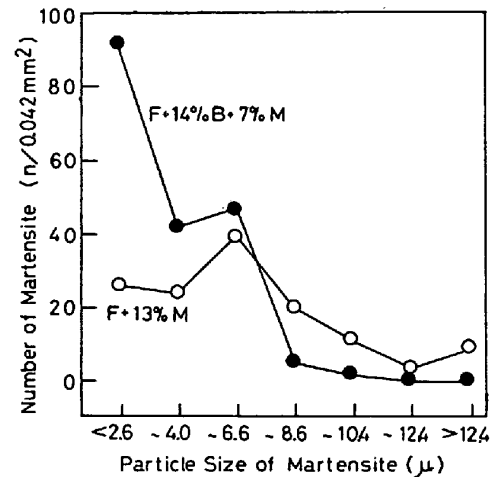


Fig. 11. Particle size distribution of martensite in steel No. 3.

なお疲労に関する検討は次報にて行う。

### 5. 結 言

低炭素鋼の機械的性質におよぼすマルテンサイトおよびベイナイトの量、種類の影響を調べ以下の結果がえられた。

(1) B+F 鋼のB量を減少し、かつMを少量導入することにより、伸びおよびn値は向上し、低降伏比となり、F+M 鋼に匹敵するようになる。低歪み域における高n値はフェライトの純化にも起因する。

(2) 極限変形能、伸びフランジ性も F+B+M (Triphase) 鋼が F+M 鋼よりもすぐれている。F+M 鋼ではMの境界でポイドが発生しやすいのに対し、Triphase 鋼ではBの境界でのポイド発生がほとんどなく、しかもMが微細化しポイドが発生しにくいいため極限変形能が向上する。

(3) 疲労特性も Triphase 鋼の方が F+M 鋼よりもすぐれている。

(4) Triphase 鋼の組織を本実験範囲内では、F-10~20%B-3~5%M 組織にしたときに、形状凍結性 (低降伏比)、張出し性 (高伸び値)、伸びフランジ性および疲労特性のすべての面において最高の特性を兼備した鋼板がえられることを明らかにした。

おわりに、実験遂行に際し御協力いただいた当研究所近藤亘生氏、堀広己氏に深く感謝します。

### 文 献

- 1) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Proceedings of Micro Alloying, 75 (1975), p. 78
- 2) T. MATSUOKA and K. YAMAMORI: Met. Trans., 6A (1975), p. 1613
- 3) M. S. RASHID: SAE Paper 760206 (1976) and 770211 (1977)

- 4) 大橋延夫, 高橋 功, 橋口耕一: 塑性と加工, 17 (1976), p. 883
- 5) M. SUDO, M. HIGASHI, H. HORI, T. IWAI, S. KANBE, and Z. SHIBATA: Trans. ISIJ, 21 (1981), p.
- 6) F. S. LEPERA: J. Metals (1980) 3, p. 38
- 7) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1590
- 8) 細野和典, 中川威雄, 吉田清太: 塑性と加工, 9 (1968-9), p. 637
- 9) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 41
- 10) J. M. RIGSBEE and P. J. V. AREND: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Proceedings of a Symposium, TMS-AIME Fall meeting, ed. by A. T. DAVENPORT (1977) Chiago, p. 167
- 11) A. R. MARDER: 文献 10) の p. 87
- 12) H. FISCHMEISTER and B. KARLSSON: Z. Metallk., 68 (1977), p. 311
- 13) T. TAMURA and Y. TOMOTA: Mechanical Behavior of Materials, 2 (1974), p. 105
- 14) 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 657, 鉄と鋼, 67 (1981), p. 439
- 15) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 21 (1970), p. 399
- 16) T. OKI, Z. SHIBATA, and M. SUDO: SAE Paper 810030 (1981)
- 17) 邦武立郎: 熱処理, 12 (1972) 2, p. 94
- 18) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, 68 (1982) 9, p. 1211